

НАУКОВІ НОТАТКИ

**Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Технічні науки»)**

**Випуск 54
(квітень-червень)
2016**

Луцьк 2016

ЗМІСТ

Зміст	4
Андрейків О. Є., Скальський В. Р., Долінська І. Я., Лисик А. Р. Реологічна модель локальної зони передруйнування біля тріщини в тонкостінних елементах конструкцій за дії корозійного середовища і підвищених температур.....	10
Андрущак І. Є., Кристюк Є. В., Парій Д. Ю., Цьось С. О. Інноваційні технології якісного аналізу системи імунітету на основі класифікаційних правил.....	15
Баглюк Г.А., Безимяний Ю.Г., Колесніков А.Н., Талько О.В., Шишкіна Ю.О. Вплив технологічної схеми виготовлення на характер анізотропії і пружні властивості гарячештампованих порошкових алюмоматричних композитів.....	20
Барановський Д. І., Кузьмов А. В., Штерн М. Б. Дослідження втрати стійкості при спіканні багат шарових керамічних конденсаторів внаслідок агломерації нанодисперсного порошку нікелю.....	28
Бейгельзімер Я. Ю., Кулагін Р. Ю., Yajun J. Zhao, Laszlo S. Toth, Штерн М. Б. Моделювання деформації і розподілу густини при крученні під тиском попередньо скомпактірованих порошкових матеріалів.....	33
Берладір Х. В., Дядюра К. О., Шаповалов С. П., Руденко П. В. Розробка математичної моделі структурованого композитного матеріалу з наповнювачами різної природи.....	41
Белоконь Ю. О. Моделювання деформаційних і реологічних параметрів синтезу інтерметалідних сплавів в умовах СВС-пресування.....	44
Божко Т. Є., Гальчук Т. Н., Сичук В. А. Впровадження засобів САПР у навчальному процесі в Луцькому національному технічному університеті.....	49
Валецький Б.П. Транспортне обладнання гнучких виробничих систем пакування.....	53
Виноградова О. П. Дослідження інтенсивності зношування бурового інструменту за характером руйнування матриці композиційного алмазовмісного матеріалу.....	59
Войтік Т. Г., Полстасєв Г. С., Яценко С. А. Метод знаходження раціональних функцій з полюсами із різних напівплощин по рівнянню з правильно факторизуємим коефіцієнтом.....	65
Волошин В. А., Греділь М. І., Штойко І. П., Никифорчин Г. М. Корозійно-водневий чинник втомного руйнування газопровідної сталі.....	71
Гальчук Т. Н., Божко Т. Є. Дослідження властивостей порошоків отриманих із стружкових відходів машинобудування.....	77
Грабар І. Г. Макромодель взаємодії атомів легуючих елементів з матрицею.....	83
Гулієва Н. М. Порівняльна характеристика пористих фільтрувальних матеріалів щодо показників якості очищення питної води.....	89
Дівеєв Б. М., Бутитер І. Б., Вельган І. В. Визначення дисипативних характеристик шаруватих елементів асиметричної структури.....	94
Дівеєв Б. М., Горбай О. З., Парашук Д. Л., Сава Р. В. Оптимальне проектування динамічних гасників коливань при вузькочастотному збуренні.....	99
Добротвор І. Г., Стухляк Д. П. Моделювання кінетики меж коміркових структур композитних матеріалів.....	106
Дробот О.С., Підгайчук С.Я., Яворська Н.М. Розробка заходів для підвищення зносостійкості орієнтованих карбопластиків.....	111
Дудніков А. А., Біловод А. І., Дудник В. В., Канівець А. В. Підвищення довговічності бронзових деталей машин вібраційно-зміцнюючою обробкою.....	116
Єфременко В. Г., Чабак Ю. Г., Зайчук Н. П., Федун В. І. Абразивна зносостійкість білого легованого чавуну, підданого поверхневому плазмовому загартуванню.....	120
Жигуц Ю. Ю., Курітник І. П., Кляп М. М. Методика термохімічних розрахунків для встановлення складу екзотермічних шихт.....	125
Жигуц Ю. Ю., Лазар В. Ф., Скиба Ю. Ю. Нові технології синтезу ніхардів металотермічними методами.....	130
Зубовецька Н. Т., Полінкевич Р. М., Редько Р. Г., Склярів Р. А. Теоретичне дослідження механізму демпфування в шарах мащення газогідравлічних інерційних підшипників.....	135
Івасенко І. Б., Посувайло В. М., Студент М. М., Веселівська Г. Г., Сірак Я. Я., Коваль Ю. М., Імбірович Н. Ю. Вплив мікроструктури на корозійні пошкодження поверхні едп з дроту	141

Al-Mn у вихідному стані та з плазмо-електролітними покриттями.....	
Кашицький В. П., Савчук П. П. Сучасні тенденції застосування методів інтенсифікації процесів структурування композитів на основі реакційноздатних полімерів.....	146
Кошелюк В. А. Визначення параметрів тріщиностійкості термопружності анізотропних елементів на основі модифікованого МСЕ.....	151
Кречковська Г. В., Студент О. З., Гребенчак Ю. М. Вплив експлуатаційної деградації сталі 34ХНЗМ на механізм її втомного руйнування за припорогової швидкості росту тріщини.....	158
Кречковська Г. В., Ярема Р. Я., Студент О. З., Бас В. Р., Бабій Л. О., Долінська І. Я. Фрактографічні особливості руйнування високоміцного чавунного литва за високотемпературних умов експлуатації.....	161
Крутий Ю. С., Сур'янінов М. Г. Чисельна реалізація аналітичного розв'язку задачі про вільні коливання прямокутної пластини, що лежить на змінній пружній основі.....	167
Куц Ю. В., Повстяной О. Ю., Імбірович Н. Ю. Обґрунтування вибору методу нанесення захисного покриття на деталях конструкційного призначення з порошків, які отримані з відходів промислового виробництва.....	172
Ліснічук А. Є., Силованюк В. П., Юхим Р. Я. Розрахункова модель міцності та тріщиностійкості фібро бетону.....	180
Люшук О. М., Савчук П. П., Кашицький В. П. Властивості епоксикомпозитних матеріалів наповнених скло– та базальтовим волокном.....	187
Майстренко А. Л., Сизоненко О. М., Олійник Н. О., Базалій Г. А., Торпаков А. С., Липян Є. В. Прогнозування ефективності застосування фізичних методів для розкриття продуктів синтезу алмазу.....	193
Малець В. М. Розробка технології обробки зовнішніми енергетичними полями епоксикомпозитів наповнених високодисперсними частинками заліза.....	198
Маслюк В. А., Баглюк Г. А., Карайчук Е. С., Підпригора М. І. Вплив добавок бориду нікелю на структуру та властивості спеченого сплаву залізо-високовуглецевий ферохром.....	203
Мащенко В. А. Відбивання та збудження акустичних хвиль на межі рідини і пружного середовища з від'ємним коефіцієнтом Пуассона.....	209
Мельничук М. Д., Скуба В. М., Гусачук Д. А., Лисюк П. О. Розробка монолітного теплоізоляційного матеріалу на основі спученого перліту.....	214
Мініцький А.В., Сосновський Л.О., Лобода П.І. Допресовка брикетів із сумішей на основі порошку заліза.....	220
Михайлов О. В., Картузов Е. В. Моделювання процесу ударного впливу на захисну конструкцію, що містить амортизуючий шар з гранул спіненого алюмінію.....	225
Пастернак В. В. Аналітична апроксимація даних комп'ютерно-імітаційного моделювання заповнення прес-форм частками різної форми.....	230
Петраков Ю. В., Шуплєцов Д. К. Імітаційне моделювання корекції формоутворення при контурному фрезеруванні.....	235
Петросян Г. Л., Карапетян А. К. Особливості обліку початкової дрібної пористості в шийці розтягнутого круглого зразка.....	241
Повстяной О. Ю., Рудь В. Д. Визначення розподілу густини пористого проникного циліндра за радіусом при радіально-ізостатичному пресуванні.....	246
Ройк Т. А., Віцюк Ю. Ю. Вплив технології виготовлення на властивості нікелевих композиційних антифрикційних матеріалів для друкарських машин.....	253
Рудь В. Д., Савюк І. В., Самчук Л. М., Повстяна Ю. С. Перспективи використання відходів машинобудування в якості вихідних матеріалів для виготовлення сталевих виливків.....	258
Рудь В. Д., Христинець Н. А. Етапи формування градієнтних матеріалів з порошків сапоніту та шлему нержавіючої сталі методом вібросегрегації.....	262
Савуляк В. В., Писаренко В. Г., Мордач Р. О., Мордач М. О. Оцінка розсіювання значення використаного ресурсу пластичності для процесів обробки тиском листових матеріалів.....	268
Савчук П. П., Гребенчак Ю. М., Ткачук І. М. Вплив тиску формування за екструзії на фізико-механічні властивості дерево-полімерних композитів.....	273

<i>Сердюк О. В., Сивак І. О., Сухоруков С. І., Сивак Р. І.</i> Оцінка пластичності поверхневого шару металу при немонотонному навантаженні.....	277
<i>Сичук В. А., Заболотний О. В.</i> Експериментальні дослідження визначення шорсткості поверхонь деталі ливарного виробництва після абразивоструменевого оброблення.....	282
<i>Скобло Т. С., Автухов А. К., Белкін Е. Л.</i> Методика розрахунку термічних деформації і температурних напруг у прокатних валках при їх кристалізації.....	288
<i>Слащук В. О., Слащук О. О.</i> Визначення кількісних характеристик процесу тертя в режимі реального часу.....	293
<i>Смалько М. А.</i> Аспекти створення технологічних комплексів утилізації твердих металевих радіоактивних відходів.....	298
<i>Сміян О. Д.</i> Механізм гетерогенного руйнування металу об'єктів тривалої експлуатації.....	304
<i>Стельмах О. У., Шимчук С. П., Радзівеський В. А.</i> Вплив агрегатного стану мастильного середовища на параметри трибоконтату.....	309
<i>Сулим Г. Т., Ясній О. П., Пастернак Я. М.</i> Термопружність анізотропного тіла зі щілиною з урахуванням конвективного теплообміну її берегів із газовим середовищем.....	315
<i>Усік О. С., Маркіна Л. М.</i> Середовище для моделювання систем автоматичного регулювання.....	319
<i>Фірстов С. О., Горбань В. Ф., Крапивка М. О., Даниленко Н. І., Копилов В. І.</i> Вплив пластичної деформації на структуру та властивості високоентропійних сплавів.....	326
<i>Чернега С. М., Красовський М. О.</i> Кавітаційна стійкість комплексних дифузійних покриттів на основі боридів заліза.....	339
<i>Чернега С. М., Поляков І. А., Шульженко О. О.</i> Комплексні дифузійні боридні покриття на сталі 40X15Г8САФ.....	345
<i>Четвержук Т. І., Полінкевич Р. М., Голодюк Р. П., Варич О. Ф.</i> До питання моніторингу і діагностики вібрацій верстатів.....	351
<i>Човнюк Ю. В., Герасимчук Г. А., Гуменюк Ю. О.</i> Визначення оптимальної форми розпушувальної лапи культиватора.....	356
<i>Шафранська О. З., Ільчук Н. І., Парфентьєва І. О.</i> Покращення методів діагностики і способів відновлення залізобетонних конструкцій автодорожніх мостів.....	366
<i>Шацький І. П., Кундрат А. М., Кундрат М. М.</i> Модель композиту зі зв'язаною стрічковою арматурою.....	370
<i>Шваб'юк В. І., Ротко С. В., Маткова А. В.</i> До проблеми уточненого розрахунку згину плит на жорстких та пружних основах.....	376
<i>Широков В. В., Дацій О. І.</i> Оцінка терс сталевих (12X18H10) деформованих поверхонь.....	381
<i>Штефан Є. В., Блаженко С. І., Ястреба С. П.</i> Математичне моделювання процесів пружно – в'язко - пластичного деформування дисперсних матеріалів.....	386
<i>Юхим Р. Я., Ліснічук А. Є., Івантишин Н. А.</i> Міцність цементного каменю, армованого мікрОВОлокнами за стиску.....	392

ONTENTS

Contents	4
Andreykiv O., Skalskyi V., Dolinska I., Lysyk A. The rheological model of local prefracture zone near the crack in thin-walled elements of constructions under corrosive environments and elevated temperatures.....	10
Andrushchak I. Ye., Krysyuk E. V., Parii D. U., Tsos S. O. Innovative technologies qualitative analysis immunity system based classification regulation.....	15
Bagliuk G. A., Bezimianny Yu. G., Kolesnikov A. N., Talko O. V., Shishkina Yu. A. The influence of technological schemes for manufacturing on character of the anisotropy and elastic properties of hot-forged aluminum-matrix powdered composites.....	20
Baranovsky D. I., Kuzmov A. V., Shtern M. B. Investigation of buckling in the nickel layer during sintering of multilayer ceramic capacitors.....	28
Beygelzimer Yan, Kulagin Roman, Yajun J. Zhao, Laszlo S. Toth, Shtern Michail Modeling of strain and density distribution during high pressure torsion of pre-compacted powder materials.....	33
Berladir K. V., Dyadyura K. O., Shapovalov S. P., Rudenko P. V. Development of mathematical model of the structured composite material with fillers of various nature.....	41
Belokon' Y. The modeling of deformation and rheological parameters synthesis of intermetallic alloys in SHS-pressing.....	44
Bozhko T., Galchuk T., Sychuk V. Introduction of CAD system in the learning process in Lutsk national technical universityof	49
Valetsky B. Transport equipment flexible packaging production systems.....	53
Vinogradova O. Justification of the intensity of wear of drilling tool by the nature of destruction of matrix of diamond – composit material.....	59
Voytik T. G., Poletaev G. S., Yatsenko S. A. Method of finding rational functions with the poles from different semi-planes on the equation with correct factorizable coefficient.....	65
Voloshyn V. A., Hredil M. I., Shtoyko I. P., Nykyforchyn H. M. Corrosive-hydrogen factor in fatigue fracture of gas pipeline steel.....	71
Gal'chuk T., Bozhko T. Investigation of properties of powder obtained from shavings waste machine building.....	77
Grabar I. G. Macro model the interaction of atoms of alloying elements of the matrix.....	83
Huliieva N. M. Comparative characteristics of porous filter material in terms of quality potable water....	89
Diveyev B., Butyter I., Velgan I. Determination of dissipative characteristics of layered asymmetric structure elements.....	94
Diveyev B., Horbaj O., Parashchuk D., Sava R. Dynamic vibration absorber optimal design in narrow frequency band.....	99
Dobrotvor I., Stuhlyak D. Modeling of kinetics of the limits of cellular structures of composite materials.....	106
Drobot O. S., Pidgaychuk S. Ya., Yavorska N. M. Developing measures for the increasing wear resistance of oriented carboplastics.....	111
Dudnikov A. A., Bilovod A. I., Dudnik V. V., Kanivets A. V. Increase of durability of bronze details machines vibrating-hardening treatment.....	116
Efremenko V., Chabak Yu., Zaichuk N., Fedun V. Abrasive wear resistance of alloyed cast iron, subjected to surface plasma quenching.....	120
Zhiguts Yu., Kuritnik I., Kljap M. The thermochemical methods of payments for the designed of exothermic charge.....	125
Zhiguts Yu., Lazar V., Skyba Yu. Novel technologies of synthesizingnihard by metallothermic methods.....	130
Zubovetska N., Polinkevich R., Redko R., Sklyarov R. Theoretical research of the mechanism damping in layers of gas-hydraulic inertial bearings.....	135
Ivasenko I. B., Posuvailo V. M., Student M. M., Veselivska H. H., Sirak Ya. Ya., Koval Y. Y., Imbirovich N. Y. Influence of electric arc coating Al-Mn alloy microstructure on the surface corrosion damage in the initial state and with peo coatings.....	141
Kashytskyi V., Savchuk P. Actual trends of application of methods of intensification of structuring.....	146

processes of composite materials based on reactive polymers.....	
Kosheliuk V. A. Determination of fracture parameters of thermoelastic anisotropic elements based on the modified FEM.....	151
Krechkovska H. V., Student O. Z., Hrebenchak Yu. M. In-service degradation effect of the 34HN3M steel on the fatigue fracture mechanism at near threshold crack growth rate.....	158
Krechkovska H. V., Yarema R. Ya., Student O. Z., Bas V. R., Babiy L. O., Dolinska I. Ya. Fractography features of the high-duty cast iron fracture at high-temperature operation	161
Krutiy Yu., Suryaninov N. Numerical implementation of analytical solution of free oscillations of a rectangular plate, lying on a variable elastic foundation.....	167
Kuts Yu., Povstyanoy O., Imbirovych N. Justification of the choice method protective coating for details of constructional purpose from powder obtained of industrial wastes.....	172
Lisnichuk A. Ye., Sylovanyuk V. P., Yukhym R. Ya. Calculation model of strength and fracture toughness fiber reinforced concrete.....	180
Lyushuk O., Savchuk P., Kashytskyi V. The properties of epoxy composite materials filled by glass- and basalt fiber.....	187
Maistrenko A. L., Sizonenko O. N., Oliinyk N. A., Bazaliy G. A., Torpakov A. S., Lypian Y. V. Prediction of efficiency of physical methods for opening of synthesis products of diamond.....	193
Malets V. Development of technology of processing epoxy composites filled with highly-dispersed particles of iron by external energy fields.....	198
Masliuk V. A., Bagliuk G. A., Karaimchuk E. S., Pidoprigora M. I. The effect of nickel boride additives on the properties of the sintered alloy iron-high-carbon ferrochrome.....	203
Mashchenko V. Reflection and excitation of acoustic waves on the border liquid and elastic medium with negative poisson's ratio.....	209
Melnychuk M., Skuba V., Husachuk D., Lysiuk P. Development of monolithic heat-insulating material based on expanded perlite.....	214
Minitzky A. V., Sosnovsky L. A., Loboda P. I. Repeated pressing of briquettes from a mixture of iron powder based.....	220
Mikhailov O. V., Kartuzov E. V. Simulation of the process of impact on the protective construction with shock-absorbing layer from al foam granules.....	225
Pasternak V. V. Analytical approximation of data of computer-simulation modeling of filling of molds with particles of different shapes.....	230
Petrakov Y. V., Shuplecov D. K. Imitation simulation of forming correction for contour milling.....	235
Petrosyan G. L., Karapetyan A. GH. Calculation peculiarities of small initial porosity in the stretched round specimen's neck.....	241
Povstyanoy O., Rud' V. Definitions distribution density porous permeable cylinder radius at radial-isostatic pressing.....	246
Roik T., Vitsiuk Iu. Effect of the making technology on the properties of nickel composite antifricition materials for parts of printing machines.....	253
Rud' V., Saviuk I., Samchuk L., Povstyana Y. Perspectives of waste engineer as a starting material for manufacturing steel castings.....	258
Rud V., Khrystynets N. The steps of forming a gradient of materials from powders of saponite and sludge stainless steel method of vibrosegregation.....	262
Savulyak V. V., Pisarenko V. G., Mordach R. A., Mordach M. A. Evalyate dispersion values were used placticity resource for the processe of treating pressure sheet materials.....	268
Savchuk P. P., Hrebenchak Yu. M., Tkachuk I. M. Influence of pressure during extrusion on physicochemical properties of wood-polymer composite	273
Serduk O. V., Sivak I. O., Syhorykov S. I., Sivak R. I. Assessment of plastic ball surface methane at non-monotonous loadingthe.....	277
Sychuk V., Zabolotnyi O. Experimental study of surface roughness identification of casting products after abrasive jet processing.....	282
Skoblo T. S., Avtukhov A. K., Belkin E. L. The method of calculation thermal deformations and thermal stresses in the mill rolls during crystallization.....	288
Slashchuk V., Slashchuk O. Determination of quantitative characteristics of friction in real time.....	293

<i>Smalko M.</i> Aspects are described for creations of modular complexes of decontamination of metallic radioactive wastes.....	298
<i>Smiyan O. D.</i> Heterogeniuos mechanism of destruction for long - time service metal objects.....	304
<i>Stelmach O., Shymchuk S., Radzievskii V.</i> Influence aggregate state environment interaction on the parameters of the contact friction.....	309
<i>Sulym H. T., Yasniy O. P., Pasternak Ia. M.</i> Thermoelasticity of an anisotropic solid with a slit accounting for a convective heat transfer between its faces and gaseous medium.....	315
<i>Usik A. S., Markina L. M.</i> Environment for automatic control systems modeling.....	319
<i>Firstov S. A, Gorban V. F., Krapivka N. A., Danilenko N. I., Kopulov B. I.</i> The influence of plastic deformation on the structure and properties of high-entropy alloys.....	326
<i>Chernega S. M., Krasovskiy M. A.</i> Cavitation stability of complex diffusion coatings based iron borid.....	339
<i>Chernega S. M., Poliakov I. A., Shulzhenko O. O.</i> Complex diffusion boride coatings on Cr-Mn-N steel.....	345
<i>Chetverzhuk T., Polynkevych R., Golodyuk R., Varich A.</i> For question about monitoring and diagnostics of vibrations of machine tools.....	351
<i>Chovnyuk YU., Herasymchuk H., Humenyuk YU.</i> Determination of optimal form of burster paw of cultivator.....	356
<i>Shafranska O. Z., Ilchuk N. I., Parfentieva I. O.</i> Improving diagnosis and methods of concrete structures way to restore road bridge.....	366
<i>Shatskyi I. P. , Kundrat A. M. , Kundrat M. M.</i> Model of composite with the connection of ribbon-like armature	370
<i>Shvabyuk V. I., Rotko S. V., Matkova A. V.</i> To the problem of an improved calculation of bending of plates on rigid and elastic foundations.....	376
<i>Shirokov V., Datsiy O.</i> Assessment thermoelectric E.M.F. steel (12H18N10) deformed surface.....	381
<i>Shtefan E., Blagenko S., Yastreba S.</i> Mathematical simulation of elastic-viscous - plastic disperse materials deformation process	386
<i>Yukhym R. Ya., Lisnichuk A. Ye., Ivantyshyn N. A.</i> Compressive strength of microfibre reinforced cement stone.....	392

УДК:539.375;620.191.33:620.193

О.Є. Андрейків¹, В.Р. Скальський², І.Я. Долінська², А.Р. Лисик¹¹ Львівський національний університет імені Івана Франка² Фізико-механічний інститут імені Г.В. Карпенка НАН України**РЕОЛОГІЧНА МОДЕЛЬ ЛОКАЛЬНОЇ ЗОНИ ПЕРЕДРУЙНУВАННЯ БІЛЯ ТРІЩИНИ В ТОНКОСТІННИХ ЕЛЕМЕНТАХ КОНСТРУКЦІЙ ЗА ДІЇ КОРОЗІЙНОГО СЕРЕДОВИЩА І ПІДВИЩЕНИХ ТЕМПЕРАТУР**

Побудовано реологічну модель локальної зони передруйнування біля вершини тріщини за механічного навантаження, високої температури та впливу корозійного середовища. Дану модель застосовано для побудови розрахункової моделі залишкового ресурсу тонкостінних елементів конструкцій в корозійному середовищі за підвищених температур.

Ключові слова: деформування, зона передруйнування, корозійне середовище, повзучість, залишковий ресурс.

А.Е. Андрейкив, В.Р. Скальский, И.Я. Долинская, А.Р. Лисик**РЕОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЛОКАЛЬНОЙ ЗОНЫ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ ВОЗЛЕ ТРЕЩИНЫ В ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТАХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ДЕЙСТВИИ КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЫ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР**

Построено реологическую модель локальной зоны предразрушения в вершине трещины при механической нагрузке, высокой температуры и воздействия коррозионной среды. Данная модель применена для построения расчетной модели остаточного ресурса тонкостенных элементов конструкций в коррозионной среде при повышенных температурах.

Ключевые слова: деформирования, зона предразрушения, коррозионная среда, ползучесть, остаточный ресурс.

O. Andreykiv, V. Skalskyi, I. Dolinska, A. Lysyk**THE RHEOLOGICAL MODEL OF LOCAL PREFRACTURE ZONE NEAR THE CRACK IN THIN-WALLED ELEMENTS OF CONSTRUCTIONS UNDER CORROSIVE ENVIRONMENTS AND ELEVATED TEMPERATURES**

The rheological model of local prefracture zone at the tip of a crack under mechanical stress, elevated temperature and exposure to corrosive environments has been built. This model is used for the built of the calculation model of residual recourse of thin-walled elements of constructions in corrosive environments at elevated temperatures.

Keywords: deformation, prefracture zone, corrosive environments, creep, residual resource.

Одним з найбільш небезпечних факторів, що знижує міцність і довговічність металевих елементів конструкцій є корозійно агресивне середовище, яке є присутнє при експлуатації більшої частини обладнання відповідного призначення. Хоча на даний час існує багато різних методів проти-корозійного захисту металевих конструкцій, але вони є ще не досить досконалими щодо тривалої експлуатації, особливо за довготривалих статичних навантажень і підвищених температур. Для відвернення непередбаченого руйнування потрібні відповідні кількісні теорії для визначення залишкового ресурсу елементів конструкцій в корозійному кислому середовищі за підвищених температур.

Залишковий ресурс – період експлуатації елемента конструкції, коли в ньому вже є тріщини. Визначення його полягає у знаходженні періоду t_* докритичного росту тріщини. Якраз у вершині тріщини, де є найбільш деформований об'єм (зона передруйнування) і проходить в основному корозійно-механічне руйнування (поширення тріщини) за підвищених температур. При цьому вважаємо, що тріщина рухається стрибкоподібно. У такому випадку для побудови кількісної теорії треба було б побудувати реологічну модель пружно-пластичного деформування матеріалу за підвищеної температури і дії корозійно кислого середовища, тобто, таку реологічну модель для локального об'єму (зони передруйнування). Якраз така задача і поставлена в даній роботі.

Розглянемо елементарний локальний об'єм (рис. 1) біля вершини тріщини в якій є свіжоутворена поверхня, що виникла за рахунок просування тріщини (вибирається за анод) і пасивна плівка на поверхнях тріщини (вибирається, як катод), де проходить за електрохімічної корозії відновлення водню. Таким чином, в результаті електрохімічної реакції буде просування вершини тріщини за анодного розчинення, а також наводнення елементарного об'єму біля її вершини. Важливим припущенням при побудові даної моделі вважається, що основним механізмом просування тріщини буде механізм повзучості матеріалу за підвищених температур. Враховуючи це, механізмом анодного розчинення будемо нехтувати за рахунок відносно малих часів Δt (інкубаційний період стрибка) стрибка тріщини Δl .

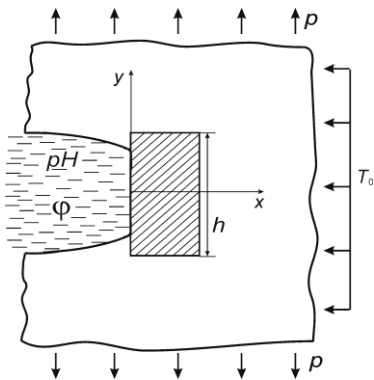


Рис. 1. Схема деформування зони передруйнування.

На основі вище викладено, можна представити таку реологічну модель локального деформування зони передруйнування біля вершини тріщини. За довготривалого навантаження проходить повзучість матеріалу за підвищених температур, яку будемо представляти тільки другою ділянкою діаграми повзучості, тобто усталеною повзучістю [1, 2]:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \dot{\varepsilon}t, \quad (1)$$

де t – час; ε_0 – початкова деформація; $\dot{\varepsilon}$ – швидкість зміни деформації в зоні передруйнування.

В результаті електрохімічної корозії проходить наводнення зони передруйнування (вважається малі або середні концентрації водню C_H). Як було авторами прийнято раніше, водень буде пришвидшувати швидкість усталеної повзучості і наближено це можна представити так [3]:

$$\dot{\varepsilon}(C_0) = \dot{\varepsilon}(0)(1 + \alpha_1 C_H), \quad \dot{\delta}_t(C_0) = \dot{\delta}_t(0)(1 + \alpha_1 C_H). \quad (2)$$

Тут α_1 – константа, яка визначається із експерименту; $\dot{\delta}_t(0)$ – швидкість розкриття вершини тріщини за повзучості в зоні передруйнування. Використовуючи результати праці [4], зміну концентрації водню $C_H(t)$ з часом Δt в зоні передруйнування для відносно невеликих часів можна представити наступним чином

$$C_H(\Delta t) \approx B^4 \sqrt{\Delta t} i_{\max}, \quad (3)$$

де B – константа, яка визначається із експерименту; i_{\max} – максимальне значення густини анодного струму на поверхні вершини тріщини.

Співвідношення (1)–(3) і складають реологічну модель зони передруйнування біля вершини тріщини за механічного навантаження, підвищеної температури та впливу корозійного середовища. Надалі дану модель ми застосуємо для побудови розрахункової моделі залишкового ресурсу тонкостінних елементів конструкцій за механічного навантаження, підвищеної температури та впливу корозійного середовища.

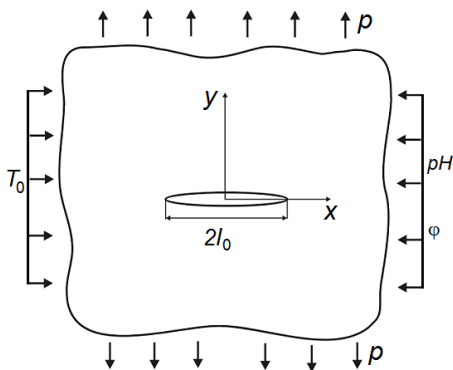


Рис. 2. Схема навантаження пластини з тріщиною в задачі Гріффітса.

Розрахункова модель визначення періоду докритичного росту тріщини повзучості в корозійному кислому середовищі за підвищених температур. Розглянемо металеву пластину, послаблену прямолінійною тріщиною довжиною $2l_0$, яка перебуває під дією підвищеної температури T_0 , довготривалого статичного навантаження ρ та корозійного середовища з відповідним водневим показником середовища pH і потенціалом ϕ . Необхідно визначити час $t = t_c$, коли в результаті повзучості і дії корозійного середовища за підвищеної температури тріщина підросте до критичного розміру $l = l_c$ і пластина зруйнується. Таку задачу розв'язуємо наступним чином.

На основі результатів праць [1, 5] енергетичний баланс для елементарного стрибка росту тріщини запишемо так:

$$Q + A = W + \Gamma + K, \quad (4)$$

де A – робота зовнішніх сил, яку вважаємо сталою; Γ – енергія руйнування тіла, яка залежить від довжини тріщини і часу $t = \Delta t_C$; $Q = \text{const}$ – теплова енергія, створена зовнішніми джерелами тепла; K – кінетична енергія, яка в даному випадку буде несуттєва і нею знехтуємо; W – енергія деформування тіла, яку подамо в такому вигляді

$$W = W_{sp} + W_{pl}^{(1)}(l) - W_{pl}^{(2)}(t), \quad (5)$$

W_{sp} – пружна складова W ; $W_{pl}^{(1)}(l)$ – частина енергії пластичного деформування, що залежить від довжини тріщини l ; $W_{pl}^{(2)}(t)$ – частина енергії пластичного деформування, що затрачена на пластичне деформування за сталої довжини тріщини під час інкубаційного періоду $t = \Delta t_C$

підготовки її стрибка, залежить від часу t , концентрації водню C_0 на поверхні тріщини за електрохімічної корозії і генерується самим тілом.

Виконання рівняння енергетичного балансу (4), призводить до виконання рівняння балансу швидкостей зміни енергії, тобто

$$\partial A / \partial t = \partial W / \partial t + \partial \Gamma / \partial t. \quad (6)$$

Підставляючи вираз (5) в (6) і вважаючи, що $\partial A / \partial t = 0$ (зовнішні зусилля прикладені далеко від тріщини і не змінюються з часом), отримаємо [5]:

$$\frac{\partial}{\partial l} \left[\Gamma - (A - W_{sp} - W_{pl}^{(1)}) \right] \frac{dl}{dt} - \left[\frac{\partial (W_{pl}^{(2)} - \Gamma)}{\partial t} \right]_{t=t_c} = 0. \quad (7)$$

З рівняння (7), швидкість поширення тріщини повзучості запишеться у вигляді:

$$\frac{dl}{dt} = \left[\frac{\partial (W_{pl}^{(2)} - \Gamma)}{\partial t} \right]_{t=t_c} / \frac{\partial}{\partial l} \left[\Gamma - (A - W_{sp} - W_{pl}^{(1)}) \right]. \quad (8)$$

Вираз у квадратних дужках в рівнянні (8), на основі результатів праць [1, 5], запишемо так:

$$\frac{\partial}{\partial l} \left[\Gamma - (A - W_{sp} - W_{pl}^{(1)}) \right] = \gamma_C - \gamma_t, \quad (9)$$

де $\gamma_t = \delta_t \sigma_t$ – питома робота пластичних деформацій в зоні передруйнування біля вершини тріщини; $\gamma_C = \delta_{CC} \sigma_t$ – її критичне значення; δ_t – розкриття у вершині тріщини; δ_{CC} – його критичне значення за корозійного руйнування; σ_t – усереднені нормальні напруження в зоні передруйнування.

Підставляючи співвідношення (9) в рівняння (8), отримаємо:

$$\frac{dl}{dt} = \left[\frac{\partial (W_{pl}^{(2)} - \Gamma)}{\partial t} \right]_{t=t_c} / (\gamma_C - \gamma_t). \quad (10)$$

Для повноти математичної моделі до рівняння (10) додаємо початкову і кінцеву умови:

$$t = 0, \quad l(0) = l_0, \quad t = t^*, \quad l(t^*) = l^*, \quad (11)$$

де критичну довжину тріщини l^* визначимо із енергетичного критерію

$$\gamma_t(l^*) = \gamma_C. \quad (12)$$

Як зазначалось вище, тріщина поширюється стрибкоподібно, довжини цих стрибків визначаємо із такого співвідношення [1, 5]

$$\Delta l_C \approx \alpha_0 \delta_t (0, 0, C_0), \quad (13)$$

де α_0 – експериментально встановлена константа [1, 5]. Разом з тим, на основі результатів праць [4, 6], довжину елементарного стрибка Δl_C тріщини представимо, як суму елементарного стрибка тріщини l_a за рахунок анодного розчинення і механічного стрибка l_m внаслідок механічного навантаження і наводнення за електрохімічної корозії, тобто

$$\Delta l_C = l_a + l_m. \quad (14)$$

Використовуючи (13) і результати праць [6, 7], величини Δl_C , l_a , δ_C можна визначити так

$$l_m = \alpha_0 (\delta_t - \xi), \quad l_a = \alpha_0 F m^{-1} n^{-1} \int_0^{\Delta t} i(t) dt, \quad \delta_{CC} = \delta_C - A_1 C_H (\Delta t). \quad (15)$$

Тут F – число Фарадея; m – грам-еквівалентна вага металу; n – валентність металу; ξ, A_1 – константи, які визначаються із експерименту [6]; $i(t)$ – густина анодного струму на поверхні вершини тріщини; δ_C – критичне значення δ_t без корозії.

На основі результатів [1, 6], а також співвідношень (14) і (15) енергія руйнування буде визначатися таким чином

$$\Gamma(t) = \sigma_t \alpha_0 (\delta_t - \xi) [\delta_C - A_1 C_H(t)]. \quad (16)$$

У співвідношення (3) входить тривалість часу $t = \Delta t_C$ інкубаційного періоду підготовки елементарного стрибка тріщини високотемпературної повзучості. Цю величину будемо визначати

наступним чином. Вважається, що тріщина почне поширюватися, коли максимальне розкриття в зоні передруйнування $\delta_t(x, t, C_0)$ досягне критичного значення δ_{CC} , тобто на основі співвідношень (3), (15) отримаємо наступне рівняння

$$\delta_C - \delta_t(x, 0) = \dot{\delta}_t(0) \Delta t_C [1 + \alpha_1 B^4 \sqrt{\Delta t_C i_{\max}}] + A_1 B^4 \sqrt{\Delta t_C i_{\max}}. \quad (17)$$

Розв'язуючи рівняння (17) відносно величини Δt_C і вважаючи величини $\alpha_1 B i_{\max}^{0,25} \ll 1$ і $A_1 B i_{\max}^{0,25} \ll 1$ отримаємо

$$\Delta t_C \approx \dot{\delta}_t^{-1}(0) (\delta_C - \delta_t(0)). \quad (18)$$

Так як величина Δl_C достатньо мала, то, очевидно, на такій малій віддалі від вершини тріщини $\delta_t(x, t, C_0)$ змінюється незначно і її наближено по x можна вважати константою, тобто $\delta_t(x, t, C_0) \approx \delta_t(0, t, C_0)$ ($0 \leq x \leq \Delta l_C$). Тоді на основі (16), а також результатів праць [1, 5], складники рівняння (10) можна записати так:

$$\partial \Gamma(t) / \partial t \Big|_{t=\Delta t_C} \approx -0,25 \alpha_0 \sigma_t A_1 B^4 \sqrt{(\Delta t_C)^{-3} i_{\max}} (\delta_t - \xi), \quad (19)$$

$$\partial W_{pl}^{(2)}(t, C_0) / \partial t \Big|_{t=\Delta t_C} \approx 2 \alpha_0 \sigma_t \dot{\delta}_t(0) [\delta_t(0) + \dot{\delta}_t(0) \cdot \Delta t_C (1 + \alpha_1 B^4 \sqrt{\Delta t_C i_{\max}})].$$

Підставляючи співвідношення (18) і (19) в рівняння (10), для визначення періоду $t = t_*$ докритичного росту тріщини повзучості з врахуванням дії корозійного середовища за підвищених температур, отримаємо таке кінетичне рівняння

$$\frac{dl}{dt} = \frac{2 \alpha_0 \delta_C \dot{\delta}_t(0)}{\delta_C - \delta_t(0)} + \frac{0,25 \alpha_0 A_1 B \dot{\delta}_t^{0,75}(0) i_{\max}^{0,25} (\delta_t(0) - \xi)}{[\delta_C - \delta_t(0)]^{1,75}} + 2 \alpha_0 \alpha_1 B \dot{\delta}_t^{0,75}(0) \sqrt[4]{i_{\max} (\delta_C - \delta_t(0))} \quad (20)$$

з початковими і кінцевими умовами

$$t = 0, \quad l(0) = l_0, \quad t = t_*, \quad l(t_*) = l_*, \quad \delta_t(l_*) = \delta_C. \quad (21)$$

Величину $\dot{\delta}_t(0)$, що входить в рівняння (20) представимо аналогічно, як і в праці [1]. На основі цього можна записати наступну рівність

$$2 \alpha_0 \dot{\delta}_t(0) = A_{2t} (K_I K_{IC}^{-1})^{2m}, \quad (22)$$

де A_{2t}, m – характеристики повзучості матеріалу, які визначаються із експерименту [1].

У випадку, коли тріщина макроскопічна [1, 6] і дія механізму анодного розчинення від корозійного середовища є незначна, математична модель (20), (21) з врахуванням (22) прийме наступний вигляд

$$\frac{dl}{dt} \approx \frac{A_{2t} (K_I K_{IC}^{-1})^{2m}}{1 - K_I^2 K_{IC}^{-2}} + B_1 (K_I K_{IC}^{-1})^{1,5m} \sqrt{1 - K_{IC}^{-2} K_I^2}, \quad B_1 = (2 \alpha_0)^{0,25} \alpha_1 B (\sigma_t E)^{-0,25} A_{2t}^{0,75} i_{\max}^{0,25} \sqrt{K_{IC}}, \quad (23)$$

$$t = 0, \quad l(0) = l_0, \quad t = t_*, \quad l(t_*) = l_*, \quad K_I(l_*) = K_{IC}. \quad (24)$$

Для апробації (23) залежності $V \sim K_I$ розглянемо результати праці [8] про поширення тріщин в гарячій воді 90°C в аустенітній сталі. На основі цих даних на рис. 3 побудована залежність (кружечки) $V \sim K_I$ для цієї сталі. Із порівняння теоретичних (23) і експериментальних результатів (кружечки на рис. 3) знайдено характеристики матеріалу $A_{2t} = 5,112 \cdot 10^{-5}$ м/год, $m = 0,52$, $K_{IC} = 146$ МПа·м^{1/2}, $B_1 = 3,28 \cdot 10^{-5}$ м/год. Підставивши ці дані в рівняння (23), на рис. 3 побудовано залежність $V \sim K_I$ (суцільна лінія). Порівняння теоретичних і експериментальних даних на рис.3, підтверджує коректність кінетичного рівняння (23).

Залежність залишкового ресурсу конструкції в корозійному середовищі за підвищених температур від початкового розміру тріщини на прикладі аналогу задачі Гріффітса. Розглянемо нескінченну пластину з прямолінійною тріщиною довжини $2l_0$, яка розтягується в нескінченно віддалених точках рівномірно розподіленими зусиллями інтенсивності p , які спрямовані перпендикулярно до лінії розміщення тріщини і піддана дії корозійного середовища і постійній підвищеній температурі (див. рис. 2). Ця задача є аналогом заадчі Гріффітса для тріщин повзучості в корозійному середовищі, яка полягає у визначенні часу $t = t_*$, з досягненням якого тріщина підросе до критичного розміру $l(t_*) = l_*$ і пластина зруйнується.

Розв'язок такої задачі шукатимемо, інтегруючи рівняння (23) за умов (24)

$$t_* \approx \int_{l_0}^{l_*} \frac{(1 - K_I^2 K_{IC}^{-2}) dl}{A_{2t} (K_I K_{IC}^{-1})^{2m} + (1 - K_I^2 K_{IC}^{-2}) \cdot B_1 (K_I K_{IC}^{-1})^{1.5m} \sqrt{1 - K_{IC}^{-2} K_I^2}}, \quad (25)$$

при $K_I = \rho \sqrt{\pi l}$ і навантаження $\rho = 250$ МПа.

Застосуємо формулу (25) для визначення залежності періоду $t = t_*$ докритичного росту тріщини повзучості в нескінченній пластині (аналог задачі Гріффітса) від початкового розміру тріщини l_0 для випадку, коли пластина виговлена із аустенітної сталі [8]. На основі вище наведених даних для цієї сталі, на рис. 4 побудовано залежність $t_* \sim l_0$ залишкового ресурсу від початкового розміру тріщини повзучості в корозійному середовищі.

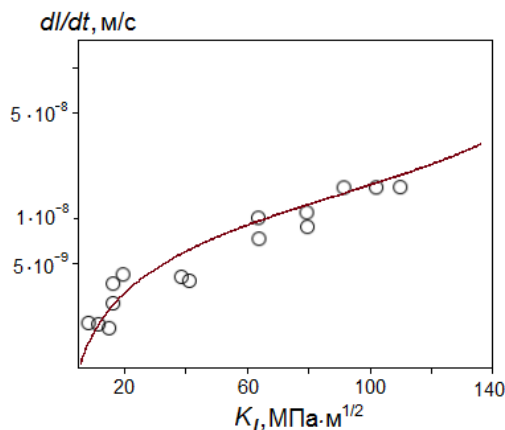


Рис. 3. Швидкість поширення корозійної тріщини в гарячій воді 90°C: \circ – результати експерименту [8]; лінія – співвідношення (23).

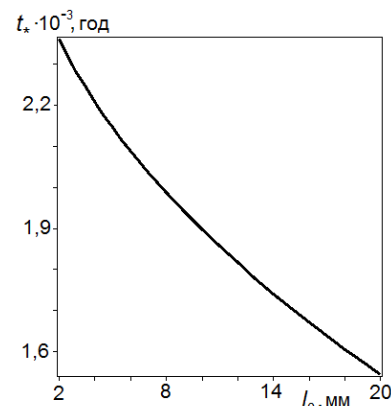


Рис. 4. Залежність періоду t_* від l_0 .

Висновки. Побудована реологічна модель пружно-пластичного деформування зони передруйнування в корозійному кислому середовищі за підвищених температур. На основі цього вдалось розробити математичну модель для визначення залишкового ресурсу металевих елементів конструкцій з тріщинами, які працюють в умовах довготривалого статичного навантаження, підвищеної температури і дії корозійних середовищ. Застосування моделі продемонстровано на задачі про довготривалий розтяг пластини з тріщиною повзучості за підвищених температур і дії корозійних середовищ. Розглянуто випадок пластини із аустенітної сталі Mn-Cr. Показано, що збільшення початкового розміру тріщини призводить до зменшення довговічності пластини.

Список використаних джерел

1. Андрейків О.Є. Докритичний ріст плоскої тріщини в тривимірному тілі за високотемпературної повзучості / О.Є. Андрейків, Н.Б. Сас // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – № 2. – С. 19–26.
2. Garofalo F. Fundamentals of creep and creep-rupture in metals / F. Garofalo. – New York-London: Mac Millan Company, 1970. – 343 p.
3. Бабій Л. Властивості корпусної сталі 15X2МФА за умов повзучості у газоподібному водні / Л. Бабій, О. Студент, А. Загорський // Фіз. хім. механіка матеріалів. – 2008. – Спецвипуск № 7, Т. 1. – С. 100–105.
4. Гембара О.В. Концентрація водню біля вершини корозійної тріщини / О.В. Гембара, З.О. Терлецька, О.Я. Чепіль // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – № 1. – С. 109–111.
5. Андрейків О.Є. Поширення в металевих матеріалах тріщин високотемпературної повзучості за дії водню / О.Є. Андрейків, Л.Н. Добровольська, Н.В. Яворська // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – № 3. – С. 45–52.
6. Андрейків О.Є. Механіка руйнування та довговічність металевих матеріалів у водневмісних середовищах / О.Є. Андрейків, О.В. Гембара. – К.: Наук. Думка, 2008. – 344 с.
7. Гембара О.В. Визначення електричних полів у системі електроліт-метал / О.В. Гембара, З.О. Терлецька, О.Я. Чепіль // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – № 2. – С. 71–77.
8. Speidel M. Stress corrosion cracking in Fe-Mn-Cr alloys // Ibid. – 1976. – 32, № 5. –

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 61:004.651(075.8)

Андрущак І.Є., Крисюк Є.В., Парій Д.Ю., Цьось С.О.
ИННОВАЦИЙНІ ТЕХНОЛОГІЇ ЯКІСНОГО АНАЛІЗУ СИСТЕМИ ІМУНІТЕТУ НА
ОСНОВІ КЛАСИФІКАЦІЙНИХ ПРАВИЛ

У роботі запропоновано підхід якісного аналізу системи протипухлинного імунітету на основі мультиваріативного методу, що включає алгоритм послідовного покриття. При цьому на виході отримуємо множину класифікаційних правил для прогнозування форми патологічного процесу. Підхід доведено до програмної реалізації в пакеті Java-класів.

Ключові слова: якісний аналіз, протипухлинний імунітет, диференціальні рівняння із запізненням, класифікаційні правила.

Андрущак И.Е., Крисюк Е.В., Парий Д.Ю., Цьось С.А.
ИННОВАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ АНАЛИЗА СИСТЕМЫ ИММУНИТЕТА НА
ОСНОВЕ КЛАССИФИКАЦИОННЫХ ПРАВИЛ

В работе предложен подход анализа системы противоопухолевого иммунитета на основе мультивариативного метода, включающий алгоритм последовательного покрытия. При этом на выходе получаем множество классификационных правил для прогнозирования формы патологического процесса. Подход доведен до программной реализации в пакете Java-классов.

Ключевые слова: качественный анализ, противоопухолевый иммунитет, дифференциальные уравнения с запаздыванием, классификационные правила.

Andrushchak I. Ye., Krysyuk E. V., Parii D. U., Tsos S. O.
INNOVATIVE TECHNOLOGIES QUALITATIVE ANALYSIS
IMMUNITY SYSTEM BASED CLASSIFICATION REGULATION

The paper presents an approach of qualitative analysis of the antitumor immunity from multivariate method comprising sequential algorithm coating. Thus we get the output a plurality of classification rules for prediction forms the pathological process. The approach proved to software implementation in the package Java-classes.

Keywords: qualitative analysis, antitumor immunity, differential equations with delay, classification rules.

Вступ. Правила для клінічних рішень (clinical decision rules) – це класифікаційні правила, що розробляються з метою допомоги фахівцям-медикам при прийнятті діагностичних і терапевтичних рішень [Stiell, 1999]. Таке правило означають як «...інструмент для підтримки прийняття рішень, що впливає з реальних досліджень і містить 3 і більше змінних з історії пацієнта, фізикальних обстежень або лабораторних аналізів» [Lauracis, 1997].

«Інструмент» допомагає клініцистам долати невизначеності в прийнятті медичних рішень та покращувати ефективність охорони здоров'я, особливо коли мова йде про вимоги до економіки медичної практики.

Було встановлено ефективність правил для покращення здобуття навичок лікарями загальної практики [Stiell, 1999] та лікарями медицини невідкладних станів [Essex, 1994].

У даному дослідженні мова піде про побудову класифікаційних правил в системі протипухлинного імунітету виходячи з математичної моделі на основі диференціальних рівнянь, що належать саме до проблеми прийняття терапевтичних рішень.

Системи звичайних диференціальних рівнянь математичної біології використовують в якості параметрів швидкісні константи та початкові концентрації певних популяцій клітин. В даній роботі представимо автоматизований мультиваріативний метод, що визначає умови на комбінації параметрів для отримання певної форми патологічного процесу в системі протипухлинного імунітету.

Швидкісні константи зазвичай вважаються сталими при визначеній температурі. У той же час початкові концентрації популяцій клітин можуть суттєво відрізнятися залежно від стадії, типу клітин і ін. У роботі [Yvonne Koch, 2013] запропоновано мультиваріативний підхід на основі дерева рішень, що досліджує лише вплив початкових концентрацій у системах ЗДР при фіксованих швидкісних константах. У реальних моделях рідко коли можна використати значення швидкісних сталих з літератури, або безпосередньо їх виміряти. Як правило знаходять їх оцінки виходячи з часових рядів концентрацій популяцій клітин.

Тому метою даної роботи є розробити мультиваріативний метод якісного аналізу моделі протипухлинного імунітету, що зводиться до класифікаційних правил і враховує як швидкісні константи, так і початкові умови.

Мультиваріативний метод якісного аналізу моделі протипухлинного імунітету. Завданням методу є встановлення механізмів багатопараметричних впливів у моделі протипухлинного імунітету.

Загальні ідеї методу були розроблені в роботі [Koch, 2013] для випадку ЗДР. У даній роботі його буде розвинено для ФДР. При цьому використовуємо підхід Монте-Карло, який полягає у випадковій генерації параметрів та побудові на їх основі моделі ФДР. Далі застосовують алгоритм індукції дерева рішень. Зауважимо, що метод роботи [Koch, 2013] застосовувався лише для дослідження впливу початкових умов на траєкторію системи ФДР. В даній роботі метод буде розвинено до швидкісних параметрів системи функціонально-диференціальних рівняньтакож.

Отже, припускається існування моделі на основі ФДР при початкових значеннях та швидкісних параметрах із заданих інтервалів:

$$\frac{dL(t)}{dt} = \alpha_L L(t) \ln \frac{\theta_L}{L(t)} - \gamma_L F(t) L(t), \quad (1)$$

$$\frac{dC(t)}{dt} = \xi(m) \alpha L(t - \tau) F(t - \tau) - \mu_C (C - C_0), \quad (2)$$

$$\frac{dF(t)}{dt} = \rho C - (\mu_f + \eta \gamma_L L(t)) F(t), \quad (3)$$

$$\frac{dm(t)}{dt} = \sigma L(t) - \mu_m m(t), \quad (4)$$

з початковими умовами при $t \in [-\tau, 0]$:

$$V(t) = V_0, F(t) = F_0, C(t) = C_0, m(t) = 0.$$

Тут α_L - коефіцієнт розмноження пухлинних клітин; θ_L - життєва ємність популяції пухлинних клітин; γ_L - коефіцієнт, що визначає ймовірність нейтралізації (руйнування) пухлинної клітини антитілом; α - коефіцієнт, що зумовлює ймовірність зустрічі антиген-антитіло; μ_C - коефіцієнт, обернений до часу життя плазмоклітин; ρ - швидкість виробництва антитіл однією плазмоклітиною; μ_f - коефіцієнт, обернено пропорційний до часу розпаду антитіл; η - число антитіл, що вимагається на нейтралізацію одного антигена; σ - коефіцієнт, що визначає швидкість загибелі клітин за рахунок пошкоджуючої дії антигена; μ_m - коефіцієнт, що враховує швидкість відновлення пошкодженого органу; τ - фаза запізнення (час, за який здійснюється формування каскаду плазмоклітин); $\xi(m)$ - неперервна незростаюча функція ($0 \leq \xi(m) \leq 1$), що характеризує порушення нормального функціонування імунної системи через значне пошкодження органа-мішені.

Параметри:

$$\begin{aligned} p \in P = \{ & (\alpha_L, \theta_L, \gamma_L, \alpha, \mu_C, \rho, \mu_f, \eta, \sigma, \mu_m) : \alpha_L^{\min} \leq \alpha_L \leq \alpha_L^{\max}, \\ & \theta_L^{\min} \leq \theta_L \leq \theta_L^{\max}, \gamma_L^{\min} \leq \gamma_L \leq \gamma_L^{\max}, \alpha^{\min} \leq \alpha \leq \alpha^{\max}, \mu_C^{\min} \leq \mu_C \leq \mu_C^{\max}, \\ & \rho^{\min} \leq \rho \leq \rho^{\max}, \mu_f^{\min} \leq \mu_f \leq \mu_f^{\max}, \eta^{\min} \leq \eta \leq \eta^{\max}, \sigma^{\min} \leq \sigma \leq \sigma^{\max}, \\ & \mu_m^{\min} \leq \mu_m \leq \mu_m^{\max} \} \subset R^{10}, \end{aligned}$$

а початкові умови:

$$(L_0, F_0, C_0, m_0) \in X_0 = \{(L_0, F_0, C_0, m_0) : L_0^{\min} \leq L_0 \leq L_0^{\max}, F_0^{\min} \leq F_0 \leq F_0^{\max},$$

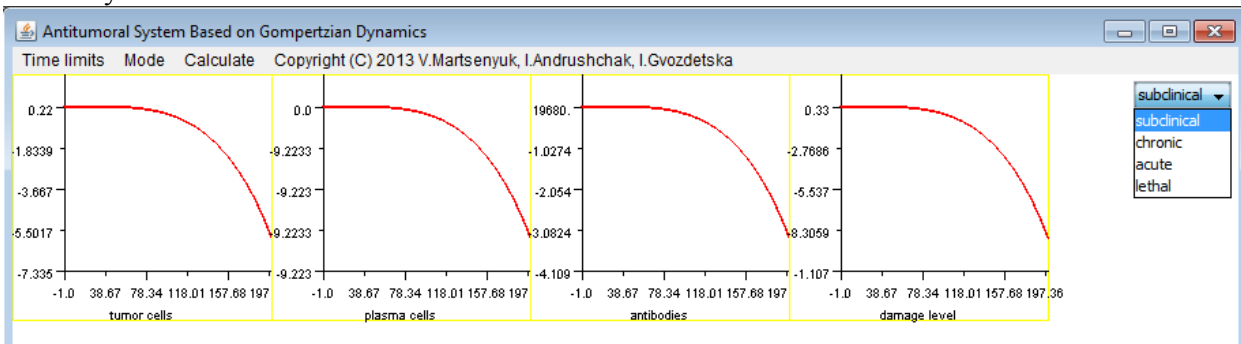
$$\{C_0^{\min} \leq C_0 \leq C_0^{\max}, m_0^{\min} \leq m_0 \leq m_0^{\max}\} \subset R^4.$$

Далі випадковим чином генеруватимемо початкові значення та значення швидкісних параметрів, які б належали практично обґрунтованій області. Для кожного з наборів таких параметрів здійснюється інтегрування системи (1)-(4) з отриманням відповідних траєкторій. До отриманих результатів далі застосовується алгоритм індукції дерева рішень з метою знаходження певних шаблонів для прийняття рішень.

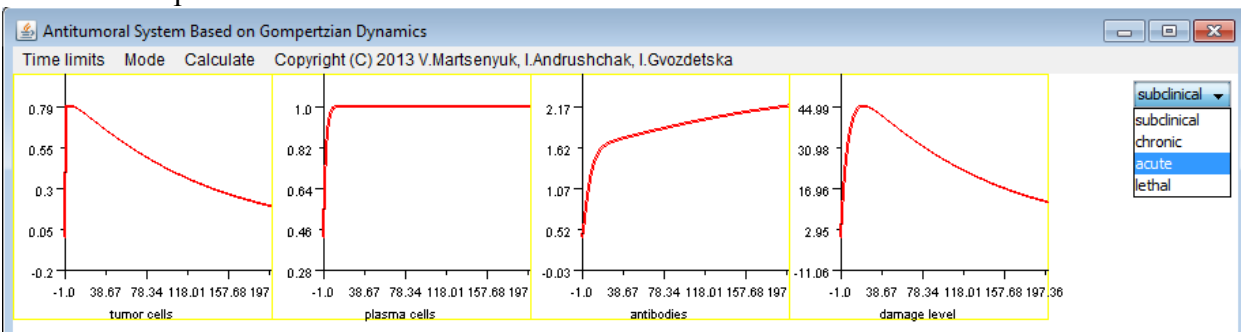
Отже, вцілому підхід включає такі п'ять кроків.

1. Означення класів траєкторій системи. Зазначимо, що в практичних застосуваннях переважно мають справу з набагато складнішими формами поведінки, щоб охарактеризувати їх поняттями «стійка-нестійка» і відповідно вдатися до аналізу власних значень або ж експонент Ляпунова динамічної системи. Тому визначення якісних форм процесу доцільно передати до компетенції експертів. В даному випадку використовуватимемо класи, пов'язані з формами патологічного процесу: субклінічна, гостра, хронічна, летальна. Для позначення класу траєкторії вводиться атрибут класу C , який приймає одне з 4-х дискретних значень $C \in \overline{1,4}$. На рисунках наведені типові представлення для 4-х класів траєкторій – форм патологічного процесу:

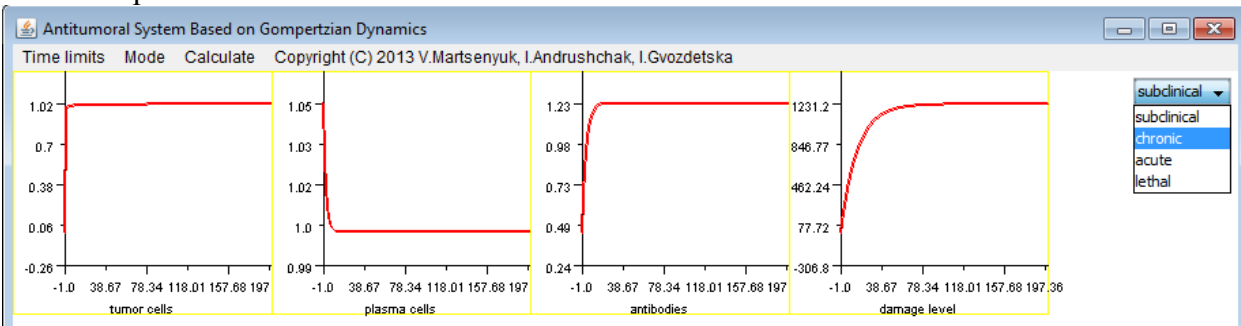
- субклінічна



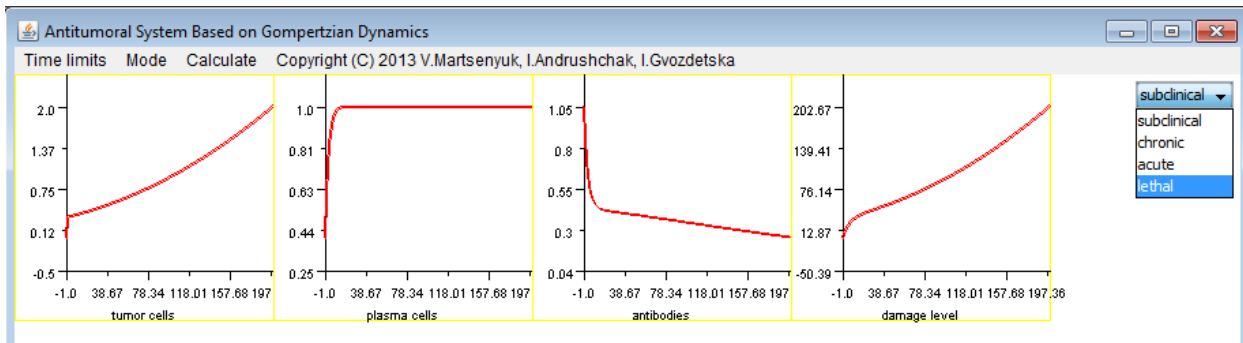
- гостра



- хронічна



- летальна



Зазначимо, що при цьому визначальним є поведінка траєкторій (зростання-спадання або ж періодичність, сталість розв'язків) для пухлинних клітин та ступеня ушкодження органа-мішені.

2. Генерація матриці випадкових початкових значень та швидкісних параметрів. Для того, щоб дослідити весь простір початкових значень та швидкісних параметрів щодо генерації класів траєкторій, визначених на першому кроці, генерується матриця випадкових початкових значень та швидкісних параметрів на основі ймовірнісних розподілів у визначених інтервалах. У даній роботі ми припускаємо, що початкові значення та швидкісні параметри розподілені рівномірно на інтервалах. Кожен стовпчик відповідає множині значень одного параметру -- або початкове значення, або швидкісний параметр. Кожен рядок є набором початкових значень та швидкісних параметрів для одного запуску моделі на основі ФДР:

$$M = \begin{pmatrix} V_0^1 & F_0^1 & C_0^1 & m_0^1 & \alpha_L^1 & \theta_L^1 & \gamma_L^1 & \alpha^1 & \mu_C^1 & \rho^1 & \mu_f^1 & \eta^1 & \sigma^1 & \mu_m^1 \\ V_0^2 & F_0^2 & C_0^2 & m_0^2 & \alpha_L^2 & \theta_L^2 & \gamma_L^2 & \alpha^2 & \mu_C^2 & \rho^2 & \mu_f^2 & \eta^2 & \sigma^2 & \mu_m^2 \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ V_0^N & F_0^N & C_0^N & m_0^N & \alpha_L^N & \theta_L^N & \gamma_L^N & \alpha^N & \mu_C^N & \rho^N & \mu_f^N & \eta^N & \sigma^N & \mu_m^N \end{pmatrix} \in R^{N \times 14}$$

3. Запуск моделі і класифікація набору вхідних даних. Кожен набір початкових значень та швидкісних параметрів, згенерованих на другому кроці, використовуються в якості входу для моделі протипухлинного імунітету. Чисельне інтегрування рівнянь здійснюється за допомогою методу Адамса [Хайрер, Нерсет]. Вихідні траєкторії класифікуються на основі критеріїв, запропонованих на першому кроці. Виходячи з результатів класифікації наборам початкових значень і швидкісних параметрів приписуються відповідні атрибути класів.

4. Побудова матриці залежностей між початковими значеннями та між швидкісними параметрами. Метод припускає, що для форми траєкторій системи співвідношення між початковими значеннями та між швидкісними значеннями є набагато важливішими порівняно з їх абсолютними значеннями. Тому будується матриця, що включає інформацію у категоризованому кодованому вигляді про співвідношення між початковими значеннями та між швидкісними параметрами, згенерованими на кроці 2:

$$\text{Тут } x(u, v) = p(u, v) = \begin{cases} 0, & \text{if } u < v \\ 1, & \text{if } u = v \\ 2, & \text{if } u > v \end{cases}$$

$C_l \in \overline{1, 4}$ - значення атрибуту класу, пов'язані з відповідними формами траєкторій.

Отже, на даному кроці чисельні значення початкових значень та швидкісних параметрів трансформуються у категоріальні значення атрибутів наборів навчальних даних. Оскільки ймовірність рівності випадкових чисел дорівнює нулю, то матриця D виглядає свого роду «бінаризацією» співвідношень між початковими значеннями та між швидкісними параметрами. Тобто матриця D включатиме лише значення 0 та 2.

5. Застосування алгоритму послідовного покриття до співвідношень між початковими значеннями та між швидкісними параметрами. Матриця бінарних співвідношень D , побудована на кроці 4, є набором навчальних даних для алгоритму послідовного покриття. Побудований набір класифікаційних правил міститиме перевірку співвідношень між початковими значеннями та

швидкісними параметрами в антецедентах. В якості консеквентів правил будуть класи траєкторій моделі $C \in \overline{1,4}$.

Висновки. Існує чимало реалізацій алгоритму послідовного покриття побудови класифікаційних правил, зокрема у складі програм Mathcad, StatSoftStatistica і ін. Суттєвою перевагою даної реалізації є те, що алгоритм розвинено до Інтернет-проекту, де до формування навчальних наборів залучаються експерти з Інтернет-доступом, що значно розширює та балансує множину навчальних наборів.

Список літератури

1. Stiell IG, Wells GA: Methodologic Standards for the Development of Clinical Decision Rules in Emergency Medicine. *Annals of Emergency Medicine* 1999; 33:4, pp.437-447.
2. Laupacis A, Secar N, Stiell IG: Clinical prediction rules: A review and suggested modifications of methodological standards. *JAMA* 1997; 277: 488-494.
3. Essex B, Healy M: Evaluation of a rule base for decision making in general practice. *British Journal of General Practice*, 1994, 44, 211-213.
4. Lea A. Segel, *Mathematical Models in Molecular and Cellular Biology*. CUP Archive, 1980 – 757 pp.
5. YvonneKoch, ThomasWolf, PeterK. Sorger, RolandEils, BenediktBrars, Decision-TreeBasedModelAnalysisforEfficient Identification of Parameter Relations Leading to Different Signaling States / *PLOS ONE* | www.plosone.org, December 2013, Volume 8, Issue 12, e82593
6. ClemensKuhn, ChristophWierling, AlexanderKuhn, EddaKlipp, GeorgiaPanopoulou, HansLehrachandAlbertJPoustka, MonteCarloanalysisofODEModeloftheSeaUrchinEndomesodermNetwork / *BMCSystemsBiology*, 2009, 3:83 doi: 10.1186/1752-0509-3-83.
7. Ахо А., Хопкрофт Дж., Ульман Дж., Построение и анализ вычислительных алгоритмов. – М.: Мир, 1979, 536 стр.
8. Гвоздецька І.С. Математичні моделі пухлинного росту на основі динаміки Гомперца / Дис. на здобуття наукового ступеня кандидата техн. наук. – Тернопіль: 2012, 130с.
9. Хайрер Э., Нерсетт С., Ваннер Г. Решение обыкновенных дифференциальных уравнений. Нежесткие задачи. – М.: Мир, 1990. – 512 с.

References

1. Stiell IG, Wells GA: Methodologic Standards for the Development of Clinical Decision Rules in Emergency Medicine. *Annals of Emergency Medicine* 1999; 33:4, pp.437-447.
2. Laupacis A, Secar N, Stiell IG: Clinical prediction rules: A review and suggested modifications of methodological standards. *JAMA* 1997; 277: 488-494.
3. Essex B, Healy M: Evaluation of a rule base for decision making in general practice. *British Journal of General Practice*, 1994, 44, 211-213.
4. Lea A. Segel, *Mathematical Models in Molecular and Cellular Biology*. CUP Archive, 1980 – 757 pp.
5. YvonneKoch, ThomasWolf, PeterK. Sorger, RolandEils, BenediktBrars, Decision-TreeBasedModelAnalysisforEfficient Identification of Parameter Relations Leading to Different Signaling States / *PLOS ONE* | www.plosone.org, December 2013, Volume 8, Issue 12, e82593
6. ClemensKuhn, ChristophWierling, AlexanderKuhn, EddaKlipp, GeorgiaPanopoulou, HansLehrachandAlbertJPoustka, MonteCarloanalysisofODEModeloftheSeaUrchinEndomesodermNetwork / *BMCSystemsBiology*, 2009, 3:83 doi: 10.1186/1752-0509-3-83.
7. AhoA., Hopcroft J., Ullman J., *Constructionandanalysisofcomputationalalgorithms*. - M.: World, 1979, 536 p.
8. Gvozdetska IS *Mathematical models of tumor growth based on the dynamics Gompertz* / Dis. for the degree of Candidate of Sc. sciences. - Ternopol: 2012. 130 p.
9. Hayrer E., Nersett S., G. Wanner. *Solutions of ordinary differential equations. Non-rigid task*. - M.: Peace, 1990. – 512 p.

Стаття надійшла до редакції 22.03.2016.

УДК 621.762

Г.А. Баглюк, Ю.Г. Безимьянний, А.Н. Колесніков, О.В. Талько, Ю.О. Шишкіна

Інститут проблем матеріалознавства НАН України

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ СХЕМИ ВИГОТОВЛЕННЯ НА ХАРАКТЕР АНІЗОТРОПІЇ І ПРУЖНІ ВЛАСТИВОСТІ ГАРЯЧЕШТАМПОВАНИХ ПОРОШКОВИХ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ

Приведено результати досліджень особливостей структури та пружних характеристик алюмоматричних композитів системи Al-TiC, отриманих гарячим штампуванням з використанням різних технологічних схем. Показано, що матеріали, отримані гарячим штампуванням, відзначаються помітною анізотропією, що характеризується витягнутістю часток матричної фази в напрямку, перпендикулярному прикладання зусилля штампування, внаслідок чого величини як нормального модуля пружності, так і модуля зсуву в площині, перпендикулярній напрямку прикладання деформуючого зусилля при гарячому штампуванні, на 12-15 % перевищують відповідні характеристики в напрямку деформування. Для всіх розглянутих технологічних схем виготовлення характеристики пружності досліджуваних алюмоматричних композитів перевищують модуль Юнга алюмінію на 40-70 % (в залежності від напрямку прозвучування), а відповідні характеристики модулю зсуву вище на 8-15 %.

Ключові слова: алюмоматричний композит, гаряче штампування, модуль пружності, структура, анізотропія.

Г.А. Баглюк, Ю.Г. Безимьянний, А.Н. Колесніков, О.В. Талько, Ю.А. Шишкіна

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СХЕМЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НА ХАРАКТЕР АНИЗОТРОПИИ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕШТАМПОВАННЫХ ПОРОШКОВЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

Приведены результаты исследований особенностей структуры и упругих характеристик алюмоматричных композитов системы Al-TiC, полученных горячей штамповкой с использованием различных технологических схем. Показано, что материалы, полученные горячей штамповкой, отличаются заметной анизотропией, которая характеризуется вытянутостью частиц матричной фазы в направлении, перпендикулярном прикладыванию усилия штамповки, вследствие чего величины как нормального модуля упругости, так и модуля сдвига в плоскости, перпендикулярной направлению приложения деформирующего усилия при горячей штамповке, на 12-15 % превышают соответствующие характеристики в направлении деформирования. Для всех рассмотренных технологических схем изготовления характеристики упругости исследуемых алюмоматричных композитов превышают модуль Юнга алюминия на 40-70 % (в зависимости от направления прозвучивания), а соответствующие характеристики модуля сдвига выше на 8-15 %.

Ключевые слова: алюмоматричный композит, горячая штамповка, модуль упругости, структура, анизотропия.

G.A. Bagliuk, Yu.G. Bezimianny, A.N. Kolesnikov, O.V. Talko, Yu.A. Shishkina

THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL SCHEMES FOR MANUFACTURING ON CHARACTER OF THE ANISOTROPY AND ELASTIC PROPERTIES OF HOT-FORGED ALUMINUM-MATRIX POWDERED COMPOSITES

The results of investigations of the structure and the elastic characteristics of the aluminium-matrix composites of Al-TiC system, obtained by hot forging with use of various technological schemes are presented. It is shown that the material obtained by hot forging differ with appreciable anisotropy, which is characterized by the elongation of the particles of the matrix phase in the normal direction to forging force. Hereupon the resulting value of both normal elasticity modulus and shear modulus in the plane normal to the direction of the deforming force during hot forging, are of 12-15% higher than the corresponding characteristics in the direction of deformation. For all of the above manufacturing process the elastic characteristics of the investigated aluminum-matrix composites exceeds by 40-70% (depending on the direction of sounding) the Young modulus of aluminium, and the respective characteristics of the shear modulus are higher by 8-15%.

Keywords: aluminum-matrix composite, hot stamping, modulus of elasticity, structure, anisotropy.

Вступ

Алюмоматричні композити знаходять все більш широке застосування в автомобільній, авіаційній і аерокосмічній промисловості завдяки унікальному сполученню високої міцності і низької питомої ваги, високому модулю пружності, гарним триботехнічним характеристикам [1-3].

У якості зміцнюючої керамічної добавки до алюмінієвих сплавів найбільш часто використовуються SiC, Al₂O₃, TiC та TiB₂. При цьому, автори [1] вважають, що серед відзначених добавок найбільш привабливим є карбід титану внаслідок його високих твердості і модуля пружності, низького питомої ваги. Параметри ґраток часток карбідів перехідних металів, особливо TiC, найбільшою мірою близькі до параметра ґраток твердого розчину алюмінію.

Зміцнюючі частки в алюмоматричні композити вводять як правило або шляхом механічного

змішування з порошком алюмінію (при використанні методів порошкової металургії), або прямим введенням у розплав алюмінію з наступним його перемішуванням (у випадку застосування ливарного переділу) [1].

Однак, такі методи не дозволяють повною мірою реалізувати можливості дисперсного зміцнення внаслідок незадовільної змочуваності часток карбіду титану алюмінієм через наявність на їх поверхні оксидних плівок.

Більш прийнятним при створенні таких матеріалів видається метод введення зміцнюючих фаз у розплав або порошкову суміш на основі алюмінію з використанням лігатур, зокрема - із системи Al-Ti-C, синтезованих у результаті *in-situ* реакції при термічному синтезі брикетів із суміші порошків Al, Ti та вуглецю, з наступною гарячою обробкою тиском спечених заготовок [3-7]. В той же час, для забезпечення гомогенного розподілу часток зміцнюючої фази по об'єму виробу необхідна реалізація схем інтенсивної пластичної деформації на етапі підготовки порошкових сумішей, або при наступній обробці тиском спечених заготовок [7-9].

Очевидно, що при однаковому вмісті зміцнюючих часток у матричному сплаві істотний вплив на властивості останнього буде складати ступінь конгломерированості цих часток (рівномірність їх розподілу в об'ємі), а також характер анізотропії, як правило виникаючої після застосування методів додаткової обробки тиском спечених заготовок. Одним з ефективних методів опосередкованої оцінки відзначених структурних параметрів матеріалу є визначення характеристик пружності з використанням акустичних, зокрема імпульсних ультразвукових методів [10-11].

У зв'язку з цим, **метою** даної роботи було дослідження впливу попередньої обробки порошкових сумішей і схеми гарячого штампування спресованих порошкових заготовок на ступінь анізотропності матеріалу поковок та значення пружних характеристик у двох ортогональних площинах.

Матеріали і методи досліджень

Для синтезу лігатури системи Al-Ti-C порошки алюмінію (20 %, мас.), титану (64 %) і вуглецю (16 %) змішували в барабанному змішувачі; з отриманої суміші під тиском 500 МПа пресували пористі брикети, а власне термічний синтез здійснювали в герметичній камері, заповненій технічно чистим аргеном, на печі непрямого індукційного нагрівання при температурі 900 °C протягом 1 години.

Брикети синтезованої лігатури розмелювали в планетарному млині протягом 5 хв. до одержання порошку з максимальним розміром часток 80-100 мкм, який використовували як складову шихти для одержання алюмоматричних композитів.

Виготовлення вихідних заготовок для гарячого штампування експериментальних зразків композитів проводили за двома технологічними схемами.

За першою технологічною схемою порошки алюмінію і 15 % (мас.) лігатури змішували протягом однієї години в змішувачі типу "п'яна бочка". При використанні другої технологічної схеми порошки алюмінію і лігатури змішували в етиловому спирті в планетарному млині протягом 7,5 хв. Співвідношення маси порошку і розмелених куль складало 1:5.

Надалі для обох схем отриману порошкову шихту пресували під тиском 550 МПа, заготовки нагрівали у вертикальній лабораторній печі в аргоні до температури 600 °C на протязі 10-15 хв. і піддавали гарячому штампуванню на дугостаторному пресі в напівзакритому штампі.

В якості вихідних заготовок під штампування застосовували два види пресовок: циліндричну ($\varnothing 41$ мм) та таку, що має форму порожнистого конуса з таким же діаметром при основі (рис. 1). Після штампування поковки мали форму плаского циліндра діаметром 43 мм з висотою ~9,5 мм. Частина заготовок перед гарячим штампуванням спікали при температурі 600 °C в аргоні протягом 1-ї години.

Із отриманих поковок вирізали відповідні темплети для оцінки пружних характеристик композитів. Мікроструктуру отриманих лігатур і композитів досліджували за допомогою металографічного мікроскопу XJL-17AT та електронного мікроскопа Jeol SuperproV-733. Травлення зразків проводили в 40 %-ному розчині NaOH.

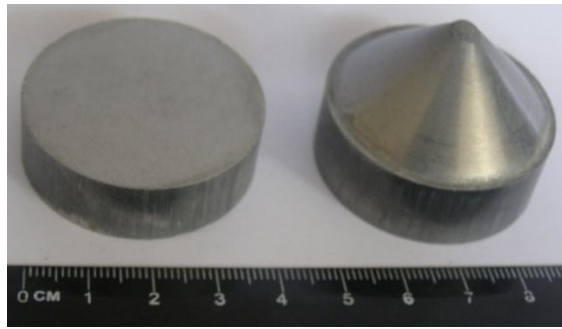


Рис. 1. Зовнішній вигляд заготовок під гаряче штампування за різними технологічними схемами

Таким чином, в якості зразків для оцінки пружних характеристик одержуваного матеріалу були використані поковки чотирьох типів, виготовлених за різними технологічними схемами, наведеними в табл. 1.

Для оцінки пружних характеристик і ступеня анізотропності матеріалу поковок, отриманих з використанням різних технологічних схем, використовувалися акустичні методи неруйнуючого контролю, що базуються на вимірі швидкості поширення пружної хвилі, а саме - метод радіоімпульсу з дискретною затримкою [11] з виміром швидкостей поширення і коефіцієнтів загасання пружних хвиль - подовжньої на частоті 5 МГц і поперечної - 1 МГц. При цьому, приймалося до уваги, що швидкість поширення хвиль функціонально пов'язана з пружністю і щільністю матеріалу. Характеристики зазначених параметрів у різних площинах гарячештампованого зразка можуть служити якісним критерієм ступеня анізотропності отриманого матеріалу.

Таблиця 1

Технологічні схеми виготовлення зразків

№	Метод змішування	Форма вихідної заготовки	Наявність попереднього спікання заготовок
1	Змішувач типу "п'яна бочка"	Циліндр	Без спікання
2	Планетарний млин	Циліндр	Без спікання
3	Планетарний млин	Порожнистий конус	Без спікання
4	Планетарний млин	Циліндр	Спікання при 600 °С

При виборі моделі зв'язку між вимірюваними в процесі експерименту параметрами і характеристиками пружності була прийнята гіпотеза про трансверсальну ізотропію матеріалу. Трансверсально-ізотропні середовища характеризуються сталістю властивостей у різних напрямках тільки в площинах, орієнтованих певним чином (площини ізотропії). В інших напрямках середовища, зокрема - у напрямку, перпендикулярному до площини ізотропії, ці властивості мають інші значення [12-13]. У випадку трансверсально-ізотропного середовища стан матеріалу описують п'ятьма характеристиками пружності і, відповідно, п'ятьма швидкостями поширення пружних хвиль. Якщо направити вісь X перпендикулярно площини пластини (у напрямку прикладання навантаження при штампуванні), а напрямки по осях Y та Z вважати рівноправними, то в їх число увійдуть хвилі, що зв'язані з напрямком штампування (вісь X) таким чином (рис. 2): у напрямку осі X можуть поширюватися подовжня V_{xx} і поперечні (V_{yx} і V_{zx}) пружні хвилі; у будь-якому напрямку, перпендикулярному осі X , можуть поширюватися подовжня $V_{yy}=V_{zz}$ і дві поперечні $V_{yz}=V_{zy}$ і $V_{yx}=V_{xz}$ пружні хвилі (перший індекс вказує на напрямок поширення хвилі імпульсу, а другий – напрямок поляризації хвилі).

Тоді зв'язок між вимірюваними в процесі експерименту швидкостями поширення пружних хвиль V_{ij} , щільністю ρ і відповідними характеристиками пружності C_{ij} буде мати вид [12-13]:

$$C_{xx}=\rho(V_{xx})^2; C_{xy}=C_{xz}=\rho(V_{xy})^2; C_{yy}=C_{zz}=\rho(V_{yy})^2; C_{yz}=\rho(V_{yz})^2; C_{yx}=\rho(V_{yx})^2 \quad (1)$$

Для визначення характеристик пружності із залежності (1) із поковок відповідного віariantу технологічної схеми їх виготовлення вирізували прямокутні паралелепіпеди висотою ~ 6 мм та поперечних розмірів $\sim 28,0$ мм, які піддавали прозвучуванню в двох перпендикулярних напрямках (рис.3).

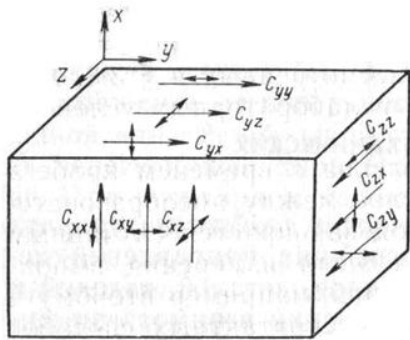


Рис. 2. Геометрія розповсюдження акустичних хвиль в трансверсально-ізотропному середовищі

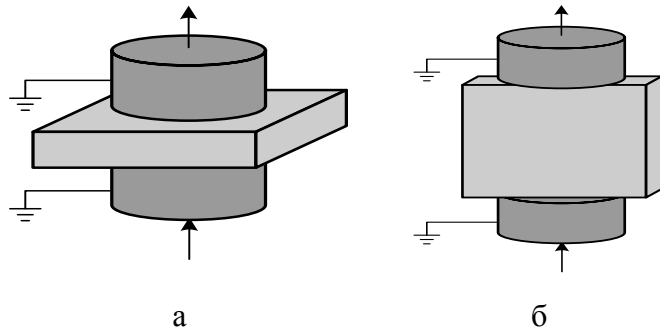


Рисунок 3. Схеми прозвучування зразків у різних напрямках: а - у напрямку паралельному до зусилля штампування; б – у перпендикулярному напрямку

Результати досліджень та їх обговорення

Мікроструктура зразків із суміші порошоків алюмінію і лігатури після гарячого штампування пористих заготовок переважно характеризується наявністю чітко виражених двох фаз: основою є матриця з алюмінію, у якій розподілена упрочнююча фаза, що представляє собою агломерати дисперсних часток карбиду титана розміром $1,0-2,5$ мкм (рис. 4).

Порівняльний аналіз мікроструктур гарячештампованих зразків, отриманих при змішуванні компонентів шихти у змішувачі типу «п'яна бочка» та розмелі в планетарному млині показав, що в структурі матеріалів першої групи спостерігається значне агломерирування часток лігатурної складової (рис. 4, а, б), тоді як у випадку розмелу суміші в планетарному млині (рис. 4, в, г) частки карбідної фази розподілені по об'єму суттєво більш рівномірно.

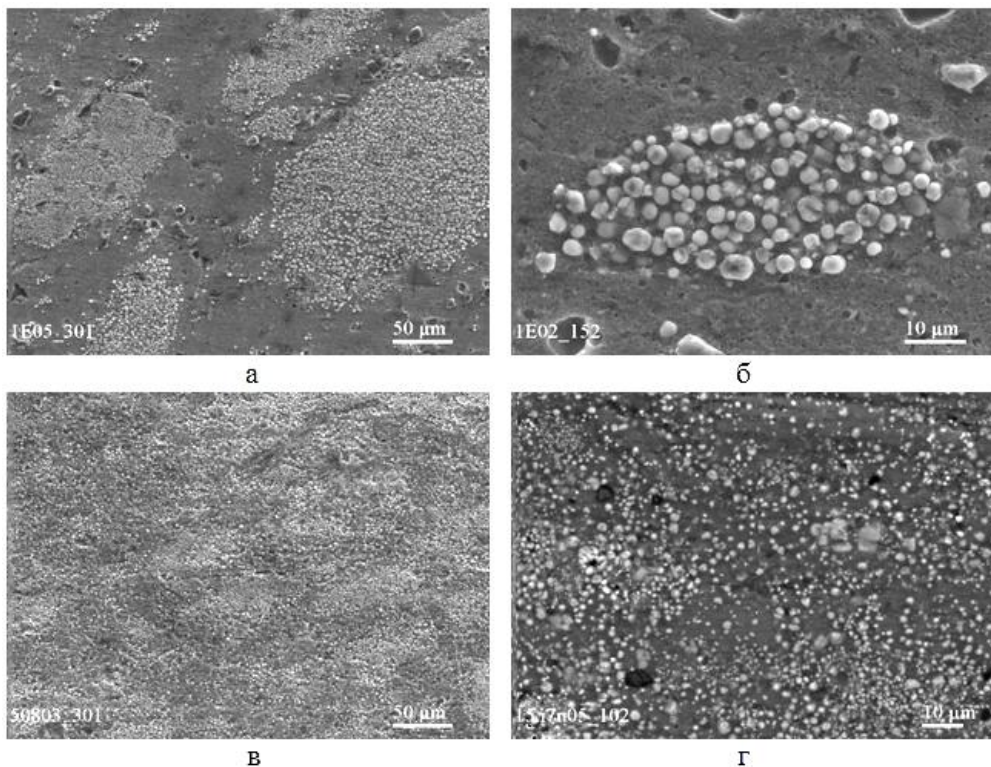


Рис. 4. СЕМ зображення гарячештампованих композитів, отриманих із порошкових сумішей змішуванням у «п'яній бочці» (а, б) та в планетарному млині (в, г)

При цьому матеріали, отримані гарячим штампуванням з неспечених заготовок, мають більш яскраво виражену текстуру, що характеризується витягнутістю часток матричної фази в напрямку, перпендикулярному прикладанню зусилля штампування (рис. 5,а), тоді як ступінь анізотропності матеріалів, отриманих зі спечених заготовок, істотно більш низька (рис. 5,б). Звертає на себе увага істотна різниця характеру розподілу карбідної складової в композитах, отриманих зі спечених і неспечених заготовок: якщо в матеріалі, отриманому з неспечених заготовок, карбідні конгломерати розташовані головним чином у вигляді тонких прошарків по границях витягнутих у поперечному напрямку часток матричної фази, то у випадку використання спечених вихідних заготовок частки карбідної фази розподілені по поверхні шліфа більш рівномірно.

При штампуванні конічних заготовок, схема напружено-деформованого стану яких характеризується більшими значеннями градієнтів тензорів швидкостей деформацій, вплив спікання на характер міжзеренних ділянок структури композита (рис. 5,в,г) у значній мірі нівелюється. При цьому, орієнтація траєкторій плину матеріалу в цьому випадку вказує на наявність у процесі штампування значних градієнтів деформацій зсуву (області вихрового плину) (рис. 5,в,г) у порівнянні зі штампуванням циліндричних зразків (рис. 5, а,б).

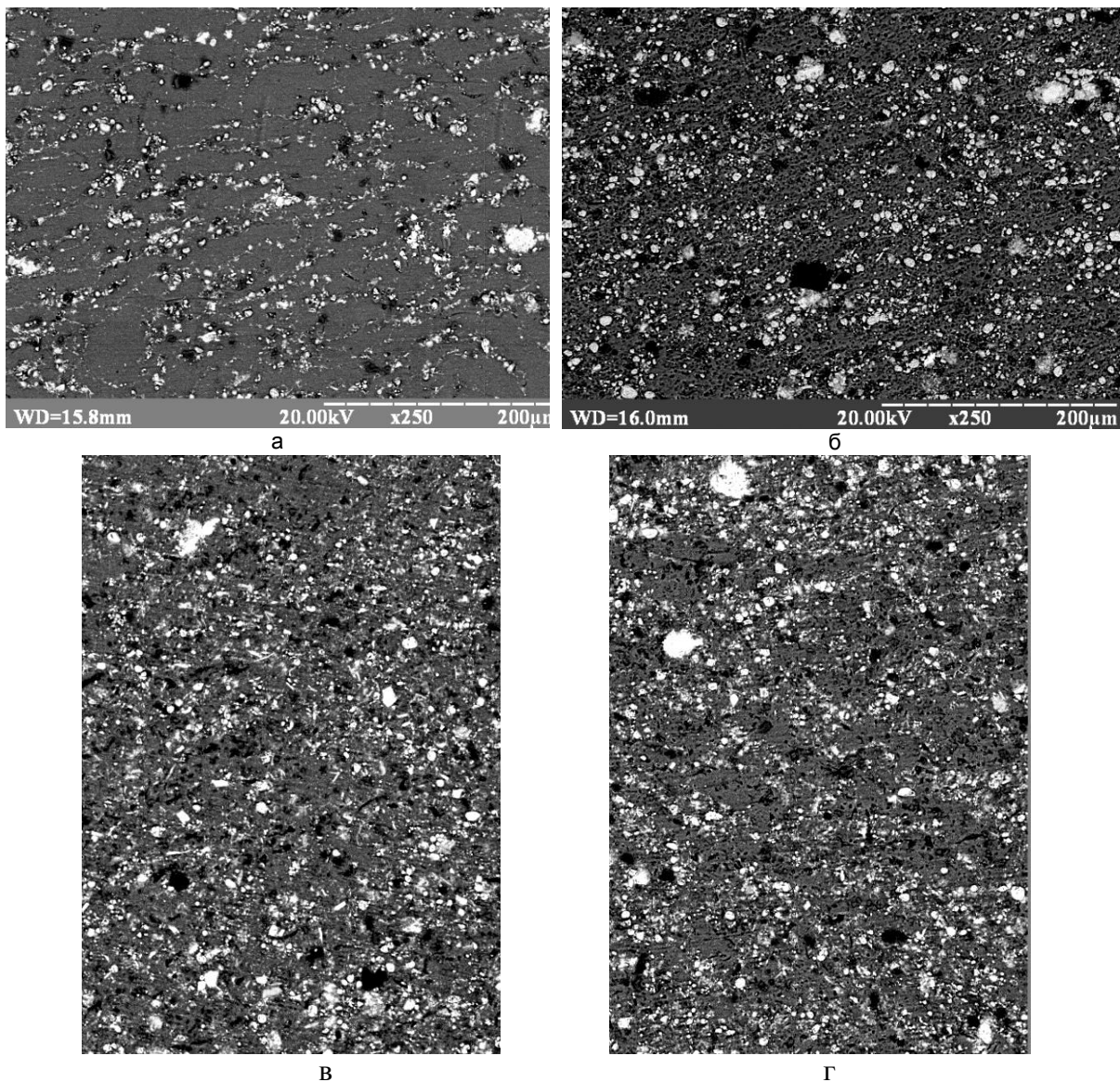


Рис. 5. Мікроструктура поковок, отриманих після гарячого штампування циліндричних (а, б) і конічних (в, г) неспечених (а, в) та спечених (б, г) заготовок

Результати прозвучування зразків отриманих композитів з використанням імпульсних ультразвукових дозволили оцінити значення швидкостей розповсюдження повздовжніх та поперечних пружних хвиль в двох ортогональних площинах (паралельній та перпендикулярній до

напрямку штампування) та розрахувати з використанням залежностей (1) відповідні характеристики пружності (рис. 6).

Як можна бачити з рис. 6, помітна структурна анізотропія (рис. 5) гарячештапованих зразків проявляється також і в пружних характеристиках останніх в різних напрямках: величини як нормального модуля пружності (рис. 6,а), так і модуля зсуву (рис. 6,б) в площині, перпендикулярній напрямку прикладання деформуючого зусилля при гарячому штампуванні (C_{yy} та C_{xx}), на 12-15 % перевищують відповідні характеристики в напрямку деформування (C_{xx} та C_{xy}).

Відмічений ефект обумовлений особливостями анізотропії гарячештапованих зразків, яка проявляється в тому, що конгломерати карбіду титану, який має суттєво вищий модуль пружності (~494 ГПа [14]) у порівнянні з матричною фазою алюмінію (66-70 ГПа [15]), витягнуті головним чином в поперечному напрямку та формують, таким чином, своєрідні «звукові доріжки» в напрямку, перпендикулярному напрямку прикладання активного зусилля при гарячому штампуванні. Така структура найбільш характерна для зразків, отриманих із циліндричних заготовок (рис. 5,а,б), що і забезпечує вищі значення модуля пружності для таких зразків (№2), у порівнянні із зразками, отриманими з конічних заготовок (№3).

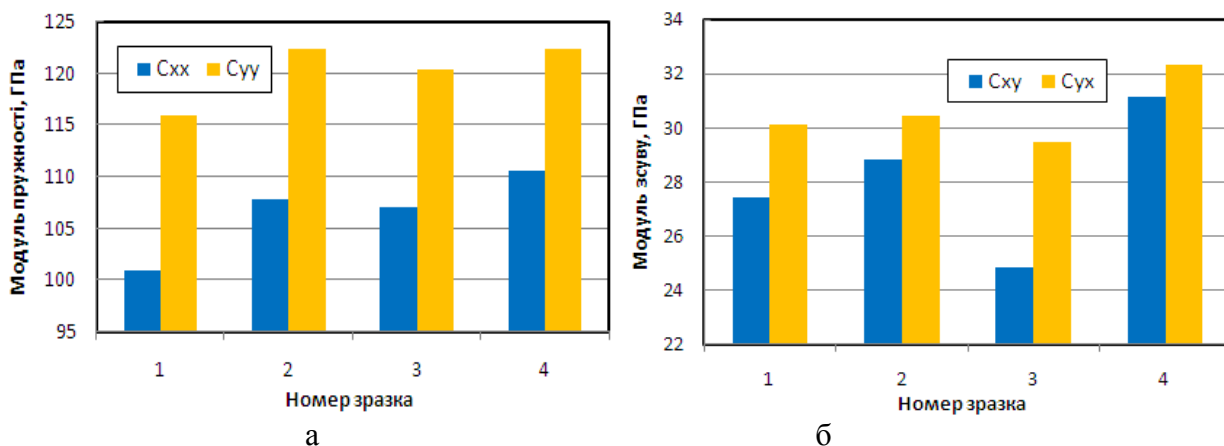


Рис. 6. Характеристики пружності для зразків, отриманих з використанням різних технологічних схем

В структурі заготовок, відштапованих із заготовок конічної форми (рис. 5,в), анізотропія проявляється меншою мірою і частки карбідної фази розподілені по поверхні шліфа більш рівномірно, що обумовлює і дещо менші значення модуля пружності для зразків цієї серії (№ 3).

Попереднє спікання заготовок під штампування (зразок №4) незначно впливає на характеристики пружності гарячештапованих матеріалів.

Порівняння величин модулів пружності для зразків, отриманих із вихідних порошкових сумішей (№1) та сумішей після їх механоактивації в планетарному млині (№ 2-4) показало, що значення модулів пружності для останніх помітно вищі як в поздовжньому, так і поперечному напрямках (рис. 6,а). Це пояснюється суттєвою відмінністю структури композиту, отриманого із необробленої шихти, яка відзначається значним агломеруванням часток лігатурної складової (рис. 4, а, б) у порівнянні із матеріалами, виготовленими із розмеленої в планетарному млині шихти, частки карбідної фази якої розподілені по об'єму суттєво більш рівномірно (рис. 4, в, г).

Слід відзначити, що, незважаючи на технологічну схему виготовлення (із розглянутих вище), характеристики пружності досліджуваних алюмоматричних композитів перевищують модуль Юнга алюмінію на 40-70 % (в залежності від напрямку прозвучування), а відповідні характеристики модулю зсуву вищі на 8-15 %.

Нарівні із пружними характеристиками, одним з параметрів, що опосередковано характеризує якість міжчасткових контактів та однорідність структури матеріалу, є характер затухання сигналу імпульсу при проходженні ним зразка. Проходячи через середовище, ультразвукова хвиля зазнає затухання і амплітуда коливань у плоскій хвилі зменшується з відстанню по експонентному закону:

$$A = A_0 \exp(-ax)$$

де a - коефіцієнт затухання. Затухання ультразвуку визначається по зменшенню інтенсивності ультразвукової хвилі. В разі використання імпульсних методів аналізу у

досліджуване середовище посилається короткий ультразвуковий імпульс і виміряється час пробігу, що витрачає ультразвук на проходження деякої відстані S . Порівнюючи величину амплітуди двох послідовних відбитих імпульсів на екрані осцилографа (рис. 7,а), можна визначити коефіцієнт затухання ультразвукової хвилі в даному матеріалі.

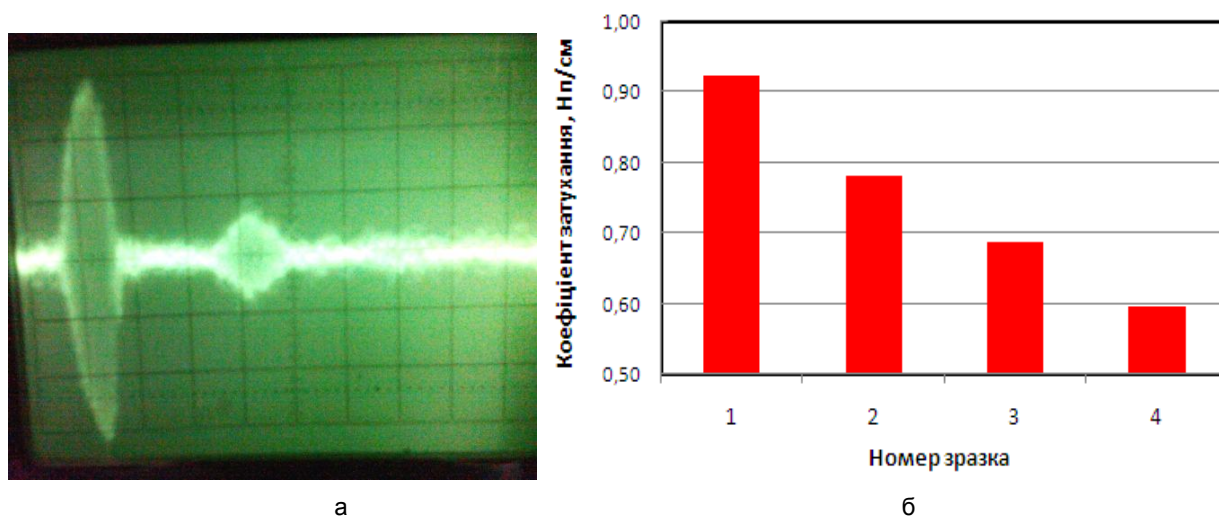


Рис. 7. Вигляд осцилограми для визначення характеру затухання за величиною амплітуд двох послідовних відбитих імпульсів (а) та коефіцієнти затухання для зразків, отриманих з використанням різних технологічних схем (б)

Як можна бачити з рис. 7,б, найбільшим значенням коефіцієнту затухання характеризується композит №1, виготовлений із шихти, що не піддавалася розмелу. Розмелювання вихідної шихти в планетарному млині (зразок №2) та застосування схеми штампування за наявності значних градієнтів деформацій зсуву (області вихрового плинну) (при використанні вихідних заготовок у вигляді порожнистого конуса, зразок №3) у порівнянні зі штампуванням циліндричних зразків призводить до суттєвого зменшення ступеня агломерування часток зміцнюючої фази, що викликає, нарівні із підвищенням модуля пружності, помітне зменшення коефіцієнта затухання. Використання попереднього спікання заготовок перед гарячим штампуванням (зразок №4) також сприяє зменшенню коефіцієнта затухання внаслідок поліпшення умов міжчасткового зрошування при спіканні [16].

Висновки

1) Матеріали, отримані гарячим штампуванням, відзначаються помітною анізотропністю, що характеризується витягнутістю часток матричної фази в напрямку, перпендикулярному прикладання зусилля штампування. При цьому, ступінь анізотропності матеріалів, отриманих зі неспечених заготовок, помітно вища у порівнянні із гарячештампованими спеченими композитами.

2) Структурна анізотропія гарячештампованих зразків проявляється в пружних характеристиках останніх в різних напрямках: величини як нормального модуля пружності, так і модуля зсуву в площині, перпендикулярній напрямку прикладання деформуючого зусилля при гарячому штампуванні, на 12-15 % перевищують відповідні характеристики в напрямку деформування.

3) Порівняння величин модулів пружності для зразків, отриманих із вихідних (необроблених) порошкових сумішей та сумішей після їх механоактивації в планетарному млині показало, що значення модуля пружності для останніх помітно вищі як в поздовжньому, так і поперечному напрямках, що пояснюється суттєвою відмінністю структури композиту, отриманого із необробленої шихти, яка відзначається значним агломеруванням часток лігатурної складової у порівнянні із матеріалами, виготовленими із розмеленої шихти, частки карбідної фази якої розподілені по об'єму суттєво більш рівномірно

4) Для всіх розглянутих технологічних схем виготовлення характеристики пружності досліджуваних алюмоматричних композитів перевищують модуль Юнга алюмінію на 40-70 % (в

залежності від напрямку прозвучування), а відповідні характеристики модулю зсуву вище на 8-15 %.

Література

1. *Torralla J. M., da Costa C. E., Velasco F.* P/M aluminum matrix composites: an overview // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 133. – P. 203÷206.
2. *Tong X. C., Gosh A. K.* Fabrication of in situ TiC reinforced aluminum matrix composites // Journal of Materials Science. – 2001. – Vol. 36. – P. 4059÷4069.
3. *Kennedy A. R., Weston D. P., Jones M. I.* Reaction in Al–TiC metal matrix composites // Materials Science and Engineering A. – 2001. – Vol. 316. – P. 32÷38.
4. *Шишкіна Ю.А., Баглюк Г.А., Мамонова А.А., Тихонова И.Б.* Влияние содержания углерода на формирование структуры порошковой лигатуры системы Al–Ti–C в процессе реакционного синтеза // Порошковая металлургия. – 2013. – № 3/4. – С.48-56.
5. *Selcuk C., Kennedy A. R.* Al–TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesized from reacted elemental powders // Materials Letters. – 2006. – Vol. 60. – P. 3364-3366.
6. *Song M.S., Huang B., Zhang M.X., Li J.G.* Study of formation behavior of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Al–Ti–C elemental powders // Journal of Refractory Metals & Hard Materials. – 2009. – Vol. 27. – P. 584÷589.
7. *Shishkina Yu. O., Baglyuk G.A., Mamonova A.A., Verbilo D.G.* Effect of Alloying on the Structure and Mechanical Properties of Hot-Forged Aluminum-Matrix Powder Composites Al–Ti–C // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2015. – Vol. 54, No. 5. – P. 266÷273.
8. *Баглюк Г. А.* Влияние деформационных параметров на структуру и свойства горячештампованных порошковых материалов // Обработка материалов давлением. – 2011. – № 1 (26). – Краматорск, 2011. – С. 139÷145.
9. *Baglyuk G., Shishkina Yu.* The influence of severe plastic deformation on structure and properties of aluminum matrix composites // Euro PM 2014 Congress Proceedings. – 21-24 September 2014.. Messezentrum Salzburg, Austria. – P. 21-24.
10. *Неразрушающий контроль и диагностика: Справочник / Под ред. В.В.Клюева.* – М.: Машиностроение, 2003. – 656 с.
11. *Безмянний Ю.Г.* Акустичний контроль матеріалів з розвинутою мезоструктурою // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 4. – С.53-65.
12. *Александров К.С., Продайвода Г.Т.* Анизотропия упругих свойств минералов и горных пород. – Новосибирск: СО РАН, 2000. – 353 с.
13. *Дьелесан Э., Руайе Д.* Упругие волны в твердых телах. – М.: Наука, 1982. – 424 с.
14. *Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Петров А. П.* Карбид титана: получение, свойства, применение, М., 1987. – 216 с.
15. *Металловедение алюминия и его сплавов: Спр. изд. / А. И. Беляев, О. С. Бочвар, Н. Н. Буйнов и др.* — М., «Металлургия», 1983. – 280 с.
16. *Дорофеев В. Ю., Егоров С. Н.* Межчастичное сращивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов. – М.: ЗАО Металлургиздат, 2003. – 152 с.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

Д.І. Барановський, А.В. Кузьмов, М.Б. Штерн

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

ДОСЛІДЖЕННЯ ВТРАТИ СТІЙКОСТІ ПРИ СПІКАННІ БАГАТОШАРОВИХ КЕРАМІЧНИХ КОНДЕНСАТОРІВ ВНАСЛІДОК АГЛОМЕРАЦІЇ НАНОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКУ НІКЕЛЮ

Шляхом комп'ютерного моделювання на базі континуальної теорії спікання біпористих матеріалів змодельована усадка шарів нікелю при спіканні багатошарових керамічних конденсаторів. Встановлено, що при спіканні шару нікелю відбувається зростання неоднорідності пористої структури. Виявилось також, що не дивлячись на початкову однорідність середньої густини, в ході спікання виникає та посилюється мікронеоднорідність поля густини.

Ключові слова: багатошарові керамічні конденсатори, спікання, біпористий матеріал, агломеровані нанопорошки.

Д.И. Барановский, А.В. Кузьмов, М.Б. Штерн

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ ПРИ СПЕКАНИИ МНОГОСЛОЙНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОНДЕНСАТОРОВ В РЕЗУЛЬТАТЕ АГЛОМЕРАЦИИ НАНОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА НИКЕЛЯ

Путем компьютерного моделирования на базе континуальной теории спекания бипористых материалов смоделирована усадка слоев никеля при спекании многослойных керамических конденсаторов. Установлено, что при спекании слоя никеля происходит рост неоднородности пористой структуры. Оказалось также, что несмотря на начальную однородность средней плотности, в ходе спекания возникает и усиливается микронеоднородность поля плотности.

Ключевые слова: многослойные керамические конденсаторы, спекание, бипористый материал, агломерированные нанопорошки.

D.I. Baranovsky, A.V. Kuzmov, M.B. Shtern

INVESTIGATION OF BUCKLING IN THE NICKEL LAYER DURING SINTERING OF MULTILAYER CERAMIC CAPACITORS

By computer modeling based on continuum theory of sintering shrinkage biporous materials modeled layers of nickel during the sintering of multilayer ceramic capacitors. It was established that during sintering the nickel layer is a growth of the porous structure of heterogeneity. It was also found that despite the initial average density uniformity during sintering arises and enhanced density field microheterogeneity.

Keywords: multi-layer ceramic capacitors, sintering, biporous material, agglomerated nanopowders.

1. Вступ

Виробництво та продаж багатошарових керамічних конденсаторів (MLCC) є найвищими з усіх виробів електронної кераміки за останні 30 років і зростають на 15% щорічно [1]. Вони майже повністю витіснили одношарові конденсатори, які використовувались в минулому. Розвиток технології виробництва цих конденсаторів повинен сприяти їх подальшому розповсюдженню.

Для того, щоб одержати конденсатори зі значною ємністю необхідно використовувати діелектрики з великою відносною діелектричною проникністю, тонким шаром діелектрику, значною кількістю шарів та якісним покриттям діелектрика електродами. Діелектрик титанат барію BaTiO₃ було синтезовано одночасно в декількох країнах під час Другої світової війни. Він має діелектричну проникність $\epsilon_r > 10000$, що на порядок перевищувала відповідні значення інших діелектриків відомих на той час. Зараз титанат барію є найбільш розповсюдженим керамічним діелектриком, що використовується в конденсаторах. Поведінка титанату барію при нагріві характеризується декількома фазовими перетвореннями. Для того, щоб забезпечити його температурну стабільність використовуються різноманітні домішки.

Масове виробництво конденсаторів вимагає здешевлення їх виробництва. Якщо в минулому електроди конденсаторів вироблялись з платини, зараз перевага надається технології ВМЕ (Base Metal Electrode), в якій використовуються електроди з Ni.

Загалом технологія виробництва MLCC конденсаторів складається з наступних головних етапів: лиття тонких керамічних листків (the casting), нанесення на них так званого чорнила, що містить порошок нікелю (screen printing); об'єднання всіх листів в один композит, що може містити до 1000 шарів діелектрика і електродів. Далі листи розрізають на окремі заготовки конденсаторів, відпалюють зв'язку та спікають. Для того, щоб метал електродів не окислювався, спікання відбувається в відновлюючій атмосфері. Спікання - найбільш відповідальна і складна

технологічна операція виготовлення конденсаторів. Саме на цій стадії визначається їх якість. Прагнення до мініатюризації сучасної електроніки та намагання збільшити ємність конденсатора призводить до зменшення товщини шарів діелектрика та електродів. Коли товщина діелектрику досягає приблизно $1\ \mu\text{m}$ відбувається суттєве погіршення якості електродів [2]. Дефекти електродів призводять до падіння ємності конденсаторів внаслідок зменшення площі покриття електродними шарів діелектрика. Крім того вони є концентраторами електричного поля, що призводить до зменшення пробійної напруженості поля і виходу конденсатору з ладу внаслідок пробою.

Несподіваним результатом виявився значний вплив швидкості нагріву при спіканні на якість конденсаторів [3]. Пояснення цього ефекту вимагає докладного моделювання процесу спікання багатшарових конденсаторів. При спіканні можна виділити дві стадії: неізотермічну стадію швидкого нагріву до температури 1150°C та стадію витримки при цій температурі, що триває приблизно півгодини. Для спікання ультра тонких сучасних конденсаторів використовуються нанорозмірні порошки BaTiO_3 та Ni . Шари електродів є зазвичай тоншими ніж Ni , тому по товщині електродів вкладається 4-5 часток Ni [4]. Після відпалювання зв'язки всі порошки є агломерованими. Початкова пористість шару Ni (0.47-0.5) є зазвичай вищою ніж пористість діелектрику (0.4-0.42). Під час нагріву можуть відбуватися різноманітні хімічні реакції, що і можуть призводити до появи дефектів. Зокрема саме на цьому будувалось пояснення впливу швидкості нагріву в [3]: припускалось, що під час повільного нагріву утворюються різні фази на контакті між електродом та діелектриком. Разом з тим при подальших експериментальних дослідженнях ніякої рідкої фази не було знайдено [5].

Інше пояснення полягає в тому, що виникнення дефектів в електродах є результатом дії розтягуючих напружень, які виникають в шарі Ni під час спікання. Томографія виявила [4], що в проміжку температур 450°C - 900°C відбувалося лише спікання шару Ni , оскільки спікання цього матеріалу починається значно раніше ніж кераміки. Е могло призводити до появи значних розтягуючих напружень в шарі Ni . Дефекти виникали там, де були неоднорідності початкової заготовки. Причому, як було зазначено в іншому дослідженні [5], дефекти з'являються насамперед в місцях відмежування електроду від діелектрика. Дефекти виникають на першій стадії спікання (стадії нагріву) і можуть частково заліковуватися на другій стадії (ізотермічній). Можна припустити, що в умовах коли шар електродів усаджується, а шар діелектрику практично не деформується в місцях великих міжагломератних пор відбувається руйнування міжчастинкових контактів, так зване *de-sintering* [6]. Моделювання спікання біпористих порошкових тіл дозволяє відслідковувати кінетику утворення дефектів в агломерованих порошках. В свою чергу передбачення розвитку дефектів дозволяє оптимізувати процес нагріву під час спікання.

Оскільки, як зазначалось вище порошок Ni є агломерованим, пориста структура матеріалу при консолідації буде бідисперсною. Для такої структури пор за деяких умов характерна локалізація та зональне уособлення, тобто нестійкість пористої структури при спіканні. Для моделювання таких процесів кінетики структури пор буде в подальшому використана розвинена раніше авторами реологічна теорія спікання біпористих матеріалів.

2. Реологічні співвідношення і рівняння еволюції континуальної теорії спікання біпористих матеріалів

Згідно з концепцією, запропонованою в [7] в подальшому розгляд зосереджується на поведінці біпористого матеріалу, в якому великі пори замкнуті і оточені дрібнопористою матрицею (рис.1.)

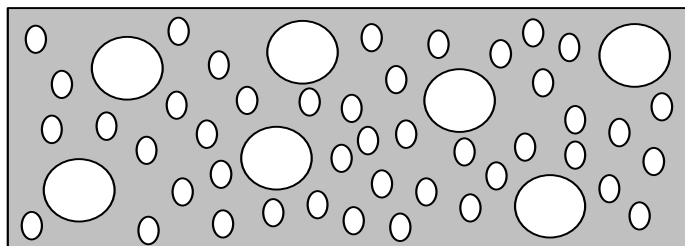


Рис. 1. – Стилізований фрагмент біпористого матеріалу.

В свою чергу дрібні пори оточені твердою фазою. Це дозволяє розглядати два типи матричних фаз, які використовуються в подальших міркуваннях: матрична фаза сформована твердою фазою, яка зазвичай використовується при континуальному розгляді пористого тіла, і дрібнопориста матриця. Остання розглядається як суцільне середовище, що оточує великі пори.

Співвідношення між тензорами напружень і швидкостей деформацій наводиться в загальноприйнятій формі для в'язкого стисливого континууму за наявності потенціалу спікання

$$\sigma_{ij} = 2\eta_{eff} \left(e_{ij} - \frac{1}{3} e \delta_{ij} \right) + \zeta_{eff} e \delta_{ij} + P_{Leff} \delta_{ij} \quad (1)$$

Позначаючи зміст дрібних пір в дрібнопористій матриці як Π_1 , а великих пір в біпористому матеріалі – Π_2 , вирази для ефективних модулів біпористого середовища приймуть вигляд:

$$\zeta_{eff} = \frac{(1-\Pi_2)\zeta}{1 + \frac{3}{4} \frac{\zeta}{\eta} \Pi_2}; \quad P_{Leff} = \frac{P_{L1}(1-\Pi_2) + P_{L2} \left(1 + \frac{3}{4} \frac{\zeta}{\eta} \right) \Pi_2}{1 + \frac{3}{4} \frac{\zeta}{\eta} \Pi_2} \quad (2)$$

$$\zeta = \frac{4(1-\Pi_1)^3}{3\Pi_1} \eta_0; \quad \eta = (1-\Pi_1)^2 \eta_0; \quad P_{L1} = \frac{3\sigma}{R_{small}} (1-\Pi_1)^2; \quad P_{L2} = \frac{2\sigma}{R_{large}}$$

Де ζ і η - коефіцієнти об'ємної та зсувної в'язкості дрібнопористої матриці, η_0 - коефіцієнт зсувної в'язкості твердої фази, P_{L1} - потенціал спікання для дрібнопористої матриці, P_{L2} - капілярний Лапласівський тиск на поверхні великої пори, σ - коефіцієнт поверхневого натягу, R_{small}, R_{large} - радіуси малих і великих пор відповідно.

Кінетичні рівняння для вмісту дрібних і великих пор [1] мають вигляд

$$\begin{aligned} \frac{\dot{\Pi}_2}{1-\Pi_2} &= \frac{3\zeta \Pi_2}{4\eta + 3\zeta \Pi_2} e - \frac{3\Pi_2}{4\eta + 3\zeta \Pi_2} (P_{L2} - P_{L1}) \\ \frac{\dot{\Pi}_1}{1-\Pi_1} &= \frac{4\eta}{4\eta + 3\zeta \Pi_2} e + \frac{3\Pi_2}{4\eta + 3\zeta \Pi_2} (P_{L2} - P_{L1}) \end{aligned} \quad (3)$$

Де $e = e_{ii}$ - швидкість об'ємного розширення.

3. Нестійкість пористої структури в шарі Ni при спіканні MLCC конденсаторів

Як відомо [8] наявність різного роду обмежень при спіканні біпористого тіла (навантаження або закріплення) може істотно впливати на темп зменшення малих і зростання великих пор. При спіканні ж MLCC конденсаторів на першому етапі при нагріванні і витримці до 1100 градусів шар BaTiO₃ можна вважати таким, що не деформується, а усаджується тільки шар Ni. Тобто з континуальної точки зору маємо задачу частково закріпленого спікання (аналогічну задачі припікання порошкового покриття до жорсткої підложки).

Випадок спікання біпористого матеріалу з частковим обмеженням був теоретично розглянутий в роботах [8] і [9] при однорідному розподілі густини. Зокрема автори роботи [8] показали, що спікання при всебічному закріпленні нестійке, - незначні відмінності в розмірах пор або початкових пористостях призводять до істотної різниці в еволюції дрібних і великих пор: вміст пор в дрібнопористій матриці скорочується, тоді, як об'ємний вміст великих пор збільшується. Іншими словами, з перебігом часу спікання часткове закріплення збільшує різницю між вмістами великих і дрібних пір. В даній же роботі було вирішено дослідити випадковим чином розподілену мікронеоднорідність біпористої структури, при тому, що початкова загальна густина однорідно розподілена. Для цього розглядалась представницька комірка такого матеріалу, що складається з областей двох різних типів, які випадково розподілені в об'ємі. Кожен тип областей містить тільки великі або тільки малі пори. Розрахунки, проведені авторами дозволили визначити еволюцію вмісту різних сортів пір в межах представницької комірки.

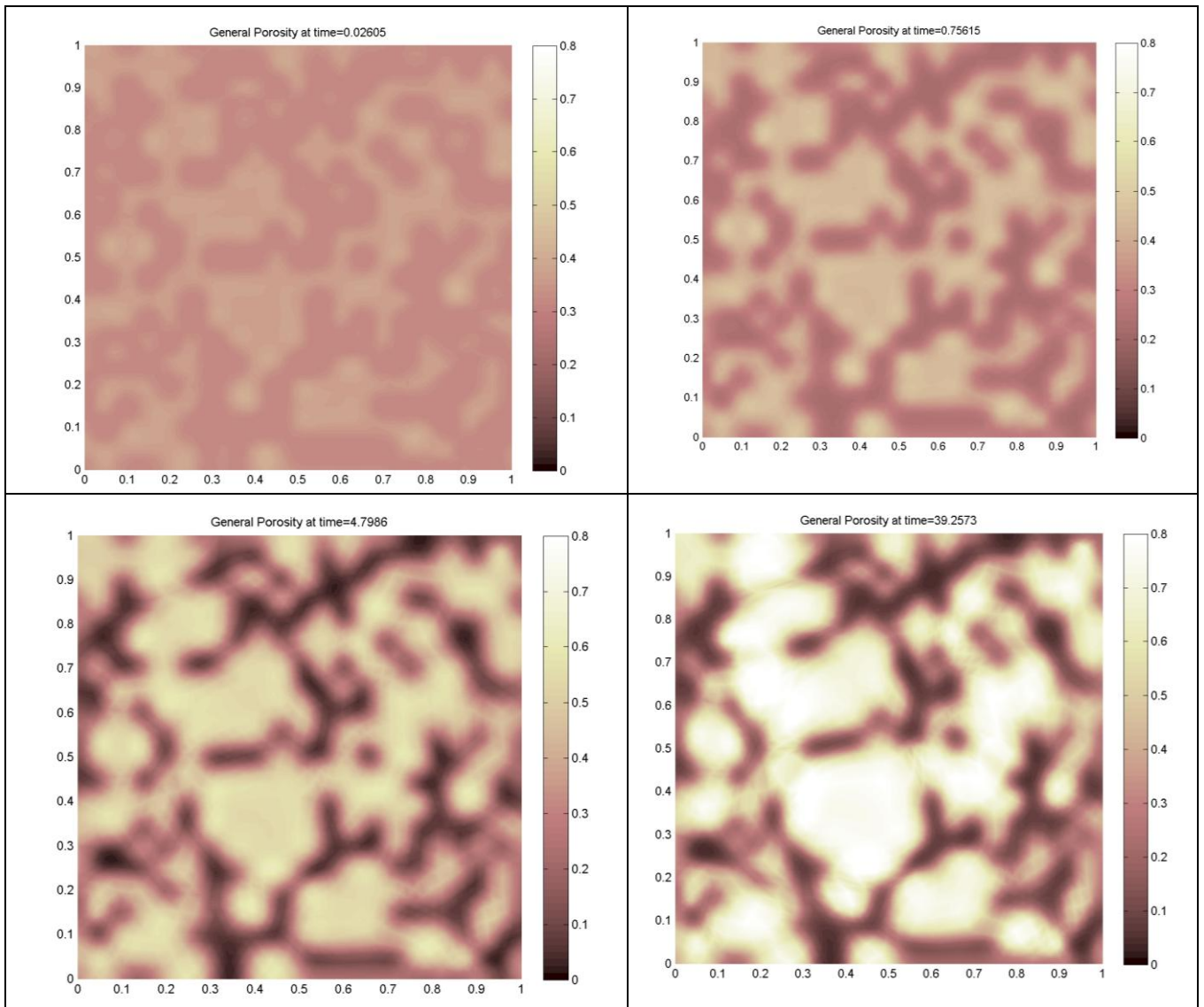


Рис. 2. – Еволюція пористості при спіканні в представницькому елементі шару Ni.

В результаті моделювання було виявлено дві важливі тенденції. По-перше при спіканні частково закріпленого шару відбувається зростання неоднорідності пористої структури (Рис. 2.) . По-друге, не дивлячись на початкову однорідність середньої густини, в ході спікання виникає та посилюється неоднорідність густини на мезорівні в межах представницької комірки. Тобто можна говорити про зональне уособлення при спіканні.

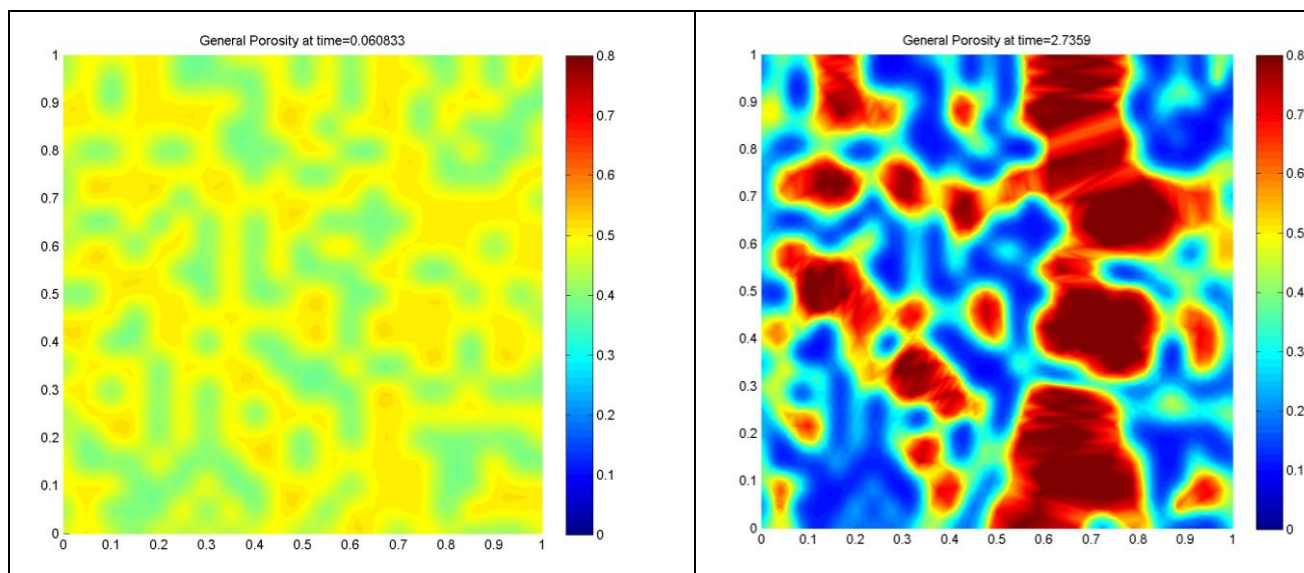


Рис. 3. –Локалізація зони розпушення в представницькому елементі шару Ni. при спіканні.

Слід зазначити, що якщо використовувати класичні континуальні теорії спікання, в яких єдиним внутрішнім параметром стану, що відображає структуру пор є середня густина, то початкова однорідність поля густини, матиме наслідком однорідність густини в подальшому ході спікання. Варто відмітити, що в багатьох випадках початкового випадкового розподілу пор відбувається сполучення зон розпушення в один ланцюжок (Рис. 3.) , який знеміцнює представницьку комірку, і веде по суті до руйнування матеріалу.

Література.

1. H. Kishi, Y. Mizumo, H. Chosono Base metal electrode-multilayer ceramic capacitors: past, present and future perspectives , Japanese journal of Applied Physics Vol.42 (2003) pp. 1-15
2. J. G. Pepin, W. Borlend, P. O'Callaghan, R.J.S. Young , Electrode-based causes of delaminations in multilayer ceramic capacitors , J. Amer. Ceram. Soc. 72 (1989), pp 2287-2291
3. A. V. Pollotai, G. J. Young, E.C. Dickey, C.A. Randall , Utilization of multiple-stage sintering to control Ni electrode continuity in ultrathin Ni– BaTiO₃ multilayer capacitors , J. Amer. Ceram. Soc. 90 (2007), pp 3811-3817
4. Z. Yan Microstructure evolution during sintering of multilayer ceramic capacitors: nanotomography and discrete simulations , Darmstadt , Ph.D. Thesis, 2014
5. H.Gong, X.Wang, Z.Tian, H.Zhang, L.Li Interfacial Diffusion Behavior in Ni- BaTiO₃ MLCCs with Ultra-Thin Active Layers , Electronic Materials Letters 10(2) · February 2014
6. K.S. Weil, , E.S. Mast, V.L. Sprenkle Agglomeration behavior of solid nickel on polycrystalline barium titanate , Materials Letters Volume 61, Issue 28, November 2007, Pages 4993–4996
7. A.V. Kuzmov and M. B. Shtern, *Mechanics of Sintering Materials with Bimodal Pore Distribution. I. Effective Characteristics of Biporous Materials and Equations for the Evolution of Pores of Different Radii // Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2005, Volume 44, Numbers 9-10, pp. 11- 21
8. V. V. Skorokhod and M. B. Shtern, *Mechanics of sintering materials with bimodal pore distribution. II Mean-square strain rate for the solid phase of a biporous body and instability of the monomodal pore structure during constrained sintering, Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 45, Nos. 1-2, 2006, pp 28 -34*
9. G. W. Scherer, Coarsening in viscous matrix, J. Am. Ceram. Soc. 81[1], 1998, pp. 49 – 54.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.7

Yan Beygelzimer¹, Roman Kulagin², Yajun J. Zhao^{3,4}, Laszlo S. Toth^{3,4}, Michail Shtern⁵¹*Donetsk Institute for Physics and Engineering named after O.O. Galkin, National Academy of Sciences of Ukraine*²*Institute of Nanotechnology (INT), Karlsruhe Institute of Technology (KIT), Germany*³*Laboratory of Excellence on Design of Alloy Metals for low-mAss Structures (DAMAS), Université de Lorraine, France*⁴*Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3), France*⁵*Frantsevich Institute of Materials Science, National Academy of Sciences of Ukraine***MODELING OF STRAIN AND DENSITY DISTRIBUTION DURING HIGH PRESSURE TORSION OF PRE-COMPACTED POWDER MATERIALS**

It is shown by finite element modeling that under high pressure torsion of water-atomized pure iron powder a zone with high shear strain and high density develops first in a layer adjacent to the moving anvil. The finite element simulation results and an analytical calculation using the minimum plastic energy extremum principle both show that with further deformation the compacted zone extends progressively in the radial and axial directions throughout the specimen.

Keywords: high pressure torsion, powder, porosity, mathematical simulation

**Бейгельзімер Я.Е., Кулагін Р.Ю., Yajun J. Zhao, Laszlo S. Toth, М.Б. Штерн
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ПРИ
КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО СКОМПАКТИРОВАННЫХ
ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ**

С помощью моделирования методом конечных элементов показано, что при кручении под давлением образца из предварительно скомпактированного порошкового железа, зона с высокой деформацией сдвига и высокой плотностью в начале процесса локализуется в слое, примыкающем к подвижной наковальне. При дальнейшей деформации уплотненная зона постепенно распространяется в радиальных и осевых направлениях по всему образцу.

Ключевые слова: кручение под высоким давлением, порошок, пористость, математическое моделирование

**Бейгельзімер Я.Ю., Кулагін Р.Ю., Yajun J. Zhao, Laszlo S. Toth, М.Б. Штерн
МОДЕЛЮВАННЯ ДЕФОРМАЦІЇ І РОЗПОДІЛУ ГУСТИНИ ПРИ КРУЧЕННІ ПІД
ТИСКОМ ПОПЕРЕДНЬО СКОМПАКТИРОВАННИХ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ**

За допомогою моделювання методом кінцевих елементів показано, що при крученні під тиском зразка з попередньо скомпактированного порошкового заліза, зона з високою деформацією зсуву і високою щільністю на початку процесу локалізується в шарі, що примикає до рухомий ковадлі. При подальшій деформації ущільнена зона поступово поширюється в радіальних і осьових напрямках по всьому зразку.

Ключові слова: кручення під високим тиском, порошок, пористість, математичне моделювання

We dedicate this paper to 70th anniversary of Victor Rud', the wonderful person, who has opened the door to the experimental mechanics of porous and powder materials

Introduction

High pressure torsion (HPT) is the effective severe plastic deformation processes [1]. It is used for making materials with exceptionally small grain size (about 100 nm), as well as for consolidating of powder materials. In the latter case also occurs grain refinement.

Strain distribution by volume of the sample is the most important characteristic of the HPT. Recently, it was found that the strain distribution at the HPT is non-uniform not only in radial direction (it has been known from the early work on HPT), but also in axial direction of the sample [2]. Extreme heterogeneity of the strain was founded in article [3], where dead zone is shown.

The articles [4,5] present the results of experiments on the consolidation of water atomized commercially pure iron powder by true constrained high pressure torsion (by the classification of the paper [1]) (Fig.1). Because of the high hydrostatic pressure, this scheme is the best for the HPT of powder materials.

In the article [4] is shown that porosity of powder specimens decreases with saturation to about 3% under uniaxial compression. Torsion under pressure leads to a further porosity reduction up to tenths of a percent. In the paper [5] is shown that there is a considerable heterogeneity of the strain in axial direction under HPT of powders.

In this paper, we investigate theoretically HPT of powder sample under the same conditions as in the articles [4,5]. The study showed that with increasing of a rotation angle of the anvil the border of an area with a high density is spreading through the specimen. It starts from the edge of rotating piston and moves in both radial and axial directions in the sample volume. The porosity in the volume of the sample tends to a steady-state value, which is determined by the axial pressure. Comparison of the strain distribution and porosity in the sample volume for the experimental conditions [4,5] show good correspondence between theory and experiment.

Mathematical simulation

The purpose of the mathematical simulation was to study the evolution of the strain and the density distribution in the bulk of precompacted pure iron powder during its torsion under pressure.

Different rheological models are used for the simulation of plastic deformation of powder materials by finite element method [6]. The most commonly used modified Drucker–Prager cap model [7] and Shima-Oyane model [8], which are offered in ABAQUS and DEFORM software. To analyze the process, we apply the model [9-11], which combines the features of the models [7] and [8], and allows one to make some conclusions about the physical mechanisms of deformation. This model takes into account both processes accompanying the plastic deformation of materials with low porosity: reduction of voids as well as the formation of new ones. The reason of the second processes is the structural heterogeneity of the material.

The model [9-11] is represented by the following equations:

$$\frac{\sigma^2}{\psi(\theta)} + \frac{\tau^2}{\varphi(\theta)} = (1 - \theta)(k_0 - \alpha\sigma)^2, \quad (1)$$

$$\frac{\dot{\tau}}{\varphi(\theta)} = \dot{g} \left(\frac{\sigma}{\psi(\theta)} + \alpha(1 - \theta)(k_0 - \alpha\sigma) \right), \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon}_{ij} - \frac{1}{3}\dot{\epsilon}\delta_{ij} = \frac{\dot{g}}{\tau}(\sigma_{ij} - \sigma\delta_{ij}), \quad (3)$$

where σ_{ik} and $\dot{\epsilon}_{ik}$ are the components of stress and strain rate tensors; $\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{ik}\delta_{ik}$ and $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{ik}\delta_{ik}$ respectively denote the hydrostatic stress and the volume strain rate; $\tau = \sqrt{\left(\left(\sigma_{ik} - \frac{1}{3}\sigma\delta_{ik} \right) \left(\sigma_{ik} - \frac{1}{3}\sigma\delta_{ik} \right) \right)}$ and $\dot{g} = \sqrt{\left(\left(\dot{\epsilon}_{ik} - \frac{1}{3}\dot{\epsilon}\delta_{ik} \right) \left(\dot{\epsilon}_{ik} - \frac{1}{3}\dot{\epsilon}\delta_{ik} \right) \right)}$ respectively denote stress and strain rate deviator intensity; θ - porosity, k_0 , α , a , m , n - material parameters (the technique for determining the value of them and its specific values for different materials and conditions are presented in [9,11]);

$$\psi(\theta) = \frac{(1 - \theta)^{2n-1}}{6a\theta^m}, \quad \varphi(\theta) = (1 - \theta)^{2n-1} \quad (4)$$

The parameter α is a coefficient of inner friction. According to [9, 11], it is a quantitative measure of separate structural elements' ability to accommodate each other. In the case, when complete adaptation of the elements to each other is possible, $\alpha = 0$. The value of α grows with the increase in the number of restrictions to the joint plastic deformation. That is, the less efficient the mechanisms of plastic deformation of the structural elements are, the higher is α .

According to the paper [4] the porosity of precompacted pure iron powder close to 3% before starting of rotation of the anvil. For materials with a low porosity and compact materials the value of the α is of

the order 0.01-0.001, a is of the order 0.1-0.01, and $k_0 = \sqrt{\frac{2}{3}} \sigma_s$, where σ_s is the flow stress of the basic material [9, 11]. Considering this, when $\theta \ll 1$, one can obtain from (1)-(4), in the first approximation, the next system of the equations:

$$\tau = k_0, \tag{5}$$

$$\frac{d\theta}{de_M} = \alpha \sqrt{\frac{3}{2}} + 9a\theta \frac{\sigma}{\sigma_s}, \tag{6}$$

$$\dot{e}_{ij} - \frac{1}{3} \dot{e} \delta_{ij} = \frac{3}{2} \frac{\dot{e}_M}{\sigma_s} (\sigma_{ij} - \sigma \delta_{ij}), \tag{7}$$

where $\dot{e}_M = \sqrt{\frac{2}{3}} \dot{g}$ - Von Mises strain rate; $e_M = \int_0^t \dot{e}_M dt$ - Von Mises strain.

According to Eqs. (5) and (7), when $\theta \ll 1$, in the first approximation, one can find the stress-strain state of the specimen on the base of Von Mises model for rigid-plastic incompressible materials (see, e.g. [12]) and after that the porosity of the materials can be found by solving the kinetic equation (6). The exception is when there is a loss of stability of the material with the formation of shear bands [9]. We will not consider these regimes in this article.

The problem is solved by the finite element methods using the commercial package DEFORM-2D/3D V11.0 [13]. Figure 1 shows the schematic geometry of the HPT system we used.

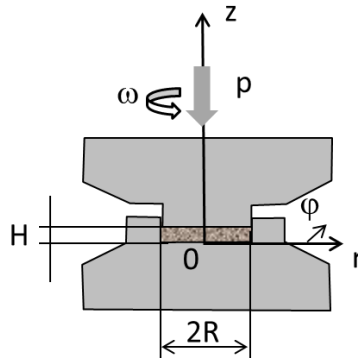


Fig.1 The schematic geometry of the HPT system for powder consolidation

We have taken, according to the paper [5]: $R = 10\text{mm}$, $H = 3\text{mm}$. According to the paper [9] we have for pure iron: $\alpha = 2.7 \cdot 10^{-3}$, $a = 2.7 \cdot 10^{-2}$. The stress-strain curve for precompacted pure iron powder we get from the paper [5].

We accept sticking on the flat surfaces of the anvils and the friction condition $\tau_f = m\sigma_s$ on the cylindrical surface, where m is the parameter of friction. We taken $m = 0.25$.

The initial number of elements of 150,000 was introduced. The upper anvil rotated at 0.1 rad s^{-1} up to a 2 full turn under a constant pressure $p = 1.1\text{GPa}$. The initial condition, according [5]: $\theta = 3.02 \cdot 10^{-2}$, when the $t = 0$.

By the calculation, we determined the strain and the porosity distributions in an axial cross-section of the specimen at different angles of rotation of the anvil. For comparison with experiment [4], we determined the average porosity of the sample calculated by the formula

$$\bar{\theta} = \frac{2\pi}{V} \int_0^H \int_0^R \theta(r, z) r dr dz \tag{8}$$

Results and Discussion

The Von Mises strain distribution in the axial cross-section of the sample is shown on the Fig.2.

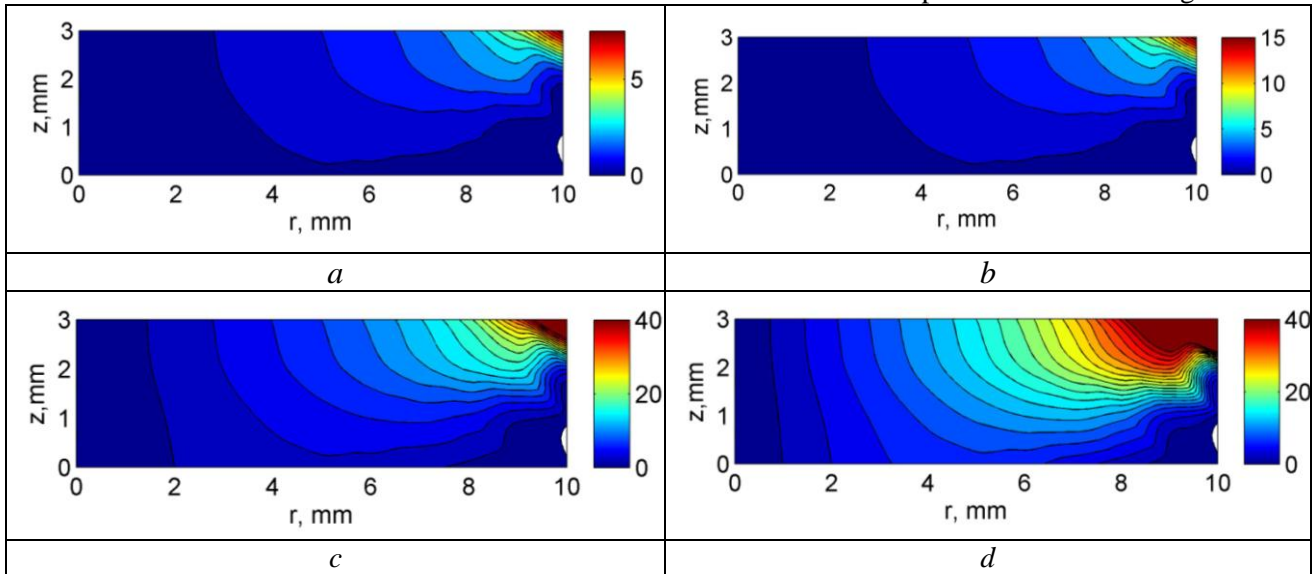


Fig.2 The von Mises strain distribution in the axial cross-section of the sample for the

compression pressure $p = 1.1GPa$ and for the rotation angle equals to: a- $\frac{\pi}{4}$, b- $\frac{\pi}{2}$, c- 2π , and d- 4π .

The Fig.2 shows that the HPT has a strong strain heterogeneity, not only in the radial direction, but in the axial one. This result good agrees with experiment. The calculated shear strain distribution at a distance of 9.61 mm from the axis after rotation by the angle of $\pi/2$ in comparison with the experimental one [5] are shown in Fig.3.

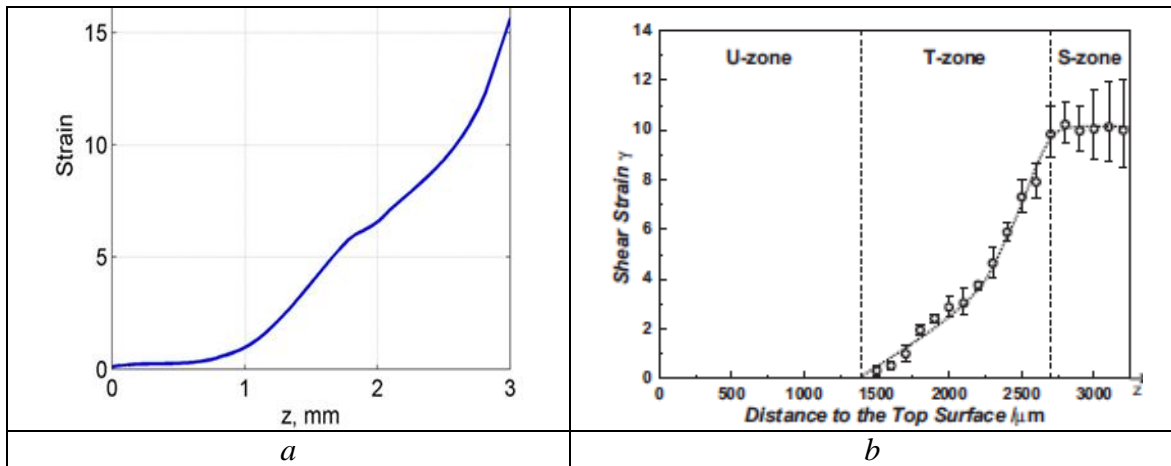


Fig 3. The calculated shear strain distribution (a) at the distance of 9.61 mm from the axis after rotation by the angle of $\pi/2$ in comparison with the experimental one [5] (b).

Let's assume the isoline with Von Mises strain equal 1 as a nominal border of a zone of large plastic deformations. The Figure 4 shows that this border moves both in the radial and axial directions with increasing rotation angle.

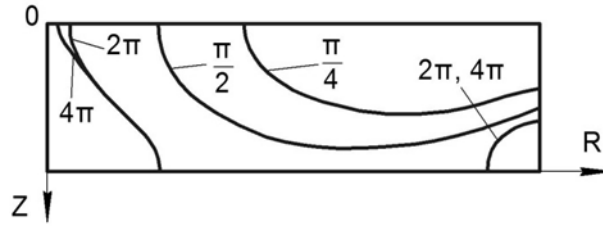


Figure 4. The moving of the border of the zone of large plastic deformation (the isoline with Von Mises strain equal 1).

Moving of this border in the radial direction follows from the well-known equation for Von Mises strain for HPT:

$$e_M = \frac{r\beta}{\sqrt{3}H}, \tag{9}$$

where β is the rotation angle of the anvil, r - is the distance from the axis z (see Fig.1).

Indeed, one can get from the Eq. (9) the radius r_1 of the isoline with Von Mises strain equal 1:

$$r_1 = \frac{\sqrt{3}H}{\beta} \tag{10}$$

One can see that r_1 really decrease when β increase.

Let's show that moving of the border in the axial direction follows from the extremum principles of the theory of plasticity in particularly from the minimum properties of an actual velocity field (see, e.g., [12]).

According to this principle, the actual velocity field minimizes the functional of power dissipation

$$W(\vec{V}^*) = \int_{\Omega} \sigma_s \dot{e}_M^* dV + \int_{S_f} \tau_f V_\tau^* dS, \tag{11}$$

where the first integral is taken over the volume of a deformable body, and the second - on the surface S_f of its contact with the tool where there is friction between the deformable material and tool; \vec{V}^* is so-called kinematically admissible velocity field, V_τ^* is its projection to the surface S_f ; τ_f - friction stress; \dot{e}_M^* is Von Mises strain rate for the kinematically admissible velocity field.

Kinematically admissible velocity field must satisfy the boundary conditions for the velocity and the incompressibility condition $div \vec{V}^* = 0$ [12]. Let's take the kinematically admissible velocity field in the form

$$\vec{V}^* = \omega r \Phi(z) \vec{n}_\varphi, \tag{12}$$

where \vec{n}_φ is the unit vector in the direction of the φ axis of the cylindrical coordinate system (r, φ, z) (see Fig.1); ω is the rotating rate of the upper anvil; $\Phi(z)$ -arbitrary smooth function of z , satisfies the boundary conditions:

$$\Phi(0) = 0 \text{ and } \Phi(H) = 1 \tag{13}$$

It is easy to verify by direct calculation that the field (12) satisfies the condition of incompressibility $div \vec{V}^* = 0$, and the boundary conditions for the velocity. The latter are the conditions of material sticking to the flat surfaces of the anvil and the presence of only a tangential velocity component on a cylindrical surface $r = R$.

When $\Phi(z) = \frac{z}{H}$, the Eq. (12) coincide with the velocity field usually used for HPT. We generalize this expression and take

$$\Phi(z) = \left(\frac{z}{H} \right)^k, \quad (14)$$

where k is parameter.

Let's find the k using the principle of minimum properties of an actual velocity field.

Let's introduce dimensionless variables:

$$\bar{z} = \frac{z}{H}, \quad \bar{r} = \frac{r}{R}, \quad \bar{\sigma}_s = \frac{\sigma_s}{\sigma_{s0}} \quad (15)$$

It is easy to prove that the Von Mises strain rate for the kinematically admissible velocity field has the form:

$$\dot{e}_M^* = \frac{\omega R \bar{r}}{\sqrt{3} H} \frac{d\Phi}{d\bar{z}}, \quad (14)$$

The projection of the field (12) to the surface S_f is

$$V_\tau^* = \omega R \Phi(\bar{z}), \quad (15)$$

One can obtain using Eqs.(11), (14), (15) and the friction condition $\tau_f = m\sigma_s$:

$$\frac{W}{2\pi\omega R^2 H \sigma_{s0}} = \frac{R}{\sqrt{3} H} \int_0^1 k \bar{z}^{k-1} \left[\int_0^1 \bar{\sigma}_s \bar{r}^2 d\bar{r} \right] d\bar{z} + m \int_0^1 \bar{\sigma}_s \bar{z}^k d\bar{z}, \quad (16)$$

At the start of the rotation of the anvil the flow stress of the materials is equals σ_{s0} therefore $\bar{\sigma}_s = 1$ throughout the volume of the sample. One can get from the Eq. (16) for the start of the rotation of the anvil:

$$\frac{W(0, k)}{2\pi\omega R^2 H \sigma_{s0}} = \frac{R}{3\sqrt{3} H} + \frac{m \bar{z}^{k+1}}{k+1}, \quad (17)$$

By increasing k the right-hand side of this ratio decreases monotonically, approaching to $\frac{R}{3\sqrt{3} H}$ while $k \rightarrow \infty$.

The dependence $\Phi(\bar{z}) = \bar{z}^k$ for $k \gg 1$ ($k = 100$) is shown in Figure 5. It means that only thin layer of material with thickness a $\Delta\bar{z} \ll 1$ adjacent to the upper anvil is mainly deformed at the start of the its rotation.

The plastic deformation leads to a hardening of the materials in this layer. Because of this the specimen becomes ununiformed. Let's $\bar{\sigma}_{s1}$ is average flow stress of the hardened materials. In this case one can obtain from the Eq. (16):

$$\frac{W(\Delta\bar{z}, k)}{2\pi\omega R^2 H \sigma_{s0}} = \frac{R}{3\sqrt{3} H} \left[\bar{\sigma}_{s1} k \Delta\bar{z} + (1 - \Delta\bar{z})^k \right] + m \left[\bar{\sigma}_{s1} \Delta\bar{z} + \frac{(1 - \Delta\bar{z})^{k+1}}{k+1} \right] \quad (18)$$

If $\Delta\bar{z} \ll 1$, then

$$\frac{W(\Delta\bar{z}, k)}{2\pi\omega R^2 H \sigma_{s0}} = \frac{R}{3\sqrt{3} H} \left[1 + k \Delta\bar{z} (\bar{\sigma}_{s1} - 1) \right] + m \left[\Delta\bar{z} (\bar{\sigma}_{s1} - 1) + \frac{1}{k+1} \right], \quad (19)$$

Minimum of the W is determined by the condition

$$\frac{dW(\Delta\bar{z}, k)}{dk} = \frac{R}{3\sqrt{3}H} \Delta\bar{z}(\bar{\sigma}_{s1} - 1) - \frac{m}{(k+1)^2} = 0, \quad (20)$$

One can get from the Eq. (20)

$$k = \sqrt{\frac{3\sqrt{3}Hm}{R\Delta\bar{z}(\bar{\sigma}_{s1} - 1)}} - 1 \quad (21)$$

When hardening is weak, then $\bar{\sigma}_{s1} \rightarrow 1$ and $k \rightarrow \infty$. In this case the velocity field (12) is very heterogeneous and deformation remains localized in the top thin layer. If the material hardens rapidly, it reduces the value of the k according to the relation (21). For example, when $\bar{\sigma}_{s1} = 1.1$, $\Delta\bar{z} = 0.1$, (the values of other parameters in the Eq. (21) is given above) one can get from the Eq.(21) $k = 5.2$.

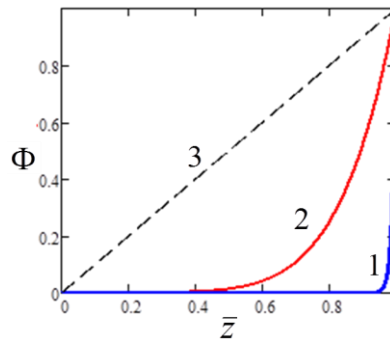


Fig.5 The dependence $\Phi(\bar{z}) = \bar{z}^k$ for different values of the index k : 1- $k = 100$, 2- $k = 5.2$, 3- $k = 1$ (coincide with the velocity field usually used for HPT, uniform strain distribution on the axial direction).

The dependence $\Phi(\bar{z}) = \bar{z}^{5.2}$ is shown in Fig. 5. One can see that in this case the non-uniform torsion covers almost half of the height of the sample. Thus, the formation of a thin layer of hardened material leads to the spread of plastic deformation along the axis of the sample. Moreover, the strain rate in the hardened layer adjacent to the rotary anvil, is significantly reduced. This development of plastic deformation at true constrained HPT follows from the principle of minimum of power dissipation. Since this analysis is based on the Von Mises model, this conclusion is valid for the bulk materials.

The porosity distribution is shown on the Fig.6.

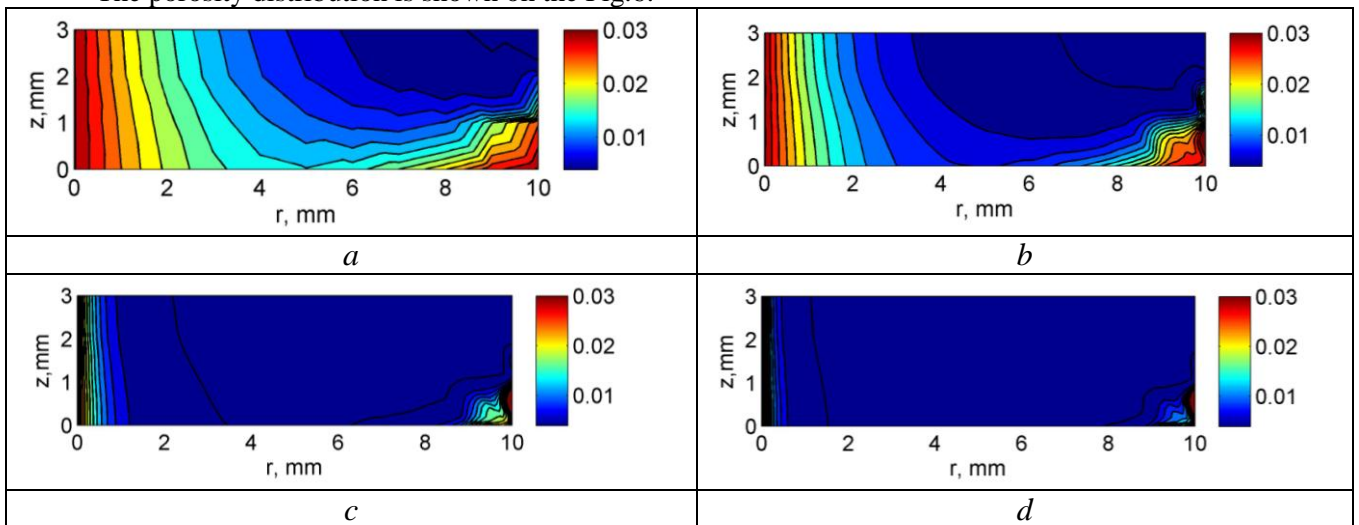


Fig.6 The porosity distribution for the compression pressure $p = 1.1GPa$ and the angles of the anvil rotation equals to: a- $\frac{\pi}{4}$, b- $\frac{\pi}{2}$, c- 2π , and d- 4π .

This figure shows that the border of the zone with low porosity as well as the border of the zone with the large strain moves in the sample.

It is easy to see that the kinetic Eq. (6) has a steady-state solution

$$\theta_s = -\frac{\alpha \sigma_s}{9a \sigma} \sqrt{\frac{3}{2}} \quad (18)$$

One can estimate for the condition of the experiment [4] that $\theta_s \approx 0.55\%$

In the Tab. 1 we compare the $\bar{\theta}$ calculated by the Eq.8 with the experimental one [4].

Tab. 1

The average porosity $\bar{\theta}$ after different angle of anvil rotation

Rotation angle	$\pi/2$	2π	4π
Porosity (experiment)	2.06	1.01	0.59
Porosity (theory)	1.13	0.60	0.57

The table shows that theory well predicts the steady-state value of the porosity.

Conclusion

By calculating in the commercial DEFORM-2D/3D V11.0 software we shown that the equivalent strain under true constrained high pressure torsion is nonuniform both radially, and axial direction. For homogeneous samples, the deformation is concentrated in a thin layer adjacent to a rotating anvil at the start of the rotation of the anvil. If the material is non-hardened by plastic deformation, the deformation remains localized in a thin layer under further rotation. In contrast, if the material is hardened, the plastic deformation penetrates into the sample with angle of rotation of the anvil increase. The border of a zone with large strain moves both in the radial and axial directions. The above effects are valid for both powder and bulk materials. These effects are associated with friction on the lateral surface of the a cavity of the anvil and follows from the principle of minimum of power dissipation.

The density of the powder material increases with the angle of rotation of the anvil. The border of high density zone moves in the radial and axial directions by increasing of the angle of the anvil rotation. The density in the entire volume of the sample tends to a steady-state value, which decreases with increasing of axial pressure.

References

- Alexander P. Zhilyaev, Terence G. Langdon, Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications, Progress in Materials Science, V.53, 6, (2008), 893–979
- Megumi Kawasaki, Roberto B. Figueiredo, Terence G. Langdon Twenty-five years of severe plastic deformation: recent developments in evaluating the degree of homogeneity through the thickness of disks processed by high-pressure torsion, J Mater Sci (2012) 47:7719–7725
- Dong Jun Lee, Eun Yoo Yoon, Lee Ju Park, Hyoung Seop Kim, The dead metal zone in high-pressure torsion, Scripta Materialia, V. 67, 4, (2012), 384–387
- Zhao, Y. J., Massion, R., Grosdidier, T., Toth, L. S., 2014. Contribution of shear deformation to grain refinement and densification of iron powder consolidated by high pressure torsion. In: 6th International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation (NanoSPD6) Book Series: IOP Conference Series-Materials Science and Engineering Volume: 63 Article Number: 012032.
- Zhao, Y. J., Massion, R., Grosdidier, T., Toth, L. S., 2015. Gradient Structure in High Pressure Torsion Compacted Iron Powder. Advanced Engineering Materials 17 (12), 1748–1753. A.C.F. Cocks, I.C. Sinka, Constitutive modelling of powder compaction – I.Theoretical concepts, Mechanics of Materials 39 (2007) 392–403
- L. Resende, J.B. Martin, Formulation of Drucker–Prager Cap Model, J. Eng. Mech. 111 (1985) 855–881.
- S. Shima, M.Oyane, Plasticity theory for porous metals, Int.J.Mech.Sci. 18 (1976) 285–291.
- Ja.E. Beigelzimer, B. Efros, V. Varyukhin, A. Khokhlov. A continuum model of a structurally-inhomogeneous porous body and its application for the study of stability and viscous fracture of materials deformed under pressure. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 48, No. 5, (1994) 629–640
- Ya. E. Beigel'zimer, Plastic deformation of porous solids at low porosity, Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics V. 26, N3 (1987) 193–195
- Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, B. Efros, Physical mechanics of hydrostatic treatment of materials, Donetsk: DonFTI NANU, 192 p., 2000 (in Russian).
- L. M. Kachanov, Foundations of the Theory of Plasticity (Applied Mathematics and Mechanics, Volume 12), Amsterdam/London 1971. North-Holland Publishing Company
- DEFORM-2D/3D V11.0

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.92:538.975:519.218:539.21/22

Х.В. Берладір, К.О. Дядюра, С.П. Шаповалов, П.В. Руденко*Сумський державний університет***РОЗРОБКА МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ СТРУКТУРОВАНОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРІАЛУ З НАПОВНЮВАЧАМИ РІЗНОЇ ПРИРОДИ**

Створено модель та подано опис стратегії створення композитного матеріалу на основі політетрафторетилену з коротко волокнистими включеннями та дисперсними частинками сферичної форми.

Ключові слова: трикомпонентний композитний матеріали, абразивне зношування, політетрафторетилен, вуглецеві волокна, кокс, критерій оптимізації.

К.В. Берладір, К.А. Дядюра, С.П. Шаповалов, П.В. Руденко**РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ СТРУКТУРИРОВАННОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА С НАПОЛНИТЕЛЯМИ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ**

Создана модель и дано описание стратегии создания композитного материала на основе политетрафторэтилена с коротковолокнистыми включениями и дисперсными частицами сферической формы.

Ключевые слова: трехкомпонентный композитный материал, абразивный износ, политетрафторэтилен, углеродные волокна, кокс, критерий оптимизации.

K.V. Berladir, K.O. Dyadyura, S.P. Shapovalov, P.V. Rudenko**DEVELOPMENT OF MATHEMATICAL MODEL OF THE STRUCTURED COMPOSITE MATERIAL WITH FILLERS OF VARIOUS NATURE**

The model is created and the description of strategy of creation the composite materials based on polytetrafluoroethylene with short-fibred inclusions and disperse particles of spherical shape is presented.

Key words: three-component composite material, abrasive wear, polytetrafluoroethylene, carbon fiber, coke, optimization criterion.

Досвід застосування абразивних композитних матеріалів на основі полімерів у вузлах тертя технологічного обладнання різного призначення показав [1-3], що максимального успіху можна домогтися, лише творчо підходячи до проектування виробів з композитних матеріалів, враховуючи особливості побудови моделей цих матеріалів на основі механіки композитних матеріалів та особливостей технологічного процесу їх виготовлення.

Комплексне завдання, яке розв'язується в поєднанні теоретичних та експериментальних досліджень, є завданням оптимального проектування абразивно зносостійкого композитного матеріалу на основі полімерної матриці, армованої коротко-волокнистим наповнювачем та дисперсними включеннями округлої форми, що забезпечить надійну роботу виготовлених конструкцій з цього матеріалу при мінімальних технологічних витратах.

Одним із шляхів вирішення поставленої задачі є встановлення функціональних залежностей фізико-механічних властивостей композитного матеріалу від об'ємного складу, схеми розташування, геометричної форми та фізико-механічних характеристик компонентів, з яких складається композитний матеріал. Такого роду дослідження потребують розв'язку крайових задач механіки композитних матеріалів, що описують ті чи інші процеси деформування.

Слід відмітити, що реальні абразивостійкі композитні матеріали мають випадкову структуру, зумовлену як неправильною формою включень, так і їх випадковим розташуванням в матриці. Технологічний процес виготовлення конструкцій вносить додаткову складність в структуру, наприклад, наявність пористості (захват повітря при спіканні), чи широкий розподіл довжин включень-волокон, які отримують з вуглецевої тканини шляхом здрібнення в дробарках-млинках. Цей розподіл довжин включень описують найчастіше гамма-функцією (гамма – розподіл в теорії ймовірностей) [3].

Зауважимо, що строго виведені теорії в механіці композитних матеріалів мають в своїй основі деякі припущення або гіпотези, що визначають границі застосування одержаних результатів та можливе корегування теоретичних моделей проведенням експериментальних досліджень. Це ще раз підтверджує значимість поєднання теоретичних та експериментальних досліджень при розв'язанні завдання оптимального проектування композитних матеріалів.

Надалі, основними структурами для досліджень визначимо трикомпонентні композитні матеріали, структуру яких складають ПТФЕ (матриця), статистично однорідна армована включеннями різноманітної геометричної форми. На рис. 1 приведені деякі з таких структур.

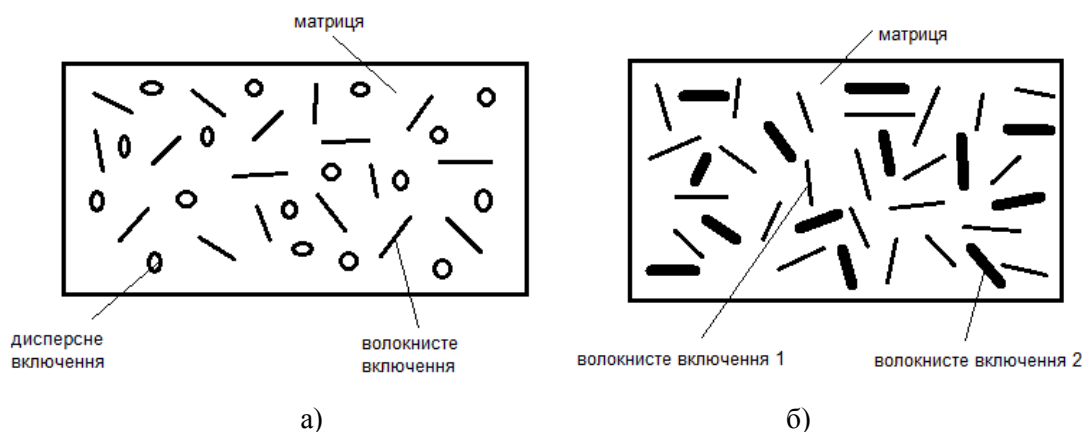


Рис. 1 - Структура трикомпонентного матеріалу на основі ПТФЕ, армованого: а) вуглецевими волокнами та включеннями коксу округлої форми; б) вуглецевими волокнами та волокнами базальту.

Абразивне зношування композиту залежить від того, наскільки ефективно мікроструктура композитного матеріалу може чинити опір різним процесам відділення матеріалу.

Тому, при проектуванні абразивостійкого композиту, який деформується та зношується, необхідно врахувати його пластичну і пружну поведінку, зміну фізико-механічних характеристик властивостей, вплив концентрації, форми і відносних розмірів частинок двокомпонентного наповнювача на твердість, модуль пружності і деформацію композиту, на співвідношення в'язких і пружних властивостей, абразивну стійкість і теплофізичні властивості [4].

Таким чином, виникає завдання розрахунків механічних характеристик трикомпонентних полімерних композитів з бінарним наповнювачем за властивостями вихідних інгредієнтів.

У багатьох роботах [1, 5, 6] основними критеріями зносостійкості при абразивному зношуванні приймаються механічні характеристики матеріалу, які визначаються експериментально. Аналіз цих робіт свідчить, що абразивна зносостійкість полімерних композитів обумовлена його фізико-механічними, реологічними та деформаційно-міцнісними характеристиками властивостей.

Розглянемо трикомпонентний композиційний матеріал як ієрархічну структуру, що розподілена на рівні:

- перший рівень – матричний конгломерат, який складається із полімерної матриці та статистично однорідних розподілених у ній включень першого типу;
- другий рівень – матричний конгломерат першого рівня, в якому статистично однорідні розподілені включення другого типу.

В такій постановці можна розрахувати макровластивості як композитних матеріалів, представлених на рис. 1, так і змодельовати інші трикомпонентні структури.

Вплив довжини волокна на ефективні пружні властивості композитного матеріалу досліджено для двофазового композитного матеріалу такого складу: полімерна матриця на основі ПТФЕ з $E = 410$ МПа, армована вуглецевими волокнами $E_f = 35$ ГПа, що статистично однорідні розподілені в ній з концентрацією по об'єму $c_f = 0,18$. Діаметр включень визначався незмінним $d = 10$ мкм. Довжина волокон змінювалась в діапазоні $120 \div 240$ мкм.

На графіку (рис. 2) спостерігаємо незначний спад E^* при збільшенні довжини армованих волокон.

Якщо, довжина волокна постійна (в даному разі приймалось, що $l = 150$ мкм), а діаметр його змінювався в діапазоні $5 \div 17$ мкм, спостерігається незначне збільшення E^* (рис. 3).

На рис. 4 представлені розрахунки відносного модуля пружності композитного матеріалу E_k/E_m , структуру якого складають: ПТФЕ (матриця) з $E_m = 410$ МПа; вуглецеві волокна $E_f = 35$ ГПа; дисперсні частинки коксу $E_s = 500$ МПа.

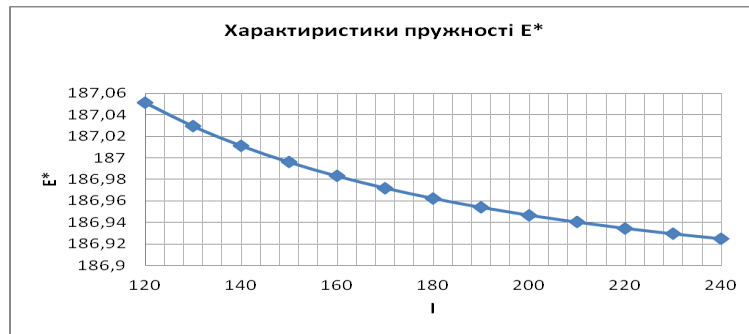


Рис. 2 - Залежність модуля Юнга композита від довжини волокна

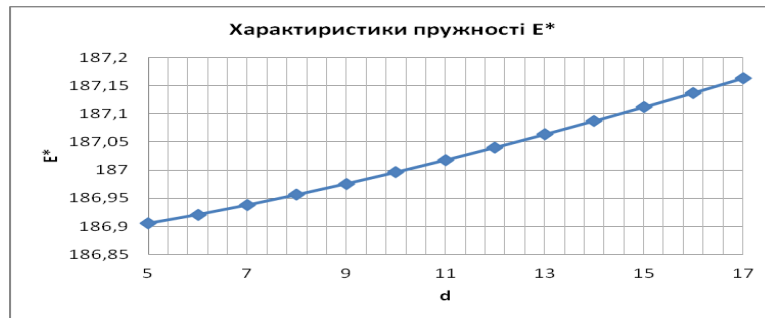


Рис. 3 - Залежність модуля Юнга композита від діаметра волокна

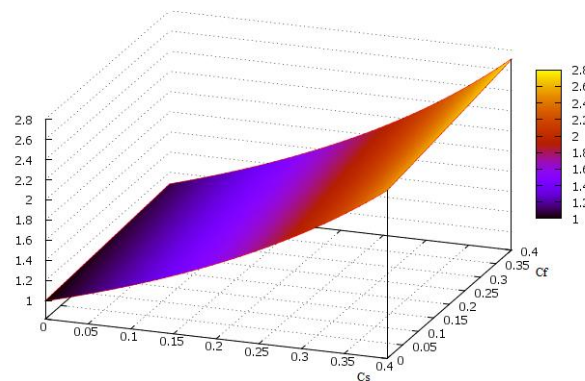


Рис. 4 - Залежність модуля Юнга композитного матеріалу від об'ємного складу вуглецевих волокон та дисперсного армування

Таким чином, розробка критерію оптимізації наповненого полімеру за фізико-механічними, реологічними та деформаційно-міцнісними характеристиками, які би визначалися теоретично за властивостями вихідних інгредієнтів на технологічній стадії виготовлення композиту, має практичне значення, так як дозволяє скоротити високовартісні експериментальні роботи.

Література

1. Будник А.Ф. Разработка абразивостойкого трехкомпонентного композитного материала на основе политетрафторэтилена : дис. ... канд. техн. наук / А.Ф. Будник. - Киев, 1993. - 132 с.
2. Сиренко, Г.А. Антифрикционные карбопластики / Г.А. Сиренко. - Киев : Техника, 1985. - 195 с.
3. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология / М.Л. Кербер, В.М. Виноградов, Г.С. Головкин и др. - СПб. : Профессия, 2008. - 560 с.
4. Крагельский, И.В. Основы расчетов на трение и износ : учеб. / И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов. - М. : Машиностроение, 1977. - 526 с.
5. Дизайн полімерного композиту, змодельованого сферами та еліпсоїдами за критерієм узгодження властивостей / А.Ф. Будник, В.А. Свідерський, А.О. Томас, П.В. Руденко, Х.В. Берладір // Восточно-европейский журнал передових технологий. - 2013. - № 2/5 (62). - С. 20-26.
6. Дудукаленко В. В., Шаповалов С. П., Будник А. Ф. Выбор структуры трехфазного карбопластика для износостойких уплотнений // сборник науч. трудов «Химическое машиностроение: расчет, конструирование, технология», Киев, 1992. - с. 94-100.

Стаття надійшла до редакції 26.07.2016.

УДК 532.135

Ю.О. Бєлоконь

Запорізька державна інженерна академія

МОДЕЛЮВАННЯ ДЕФОРМАЦІЙНИХ І РЕОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ СИНТЕЗУ ІНТЕРМЕТАЛІДНИХ СПЛАВІВ В УМОВАХ СВС-ПРЕСУВАННЯ

У роботі розглянуто вплив напружено-деформованого стану на формування структури і властивостей γ -TiAl сплавів, отриманих в умовах СВС-пресування, за допомогою комп'ютерного моделювання в програмі Deform. Процес екструзії прутка характеризується напруженою всібічною стисненням, що забезпечує γ -TiAl сплави найкращі в даних умовах пластичні властивості. Показано, що високотемпературний синтез інтерметалідних з'єднань γ -TiAl в порошковій суміші чистих елементів в умовах СВС-пресування дозволяє отримати інтерметалідний сплав із середнім розміром зерна ~ 30 мкм.

Ключові слова: моделювання, інтерметалідний сплав, СВС-пресування, екструзія, розмір зерна

Ю.А. Бєлоконь

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И РЕОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СВС-ПРЕССОВАНИЕ

В работе рассмотрено влияние напряженно-деформированного состояния на формирование структуры и свойств γ -TiAl сплавов, полученных в условиях СВС-прессования, с помощью компьютерного моделирования в программе Deform. Процесс экструзии прутка характеризуется напряжением всестороннего сжатия, что обеспечивает γ -TiAl сплавам наилучшие в данных условиях пластические свойства. Показано, что высокотемпературный синтез интерметаллидного соединения γ -TiAl в порошковой смеси чистых элементов в условиях СВС-прессования позволяет получить интерметаллидный сплав со средним размером зерна ~ 30 мкм.

Ключевые слова: моделирование, интерметаллидные сплавы, СВС-прессование, экструзия, размер зерна

Y. Belokon'

THE MODELING OF DEFORMATION AND RHEOLOGICAL PARAMETERS SYNTHESIS OF INTERMETALLIC ALLOYS IN SHS-PRESSING

The paper considers the influence of the stress-strain state of the formation structure and properties of γ -TiAl alloys obtained under SHS-pressing, with the help of computer modeling program Deform. The process of extrusion rods is characterized by uniform compression stress, which provides γ -TiAl alloys best in these conditions plastic properties. It was shown that high-temperature synthesis intermetallic γ -TiAl compounds in the powder mixture in a pure elements SHS intermetallic compression allows to obtain an alloy having an average grain size of about 30 microns.

Keywords: modeling, intermetallic alloys, SHS-pressing, extrusion, grain size

Постановка проблеми. Одним з найбільш перспективних напрямів в області одержання нових композиційних матеріалів з високим рівнем експлуатаційних характеристик є створення інтерметалідних з'єднань на основі алюмінідів титану. Висока температура плавлення, низька щільність ($3,8 \text{ г/см}^3$) порівняно із суперсплавами ($8,0 \text{ г/см}^3$), висока жаростійкість і жароміцність алюмінідів титану створює сприятливі перспективи для застосування в авіакосмічній техніці й енергетиці, а саме при виготовленні газових турбін і компресорних станцій, а також як базових конструкційних матеріалів для створення авіадвигунів нового покоління. Не дивлячись на вищезазначені переваги, алюмініди титану на сьогоднішній день не вийшли на рівень масового промислового застосування. Це обумовлено низькою пластичністю зазначених матеріалів за нормальної температури та високими затратними існуючими технологіями їх виготовлення. Тому розробка нових технологій для одержання інтерметалідних сплавів з підвищеними фізичними властивостями, що працюють в агресивних умовах є актуальною темою досліджень [1, 2].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Сформульована вище проблема отримання і пресування порошкових матеріалів на основі Ti-Al дозволило сформулювати основні напрямки і завдання, вирішенню яких і присвячена дана робота. На даний час науковці різних країн опублікували ряд наукових робіт, які зводяться до розробки нових і розвитку існуючих реологічних моделей деформованих порошкових тіл, розробки математичних моделей, теоретичного та експериментального дослідження процесів теплообміну і пластичного деформування при пресуванні гарячих продуктів СВС. Основний напрямок досліджень в області СВС-пресування пов'язаний з розробкою принципово нових матеріалів з часто унікальними спеціальними або багатофункціональними властивостями. Значний успіх у цьому напрямку забезпечили роботи основоположника СВС-процесу академіка О.Г. Мержанова (Інститут структурної макрокінетики і проблем матеріалознавства). Також серед зарубіжних вчених слід відзначити роботи І.П. Боровинської, Є.А. Левашова (Росія) [2, 3], М. Коїдзумі, Е. Міямото

(Японія) [4], І.К. Ла Салвея, М.А. Мейерса (США), Б. Лю, Ю. Чен та ін. (Китай). В Україні, на даний час, число наукових робіт з СВС-пресування матеріалів різного призначення становить лише кілька десятків. Протягом 2000-2015 років більшістю дослідників (ІСМАН, ІПСМ, РФ та GKSS, Німеччина) було визнано, що для забезпечення необхідного поєднання властивостей Ti-Al сплавів – високої жароміцності, пластичності і в'язкості руйнування, необхідно мати рівноосну зернисту структуру з малим розміром зерен ($d = 30...50$ мкм). Зменшення розміру зерен шляхом термомеханічної обробки до рівня $d \approx 10$ мкм веде до подальшого підвищення пластичності при кімнатній температурі, але при цьому відбувається зсув температури крихко-в'язкого переходу (ХВП) з ≈ 800 до $600...700$ °С і відповідне зниження температури потенційного використання γ -TiAl сплавів. Тому проблема подрібнення структури злитків γ -TiAl сплавів є ключовою, оскільки тільки через досягнення однорідної структури з відносно малим розміром зерен у злитку можна розраховувати на поліпшення технологічних властивостей. Як відзначають провідні вчені в галузі отримання γ -TiAl сплавів В.М. Імаєв [1] та Г. Клеменс [5], СВС-технологія може бути з практичної точки зору дуже перспективною, оскільки γ -TiAl сплави належать до важкодеформуємих і низькотехнологічних матеріалів.

Мета роботи – дослідження впливу напружено-деформованого стану на формування структури і властивостей γ -TiAl сплавів, отриманих в умовах СВС- пресування.

Основні результати досліджень. На основі результатів розглянутих вище робіт [1-7] і отриманих раніше власних результатів вивчення процесів СВС-пресування [7], зроблено спробу встановити основні закономірності деформації і структуроутворення, визначити шляхи і способи управління процесами формування структури і властивостей спресованих виробів в умовах СВС. Для вирішення проблеми використано метод математичного моделювання, при реалізації якого умовно можна виділити наступні основні етапи: ідеалізація внутрішніх властивостей заданого процесу (об'єкта) і зовнішніх впливів (побудова фізичної моделі); математичне формулювання поведінки фізичної моделі (побудова математичної моделі); вибір методу дослідження математичної моделі і проведення цього дослідження; аналіз отриманого математичного результату.

Для математичного опису процесу екструзії продукту високотемпературного синтезу необхідно визначити систему рівнянь, що враховує розподіл термодинамічних і реологічних властивостей продукту синтезу в прес-формі і калібрі. Вважаючи, що екструзія відбувається в умовах одностороннього стиснення продукту синтезу при відсутності тертя на стінках прес-форми, можна записати вихідні рівняння:

1. Рівняння нерозривності [6]:

$$\frac{\partial(\rho\rho_1)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho\rho_1V)}{\partial z} = 0. \quad (1)$$

2. Рівняння руху [6]:

$$\rho\rho_1\left(\frac{\partial V}{\partial t} + V\frac{\partial V}{\partial z}\right) = \frac{\partial\sigma_{zz}}{\partial z} \quad (2)$$

з реологічними співвідношеннями

$$\sigma_{zz} = \left(\frac{4}{3}\mu + \xi\right)\frac{\partial V}{\partial z}, \quad (3)$$

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} = \left(-\frac{2}{3}\mu + \xi\right)\frac{\partial V}{\partial z}. \quad (4)$$

де ρ – відносна щільність, ρ_1 – щільність конденсованої фази, t – час, V – швидкість в'язкої течії, z – осьова координата, σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$, σ_{zz} – радіальне, тангенціальне і осьове напруги, μ , ξ – зсувна і об'ємна в'язкості.

Залежність зсувної і об'ємної в'язкості продукту синтезу від його щільності має вид [6]:

$$\mu(\rho) = \mu_1\rho^m, \quad \xi(\rho) = \frac{4}{3}\mu(\rho)\frac{\rho}{1-\rho}, \quad (5)$$

де $\mu_1 = \mu_0 \exp(U/RT)$ – в'язкість нестискаючої основи матеріалу, μ_0 , U – фізичні константи, R – універсальна газова постійна, T – температура суміші, m – показник ступеня.

3. Рівняння теплопровідності [7]:

$$c_1 \rho \rho_1 \left[\frac{\partial(\rho T_i)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho V T_i)}{\partial z} \right] = \frac{\partial}{\partial z} \left[\lambda(\rho) \frac{\partial T_i}{\partial z} \right] + \rho \rho_1 Q \frac{\partial \alpha}{\partial t} - \frac{2\chi_i}{r_i} (T_i - T_0), \quad (6)$$

де T_i – температура матеріалу в матриці ($i = 1$) і в калібрі ($i = 2$), $\lambda(\rho)$ – залежність від щільності теплопровідності матеріалу, χ_i – ефективний коефіцієнт теплопередачі, r_i – радіус перерізу матриці і калібру, $c_1 = (1 - \alpha)c_s + \alpha c_{TiAl}$ – теплоємність конденсованої фази; $c_s = c_{Ti}c_0 + c_{Al}(1 - c_0)$ – теплоємність вихідної суміші, Q – тепловий ефект реакції утворення інтерметаліду TiAl, T_0 – початкова температура.

Використовуючи рівняння (1) і співвідношення (2), (3), зміну щільності реагуючих в прес-формі порошкової системи можна записати у вигляді [6]:

$$\frac{\partial(\rho \rho_1)}{\partial t} = \frac{\rho \rho_1 N}{4/3 \mu + \xi} \quad (7)$$

де N – величина прикладеного тиску.

А рівняння теплового балансу продукту синтезу, з урахуванням ряду припущень, може прийняти такий вид [6, 7]:

$$c_1 \rho \rho_1 \frac{\partial T}{\partial t} = \rho \rho_1 Q_{TiAl} \frac{\partial \alpha}{\partial t} - \chi_1 \frac{S}{V} (T - T_0), \quad (8)$$

де S – загальна площа внутрішньої поверхні прес-форми, V – об'єм прес-форми

Рівняння (7) та (8) дозволяють провести кількісну оцінку параметрів процесу СВС-пресування синтезованого під тиском інтерметалічного з'єднання. Процес формування структури в синтезованому під тиском продукті розглядається в припущенні, що початковий розмір зерна відповідає розміру початкових частинок тугоплавкого компонента (титану), тобто $D_0 = D_{Ti}$ (D_{Ti} – діаметр частинки титану).

Кінетика росту зерен в результаті рекристалізації синтезованого інтерметалідного продукту оцінюється з рівняння [6]:

$$\frac{\partial D}{\partial t} = \frac{K(T_1)}{D^h}, \quad (9)$$

де D – початковий розмір (діаметр) зерна, $K = k_0 \exp(-E_a/RT)$ – залежить від температури константа, k_0 – предекспонента, E_a – енергія активації росту зерна, h – показник ступеня, за величиною близький до 1.

Величина деформації синтезованого продукту при екструзії визначається з рівняння:

$$\varepsilon = \frac{r_1^2 - r_2^2}{r_1^2}. \quad (10)$$

Залежність розміру зерна синтезованого продукту від ступеня його деформації при екструзії описується емпіричним співвідношенням [6]:

$$D_\varepsilon = \frac{D}{\sqrt[3]{A \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{кр}} \right)^2}}, \quad (11)$$

де $\varepsilon_{кр}$ – ступінь деформації, при якому відбувається утворення зародку рекристалізації ($\varepsilon_{кр} \approx 0,1$), A – коефіцієнт форми перетину початкового зерна ($4\pi/3 < A < 6$).

Кількісну оцінку розміру зерна в інтерметалічному продукті синтезу після екструзії можна провести, скориставшись рівнянням теплового балансу (8) і провівши в (9) заміну похідної за часом на похідну по температурі. Таким чином, провівши необхідні перетворення, для кінцевого розміру зерна інтерметалідного продукту при СВС-пресуванні можна записати [6]:

$$D_k = \sqrt{D_\varepsilon^2 + \frac{c \rho_0 \rho_c r_2 R T_{ad}^2}{\chi_2 E_a (T_{ad} - T_0)} k_0 \exp\left(-\frac{E}{RT_{ad}}\right)}. \quad (12)$$

З рівняння (12) видно, що кінцевий розмір зерна в продукті СВС-пресування залежить від розміру зерна синтезованого в прес-формі продукту D_0 , ступеня деформації ε синтезованого продукту при екструзії через калібр, адиабатичній температури синтезу екструдованого продукту

T_{ad} і швидкості його охолодження (залежить від температури прес-форми T_0 , радіусу його поперечного перерізу r_2 і коефіцієнта теплообміну χ_2 синтезованого продукту зі стінками прес-форми).

Комп'ютерне моделювання процесів гарячої деформації інтерметалідних γ -TiAl сплавів виконано з використанням програмного комплексу Deform. Програма Deform - потужна система моделювання технологічних процесів, призначена для аналізу тривимірної поведінки металу при різних процесах обробки тиском. Програма заснована на методі кінцевих елементів, одному з найвідоміших, надійних і вживаних в даний час розрахункових методів. Автоматичний сітковий генератор дозволяє будувати оптимізовану кінцево-елементну сітку, згущаючи її в найбільш критичних зонах. Крім того, програма надає важливу інформацію про перебіг матеріалу і розподілі температур під час процесу деформування, дозволяє моделювати повний перелік процесів обробки тиском і вирішувати завдання деформування і теплопередачі. При вирішенні термо-деформаційної задачі пресування γ -TiAl сплавів в програму Deform були інтегровані наступні вихідні дані: $H_0 = 50$ мм, $r_1 = 25$ мм, $r_2 = 15$ мм (рис. 1, а), $T_{ad}(TiAl) = 1654$ К, $T_0 = 300$ К, $\rho_0 = 0,6$, $\rho_{Ti} = 4540$ кг/м³, $\rho_{Al} = 2700$ кг/м³, $\mu = 0,14$, $\rho_{TiAl} = 3800$ кг/м³, $c_{Ti} = 540$ Дж/кг·К, $c_{Al} = 929,5$ Дж/кг·К, $c_{TiAl} = 600$ Дж/кг·К, $Q_{TiAl} = 8,1 \cdot 10^3$ кДж/кг, $E_a(TiAl) = 25$ кДж/моль, $D_{Ti} = 100$ мкм.

Результати моделювання напружено-деформованого стану TiAl сплавів представлені на рис. 1, в, г. Процес екструзії характеризується напругою всебічного стиснення, що забезпечує матеріалу найкращі в даних умовах пластичні властивості. Під впливом стискаючих напруг матеріал тече в напрямку найбільшого градієнта напружень – від поверхні пуансона, де вони мають максимальну величину, до калібру матриці (рис 1, б), де на вільній поверхні витикаючого матеріалу нормальні напруження дорівнюють нулю. Всебічне нерівномірне стиснення забезпечує матеріалу найбільш високу пластичність у порівнянні з іншими процесами обробки металу тиском, проте ця особливість процесу проявляється в умовах вкрай нерівномірних деформацій. В цьому випадку не завжди в повному об'ємі деформованого матеріалу діють тільки стискаючі напруги, безперервно зменшуються в напрямку екструзії від максимальних значень до нуля. Наявність різниці перетинів контейнеру і калібру матриці, сил контактної тертя і інших факторів призводить до того, що частинки матеріалу починають рухатися не тільки в напрямках найбільшої деформації, але і в поперечних напрямках. Останнє сприяє виникненню місцевих (додаткових) напружень, за величиною різних, напрямку і знаку, і появи розтягуючих напруг. Цьому сприяють переміщення частинок матеріалу по траєкторіях різної довжини зі швидкістю, зміною в процесі проходження їх через різні зони.

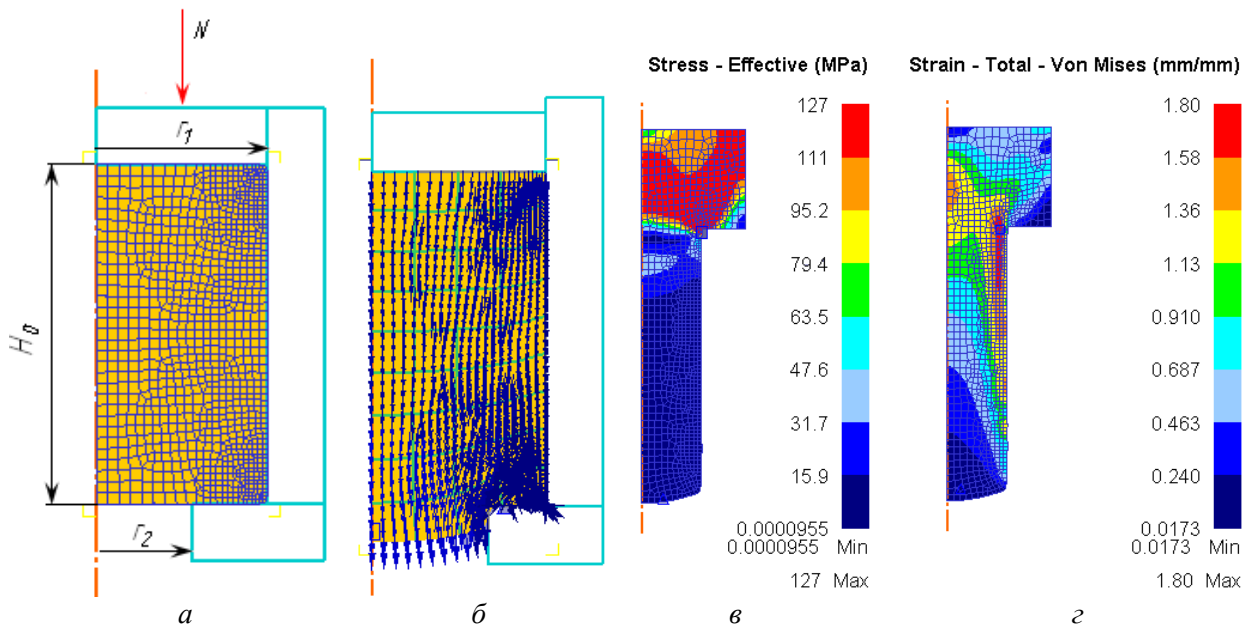


Рис.1. Моделювання процесу СВС-пресування інтерметалідного TiAl сплаву в програмі Deform: а - вихідна заготовка для розрахунку, б - напрямок тічії металу в заготівлі, в - картина розподілу інтенсивності напружень, г - інтенсивності деформацій

В умовах синхронізації теплових процесів СВС і динамічного компактування продукту синтезу можливо отримання компактного інтерметалідного сплаву з високодисперсною структурою, розмір зерен в якому значно менше, ніж у сплавах, отриманих методами лиття, спікання або ударно-хвильової дії на синтезований продукт. Подрібнення зерна інтерметалідного сплаву в процесі його синтезу під тиском відбувається в результаті пластичної деформації продукту синтезу і високих швидкостей охолодження (рис. 2). Високотемпературний синтез інтерметалідного з'єднання γ -TiAl в порошковій суміші чистих елементів в умовах СВС-пресування при тепловому вибуху при мінімальному зовнішньому тиску на суміш дозволяє отримати інтерметалідний продукт синтезу із середнім розміром зерна ~ 30 мкм. Збільшення ступеня пластичної деформації синтезованого під тиском інтерметалідного продукту в умовах СВС-пресування дозволяє на порядок знизити розмір зерна в кінцевому продукті і навіть сформувати в інтерметалідному сплаві субмікросталічну зернисту структуру.

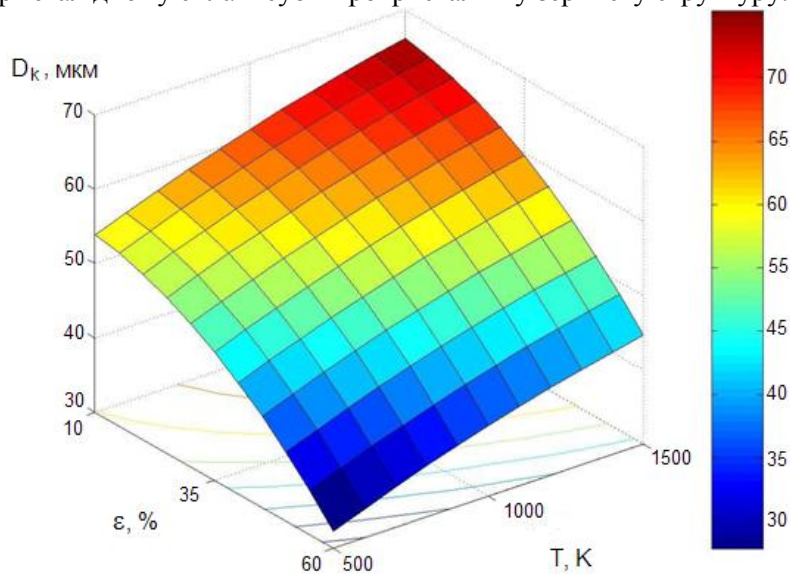


Рис. 2. Залежність розміру зерна інтерметаліду TiAl від ступеня і температури деформації в процесі СВС-пресування

Висновок. Запропоновано і реалізовано математичну модель, спрямовану на отримання γ -TiAl сплавів з заданою структурою і властивостями, заснована на використанні даних про особливості фізичного моделювання процесу СВС-пресування і програмного комплексу DEFORM. Високотемпературний синтез інтерметалідного з'єднання γ -TiAl в порошковій суміші чистих елементів в умовах СВС-пресування дозволяє отримати інтерметалідний сплав із середнім розміром зерна ~ 30 мкм.

Список використаних джерел:

1. Имаев, В.М. Современное состояние исследований и перспективы развития технологий интерметаллидных γ -TiAl сплавов / В.М. Имаев, Р.М. Имаев, Т.И. Оленева // Письма о материалах. – 2011. – Т.1. – С. 25-31.
2. Амосов, А.П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов [Текст]: учеб. пособ. / А.П. Амосов, И.П. Боровинская, А.Г. Мержанов; под ред. В.Н. Анциферова. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 567 с. – ISBN 978-5-94275-360-3.
3. Левашов, Е.А. Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Е.А. Левашов, А.С. Рогачев, В.И. Юхвид, И.П. Боровинская. – М.: БИНОМ, 1999. – 176 с. – ISBN 5-7989-0126-2.
4. Miyamoto, Y. High-pressure Self-combustion Sintering for Ceramics / Y. Miyamoto, M. Koizumi, O. Yamada // J. Am. Ceram. Soc. – 1984. – V. 67. – № 11. – P. 224-227.
5. Enhancement of creep properties and microstructural stability of intermetallic β -solidifying γ -TiAl based alloys / [M. Kastenhuber](#), [B. Rashkova](#), [H. Clemens](#), [S. Mayer](#) // Intermetallics. – 2015. – №63. – P. 19-26.
6. Овчаренко, В.Е. Эволюция зеренной структуры при экструзии интерметаллического соединения Ni₃Al в процессе высокотемпературного синтеза под давлением. I Математическая модель / В.Е. Овчаренко, О.В. Лапшин // Физика и химия обработки материалов. – 2007. - №3. – С.76-83.
7. Sereda, B. The Modeling of Products Pressing in SHS-Systems / B. Sereda, A. Zherebtsov, Y. Belokon' [et al.] // Material Science & Technology. – Pittsburg, USA. – 2008. – Vol. 2. – P. 827-831.

Стаття надійшла до редакції 16.04.2016.

УДК 37.02

Божко Т.Є., Гальчук Т.Н., Сичук В.А.*Луцький національний технічний університет***ВПРОВАДЖЕННЯ ЗАСОБІВ САПР У НАВЧАЛЬНОМУ ПРОЦЕСІ В ЛУЦЬКОМУ
НАЦІОНАЛЬНОМУ ТЕХНІЧНОМУ УНІВЕРСИТЕТІ**

Організація навчального процесу у відповідності із сучасними умовами розвитку новітніх інформаційних технологій є необхідною умовою підвищення ефективності та якості навчання у вищих технічних університетах. Реалізація концепції системного використання персональних комп'ютерів в навчальному процесі для вивчення технічних предметів і наукових досліджень сприяє набуттю майбутніми спеціалістами навиків у послідовному використанні персональних комп'ютерів у практичній роботі інженера-механіка.

Ключові слова: системи автоматизованого проектування, інформаційні технології навчання.

Божко Т.Е., Гальчук Т.Н., Сичук В.А.**ВНЕДРЕНИЕ СРЕДСТВ САПР В УЧЕБНОМ ПРОЦЕССЕ В ЛУЦКОМ
НАЦИОНАЛЬНОМ ТЕХНИЧЕСКОМ УНИВЕРСИТЕТЕ**

Организация учебного процесса в соответствии с современными условиями развития новейших информационных технологий является необходимым условием повышения эффективности и качества обучения в высших технических университетах. Реализация концепции системного использования персональных компьютеров в учебном процессе для изучения технических предметов и научных исследований способствует приобретению будущими специалистами навыков в последовательном использовании персональных компьютеров в практической работе инженера-механика.

Ключевые слова: системы автоматизированного проектирования, информационные технологии обучения.

Bozhko T., Galchuk T., Sychuk V.**INTRODUCTION OF CAD SYSTEM IN THE LEARNING PROCESS IN LUTSK
NATIONAL TECHNICAL UNIVERSITY OF**

The educational process in accordance with modern conditions of development of new information technologies is a prerequisite for improving the efficiency and quality of teaching in higher technical universities. Implementing the concept of system of personal computer in the classroom to study technical subjects and research encourages the future specialists to acquire skills in sequential use of personal computers in practice Engineering.

Keywords: CAD system, information technology training.

Постановка проблеми. Перехід на машинне проектування дозволяє суттєво скоротити терміни розробки конструкторської і технологічної документації і тим самим прискорити початок виробництва нових виробів. Одночасно підвищується якість як самих конструкторських розробок, так і документації. Фахівці знаходять можливість освоювати комп'ютерні технології і використовувати їх у навчальному процесі і на виробництві, що відкриває найширший простір для різних інженерних новацій. В останні два десятиліття все більшого поширення набувають системи автоматизованого проектування. Системи САПР дозволяють вирішувати найрізноманітніші завдання і застосовуються в різних галузях. Зокрема, в машинобудуванні найбільш поширені два види САПР: системи проектування технологічних процесів і системи твердотілого моделювання. Останні дозволяють провести дослідження деталей і конструкторський аналіз вузлів і механізмів ще на стадії проектування, а також вносити виправлення під час аналізу.

На сьогодні розроблено декілька напрямків в системах твердотілого моделювання:

- САД-системи - призначені для безпосереднього створення моделі.
- САЕ-системи – призначені для автоматизованого розрахунку деталі.
- САМ-системи - призначені для автоматизованого написання керуючої програми для верстатів з ЧПУ.

Провідні фірми-виробники САПР випускають програмні продукти, що включають в себе перераховані вище системи, що робить їх більш привабливими для підприємств, що використовують САПР-системи при проектуванні та в навчальному процесі. Використання таких засобів на стадії проектування і оптимізації розробки технологічного процесу виготовлення деталей машин значно скорочує підготовку виробництва. У зв'язку з цим розробка і використання в учбовому процесі нових комп'ютерних програм для студентів-машинобудівників є актуальною задачею, що відповідає сучасному рівню розвитку вищої школи.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Аналіз наукових досліджень і публікацій свідчить, що багато дослідників акцентують увагу на таких проблемах: значення духовних цінностей у розвитку особистості [1,2]; ціннісно-нормативні механізми регуляції навчально-

пізнавальної діяльності [3]; ціннісні орієнтації у структурі розвитку індивідуальності [4]; особисто орієнтовані, рефлексивно-інноваційні технології навчання [5]. Таким чином, названі вище дослідження складають окремі аспекти обґрунтування інноваційних технологій навчання студентів технічних університетів. Виявлено, що у попередніх дослідженнях не проаналізовано проблему інформаційно-новітніх технологій навчання студентів технічного університету.

Невирішені раніше частини загальної проблеми. Організація процесу навчання у відповідності з системою його принципів є необхідною умовою розвитку параметрів навчального мислення у студентів технічного університету. Порушення будь-яких вимог призводить до порушення інтенсифікації навчання, унеможливує здійснювати студентом власну навчальну діяльність та досягнути мети навчання.

Мета дослідження. Організація навчального процесу у відповідності із сучасними умовами розвитку новітніх інформаційних технологій є необхідною умовою підвищення ефективності та якості навчання у вищих технічних університетах.

Основні результати дослідження. Протягом декількох років в Луцькому національному технічному університеті реалізується концепція системного використання персональних комп'ютерів в навчальному процесі для вивчення технічних предметів і наукових досліджень, що сприяє набуттю майбутніми спеціалістами навиків у послідовному використанні персональних комп'ютерів у практичній роботі інженера-механіка. Дана концепція інтегрує наукову роботу в рамках єдиної методології на основі всебічного використання комп'ютерних засобів. При її впровадженні вирішуються такі задачі:

- впровадження нових інформаційних технологій у навчанні студентів, науковій роботі студентів, аспірантів, викладачів;
- створення програмно-апаратних комп'ютерних засобів, що забезпечують нові інформаційні технології, зокрема системи автоматизованого моделювання та проектування, автоматизація наукових досліджень тощо.

Сучасні САПР успішно використовуються в умовах підприємства, і в навчальному процесі. Кожен робить свій вибір на користь певної системи. Вибір реалізовується між трьома програмними продуктам – це КОМПАС 3D V14, Auto CAD та Solid Works 2012.

Найбільш прийнятною є система популярного креслярського редактора КОМПАС. Вона містить достатній креслярський інструментарій для виконання креслень будь-якого рівня складності з повно технічних вузів, технікумів і коледжів, - усі ті, хто виконує великий обсяг креслярсько-проектних робіт. Як показала практика, наявність гарної креслярської програми на персональному комп'ютері значно полегшує роботу фахівця на підприємстві, чи викладача, студента в навчальному закладі. Наприклад, використання професійного пакету КОМПАС дає можливість створювати пакети баз даних, утиліти і додатків для створення 3-х мірних об'єктів підтримкою використовуваних стандартів. Простий і зрозумілий інтерфейс цієї програми вдало сполучається з гнучкістю професійної системи при побудові, виділенні, видаленні об'єктів креслення, наборі тексту за державними стандартами, постановці розмірів усіх типів, допусків форми і розташування поверхонь, позицій, баз і т.д. КОМПАС орієнтований на тих, кому необхідний інструмент для виконання проектно-креслярських робіт. У першу чергу це інженери машинобудівних підприємств і конструкторських бюро, студенти технічних вузів, технікумів і коледжів, - усі ті, хто виконує великий обсяг креслярсько-проектних робіт. Як показала практика, наявність гарної креслярської програми на персональному комп'ютері значно полегшує роботу фахівця на підприємстві, чи викладача, студента в навчальному закладі. Наприклад, використання професійного пакету КОМПАС дає можливість створювати пакети баз даних, утиліти і додатків для створення 3-х мірних об'єктів рис.1. Пакет КОМПАС-3D могутній базовий програмний продукт, на основі якого створюється ціле сімейство спеціалізованих програм автоматизованого проектування за різними напрямками. У своєму розвитку КОМПАС-3D мав декілька доповнень і змін, зберігши при цьому свій звичний вигляд. КОМПАС-3D значно підвищує продуктивність користувачів, надаючи новітні функції, що усувають перешкоди в доступності проектних даних. Крім того, що КОМПАС -3D є самостійною програмою, він також є платформою для розробки спеціалізованих вертикальних рішень.

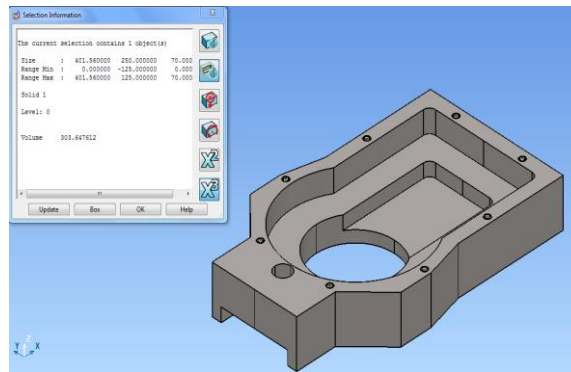


Рис. 1. - 3D вигляд деталі основи з інформацією про тіло

Auto CAD в разі скорочує час на перевірку креслень. Програма дозволяє створювати різні таблиці, проводити експорт і імпорт даних «MS Excel», а також маніпулювати різними текстовими вставками. Для промислового двомірного проектування, дана програма пропонує найефективніші інструменти. Спеціалізовані, потужні графічні пакети, які створюються на базі даної програми, відмінно підходять для конструкторів-механіків так і для студентів технічних вузів рис.2. Відмінною особливістю даної програми є дуже зручний інтерфейс, який дозволяє наблизити або віддалити зображення на екрані комп'ютера, використовуючи функції панорамування. Крім основних функцій даної програми, тобто функцій створення різних креслень, програма дозволяє ефективно прив'язувати до графічних об'єктів програми, інші об'єкти, які можуть зберігатися у зовнішній базі даних, використовуючи посилання. Відмінною можливістю для інженера, який працює у програмі Auto CAD, є можливість виведення на друк кількох креслень.

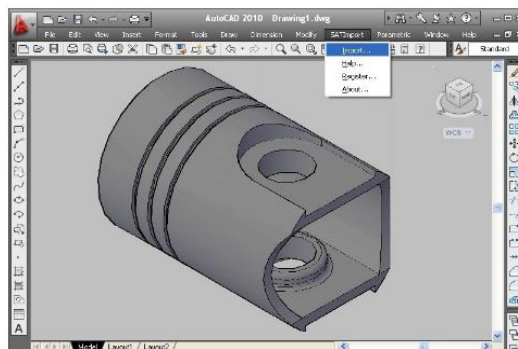


Рис.2. – Інтерфейс Auto CAD з прикладом 3D моделювання конструкції корпусу

Solid Works – система автоматизованого проектування, інженерного аналізу та підготовки виробництва виробів будь-якої складності і призначення, дає можливість проектування у трьох вимірах, працює під керуванням Microsoft Windows. Розроблена як альтернатива для двомірних програм САПР. Придбала популярність завдяки простому інтерфейсу. Основний продукт Solid Works включає інструменти для тривимірного моделювання, створення креслень, роботи з листовим металом, звареними конструкціями і поверхнями довільної форми рис.3. Є можливість імпортування великої кількості файлів 2D і 3D CAD програм. Зокрема надає можливість безпосереднього імпорту і редагування перетинів, які виконані в Auto CAD.

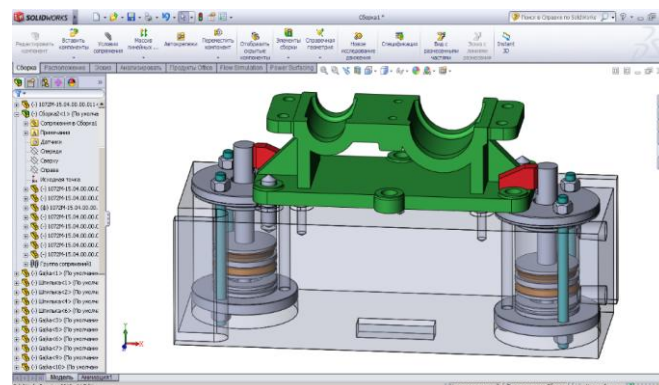


Рис. 3. - 3D вигляд складальної одиниці “Корпус пристосування в системі Solid Works

Power SHAPE – це інструмент для роботи зі складними формами і для підготовки CAD-моделей для виробництва. Вона володіє вичерпним набором функцій спеціально для проектування складної технологічної оснастки, прес-форм, штампів та ливарних моделей, для виробів з криволінійними твірними, у яких важливе значення має зовнішній вигляд рис.4. Конструктор виробів під час проектування часто не враховує особливостей, необхідних для виготовлення оснастки, наприклад радіусів округлення гострих кромek, поверхонь ухилу і рознімання. Ці елементи доводиться вводити в модель на наступних етапах виробництва. Причому виробники оснащення можуть працювати з різними даними: паперовим, електронним кресленням (в цьому випадку можна використовувати готові контури для моделювання), з поверхневою або твердо тільною моделлю виробу, де не враховані технологічні особливості конструкції.

Power SHAPE має інструменти для імпорту даних з інших CAD-систем або через стандартні формати обміну, такі як IGES, VDA-FS, Parasolid і STEP, або через прямі інтерфейси до наступних систем: CADDs, Solid Works, CATIA, Unigraphics, Pro Engineer.

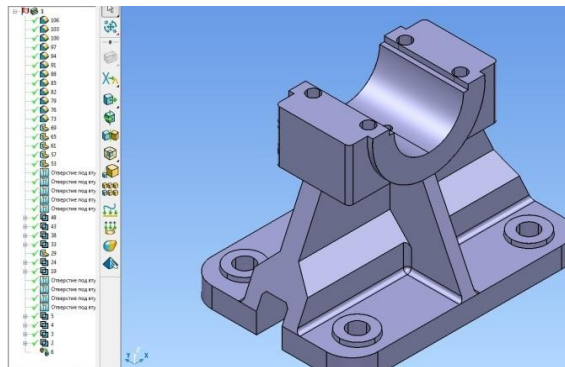


Рис. 4. - 3D вигляд деталі корпус підшипника в програмі Power SHAPE та дерево побудови

Нові інформаційні технології, підвищуючи активність студента, ведуть до перебудови навчального процесу в бік самостійних форм навчання із скороченням кількості лекцій, але запровадження новітніх інформаційних технологій збільшує роботу викладача по підготовці навчального процесу, удосконаленню навчальних програм.

Висновки. Узагальнення важливих аспектів технологій навчання у підготовці майбутніх інженерів передбачає здійснення ґрунтовного аналізу ролі інтенсивних освітніх технологій як необхідної умови діяльності вищих технічних навчальних закладів. Було встановлено, що впровадження сучасних інноваційних інформаційних технологій в навчальний процес дозволяє підвищити науково-технічну підготовку майбутніх інженерів-механіків. Вважаємо, що доцільність застосування інтенсивних технологій навчання підвищує продуктивність пізнавальної діяльності студентів, стимулювання їх саморозвитку.

1. Бойко А. М. Виховання людини: нове і вічне : монографія / А. М. Бойко. – Полтава : Техсервіс, 2006. – 566 с.
2. Розвиток громадянської спрямованості особистості в юнацькому віці : монографія / Ін-т психології ім. Г.С. Костюка АПН України, лабораторія психології особистості ім. П. Р. Чамати ; ред. М.Й. Боришевський. - К. : Педагогічна думка, 2007. - 186 с.
3. Матюша І. К. Особистість і колектив як цілісна гармонійна система (психолого- педагогічний аспект) [Текст] : Навч.-метод. посібник / І. К. Матюша ; Інститут змісту і методів навчання. - К. : [б.в.], 1997. - 188 с.
4. Інтегративно-особистісний підхід у психологічній науці та практиці : монографія / [Г.О. Балл, О.В. Губенко, О.В. Завгородня та ін.] ; за ред. Г.О. Балла. – Кіровоград : Імекс-ЛТД, 2012
5. Бех І.Д. Виховання особистості: У 2 кн.. – К. : Либідь, 2003. - Кн. 1 : Особистісно орієнтований підхід: теоретико-технологічні засади. – К. : Либідь, 2003 – 280с.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.798

Б.П. Валецький*Луцький національний технічний університет***ТРАНСПОРТНЕ ОБЛАДНАННЯ ГНУЧКИХ ВИРОБНИЧИХ СИСТЕМ ПАКУВАННЯ**

У статті представлено опис гнучких виробничих систем для оптимізації технологічних процесів пакування. Висвітлені основні принципи їх класифікації та застосування складських технологій. Запропоновано шляхи вдосконалення гнучких виробничих систем.

Ключові слова: Транспортування, вантаж, пакування, оптимізація, склад.

B. Valetsky*Lutsk National Technical University***TRANSPORT EQUIPMENT FLEXIBLE PACKAGING PRODUCTION SYSTEMS**

The article describes the flexible manufacturing systems for optimizing processes packaging. The basic principles of their classification and application of storage technologies. Ways of improving flexible manufacturing systems.

Keywords: Transportation, freight, packaging, optimization, warehouse.

Б.П. Валецький*Луцький національний технічний університет, Україна***ТРАНСПОРТНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ГИБКИХ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ СИСТЕМ
УПАКОВКИ**

В статье представлено описание гибких производственных систем для оптимизации технологических процессов упаковки. Освещены основные принципы их классификации и использования складских технологий. Предложены пути совершенствования гибких производственных систем.

Ключевые слова: Транспортировка, груз, упаковка, оптимизация, склад.

Створення сучасного пакувального виробництва неможливо без використання передових світових досягнень науки і техніки. Основою такого процесу є всебічна і комплексна автоматизація процесів від ідеї створення продукту, його пакування і постачання, аналізу його використання з метою поліпшення та постійного контролю якості.

Групове пакування є першим серед процесів зі створення збільшених вантажних одиниць. Використання збільшених вантажних одиниць дає змогу оптимізувати вантажопотоки, поліпшити якість зберігання і транспортування пакованої продукції та зменшити грошові витрати. Створення збільшених вантажних одиниць дає можливість комплексно механізувати і автоматизувати НРТС - роботи.

Правильно збалансовані з урахуванням техніко-економічних факторів системи здатні вирішити завдання щодо підвищення продуктивності праці, зниження споживання ресурсів, підвищенню якості продукції.

Науково-технічний прогноз розвитку пакувального виробництва показує, що саме гнучкі виробничі системи (ГВС) найкращим чином задовольняють вимогам замовника, вирішують проблеми конкурентоспроможності продукції на світовому ринку, забезпечують високу рентабельність виробництва при його високій ефективності. Ці системи дозволяють уникнути накопичення непотрібної продукції та ефективного контролювати всі види ресурсів. Цей тип виробництва може працювати за прогресивним принципом «роби вчасно», так як поставки тари, напівфабрикатів, пакувань і т.п. здійснюються чітко та у певний час.

Проектування таких систем вимагає глибокого розуміння мети їх створення, змісту завдань і принципів ефективного використання, а також дуже важливо визначитися з основними методологічними позиціями. Тому важливу роль відіграє в даній системі транспортне обладнання, завданням якого є безперервна робота системи.

ГВС являє собою систему з комплексно автоматизованим виробничим процесом, робота всіх компонентів якої (технологічного обладнання, транспортних засобів, засобів контролю та ін.)

Координується як єдине ціле системою управління, що забезпечує швидку зміну програм функціонування технічних засобів системи при зміні об'єкта виробництва.

Транспортна система складається з транспортних і накопичувальних пристроїв, що здійснюють міжопераційне переміщення, накопичення і доставку продукту, пакувань, допоміжних пакувальних засобів до основного технологічного устаткування і автоматичного складу.

Транспортне обладнання здійснює отримання, комплектацію та переміщення всіх необхідних компонентів для виконання в ГВС технологічних процесів.

Автоматизація всіх цих операцій здійснюється взаємопов'язаними системами маніпулювання, транспортування та накопичення.

Об'єкти маніпулювання, транспортування та накопичення в ГВС: матеріали, заготовки, напівфабрикати, готові вироби, комплектуючі елементи, інструменти, оснащення, відходи виробництва.

Переміщення пакувань в ГВС здійснюється транспортними засобами, класифікація яких наведена на рис. 1.

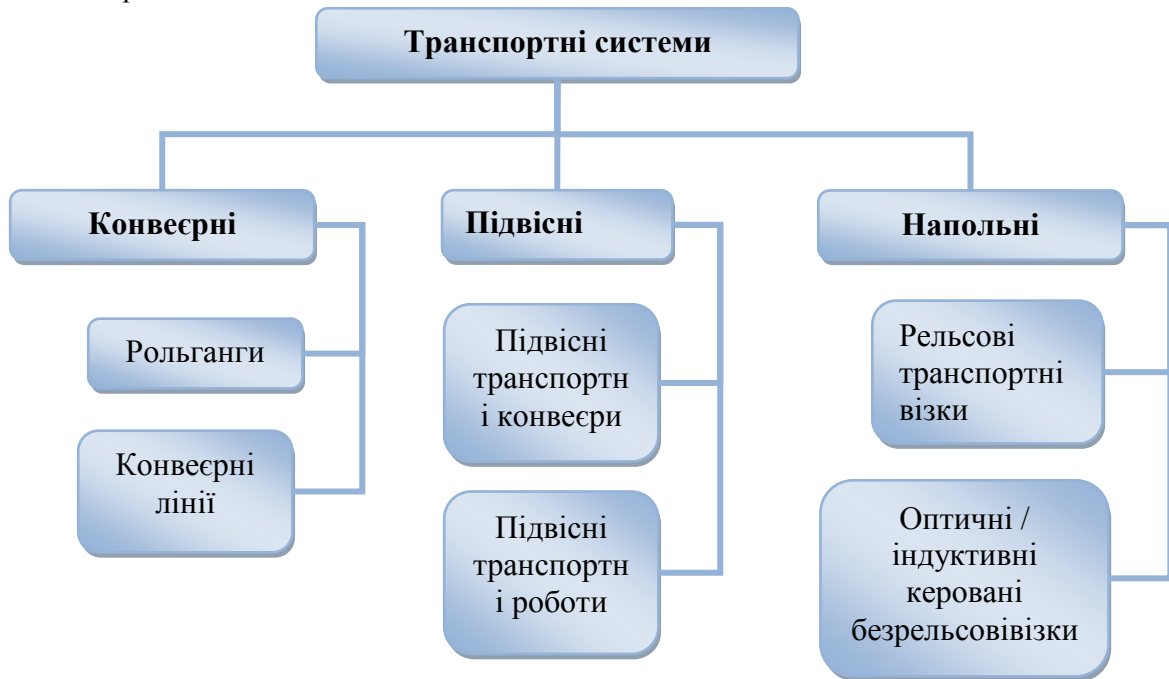


Рис. 1 Класифікація транспортних систем

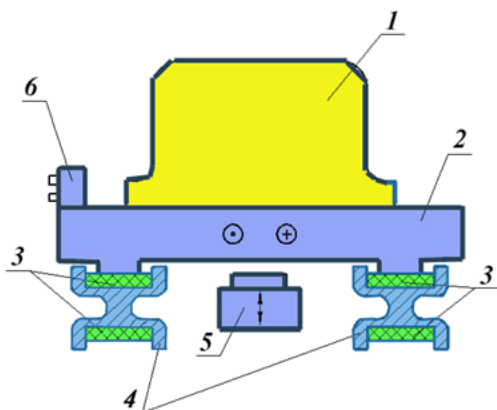


Рис. 2 Схема пристрою транспортування палет на конвеєрі: 1- виріб; 2 - палета; 3 - нескінченні стрічки конвеєра; 4 - несучі профілі з порожниною повернення стрічки; 5 - висувний упор для зупинки супутника; 6 - носій коду

При транспортуванні виробів за допомогою конвеєрних ліній вироби закріплюються на палетах, які опорними поверхнями встановлюються на рухомих стрічках конвеєра (рис. 2.).

Кожна палета ідентифікується за допомогою носія коду (безконтактного давача), що дозволяє контролювати поточне місце розташування кожного виробу в ГВС і здійснювати управління всією транспортною системою.

Гнучка конвеєрна система представляє з себе систему конвеєрів, розташованих між гнучкими виробничими модулями (ГВМ) ГВС так, що кожен виріб може бути доставлено з будь-якої її точки до будь-якого ГВМ. Така

система виконана за модульним принципом і включає такі основні модулі:

- Конвеєрні стрічки;
- Модулі підйому і поперечного зміщення.

Як приклад на рис 3. наведена схема компоновки гнучкої конвеєрної системи фірми BOSCH.

Конвеєрні стрічки оснащені приводами, що переміщують їх з постійною швидкістю в одному напрямку. Модулі підйому і поперечного зміщення мають трьохпозиційний пневматичний привід підйому і коротку ділянку стрічкового транспортера. У нижньому положенні цього модуля палета вільно над ним проходить, а у верхньому положенні палета зупиняється і переноситься на ділянку відповідного поперечного стрічкового транспортера або на позицію завантаження відповідного ГВМ.

В якості засобів транспортування в ГВС найбільшого поширення набули самохідні транспортні візки, які часто називають транспортними роботами.

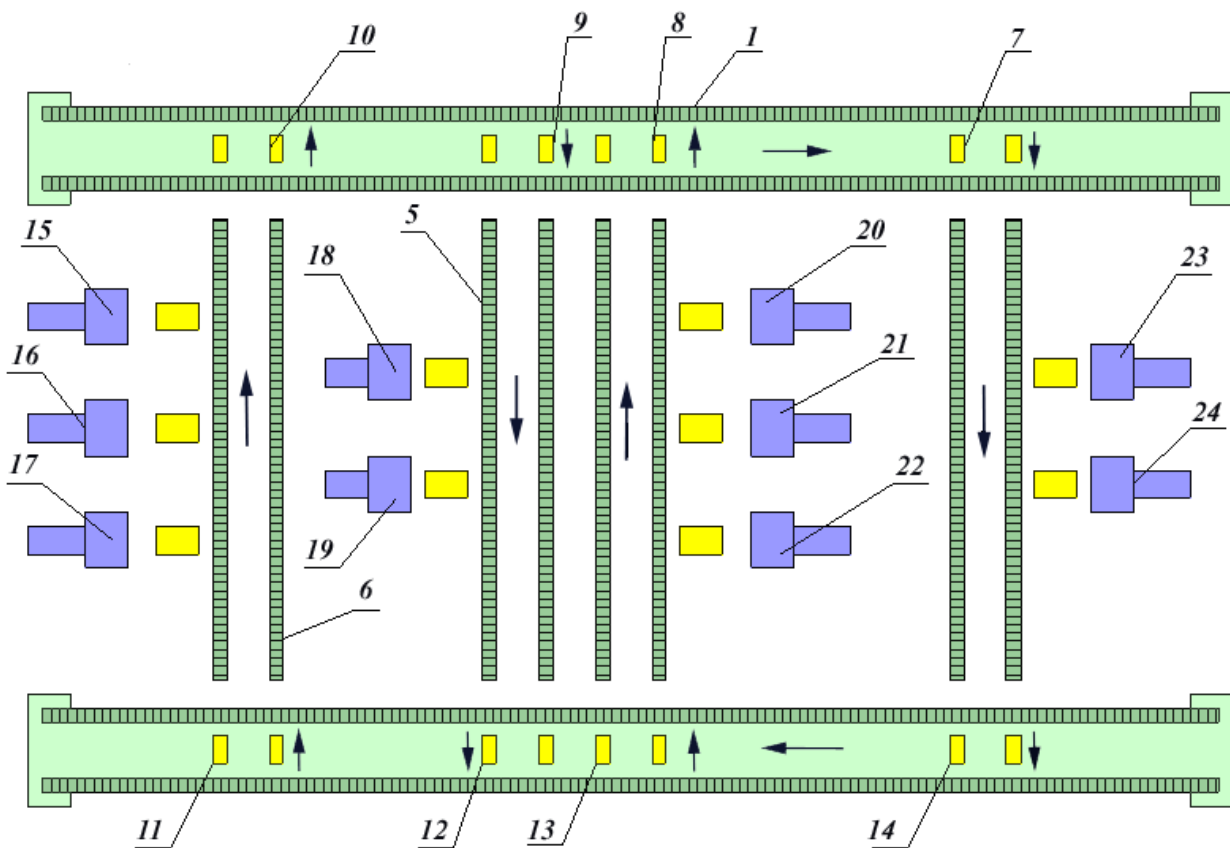


Рис. 3. Схема компоновки гнучкої конвеєрної лінії: 1-6 - конвеєрні модулі; 7-14 - модулі підйому і поперечного зміщення; 15-24 - гнучкі виробничі модулі

Найпростіші транспортні роботи переміщуються напрямними, а підведення живлення може здійснюватися гнучкими кабелями, від ковзних струмопроводів, від автономних джерел живлення (акумуляторів). Очевидно, що рейкові візки мають недостатню гнучкість переміщень різними траєкторіями в межах ГВС у зв'язку зі складністю технічних систем зміни напрямку переміщення. Тому в даний час найбільшого поширення набули безрейкові транспортні роботи (рис.4.), Що забезпечують найбільшу гнучкість функціонування в ГВС.

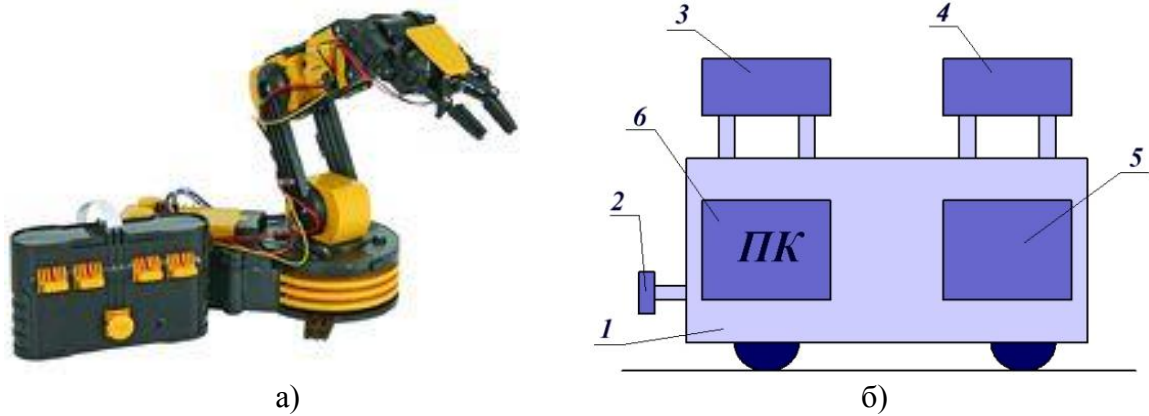


Рис. 4. Транспортний робот: а) – загальний вигляд, б) – схема транспортного робота: 1 - візок (шасі); 2 - бампер системи гальмування; 3-4 - вантажні платформи з приводом перевантаження виробів і направляючими; 5 - акумулятор; 6-бортовий ПК.

За допомогою бортового ПК здійснюється керування транспортним роботом. Команди по маршруту слідування вводяться в пам'ять бортового ПК каналом зв'язку з керуючим обчислювальним комплексом ГВС. Акумулятори необхідні для живлення приводів, що використовуються та інших електронних пристроїв.

Автоматичне управління переміщенням транспортним роботом вимагає наведення його на необхідну траєкторію переміщення. При оптичному способі наведення управління здійснюється білою лінією (смугою), нанесеної на підлозі цеху. Для цього на візку є пристрій, що висвітлює білу лінію, а приймальний пристрій (фотоелемент), встановлений на візку, здійснює прийом відбитого сигналу, за характером якого здійснюється автоматичне керування переміщенням візка.

При індукційному способі наведення на візку встановлюють індукційні давачі, які сприймають низькочастотне магнітне поле, що утворюється струмом, що проходить кабелем, укладеним у підлозі цеху. Сигнали цих давачів використовуються для управління.

При використанні способу радіонаведення вздовж траєкторії переміщення візка розташовують передавальні антени, а прийомна антена розташовується на візку. З практики використання транспортних роботів, найбільш ефективним є оптичний спосіб наведення.

Однією з найважливіших завдань управління візком є позиціонування візка на позиціях перевантаження виробів. Для цього використовуються різні способи управління електроприводами візка. Спосіб замкнутого по положенню приводу з контролем на всьому шляху переміщення універсальний, тому що можна здійснити точне позиціонування транспортного робота в будь-якій точці. Однак такий привід складний, вимагає високої точності і жорсткості направляючих елементів візка і має високу вартість.

При використанні розімкнутого приводу зі ступінчастим регулюванням швидкості зупинка транспортного робота здійснюється подачею послідовних команд на гальмування. Цей спосіб не дозволяє здійснити досить високу точність позиціонування (менше 5мм).

Комбінованим є привід, розімкнутий між заданими для зупинки позиціями і замкнутий по положенню поблизу позицій зупинки. Цей привід поєднує достоїнства перших двох розглянутих способів. Датчики положення включаються тільки поблизу позиції зупинки, що дозволяє не пред'являти великих вимог до точності і жорсткості направляючих елементів візка і в той же самий час забезпечує високу точність позиціонування.

Часто в процесі транспортування пакувань до обробних ресурсів роботизованих транспортних систем (РТС) (пакувальних та інших автоматів, ПР, складів і нагромаджувачів) виконуються їх орієнтування в просторі для надання потрібного за умовами технологічного процесу положення, а також контроль параметрів якості, переадресування, нагромадження та ін. У таких випадках транспортні пристрої можуть поєднувати основну функцію переміщення

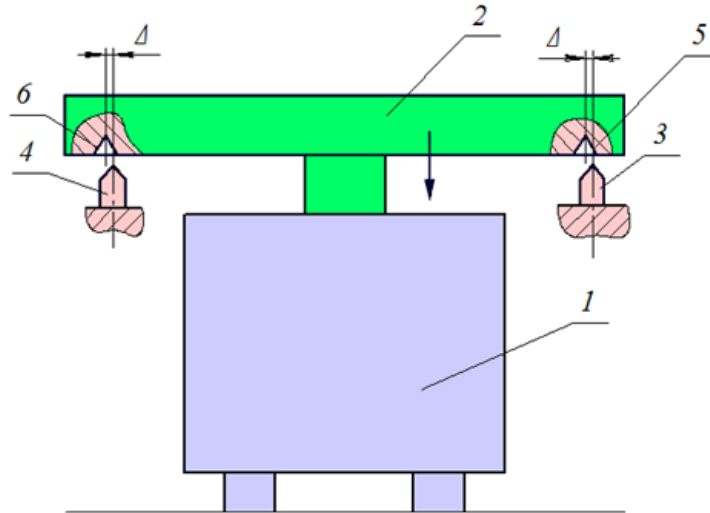


Рис.5. Транспортний робот з механізмом уточнення положення і фіксації: 1- візок; 2 - платформа; 3-4 - вловлювачі; 5-6 - конічні отвори; Δ - похибка позиціонування

об'єктів з переліченими додатковими функціями. При цьому ступінь досконалості конструкції, надійність транспортних пристроїв багато в чому визначають досяжний рівень «безлюдності» в РТС.

При використанні розімкнутого приводу з механізмом уточнення положення і фіксації застосовуються спеціальні пристрої (уловлювачі), які забезпечують високу точність позиціонування платформи з виробами (рис .5.).

Що стосується власне РТС, то обсяг використання в них внутрішньоопераційних транспортних пристроїв набагато нижчий, ніж у звичайних технологічних лініях, бо їх функції у більшості випадків беруть на себе ПР. Тому основною задачею транспортних пристроїв у РТС є завантаження-вивантаження ПР виробами і матеріалами, які надходять в робочу зону останнього, наприклад у нагромаджувачах (касетах, палетах) або поштучно з магазинів, складів, від сусідніх ПР. Ця задача розв'язується міжопераційним транспортом.

Висновок

На підставі аналізу конструкції та експлуатації діючих в даний час гнучких виробничих систем можна відзначити наступні основні їхні переваги:

- Підвищення продуктивності в 2-10 рази;
- Задоволення попиту ринку в короткі терміни;
- Зменшення часу освоєння вантажопотоків пакувань в 5-10 разів;
- Зменшення оборотних коштів і підвищення обороту капіталу;
- Зменшення чисельності обслуговуючого персоналу в 5-10 разів;
- Значне збільшення завантаження устаткування (робота в 3 зміни);
- Підвищення стабільності виготовлення і якості групових пакувань;
- Зменшення виробничих площ, що використовуються для складування.

Необхідно відзначити і основні недоліки таких систем:

- Висока складність технічних систем, що вимагає високої надійності всіх їх елементів, та призводить до підвищення вартості систем, вимагає високої кваліфікації робітників;
 - Тому необхідно інтенсифікувати роботи за такими основними напрямками:
 - Підвищення надійності всіх технічних систем ГАВ;
 - Оптимальне управління (моделювання процесів виготовлення, що дозволяє створювати математичне та програмне забезпечення для оптимальної роботи ГАВ пакування);
 - Контроль якості пакувань;
 - Технічна діагностика систем та елементів ГАВ (обладнання, тари, готових пакувань та ін.);
 - Підготовка висококваліфікованого персоналу.
- В даний час в промислово-розвинених країнах створені й успішно розвиваються фірми, що спеціалізуються на розробці гнучких виробництв, їх обслуговуванні та підготовки персоналу для їх експлуатації.

Список використаних джерел:

1. Вороненко, В.П. Проектирование производственных систем в машиностроении: Учеб. пособие / В.П. Вороненко, Ю.М. Соломенцев, А.Г. Схиртладзе, А.И. Пульбере. – Тирасполь: РИО ПГУ, 2001. – 349 с.
2. Соломенцев, Ю.М. Управление гибкими производственными системами / Ю.М. Соломенцев, В.Л. Сосонкин. – М.: Машиностроение, 1988. – 350 с.
3. Митрофанов, С.П. Технологическая подготовка гибких производственных систем / С.П. Митрофанов, Д.Д. Куликов, О.Н. Миляев, Б.С. Падун; Под ред. С.П. Митрофанова. – М.: Машиностроение, 1987. – 352 с.

Стаття надійшла до редакції 23.04.2016.

УДК 622.24.051, 622 '156

О.П. Виноградова*Київський Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України***ДОСЛІДЖЕННЯ ІНТЕНСИВНОСТІ ЗНОШУВАННЯ БУРОВОГО ІНСТРУМЕНТУ ЗА ХАРАКТЕРОМ РУЙНУВАННЯ МАТРИЦІ КОМПОЗИЦІЙНОГО АЛМАЗОВІСНОГО МАТЕРІАЛУ**

Досліджено інтенсивність зношування матриці породоруйнівних елементів алмазовісного бурового інструменту при руйнуванні ним порід середньої міцності. Встановлено хвильовий послідовно-періодичний характер відколювання частинок твердого сплаву від робочої поверхні матриці породоруйнівних елементів зі «славутича», якими оснащено бурову коронку БК-12 при різних експлуатаційних режимах. Запропоновано критерій оцінки інтенсивності зношування матриці, що включає геометричні параметри мікробиоїн, що утворюють борозенки на поверхні вольфрам-кобальтової матриці породоруйнівного елемента.

Ключові слова: руйнування, алмазовісна матриця, гірська порода, бурова коронка.

Е.П. Виноградова**ИССЛЕДОВАНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ БУРОВОГО ИНСТРУМЕНТА ПО ХАРАКТЕРУ РАЗРУШЕНИЯ МАТРИЦЫ КОМПОЗИЦИОННОГО АЛМАЗОСОДЕРЖАЩЕГО МАТЕРИАЛА**

Исследована интенсивность изнашивания матрицы породоразрушающих элементов алмазосодержащего бурового инструмента при разрушении пород средней прочности. Установлен волновой последовательно-периодический характер откалывания частиц твердого сплава от рабочей поверхности матрицы породоразрушающих элементов из «славутича», которыми оснащена буровая коронка БК-12 при различных эксплуатационных режимах. Предложен критерий оценки интенсивности изнашивания матрицы, включающий геометрические параметры микробиоин, которые создают бороздки на поверхности вольфрам-кобальтовой матрицы породоразрушающего элемента.

Ключевые слова: разрушение, алмазосодержащая матрица, горная порода, буровая коронка.

O. Vinogradova**JUSTIFICATION OF THE INTENSITY OF WEAR OF DRILLING TOOL BY THE NATURE OF DESTRUCTION OF MATRIX OF DIAMOND – COMPOSIT MATERIAL**

The intensity of wear of a matrix of the rock cutting elements in diamond drilling tool is investigated, when it destroy the rocks of average strength. Established the periodic wave sequence chipping of carbide particles from the working surface of the matrix of diamond cutters from "slavutich", which are equipped a drill bit BK-12, diameter 93 mm. The histograms of distribution of width of micropotholes on the surface of the cutters and distribution of step of carbide microparticles from the working surface of the cutter element are building, in mining of the drill bit by the different operating conditions, that can be used for process performance prediction of the destruction of the diamond rock tool to increase resource of natural diamonds and tungsten-cobalt alloy in the rock cutting tool, reducing the energy intensity of breaking rock, consequently, reducing the cost of exploration.

Key words: destruction, rock, diamonds matrix, rock, drill bit.

АКТУАЛЬНІСТЬ РОБОТИ. Багаторічний досвід алмазного буріння в нашій країні та за кордоном показує, що ефективність застосування породоруйнівного інструменту, в значній мірі, залежить від ступеня відповідності зносостійкості матриці абразивним властивостям гірської породи [1]. Частинки породи, що утворюються в процесі руйнування гірської породи, перебувають між зв'язкою і вибоєм у водному середовищі і представляють собою гідроабразивну масу [2]. Основною причиною руйнування матриці згідно з [1] є дія на неї абразивного шламу гірської породи. Абразивна здатність шламу представляє собою складну функціональну залежність:

$$A=f(MbiP) \quad (1)$$

де M – мінералогічний склад гірської породи; b – форма частинок шламу; i – гранулометричний склад шламу; P – дія шламу на матеріал матриці.

Одиначною частинкою руйнування гірської породи з відмінними фізико-механічними властивостями в результаті динамічного навантаження на індентори різного типу, як зазначалось в роботі [3] є фрагмент шламу, що утворюється в результаті мікроудару у вибій, та має сталу конфігурацію, що характеризується зоною заглиблення індентору 1, боковими 2 та кінцевою частиною 3, рисунок 1а. Крім того, згідно з математичною моделлю утворення ціликів гірської породи алмазним інструментом [4] руйнування вибою відбувається завдяки хвильовому послідовно-періодичному відколюванню мікро- та макро-фрагментів шламу як, наприклад,

алмазом в циліндричному елементі зі «славутича» з кроком t , що змінюється від 50 до 160 мкм, рисунок 1б, в результаті руйнування пісковіку Торезького родовища.

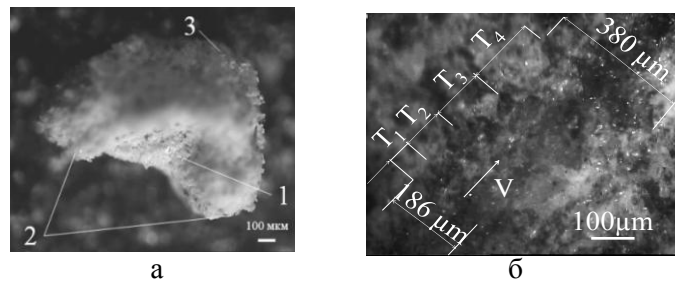


Рис. 1. Загальний вигляд: фрагменту продуктів руйнування пісковіку Торезького родовища одиничним алмазним зерном, 1– зона заглиблення індентору, 2 – бокові частини, 3 – кінцева частина – а; вибою пісковіку Торезького родовища породоруйнівним елементом зі «славутича» з зернистістю алмазів 800/630 мкм та їх відносній концентрації 100 %, V – вектор швидкості одиничного алмазного зерна, T_1 – T_4 – змінний крок відколювання частинок гірської породи – б

Тобто, руйнування матриці породоруйнівних елементів бурового інструменту відбувається або подрібненими частинками шламу [1] або, як зазначалось у роботі [3] зернами кварцу, що входять до складу гірських порід, здатними руйнувати матрицю бурового інструменту з утворенням продуктів руйнування у вигляді частинок твердого сплаву, що характеризуються всіма складовими геометричних параметрів одиничної частинки шламу гірської породи, рис.1, як, наприклад, зоною заглиблення індентора 1, рис.2а, боковими та кінцевою частиною, [5]. Крім того, розмір цих частинок цілком співпадає з розміром мікробибін на поверхні матриці циліндричного породоруйнівного елементу із КАМ, що утворюються зі змінним кроком T [6].



Рис. 2. Загальний вигляд : частинок продуктів руйнування алмазовмісної матриці із твердого сплаву ВК–6, відколотих від породоруйнівного елементу зі «славутича» з зернистістю алмазів 800/630 мкм і їх відносною концентрацією 100 % при руйнуванні пісковіку Торезького родовища, 1 – зона заглиблення індентору (гострої кромки зерна кварцу) – а; поверхні циліндричного елементу зі «славутича», H – відстань між утвореними борозенками, T – період відколювання частинок продуктів руйнування твердого сплаву – б

Наявність мікробибін вищезазначеної конфігурації на поверхні матриці можна спостерігати не тільки в породоруйнівному, а й в камнеоброблюючому інструменті [9], рис. 3.

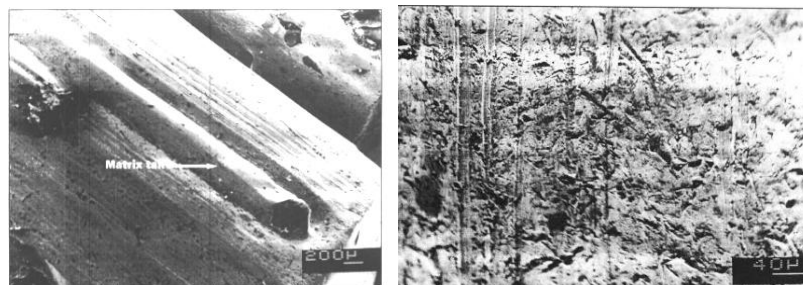


Рис.3. Робоча поверхня алмазного відрізного круга після руйнування граніту

Метою даної роботи є дослідження впливу експлуатаційного режиму (підвищення осьового навантаження на бурову коронку БК–12 діаметром 93 мм) на інтенсивність зношування алмазозносної матриці в процесі буріння міцної, твердої гірської породи.

МАТЕРІАЛ ТА РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Для дослідження інтенсивності зношування алмазозносної матриці в процесі буріння пісковика Торезького родовища ІХ категорії бури мості було використано бурову коронку БК–12 діаметром 93 мм [7], оснащено породоруйнівними елементами рис.4. Корпус бурової коронки 1 оснащено породоруйнівними елементами із композиційного алмазовмісного матеріалу «славутич» 2, які було виготовлено методом гарячого пресування. Породоруйнівні елементи коронки БК–12, робочими різцями яких є алмази зернистості 800/630 мкм при їх відносній концентрації 100,75,125%, виконано з розміром торця: 3×7 мм й запаяно у зазначеній послідовності в радіальному напрямку короночного торця. Руйнування пісковика Торезького родовища відбувалось при застосуванні стану, створеному на базі радіально-свердлильного верстату моделі 2Н58 при частоті обертання бурових коронок 400 хв^{-1} і осьовому навантаженні на коронки 500 та 1000 даН. Бурова коронка БК–12 проходила по породі ІХ категорії буримості при осьових навантаженнях 500 та 1000 даН зі швидкістю 1,2 та 1,25 м/год, відповідно. Зносостійкість коронок вимірювалася завдяки застосуванню довжиноміра оптичного моделі Н–313 і становила 0,21 0,35 мм/м [8].



Рис. 4. Бурова коронки: БК–12 діаметром 93 мм, 1– корпус коронки, 2 – породоруйнівні елементи зі «славутича»

Проте ретельне дослідження зносостійкості матриці породоруйнівних елементів вищевказаної бурової коронки відбувалось при застосуванні мікроскопа Ломо Метам Р-1, оснащеного ССD відеокамерою Digital КОСОМ, підключеного до ПЕОМ. Одну із багатьох подібних поверхонь матриці елемента зі «славутича» з розміром торця 3×7 мм після його відпрацювання у буровій коронці БК–12 при осьовому навантаженні 500 даН, представлено на рис. 5.

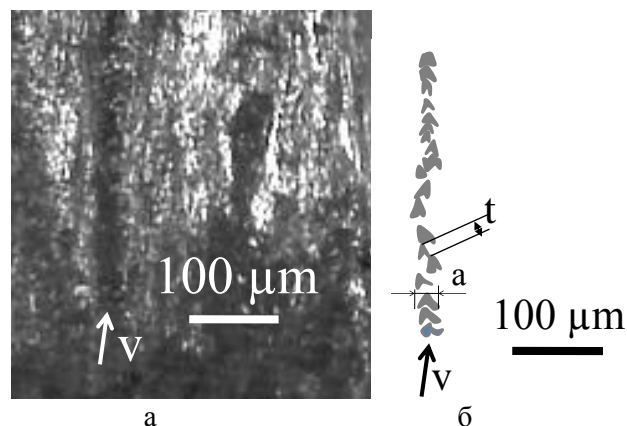


Рис.5. Загальний вигляд: робочої поверхні матриці породоруйнівного елемента зі «славутича» з зернистістю алмазів 800/630 мкм та їх концентрацією 100 % з розміром торця 3×7 мм – а; схематичного зображення мікробиїн (лунок) твердого сплаву у вигляді борозенок на поверхні матриці породоруйнівного інструменту, t – крок відколювання мікрочастинок твердого сплаву, v – вектор швидкості відколювання мікрочастинок твердого сплаву – б

На основі побудованих розподілів ширини a відколотих частинок твердого сплаву від поверхні породоруйнівного елементу в буровій коронці БК-12 та кроку t їх відколювання, рис. 6, зроблено висновок, що максимальна кількість частинок твердого сплаву має ширину 12,5 мкм, що відколюється від поверхні матриці з кроком 17,5 мкм.

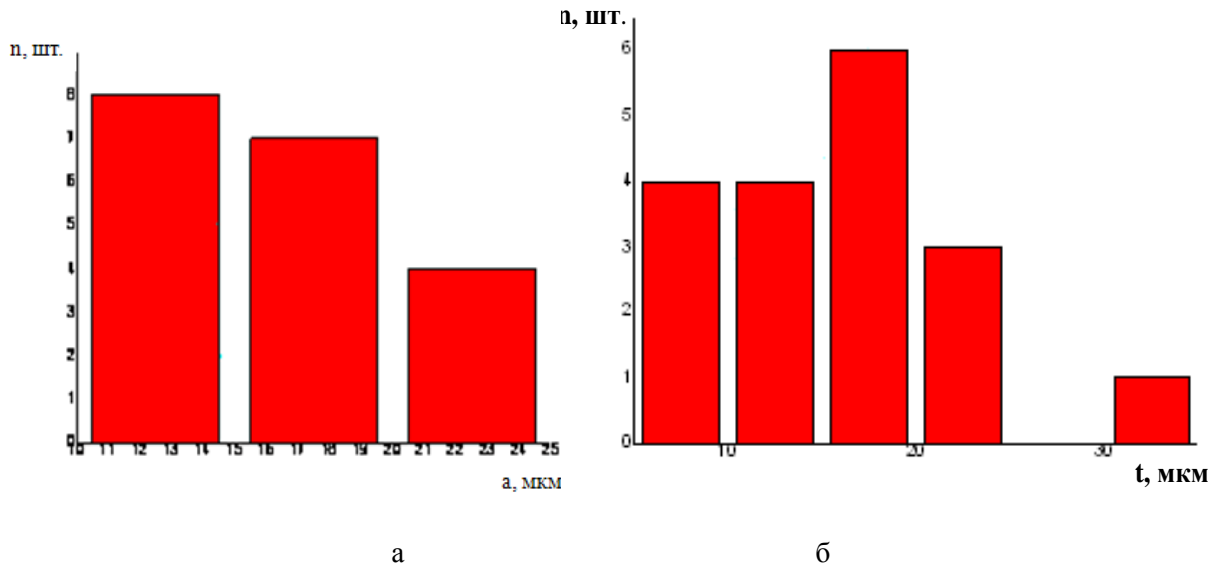


Рис.6. Частотограма розподілу: ширини a вибоїн у борозенці, представлений на рис.5б, утвореній на поверхні матриці із твердого сплаву в породоруйнівному елементі зі «славутича» з розміром торця 3×7 мм – а; кроку відколювання t частинок твердого сплаву у борозенці, представлений на рис.5б – б

При збільшенні осьового навантаження на коронку БК –12 до 1000 даН відбувається більш інтенсивне руйнування матриці породоруйнівних елементів, що характеризується борозенкою на поверхні матриці, що складається з мікробибоїн шириною a , відколотих з кроком t на відстані h від осі сусідньої борозенки, рис.7.

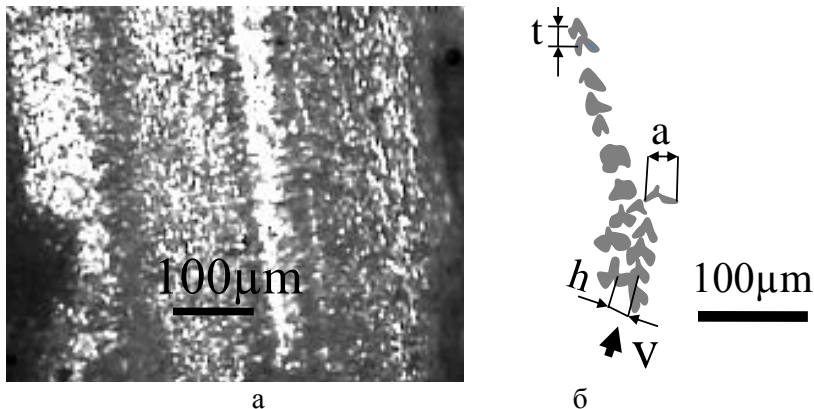


Рис.7. Загальний вигляд: робочій поверхні матриці породоруйнівного елементу зі «славутича» з зернистістю алмазів 800/630 мкм та їх концентрацією 100 % з розміром торця 3×7 мм – а; схематичного зображення мікробибоїн (лунок) твердого сплаву у вигляді борозенок на поверхні матриці породоруйнівного інструменту, a – ширина лунки, h – відстань між борозенками, t – крок відколювання мікрочастинок твердого сплаву, v – вектор швидкості відколювання мікрочастинок твердого сплаву – б

На основі окреслених вибоїн, представлених на рис. 7б, побудовано гістограми розподілу ширини a мікробибоїн твердого сплаву та періоду t відколювання мікрочастинок твердого сплаву, представлені на рис. 8.

Максимальна ширина відколотих частинок у вибірці становить 40 мкм, тоді як при навантаженні 500 даН вона не перевищує 24,5 мкм. Найбільша кількість частинок твердого сплаву, що відкололись при осьовому навантаженні 1000 даН, має ширину 22,5 мкм, яка у 1,29

більше ширини найбільшої кількості відповідних частинок при осьовому навантаженні на коронку 500 даН.

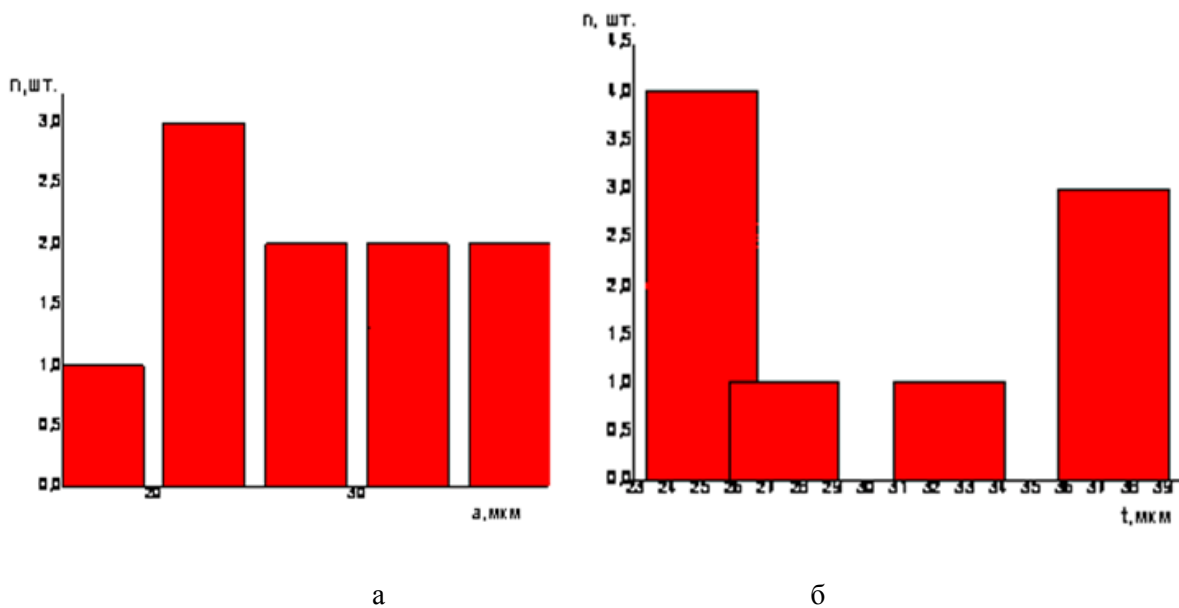


Рис.8. Частотограма розподілу: ширини a вибоїн у борозенці, представлений на рис.7 б, утвореній на поверхні матриці із твердого сплаву в породоруйнівному елементі зі «славутича» з відносною концентрацією алмазів 100 % з розміром торця 3×7 мм з – а; кроку відколювання t частинок твердого сплаву у борозенці – б

Отже, відбувається збільшення інтенсивності механічного зносу матриці (збільшення габаритних розмірів частинок твердого сплаву по осі абсцис: ширини a – у середньому, у 1,77 раз та по осі ординат: кроку t – у середньому, у 1,43 рази, відколотих від матриці породоруйнівного елементу) при збільшенні осьового навантаження на бурову коронку БК-12 діаметром 93 мм у 2 рази.

ВИСНОВКИ

1. Відповідність розмірів частинок шламу твердого сплаву розмірам «мікробибоїн», що утворюють борозенки на робочій поверхні елементу зі «славутича», свідчить про єдиний характер руйнування крихкої твердої породи і матриці породоруйнівного алмазовмісного інструменту.
2. Руйнування робочої поверхні бурової коронки БК-12 діаметром 93 мм при динамічному навантаженні відбувається з відколюванням від поверхні матриці породоруйнівних елементів частинок твердого сплаву, конфігурація яких ідентична конфігурації частинок продуктів руйнування гірських порід з відмінними фізико-механічними властивостями породоруйнівними інструментами різних типів.
3. Руйнування вольфрамо-кобальтової матриці породоруйнівного алмазовмісного інструменту відбувається зернами кварцу, що є складовими гірських порід, утворюючи на робочій поверхні породоруйнівних елементів борозенки згідно з хвильовим послідовно-періодичним законом.
4. Мікроскопічне дослідження борозенок на робочій поверхні породоруйнівного елементу або габаритних розмірів частинок твердого сплаву дозволяє оцінювати або прогнозувати зносостійкість матриці інструменту завдяки побудові гістограм розподілу ширини борозенки a та періоду t відколювання мікрочастинок твердого сплаву в залежності від експлуатаційного режиму (збільшення осьового навантаження на бурову коронку), конструкції інструменту, фізико-механічних властивостей гірської породи та матриці породоруйнівних елементів з метою підвищення ресурсозбереження природних алмазів та вольфрамо-кобальтового сплаву в породоруйнівному інструменті, зменшення енергоємності руйнування гірської породи та, як наслідок, зменшення собівартості геологорозвідувальних робіт.

ЛІТЕРАТУРА

1. Синтетические алмазы в геологоразведочном бурении под ред. д.т.н. В.Н. Бакуля. – Киев: Наукова думка, 1978. – 232с.
2. Васюк Б.Н. Особенности процесса разрушения трещиноватых горных пород при бурении скважин / Б.Н. Васюк // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент–техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К. : ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2005. – Вып. 8. – С. 23 – 27.
3. Виноградова Е.П. К вопросу о механизме разрушения горной породы функциональными элементами из композиционных алмазосодержащих материалов / Е.П. Виноградова // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2011. – Вып. 14. – С. 14–24.
4. Виноградова О.П. Математичне моделювання утворення ціликів гірської породи при її руйнуванні окремим індентором / О.П.Виноградова, В.А. Дутка, І.А. Свешніков // Сучасні ресурсоенергозберігаючі технології гірничого виробництва – Науково-виробничий журнал: Кременчуцький національний університет імені Михайла Остроградського. – Кременчук: КрНУ, 2015. – Випуск 15(1). – С.41–53.
5. Виноградова О.П. Характер взаємного руйнування гірської породи та алмазного породоруйнівного інструменту / О.П.Виноградова // Сучасні ресурсоенергозберігаючі технології гірничого виробництва – Науково-виробничий журнал: Кременчуцький національний університет імені Михайла Остроградського. – Кременчук: КрНУ, 2015. – Випуск 16(2). – С.49–57.
6. Виноградова О.П. Геометричні параметри еталонного фрагменту продуктів руйнування твердих і надтвердих крихких матеріалів алмазним інструментом // Наукові нотатки: міжвузівський зб. наук. пр. за галузями знань «Машинобудування та металообробка», «Інженерна механіка», «Металургія та матеріалознавство». – Луцьк: ЛНТУ, – 2013. – Вип.41, частина 1. – С. 45–52.
7. Пат. к.м. 47724 України, МПК E21B 10/48 Алмазна бурова коронка / Майстренко А. Л., Свешніков І. А., Богданов Р. К., Ісонкін О. М., Виноградова О. П., Людвиченко П. Г. (Україна) – Заявл. 17.07.09; опубл. 25.02.10, Бюл. № 4. – 3 с.
8. Виноградова О.П. Дослідження впливу конструкції алмазовмісних елементів зі слаутича та схеми їх розміщення в бурових коронках на ефективність руйнування гірських порід середньої міцності / О.П. Виноградова, Р.К. Богданов, І.А.Свешніков [та ін.] // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент-техника и технология его изготовления и применения: Сб. научн. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2014. – Вып. 17. – С.139–150.
9. J. Konstanty Diamond bonding and matrix wear mechanisms involved in circular sawing of stone // Industrial Diamond Review, 2000. – P. 55–65.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

513.88:517.44
539.3¹Войтик Т.Г., ²Полетаев Г.С., ³Яценко С.А.¹Одесский национальный морской университет,²Одесская государственная академия строительства и архитектуры,³Одесская национальная морская академия**МЕТОД НАХОЖДЕНИЯ РАЦИОНАЛЬНЫХ ФУНКЦИЙ С ПОЛЮСАМИ ИЗ РАЗНЫХ ПОЛУПЛОСКОСТЕЙ ПО УРАВНЕНИЮ С ПРАВИЛЬНО ФАКТОРИЗУЕМЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ**

Поставлена и решена задача с правильно факторизуемым рациональным коэффициентом, родственная задаче типа Римана-Гильберта-Привалова из теории аналитических функций. Метод основан на теореме, вытекающей из результатов второго автора для соответствующих абстрактных уравнений в кольце со специальной факторизационной парой подколец. Используются проекторы на подкольца, факторизация коэффициентов, разложения в суммы простейших рациональных дробей. Процедура свободна от аппарата теории интеграла типа Коши, требования гёльдеровости функций, индекса.

Ключевые слова: Задача Римана, уравнение, факторизация, кольцо, проектор, факторизационная пара.

Т.Г. Войтик, Г.С. Полетаев, С.А. Яценко

МЕТОД ЗНАХОЖДЕНИЯ РАЦИОНАЛЬНЫХ ФУНКЦИЙ З ПОЛЮСАМИ ІЗ РІЗНИХ НАПІВПЛОЩИН ПО РІВНЯННЮ З ПРАВИЛЬНО ФАКТОРИЗУЄМИМ КОЕФІЦІЄНТОМ

Поставлена та розв'язана задача з правильно факторизуємим коефіцієнтом, споріднена задачі Римана-Гільберта-Привалова із теорії аналітичних функцій. Метод базується на теорії, що впливає із результатів другого автора для відповідних абстрактних рівнянь в кільці з спеціальною факторизаційною парою підкілець. Використовуються проектори на підкілля, факторизація коефіцієнтів, розклади раціональних функцій в суми простих раціональних дробів. Процедура вільна від апарату інтеграла типу Коші, вимоги гольдеровості функцій, індекса.

Ключові слова: Задача Римана, рівняння, факторизація, кільце, проектор, факторизаційна пара.

T.G. Voytik, G.S. Poletaev, S.A. Yatsenko

METHOD OF FINDING RATIONAL FUNCTIONS WITH THE POLES FROM DIFFERENT SEMI-PLANES ON THE EQUATION WITH CORRECT FACTORIZABLE COEFFICIENT

A problem was posted and solved with correctly factorable rational coefficient. It was posed from the theory of analytical function such as Riemann-Hilbert-Privalov problem. The method is based on the theory, which is derived from the second author's result for corresponding of abstract equations in ring, with special factorization pair of subrings. The projections are used on a subrings and factorization of coefficient, decomposition into a sum of simple rational fractions. Procedure is free from the theory of Cauchy integral, Holder requirements, and index.

Keywords: the Riemann problem, equation, factorization, ring, projection, factorization pair.

1. Постановка проблемы. Известна важная роль теории уравнений, в частности, из задачи Римана (Римана-Гильберта, Римана-Гильберта-Привалова) и связанных с нею уравнений для аналитических функций. Эта задача возникает или используется в теоретических и прикладных разделах математики, механики, их приложений. В том числе, в теории упругости, задачах о кручении. Возникает в теории некоторых видов дифференциальных и интегро-дифференциальных уравнений, интегральных уравнений типа свёртки, при изучении соответствующих дифференциальных уравнений математической физики [1-13].

Важная роль теории уравнений, в частности, из задачи Римана – Гильберта и родственных обосновывает необходимость поиска и исследования, новых задач и уравнений, которые могут использоваться для понимания свойств уже известных, а также при моделировании. Поиска общих упрощающих методов исследования, установления условий разрешимости, представления решений в замкнутой форме, при их существовании. В том числе, точных методов, минимально опирающихся на теорию функций комплексного переменного, свободных от аппарата теории интеграла типа Коши. Стало быть, построение элементов общего метода нахождения рациональных функций с полюсами из разных полуплоскостей по линейному уравнению с правильно факторизуемым коэффициентом является актуальным.

2. Анализ исследований и публикаций. Существующие, точные методы исследования задачи Римана – Гильберта восходят, в частности, к работам И.И. Привалова, Ф.Д. Гахова, Ю.И. Черского, М.Г. Крейна и другим. На связь теории интегральных уравнений на полупрямой с ядром, зависящим от разности аргументов и этой задачей, впервые обратил внимание И.М.

Рапопорт (1948) [1]. Среди работ, связанных с теорией задачи Римана-Гильберта и теорией интегральных уравнений типа свёртки, но посвящённых абстрактным уравнениям в ассоциативных кольцах со специальной парой подколец, укажем [10-12, 14-17]. В силу отмеченного в [1] (с. 114), со ссылкой на книгу Н.И. Мухелишвили (1945), можно заключить, что, обычно, эту задачу решали, в основном, в предположении выполнения для соответствующих функций дополнительного условия Гёльдера на контуре. Часто применялся аппарат теории интеграла типа Коши, понятие индекса. В целом, основанные на применении теории функций комплексной переменной, аппарата теории интеграла типа Коши [1-4], подходы приводят к необходимости преодоления значительных аналитических трудностей. Не всегда оправданных. Новые идеи и результаты иных возможных методов исследования, в иных предположениях и без требования гёльдеровости функций, даны в [1]. Можно также пытаться применить соответствующие результаты из [10-12, 16, 17]. Публикации, в том числе [8], подтверждают сохранение интереса к использованию задачи Римана.

Наряду с другими, важен случай, когда в такого типа задаче Римана-Гильберта-Привалова коэффициенты являются рациональными функциями [1-5, 13]. В [5], например, этот случай возникает в связи с исследованием дифференциальных уравнений с кусочно-постоянными коэффициентами на оси и его редукцией. В рассматриваемой ситуации, от задачи Римана-Гильберта-Привалова можно перейти к родственной задаче, поставленной далее в п. 4. При этом, считая искомыми функции, принадлежащими соответствующим подмножествам рациональных. Однако, свободных от использования аппарата интегралов типа Коши, достаточно простых и исчерпывающих подробно и строго изложенных, методов исследования такого типа задач авторам не известно. Отсутствовала также, соответствующая предположениям, теорема существования с удобным представлением решений в замкнутой форме. Поэтому актуальны поиски путей упрощения элементов исследования рассматриваемой в статье ниже родственной задачи, поставленной в общем виде.

3. Цель статьи. Целью работы является обоснование проекторного метода, упрощающего теорию родственной типа Римана-Гильберта-Привалова задачи, постановка которой сформулирована далее. А, именно, задачи о нахождения двух рациональных функций с полюсами из разных полуплоскостей по линейному уравнению с правильно факторизуемым коэффициентом. Цель достигается посредством установления и обоснования соответствующей общей теоремы, справедливой в рассматриваемых ситуациях. В качестве контура здесь выступает сомкнутая вещественная ось [1-19]. Результаты развивают и дополняют [18, 19].

4. Основные результаты. Для строгой формулировки постановки рассматриваемой задачи и главного результата, введём следующие обозначения и определения.

4.1. Используя [10-14, 17, 19], через R обозначим произвольное, вообще, некоммутативное и, возможно, неассоциативное кольцо с единицей e . Пусть p^+, p^- – коммутирующие проекторы,

т.е. аддитивные и идемпотентные отображения $R \rightarrow R$. Положим: $p^0 := p^+ p^- (= p^- p^+)$, $p_{\mp} := p^{\mp} - p^0$. Для любого подмножества $B \subseteq R$ обозначим $B^{\mp,0} := p^{\mp,0} B$; $B_{\mp} := p_{\mp} B$; $B^* = B^+ + B^-$; $B_* = B_+ + B_-$. Для любого $x \in R$ полагаем $x^{\mp,0} := p^{\mp,0} x$; $x_{\mp} := p_{\mp} x$. Обратный в R для обратимого в R элемента $x \in R$ будем обозначать символом x' , снабженным, при необходимости, дополнительными. Для произвольных подмножеств $A, B \subseteq R$ определим множество $inv(A, B) := \{x \in A : x' \text{ существует и принадлежит } B\}$. Положим $inv(A, A) := inv A$. Элемент u^+ [– элемент v^0 , элемент w^-] назовем правильным [10], если $u^+ \in inv R^+$ [$v^0 \in inv R^0, w^- \in inv R^-$]. Пару подколец (R^+, R^-) [$\equiv (R^-, R^+)$] кольца R с единицей e будем называть его факторизационной парой (ФП), если она порождена действующими в R коммутирующими проекторами $p^+, p^- : R^{\mp} = p^{\mp}(R)$, и выполняются следующие аксиомы (ср. [10]):

$$e \in R^0 (= R^{\mp} \cap R^{\pm});$$

$$p^0 (= p^{\mp} p^{\pm}) \text{ – кольцевой гомоморфизм } R^+ \text{ и } R^- \text{ в } R^0;$$

$$R^+ R^-, R^- R^+ \subseteq R^+ + R^- \quad (:= R^*)$$

Всякое кольцо R с единицей e , рассматриваемое вместе с его фиксированной факторизационной парой подколец (R^+, R^-) [$\equiv (R^-, R^+)$] будем называть «кольцом с факторизационной парой». Кратко, кольцом с $\Phi\Pi$.

4.2. Будем говорить, что элемент $a \in R$ допускает в коммутативном кольце R факторизацию по факторизационной паре (R^+, R^-) , если существуют элементы $r^+ \in R^+$, $s^0 \in R^0$, $t^- \in R^-$ такие, что:

$$a = r^+ s^0 t^- \quad (1)$$

Факторизация (1) называется: правильной факторизацией ($n.\phi.$), если $r^+ \in R^+$, $s^0 \in R^0$, $t^- \in R^-$ – правильные элементы [10-15]; – нормированной факторизацией ($n.\phi.$), если $t^0 = r^0 = e$; – нормированной правильной факторизацией ($n.n.\phi.$), если она является ($n.\phi.$) и $t^0 = r^0 = e$. Известно [10-12, 14, 15], что правильную факторизацию элемента из R по $\Phi\Pi$ (R^+, R^-) можно нормировать. Нормированная правильная факторизация единственна.

4.3. Обозначим через \mathfrak{R}_r совокупность всех рациональных функций, вообще, комплексного переменного $z \in C$, все полюсы которых конечны и не вещественны. Пределы функций из \mathfrak{R}_r на бесконечности конечны. Пусть \mathfrak{R}_r^+ (\mathfrak{R}_r^-) – совокупности функций, из \mathfrak{R}_r , все полюсы которых расположены внутри нижней (верхней) полуплоскости Π_- (Π_+), соответственно, (Ср. [1]; с.13,14). Проверяется, что \mathfrak{R}_r – кольцо с мультипликативной единицей $e = f(z) := 1, z \in C$ относительно обычных операций сложения и умножения функций, а $\mathfrak{R}_r^+, \mathfrak{R}_r^-$ – его подкольца с единицей. Проекторы на подкольца: $\mathfrak{R}_r \rightarrow \mathfrak{R}_r^\mp$ обозначим P^\mp , соответственно, и введём по следующему правилу. Проектор P^+ (проектор P^-) каждой функции из \mathfrak{R}_r ставит в соответствие часть её разложения в сумму простейших дробей первого и второго типов с полюсами в Π_- (в Π_+), соответственно. Эти проекторы коммутирующие. Полагаем:

$$P^0 = P^+ P^-, P_+ = P^+ - P^0, P_- = P^- - P^0, \mathfrak{R}_r^{\mp,0} = P^{\mp,0}(\mathfrak{R}_r), \text{ где } \mathfrak{R}_r^0 = \mathfrak{R}_r^+ \cap \mathfrak{R}_r^-.$$

Можно показать, что \mathfrak{R}_r является кольцом с факторизационной парой $(\mathfrak{R}_r^+, \mathfrak{R}_r^-)$.

4.4. На основе введенных обозначений, приведём постановку рассматриваемой задачи в следующей форме.

Задача. « Для заданных рациональных функций – коэффициентов $A(x), B(x), -\infty < x < \infty$ найти пару рациональных функций $X^+(z) \in \mathfrak{R}_r^+, Y_-(z) \in (\mathfrak{R}_r)_-$, из \mathfrak{R}_r , все полюсы первой из которых, при существовании, расположены в нижней, а второй – в верхней полуплоскостях, соответственно, и удовлетворяющих на сомкнутой вещественной оси уравнению:

$$A(x)X^+(x) + Y_-(x) = B(x), \quad -\infty < x < \infty. \quad (2)$$

4.5. Главный результат. При решении Задачи в \mathfrak{R}_r , когда коэффициенты порождаются функциями из \mathfrak{R}_r , будем исходить из очевидной возможности продолжения каждой из функций и, следовательно, всего соотношения (2) на всю комплексную плоскость, заменой вещественного переменного x комплексной переменной z , не выходя из соответствующего подкласса рациональных функций. Так вместо (2) возникает уравнение:

$$A(z)X^+(z) + Y_-(z) = B(z), \quad z \in C; \quad (3)$$

где, по предположению, $A(z), B(z) \in \mathfrak{R}_r$, $z \in C$, - известные функции;
 $X^+(z) \in \mathfrak{R}_r^+, Y_-(z) \in (\mathfrak{R}_r)_-$, - искомые.

Учитывая возможность реализации в кольце $R = \mathfrak{R}_r$ с ФП $(\mathfrak{R}_r^+, \mathfrak{R}_r^-)$ результатов из [11, 12], или [16, 17], непосредственно, при соответствующих предположениях, можно убедиться в справедливости следующего утверждения.

Теорема. Пусть функция $A(z) \in \mathfrak{R}_r$ не имеет вещественных нулей и $\lim_{z \rightarrow \infty} A(z) \neq 0$.

Если, при этом, $A^{-1}(z)$ допускает нормированную правильную факторизацию по факторизационной паре $(\mathfrak{R}_r^+, \mathfrak{R}_r^-)$:

$$A^{-1}(z) = \tilde{A}^+(z)S^0(z)T^-(z); z \in C,$$

тогда уравнение (3), относительно $X^+(z) \in \mathfrak{R}_r^+, Y_-(z) \in (\mathfrak{R}_r)_-$, при любой правой части

$B(z) \in \mathfrak{R}_r$ имеет единственное решение. Его можно найти по формулам:

$$X^+(z) = \Gamma^+(z)S^0P^+[T^-(z)B^+(z)], \quad (4)$$

$$Y_-(z) = B_-(z) + T^{-'}(z)P_-[T^-(z)B^+(z)],$$

где

$$T^{-'}(z) := (T^-(z))^{-1}.$$

Доказательство. Очевидно, кольцо \mathfrak{R}_r ассоциативное и коммутативное. Выше отмечено, что \mathfrak{R}_r является кольцом с факторизационной парой $(\mathfrak{R}_r^+, \mathfrak{R}_r^-)$. Поэтому заключаем, что утверждения теоремы вытекают, например, из общей теоремы работ [16, 17] при

$$R = \mathfrak{R}_r \text{ с ФП } (\mathfrak{R}_r^+, \mathfrak{R}_r^-).$$

Заметим, что всякая, являющаяся решением (3), пара рациональных функций $X^+(z) \in \mathfrak{R}_r^+, Y_-(z) \in (\mathfrak{R}_r)_-$, сужением на сомкнутую вещественную ось, порождает искомое решение уравнения (2):

$$X^+(x) = X^+(z) \downarrow_{z=x}, \quad Y_-(x) = Y_-(z) \downarrow_{z=x}; \quad -\infty < x < \infty, \quad (5)$$

и, следовательно, доставляет решение поставленной *Задачи*.

5. Иллюстративный пример. Решим *Задачу*, поставленную по краевому условию на сомкнутой вещественной оси, заданному уравнением (2), при

$$A(x) = \frac{x^2 + 1}{x^2 + 9};$$

$$B(x) = \frac{x^2 + 1}{(x^2 + 4)(x + 5i)}.$$

В этом случае:

$$A^{-1}(z) = \tilde{A}^+(z)S^0(z)T^-(z) = \frac{z + 3i}{z + i} \bullet 1 \bullet \frac{z - 3i}{z - i},$$

где

$$\tilde{A}^+(z) = \frac{z+3i}{z+i}; \quad S^0(z)=1; \quad T^-(z) = \frac{z-3i}{z-i}.$$

Отсюда,

$$(T^-(z))^{-1} = \frac{z-i}{z-3i}.$$

Разложение для $B(z)$ получаем в виде:

$$B(z) = -\frac{1}{4(z+2i)} + \frac{3}{28(z-2i)} + \frac{8}{7(z+5i)}.$$

Используя проекторы, отсюда находим:

$$B^+(z) = -\frac{1}{4(z+2i)} + \frac{8}{7(z+5i)};$$

$$B^+(z) = \frac{1}{28} \cdot \frac{25z+29i}{(z+2i)(z+5i)};$$

$$B_-(z) = \frac{3}{28(z-2i)}.$$

Реализуя формулы (4), находим выражение для решения:

$$X^+(z) = \frac{z+3i}{z+i} \bullet \left[\frac{32}{21(z+5i)} - \frac{5}{12(z+2i)} \right], \quad (6)$$

$$Y_-(z) = -\frac{3(z-i)}{28(z-2i)(z-3i)}; z \in C.$$

Подстановкой, можно убедиться, что это действительно решение уравнения (3). Стало быть, при $z=x$, где $x \in \{-\infty; \infty\}$, рациональные функции (6) удовлетворяют также уравнению

(2). Следовательно, формулы (6) дают и решение рассмотренной **Задачи**.

Выводы и перспективы. В рассмотренной выше ситуации, от задачи Римана-Гильберта-Привалова можно перейти к родственной задаче, считая искомые функции, принадлежащими соответствующим подмножествам рациональных. Эта родственная задача с правильно факторизуемым рациональным коэффициентом поставлена и решена. Её решение, в соответствующих предположениях построено в явном виде. Построения проще, опирающихся на теорию интеграла типа Коши, понятие индекса, условие Гельдера, восходящих к Ф.Д. Гахову и другим в упомянутой задаче Римана - Гильберта. Основано на результатах второго автора для соответствующих уравнений в кольце со специальной факторизационной парой подколец. Используются основные положения теории колец и функционального анализа; - проекторы, а также возможность непосредственно провести требуемую для применения, установленного в [11, 12, 16, 17] факторизацию.

Согласно установленной **Теореме** и, в силу изложенного, можно так обозначить метод решения конкретных реализаций уравнений вида (2), (3) и поставленной абстрактной **Задачи**, при сделанных предположениях.

1. От уравнения – условия на контуре нужно перейти к уравнению вида (3).

2. Провести факторизацию обратной $A^{-1}(z)$ для коэффициента рациональной функции по подкольцам ФП ($\mathfrak{R}_r^+, \mathfrak{R}_r^-$). Получить её возможную, по предположению, *нормированную правильную факторизацию*.

3. Через факторизационные множители и известную правую часть уравнения (3), найти требуемые обратные и произведение рациональных функций, расположенное под знаками проекторов.

4. Найти разложение произведения функций, расположенного под знаками проекторов, в сумму простейших рациональных дробей.

5. По формулам (4) построить решение уравнения (3), **Задачи**, а также, меняя $z \in \mathbb{C}$ на $x \in \{-\infty; \infty\}$, и уравнения (2).

Отметим в заключение, что перспективные возможности теоретических исследований и приложений для родственных задач, уравнений, открывающиеся приближением рациональными для коэффициентов из других классов функций ещё не исчерпаны. Важны, в частности, исследования случаев, когда факторизация не является правильной, а также связи решений, соответствующих произвольным и специальным правым частям.

П. 1-4 и выводы подготовлены вторым; остальное - при участии всех соавторов.

1. Крейн М. Г. Интегральные уравнения на полупрямой с ядрами, зависящими от разности аргументов // Успехи мат. наук. – 1958. – 13, вып. 5(83). – С. 3 – 120.
2. Гахов Ф.Д. Краевые задачи. - М.: Гос. изд-во физ. - матем. лит., 1963. - 640 с.
3. Мусхелишвили Н.И. Сингулярные интегральные уравнения. - М.: Наука, 1968. - 512 с.
4. Гахов Ф.Д., Черский Ю.И. Уравнения типа свертки. - М.: Наука, 1978. -296с.
5. Попов Г.Я., Керекеша П.В., Круглов В.Е. Метод факторизации и его численная реализация. Учебное пособие. Редактор: проф. Попов Г.Я.-Одесса: Одесский гос. университет, 1976. - 82 с.
6. Попов Г.Я. Контактные задачи для лин. - деформ. основания. Киев-Одесса: ВПШ, 1982.-168 с.
7. Мхитарян С.М. О некоем. плоских контакт. задачах теор. упруг. с учётом сил сцепл. и связ. с ними интегр. и диффер. уравн. // Изв. АН Армянской ССР. Механика.-1968.-XXI, №5-6.-С. 3-20.
8. Акопян В.Н., Даштоян Л.Л. Замк. реш. некоем. смеш. задач для ортогр. плоскости с разрезом// Совр. пробл. мех. деформ. тв. тела, диффер. и интегр. уравн. Тез. докл. МНК. Одесса, 2013.- С. 12.
9. Черский Ю.И., Керекеша П.В., Керекеша Д.П. Метод сопряжения аналитических функций с приложениями. Одесса: Астропринт, 2010. - 552 с.
10. McNabb A., Schumitzky A. Factorization of Operators I: Algebraic Theory and Examples // J. Funct. Anal. – 1972. – 9, № 3. – P. 262 – 295.
11. Полетаев Г.С. Об уравнениях и системах одного типа в кольцах с факторизационными парами. – Киев, 1988. – 20 с. – (Препринт / АН УССР. Институт математики:88.31).
12. Полетаев Г. С. Об однопроекторн. второго порядка уравн. с правильно факторизуемыми коэфф. в кольце с факторизационной парой // Вестн. Херсон. гос. техн. ун-та. – 2000. - № 2 (8). – С. 191–195.
13. Попов Г.Я., Кудим К.А. Задача о кручении упругого пространства, ослабленного полубесконечной конической трещиной // Прикладная механика. – 2007. – 43, №2. – С. 99-107.
14. Полетаев Г. С. Абстрактный аналог парного уравнения типа свертки в кольце с факторизационной парой // Укр. матем. журн. – 1991, т. 43, № 9. – С. 1201 – 1213.
15. Полетаев Г. С. Неког. рез-ты о парн. ур. в кольцах с факторизационными парами//Вісн. Харк. націон. ун-ту.- 2002, № 582. – Сер. “Матем., прикл. мат. і мех. ”. – Вып.52. – С. 143 – 149.
16. Полетаев Г.С. Подвид двупроекторных первого порядка уравнений с правильно факторизуемым коэффициентом в кольце с факторизационной парой // XII International Conference DYNAMICAL SYSTEM MODELLING AND STABILITY INVESTIGATION. MODELLING & STABILITY. ABSTRACTS OF CONFERENCE REPORTS. Kiev, Ukraine. May 27-29, 2015. ВІСНИК Київського національного університету ім. Тараса Шевченка. - С. 46.
17. Полетаев Г.С. Метод решения абстрактных уравнений с двумя неизвестными из подколец факторизационной пары // Математика в сучасному технічному університеті. Матеріали Міжнародної науково-практичної конференції 24-25 грудня 2015 року. Київ. – 2016. – С. 85-88.
18. Полетаев Г. С., Войтик Т.Г., Яценко С.А. Нахождение двух рациональных функций с полюсами из полуплоскостей по линейному уравнению с правильно факторизуемым коэффициентом // Глуш-ковські читання. НТУУ «КПІ», Київ.- С. 74-77.
19. Полетаев Г. С., Войтик Т.Г., Яценко С.А. Проекторный поход к нахождению двух рациональных линейно связанных на оси функций с полюсами из разных полуплоскостей // Необратимые процессы в природе и технике. Труды восьмой Всероссийской конференции 27-29 января 2015г. Москва. Часть II. МГТУ им. Н.Э. Баумана.- С. 125-129.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 620.178:620.194:539.42

В.А. Волошин, М.І. Греділь, І.П. Штойко, Г.М. Никифорчин
Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України
КОРОЗИЙНО-ВОДНЕВИЙ ЧИННИК ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ
ГАЗОПРОВІДНОЇ СТАЛІ

Корозійний чинник відіграє важливу роль в пониженні втомної міцності сталей газопроводів через полегшення протікання стадій зародження та поширення тріщин. В

роботі розглядаються обидві стадії з обґрунтуванням реалізації корозійного чи водневого механізму впливу модельного ґрунтового водного середовища. Особлива увага приділена втомному росту тріщини з використанням підходів механіки руйнування. Розглянуто основні засади моделювання втомного росту тріщини у наводненому металі стінки труби.

Ключові слова: газопровід, зародження та поширення втомних тріщин, водень, корозія, моделювання.

В.А. Волошин, М.І. Греділь, І.П. Штойко, Г.М. Никифорчин
КОРРОЗИОННО-ВОДОРОДНИЙ ФАКТОР В УСТАЛОСТНОМ РАЗРУШЕНИИ
ГАЗОПРОВОДНОЙ СТАЛИ

Коррозионный фактор играет важную роль в понижении усталостной прочности сталей газопроводов в связи с облегчением протекания стадий зарождения и распространения трещин. В работе рассматриваются обе стадии с обоснованием реализации коррозионного или водородного механизма влияния модельной грунтовой среды. Особое внимание уделено усталостному росту трещин с использованием подходов механики разрушения. Рассмотрены основные принципы моделирования усталостного роста трещин у наводороженном металле стенки трубы.

Ключевые слова: газопровод, зарождение и распространение усталостных трещин, водород, моделирование.

V.A. Voloshyn, M.I. Hredil, I.P. Shtoyko, H.M. Nykyforchyn
CORROSIVE-HYDROGEN FACTOR IN FATIGUE FRACTURE
OF GAS PIPELINE STEEL

Corrosive factor is of great importance in the fatigue strength decrease of pipeline steels due to facilitating the stages of cracks initiation and propagation. The both stages are considered with proving of corrosion or hydrogen mechanism of the model soil aqueous environment action. Special attention is paid to fatigue crack growth using fracture mechanics approaches. The basic principles of modeling of fatigue crack growth in the hydrogenated pipe wall are considered.

Key words: gas main, initiation and propagation of fatigue cracks, hydrogen, modeling.

Постановка проблеми. Магістральні газопроводи є стратегічними об'єктами, які перебувають в тривалій експлуатації за сумісного впливу агресивних середовищ та робочих навантажень, в тому числі і циклічних [1], особливо на невеликій віддалі від компресорних станцій через відчутну пульсацію тиску в трубах. Для комплексного оцінювання стану труб необхідно одночасно враховувати корозійну дію ґрунтового середовища на їх зовнішню поверхню, і транспортованого товарного продукту на внутрішню [2, 3]. Агресивний вплив таких середовищ часто зумовлений водневим механізмом їх електрохімічної взаємодії з металом [4, 5]. Це призводить до наводнювання стінки труби, що, в свою чергу, інтенсифікує експлуатаційну деградацію металу. Разом з тим, існують і критичні погляди на роль водню в процесах корозійно-механічного руйнування трубних сталей у нейтральних ґрунтових середовищах [6].

Метою дослідження є поглиблене розкриття ролі водню в пониженні корозивними середовищами втомної міцності газопровідних сталей.

Особливості експериментальних досліджень. Експерименти виконані на низьколегованій трубній сталі 17Г1С. Втомні характеристики визначали на балкових призматичних зразках із труб резерву розміром 8×18×180 мм із боковим надрізом по схемі консольного згину частотою $f = 0,3$ Гц та асиметрії циклу $R = 0,1$. Зразки навантажували в комірці з органічного скла, яка охоплювала робочу частину зразка з тріщиною і була заповнена корозивним середовищем, за напружень на 10% вищих границі витривалості сталі на повітрі. Поліровані стінки комірки дозволяли візуально відстежувати ріст утомної тріщини. Довжину тріщини заміряли на обох бічних поверхнях зразка за допомогою пересувного мікроскопа МБС-11, закріпленого на мікрометричному механізмі, що дозволяло вимірювати довжину тріщини з похибкою 0,01 мм. Період зародження корозійно-втомної тріщини N_z відповідав кількості циклів навантаження N , за які довжина тріщини на боковій поверхні досягала 0,1 мм.

Як базове робоче середовище використали 0,01 н водний розчин NaHCO_3 , також водні розчини Na_2CO_3 , NaCl , Na_3PO_4 , NaNO_3 , добавки яких до базового імітували ґрунтові середовища, концентрацією 0,005 н по аніону. Їх кислотність змінювали додаванням NaOH або H_2SO_4 .

Електрохімічні характеристики сталі в корозивних середовищах визначали на потенціостаті ІРС-Pro потенціодинамічним методом з хлорсрібним електродом порівняння. Швидкість релаксації електрохімічних реакцій за певного потенціалу поляризації на свіжодетформованій поверхні циліндричних зразків вивчали за кривими спаду струму в часі після їх навантаження крученням до певної величини деформації та наступного швидкого (0,01 с) розвантаження.

Вплив складу ґрунтових електролітів на корозійні та електрохімічні характеристики сталі 17Г1С. Поляризаційними вимірюваннями у робочому розчині з добавками солей за природної аерації виявлено області граничних дифузійних струмів (рис. 1а), які вказують на контроль швидкості катодної реакції дифузією деполаризатора із розчину.

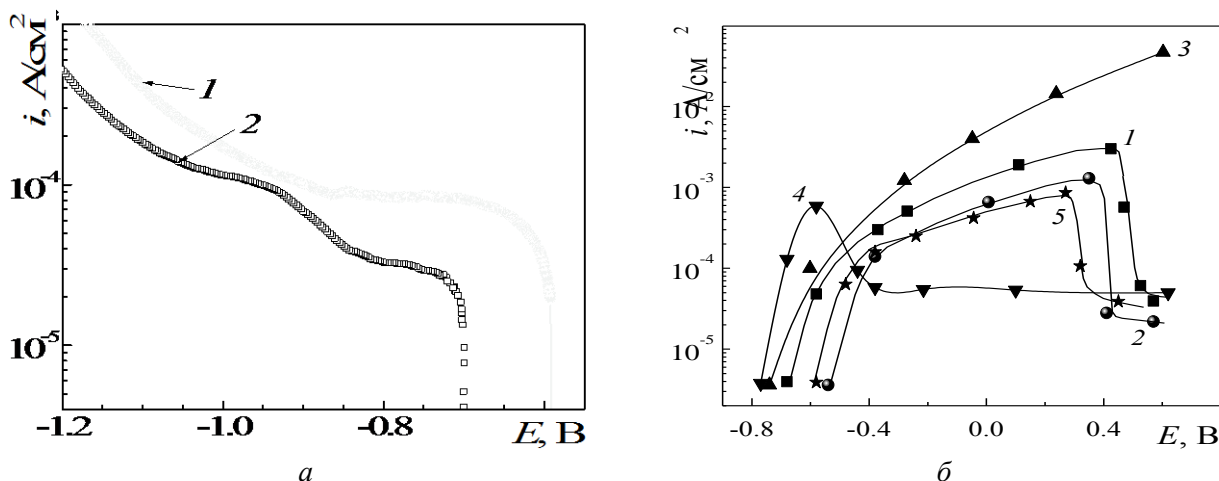


Рис. 1. Вплив катодної (а) та анодної (б) поляризації на швидкість електродних реакцій на сталі 17Г1С у 0,01 н розчині NaHCO_3 (1, 2), та з добавкою аніонів Cl^- (3), CO_3^{2-} (4) PO_4^{3-} (5): 1, 3, 4, 5 – природна аерація, 2 – деаерація азотом.

У деаерованому розчині катодна деполаризація проходить внаслідок відновлення гідрокарбонат-іонів:



Зазначимо виділення водню як продукту реакції, який може молізувати або абсорбуватися металом, викликаючи його водневе окрихнення (ВО). Вищі струми катодної реакції в аерованому розчині зумовлені, очевидно, паралельним перебігом реакцій (1) і (2):



Бікарбонат-іони у аерованому і деаерованому базових розчинах пасивують сталь, про що свідчить спад струму на анодній ділянці поляризаційної кривої (рис. 1б, криві 1 і 2) внаслідок утворення захисної плівки сірого кольору із карбонату заліза за реакцією:



що створює умови для розвитку пітингової корозії. Однак кисень за природної аерації, інтенсифікуючи катодну реакцію, пришвидшує і загальну (табл. 1), і пітингову корозію.

Таблиця.

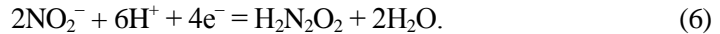
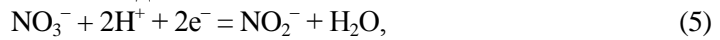
Електрохімічні характеристики сталі 17Г1С у корозивних середовищах

Корозивне середовище		$E_{кор}$, В	$i_{кор}$, мкА/см ²	R_p , кОм·см ²
0,01н NaHCO_3	деаерований	-0,776	9,4	2,58
	аерований	-0,565	12,1	2,06
	+ CO_3^{2-}	-0,819	6,2	3,40
	+ Cl^-	-0,781	32,6	0,66
	+ NO_3^-	-0,737	10,7	2,41
	+ PO_4^{3-}	-0,765	7,9	3,01

У аерованому карбонат-бікарбонатному розчині з дещо вищим рН 8,9 карбонат-іони суттєво посилюють схильність сталі до пасивації (рис. 1б, крива 4) внаслідок перебігу паралельної реакції утворення карбонату заліза



і, відповідно, підвищують її опір до пітингоутворення. Подібно до кисню стимулюють катодний процес нітрат-іони, відновлення яких зв'язує катіони водню:



Утворені іони NO_2^- є активними пасиваторами, однак за даної низької концентрації вони стимулюють пітингоутворення. І навпаки, добавка фосфат-іонів у розчин бікарбонатів, практично не впливаючи на катодний процес, гальмує загальну і пітингову корозію. Добавка хлорид-іонів інтенсифікує корозію сталі у аерованому і деаерованому базових розчинах, а особливо пітингоутворення у карбонат-бікарбонатному розчині.

Вплив складу ґрунтових електролітів на зародження тріщини. За Р. Паркінсом загальноприйнято, що опір трубних сталей корозійній втомі корелює з інтенсивністю розчинення ювенільного металу їх деформованої поверхні I_0 . Досліджували вплив нейтрального ґрунтового середовища на період зародження корозійно-втомної тріщини N_3 сталі 17Г1С та характеристики репасивації металу свіжodeформованої поверхні (швидкість розчинення I_0 та репасивації S , і заряд її окиснення q).

Базовий бікарбонатний розчин майже на порядок зменшує період зародження втомної тріщини порівняно з випробами на повітрі. Добавка до нього карбонат-іонів істотно гальмує зародження тріщини (рис. 2), що зумовлено посиленням пасивувальних властивостей поверхневих плівок внаслідок перебігу реакції (4) та підвищення рН середовища від 7,7 до 8,9. Аналогічний позитивний вплив без зміни рН середовища справляють фосфат-іони, яким властиві пасивувальні властивості. Найбільше зростає опір сталі корозійній втомі у карбонат-бікарбонатному розчині з рН 11, який моделює ґрунтовий розчин з високим рН. Водночас добавка до базового розчину нітрат-іонів дещо інтенсифікує зародження тріщини, а присутність хлоридів знижує опір сталі корозійній втомі у всіх досліджених середовищах.

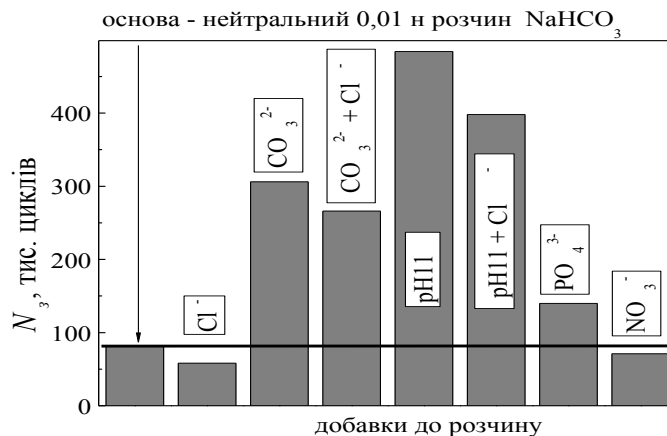


Рис. 2. Вплив добавок електролітів до базового розчину на період зародження корозійно-втомної тріщини N_3 у сталі 17Г1С.

Поляризаційні дослідження свіжodeформованої поверхні сталі не виявили суттєвого впливу складу використаних модельних розчинів на струм окиснення ювенільного металу I_0 , він коливається в межах 24...35 мА, а отже, не спостерігається чітка кореляція між I_0 та N_3 (рис. 3а).

Суттєвіше змінюється швидкість репасивації деформованої поверхні S (150...355 мА), вона найвища у пасивувальних розчинах з добавкою карбонат- і фосфат-іонів. Зазначимо, що хлорид-іони практично не впливають на швидкість розчинення ювенільного металу I_0 , однак суттєво сповільнюють відновлення захисних властивостей поверхневих плівок S , що підтверджує їх депасиваційні властивості. Однак за дії окислювальних нітрат-іонів, вплив яких не пов'язаний із посиленням захисних властивостей поверхневих плівок, а з конкурентним витісненням із анодної реакції розчинення металу корозійно-агресивних хлорид- і гідроксид-іонів, негативного ефекту хлоридів не спостерігали. Для параметра S отримано доволі виражену прямо пропорційну

залежність (рис. 3а). Чіткішу ($R = 0,94$) кореляцію виявлено між опором сталі корозійній втомі N_3 у різних за складом модельних ґрунтових розчинах та зарядом окиснення її свіжодетформованої поверхні q у цих середовищах (рис. 3б). Значення q можна розглядати як двопараметричний критерій, на величину якого впливають i_0 і S .

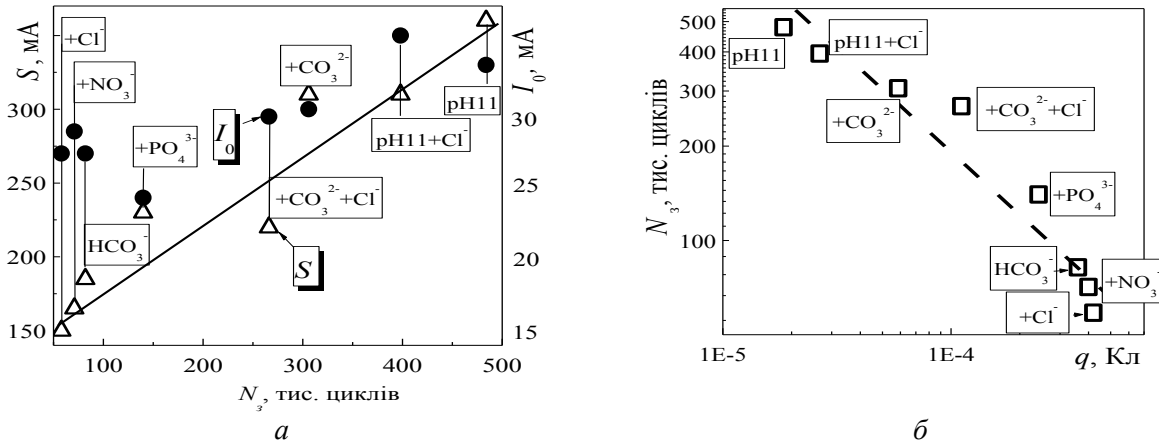


Рис. 3. Кореляція періоду зародження тріщини N_3 із струмом окиснення I_0 та швидкістю його спаду S (а), а також зарядом окиснення q (б) у розчинах різного складу.

Регресійним аналізом отриманої залежності, використовуючи метод найменших квадратів, одержано апроксимаційне рівняння:

$$\lg N_3 = 2,62 - 0,64 \lg q \quad (7)$$

Дисперсійний аналіз цієї залежності показав, що вона справджується з надійністю 0,975. Таку залежність можна використати для прогнозування опору трубних сталей корозійній втомі у ґрунтових середовищах залежно від їх складу.

Таким чином, зародження корозійно-втомних тріщин у ґрунтовому розчині контролюється процесами почергового руйнування та репасивації поверхневих захисних плівок, а водневий чинник не відіграє суттєвої ролі.

Вплив складу ґрунтових електролітів на поширення тріщини. Трубопроводи за правило зазнають циклічного навантаження з високою асиметрією 0,6...0,9, тому дослідили вплив асиметрії циклу R на корозійно-циклічну тріщиностійкість трубної сталі 17Г1С. За випроб на повітрі (рис. 4а) збільшення R до 0,9 пришвидшує ріст тріщин тільки у припороговій області навантаження і дещо знижує порогове значення циклічної тріщиностійкості ΔK_{th} . У корозивному розчині (рис. 4б) за природної аерації негативний ефект R різко посилюється, в тому числі і на ділянці Періса. Ріст корозійно-втомної тріщини за високої асиметрії реалізується за комбінованим втомно-статичним механізмом: з одного боку, вплив середовища на кінетичну діаграму втомного руйнування проявляється у вигляді платоподібних ділянок для всіх досліджених значень R , а з іншого, із збільшенням R за випроб з однаковим рівнем K_{max} у циклі навантаження швидкість росту тріщини V зменшується (рис. 5).

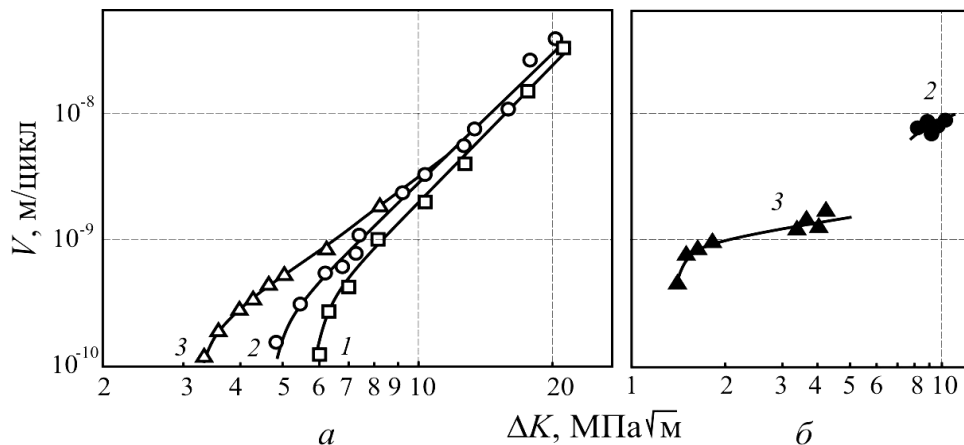


Рис. 4. Кінетичні діаграми втомного руйнування сталі 17Г1С на повітрі (а) і у 0,01 н розчині NaHCO₃ (б) за різної асиметрії навантаження R : 1 – 0,3; 2 – 0,6; 3 – 0,9.

Деаерація базового розчину пришвидшує ріст тріщини за однакового рівня циклічного навантаження ΔK і тим сильніше, що вища асиметрія R (рис. 6). Іони Cl^- і PO_4^{3-} практично не впливають на V , а NO_3^- і CO_3^{2-} - гальмують. Аналіз цих залежностей дає підстави вважати, що вплив ґрунтового розчину на ріст тріщини не пов'язаний з піттингоутворенням (присутністю хлоридів) і зменшується із гальмуванням виділення водню у реакції (1) внаслідок конкурентної адсорбції (наявність O_2 , NO_3^-) і у реакції (3) через формування бар'єрних карбонатних плівок (наявність O_2 , PO_4^{3-} , CO_3^{2-}). Отже, провідний механізм розвитку втомних тріщин у трубних сталей за дії нейтральних ґрунтових середовищ – водневе окрихчення. Генерації водню сприяє висока кислотність середовища у вершині тріщини й утруднення його обміну з розчином в об'ємі. Тому, з одного боку, спостерігається слабший гальмувальний ефект іонів CO_3^{2-} порівняно із їх впливом на зародження тріщини, внаслідок нівелювання їх дії підкисленим середовищем у вершині тріщини. А з іншого, вплив складу розчину зростає зі збільшенням R , оскільки при цьому утруднюється обмін.

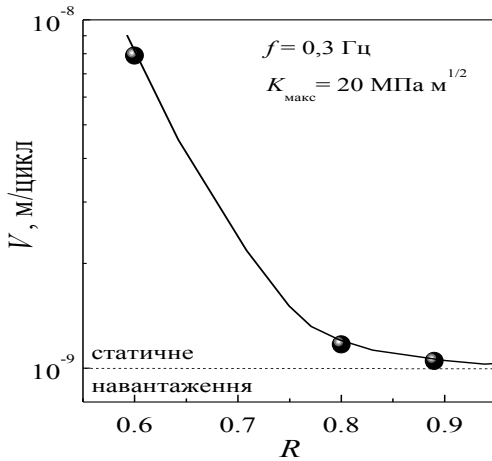


Рис. 5

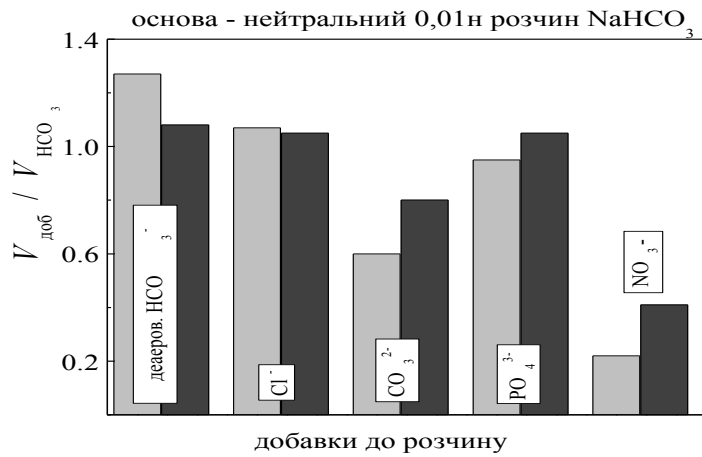


Рис. 6

Рис. 5. Вплив асиметрії навантаження R на швидкість зародження втомної тріщини у 0,01 н розчині NaHCO_3

Рис. 6. Вплив добавок електролітів до базового розчину на швидкість росту тріщини V у сталі 17Г1С за однакового рівня циклічного навантаження ΔK та асиметрії $R = 0,6$ (світлі стовпчики) та $0,9$ (темні).

Основні засади моделювання втомного росту тріщини у наводненому металі стінки труби.

Розглянемо задачу про визначення залишкового ресурсу труби газопроводу із сталі Х60 внутрішнього радіуса r і товщини h_1 , за дії внутрішнього довготривалого циклічного тиску p і наводнювання її стінки до концентрації водню C_0 .

Вважаємо, що на внутрішній стінці труби вздовж твірної розміщена поверхнева півеліптична тріщина з півосями a_0 і b_0 площею S_0 (рис. 7). За дії згаданих зовнішніх чинників тріщина може поширюватися зі втратою герметичності труби. Задача полягає у визначенні кількості циклів зміни тиску газу, коли площа тріщини S внаслідок наводнювання і циклічної зміни тиску підросте до критичного розміру $S = S_*$, тобто $b(t_*) = h_1$, і труба розгерметизується.

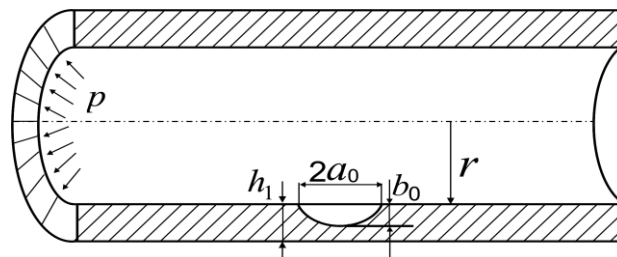


Рис. 7. Схема навантаження труби з півеліптичною тріщиною.

Розв'язок такої задачі здійснюємо наближено з допомогою методу еквівалентних площ [7], замінюючи дану задачу модельною, в якій контур тріщини півколовий радіуса $\rho = \sqrt{ab}$ обмежує площу, рівну півеліптичній реальній тріщині, і вздовж якого вибираємо найбільше значення КІН [8], а саме

$$K_I = 2p\sqrt{h_1\pi^{-1}f(\varepsilon)}, \quad f(\varepsilon) = rh_1^{-1}\varepsilon^{0.5}(1,01 + 0,067\varepsilon^3)(1,57 - 0,51e^{-0,21\varepsilon^2})(\varepsilon = \rho h_1^{-1}). \quad (8)$$

Тоді розв'язок задачі на основі [7, 8] зведеться до інтегрування такого рівняння:

$$d\varepsilon / dN = \alpha_{1H} \{16p^4 h_1^2 \pi^{-2} f^4(\xi)(1-R)^4 - K_{thH}^4 + 4p^2 h_1 \pi^{-1} f^2(\xi)B\} [K_{fC}^2 - 4p^2 h_1 \pi^{-1} f^2(\xi)]^{-1} \quad (9)$$

з початковими і кінцевими умовами

$$N = 0, \quad \varepsilon(0) = \varepsilon_0; \quad N = N_{H*}, \quad \varepsilon(N_{H*}) = 1 \quad (\alpha_{1H} = \alpha_H (\sigma_t E)^{-1}). \quad (10)$$

Інтегруючи рівняння (9) за початкових і кінцевих умов (10), для визначення періоду докритичного росту в стінці труби втомної тріщини $N = N_{H*}$ отримаємо формулу

$$N_{H*} = \int_{\varepsilon_0}^1 \frac{[K_{fC}^2 - 4p^2 h_1 \pi^{-1} f^2(\xi)]}{\alpha_{1H} \{16p^4 h_1^2 \pi^{-2} f^4(\xi)(1-R)^4 - K_{thH}^4 + 4p^2 h_1 \pi^{-1} f^2(\xi)B\}} d\varepsilon. \quad (11)$$

Зазначимо, що використання формули (11) передбачає визначення характеристик циклічної тріщиностійкості з урахуванням дії водню.

Висновки

1. Виявлено кореляцію між опором сталі 17Г1С корозійній втомі N_s у різних за складом модельних ґрунтових розчинах та зарядом окиснення її свіжодетформованої поверхні q у цих середовищах. Вона може бути покладена в основу неруйнівного електрохімічного методу прогнозування опору трубних сталей корозійній втомі у ґрунтових середовищах залежно від їх складу.
2. Зародження корозійно-втомних тріщин у ґрунтовому розчині контролюється процесами почергового руйнування та репасивації поверхневих захисних плівок, а вплив водневого чинника несуттєвий.
3. Ріст корозійно-втомної тріщини за високої асиметрії реалізується за комбінованим втомно-статичним механізмом. Основним чинником втомного росту тріщин у трубних сталях за дії нейтральних ґрунтових середовищ є водневе окрихчення.
4. Запропонована концепція розрахункової моделі для визначення залишкового ресурсу газопроводу за дії циклічного навантаження і наводнювання стінки труби.

Дослідження частково підтримане програмою "НАТО для миру і безпеки", проект G5055 (The research is partially supported by the NATO in the Science for Peace and Security Programme under the Project G5055).

Список використаних джерел

1. Analysis and Forecasting of Thermal-hydraulic Conditions of Gas Main Section "Polyana-Moskovo" / M.Z. Asadullin, N.A. Garris, E.V. Syromyatnicova et al. // Series "Transport and Underground Gas Storage". IRC Gasprom. – 2000. – N. 5. – P. 10–14.
2. Крижанівський Є.І., Никифорчин Г.М. Корозійно-воднева деградація нафтових і газових трубопроводів та її запобігання: Науково-технічний посібник / Під ред. В.В. Панасюка. У 3-х т. – Т.2: Деградація нафтопроводів та резервуарів і її запобігання. – Івано-Франківськ: Івано-Франківський нац. техн. ун-т нафти і газу, 2011. – 447 с.
3. Detecting Internal Corrosion of Natural Gas Transmission Pipelines: Field Tests of Probes and Systems for Real-time Corrosion Measurement / B.S. Covino, Jr., S.J. Bullard, S.D. Cramer et al. // Proc. of the European Corrosion Congress "Eurocorr 2005", Lisbon, Portugal, 2005. – Paper 396.
4. Вплив експлуатації сталі X52 на корозійні процеси у модельному розчині газового конденсату / О.Т. Цирульник, З.В. Слободян, О.І. Звірко та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – № 5. – С. 29–376.
5. Hredil M., Tsyruľnyk O. Inner corrosion as a factor of in-bulk steel degradation of transit gas pipelines // Proc. of the European Conference on Fracture (ECF 18) "Fracture of materials and structures from micro to macro scale", Dresden, Germany, 2012. – 8 p.
6. Parkins R. N. Factors influencing stress corrosion crack growth kinetics // Corrosion. – 1987. – 43, N 3. – P. 130–139.
7. Андрейків О.Є., Сас Н.Б. Докритичний ріст плоскої тріщини в тривимірному тілі за високотемпературної повзучості // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2008. – №2. – С. 19–26.
8. Murakami Yu. et al., editor. Stress Intensity Factors Handbook. – Pergamon Press, 1987. – 587 p.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.762.2

Т.Н. Гальчук, Т.Є. Божко*Луцький національний технічний університет***ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРОШКІВ ОТРИМАНИХ ІЗ СТРУЖКОВИХ ВІДХОДІВ МАШИНОБУДУВАННЯ**

В роботі представлені технологічні властивості порошків отриманих із чавунних стружкових відходів. Для знаходження оптимального режиму подрібнення чавунної стружки, з ціллю досягнення необхідного гранулометричного складу порошків-відходів, використовувався віброобертальний метод подрібнення. Отримані експериментальні дані по властивостях порошків з чавунної стружки дозволяють прогнозувати, що матеріал, виготовлений з їх використанням, буде мати більш високі властивості на міцність порівняно із традиційними матеріалами.

Ключові слова: металевий порошок, стружка, млин, технологічні властивості, подрібнення.

Рис. 5. Літ. 10.

Т.Н. Гальчук, Т.Е. Божко**ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОРОШКОВ ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ СТРУЖЕЧНЫХ ОТХОДОВ МАШИНОСТРОЕНИЯ**

В работе представлены технологические свойства порошков полученных из чугуных стружечных отходов. Для нахождения оптимального режима измельчения чугуной стружки, с целью достижения необходимого гранулометрического состава порошков-отходов, использовался вибровращательный метод измельчения. Полученные экспериментальные данные по свойствам порошков с чугуной стружки позволяют прогнозировать, что материал, изготовленный с их использованием, будет иметь более высокие свойства на прочность по сравнению с традиционными материалами.

Ключевые слова: металлический порошок, стружка, мельница, технологические свойства, измельчение.

T. Gal'chuk, T. Bozhko**INVESTIGATION OF PROPERTIES OF POWDER OBTAINED FROM SHAVINGS WASTE MACHINE BUILDING**

The work presents technological properties of powders made from cast iron shavings waste. To find the optimal mode of shredding cast iron shavings for the purpose of achievement of necessary granulometric structure, of waste powders was used the rotational vibration shredding the method. The obtained experimental data on the properties of powders with iron shavings allow predicting that the material made with their use, will have higher strength properties as compared with the traditional materials,

Keywords: metal powder, shavings, mill, technological properties, shredding.

Постановка проблеми. Проблема раціональної переробки промислових відходів тісно пов'язана із вирішенням питання охорони навколишнього середовища та ресурсозбереженням. Найважливіший резерв ресурсозбереження в машинобудівному комплексі – це широке використання вторинних матеріальних ресурсів, якими є відходи виробництва. Обсяг промислових відходів, в тому числі і металевих, збільшується високими темпами і має тенденцію до випереджаючого зростання [1]. Тільки на видалення їх і складування витрачається в середньому 8–10% вартості основної виробленої продукції. На даний час Україна з виробництва чавуну входить в першу десятку країн світу. Об'єми виробництва металу складають десятки тон чавуну. Однак, механообробка характеризується низьким коефіцієнтом використання матеріалу, що не перевищує в середньому 30 %. При цьому коефіцієнт використання металовідходів ще нижчий і в середньому становить 20 %. При тому, що під час обробки на сучасних верстатах утворюється до 100 кг стружки на годину, що є потенційним джерелом сировини для виробництва металопорошків [2]. Прогресивним напрямком економії сировини і матеріалів є комплексне вирішення проблеми переробки стружкових відходів металообробки величезна кількість яких утворюється на машинобудівних підприємствах країни. Щорічні відходи металу при механообробці в цілому по чорних металах становить 12 млн. т, в тому числі 6 млн. т припадає на стружку. В галузі машинобудування у відходи при механообробці потрапляє більше 35% перероблюваного металу [3]. Використання металевих промислових відходів забезпечує виробництво дешевою сировиною, призводить до зростання економічних показників підприємства, а також зниженню забруднення навколишнього середовища. Тому підвищення рівня їх використання є найважливішим завданням державного значення. У зв'язку з цим поряд із використанням існуючих джерел сировини і створенням безвідходних виробництв стає актуальним все ширше впровадження ресурсозберігаючих технологій.

Метою дослідження є розв'язання технологічної задачі раціонального використання відходів машинобудівного виробництва шляхом оптимізації їх складу і властивостей для виготовлення виробів конструкційного призначення.

Основні результати дослідження. Чавун – найважливіший первинний продукт металургії, частка якого в сучасному машинобудуванні становить 75% від загальної маси заготовок. Чавунна стружка є надзвичайно цінним і одночасно екологічно небезпечним чорним вторинним металом, який вимагає рішення питання її рециклінга. Нами запропонована переробка стружки сірого чавуну СЧ-18 методами порошкової металургії. На відміну від сталі чавуни мають низьку пластичність. Проте, завдяки високим ливарним властивостям, достатній міцності і відносній дешевизні, чавуни знайшли широке застосування в машинобудуванні. Із СЧ18 – виготовляють втулки підшипників, зубчасті тихохідні колеса, корпуси пневмоциліндрів, блоки циліндрів. Одними із основних методів обробки різанням таких виробів є точіння та свердління. Чавунні заготовки можна свердлити та точити без охолодження. Що дає можливість отримувати практично чисту сировину для отримання порошку без домішок залишків ЗОР. Саме тому для проведення експериментальних досліджень та для порівняння було використано стружку сірого чавуну марки СЧ-18, яка утворилася при токарній ($v = 50\text{--}60$ м/хв, $S = 0,35\text{--}0,65$ мм/об) та свердильній обробках (отвори діаметром 5–30 мм, $v = 60\text{--}70$ м/хв, $S = 0,2\text{--}0,6$ мм/об).

Початкова форма частинок стружки отриманої після точіння має конічно-спіральну форму та пластинчасту форми. Стружка отримана після свердління має переважно конічно-спіральну форму більших розмірів. Обидва види стружок мають включення пилю (рис.1,а,б).

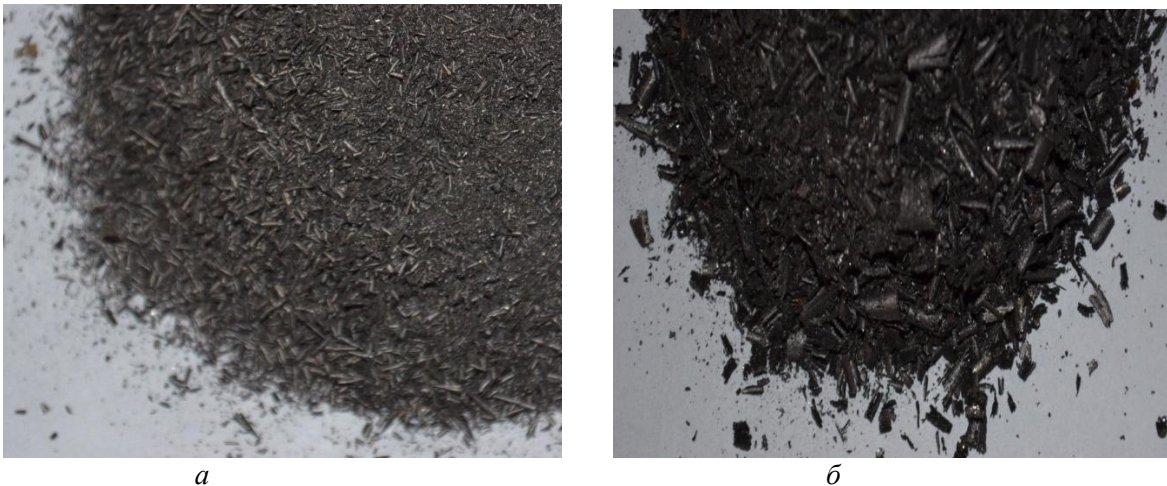


Рис.1. - Стружка сірого чавуну марки СЧ-18 отримана: а) при точінні; б) при свердлінні

В цілому властивості порошків залежать від багатьох факторів. Стосовно до залізного порошку для оцінки якості виділено деяку кількість показників, що охоплюють хімічний склад, технологічні властивості і гранулометричний склад. Коефіцієнти вагомості для цих трьох груп складають, відповідно, 0,3; 0,5; 0,2, тобто технологічними властивостями надається пріоритет [4]. У зв'язку з цим розглянемо деякі з технологічних характеристик порошків, отриманих різними способами подрібнення металеві чавунної стружки. Технологічні властивості порошків: насипна густина, ступінь ущільнення, текучість, пресуємість і ущільнення визначалися за стандартними методиками [5–7].

Розмел проводили у лабораторному кульовому млині спеціальної конструкції із внутрішнім діаметром 170 мм [8]. В якості розмельних тіл використовувались сталеві кулі. Як правило, при розмелі крихких матеріалів додержуються режиму вільного падіння. Частота обертання млина $n_{\text{роб}}=90$ об/хв. Частота обертання вала електродвигуна вібробудника 2840 об/хв. Розмір куль визначається модулем пружності подрібнюваних матеріалів, які підлягають, та крупнистих вихідних кусків. Шари малого розміру не будуть дрібнити навіть крихкі матеріали, а дуже великі виявлять слабку стираючу дію на розмельюваний матеріал. Діаметр розмельних куль – $\varnothing 23$ мм. Величину завантаження матеріалу за масою визначали зі співвідношення маси куль до маси завантаження, що обрано на підґрунті виробничих даних. Масове співвідношення порошку і кульок 1:0,75. Коефіцієнт заповнення барабана не перевищував 0,45, оскільки при більших його

значеннях кулі зіштовхуються одна з одною, витрачаючи енергію [9]. Час подрібнення 5 год. Оскільки при цьому спостерігається найбільша продуктивність процесу.

Дослідження показало, що основна маса порошку після обробки стружки, отриманої в результаті свердління зосереджена в $-0,100...+0,200$ мм фракціях (рис. 2), а після обробки стружки, отриманої в результаті точіння, основна маса порошку зосереджена в $-0,200...+0,400$ мм фракціях (рис. 3).

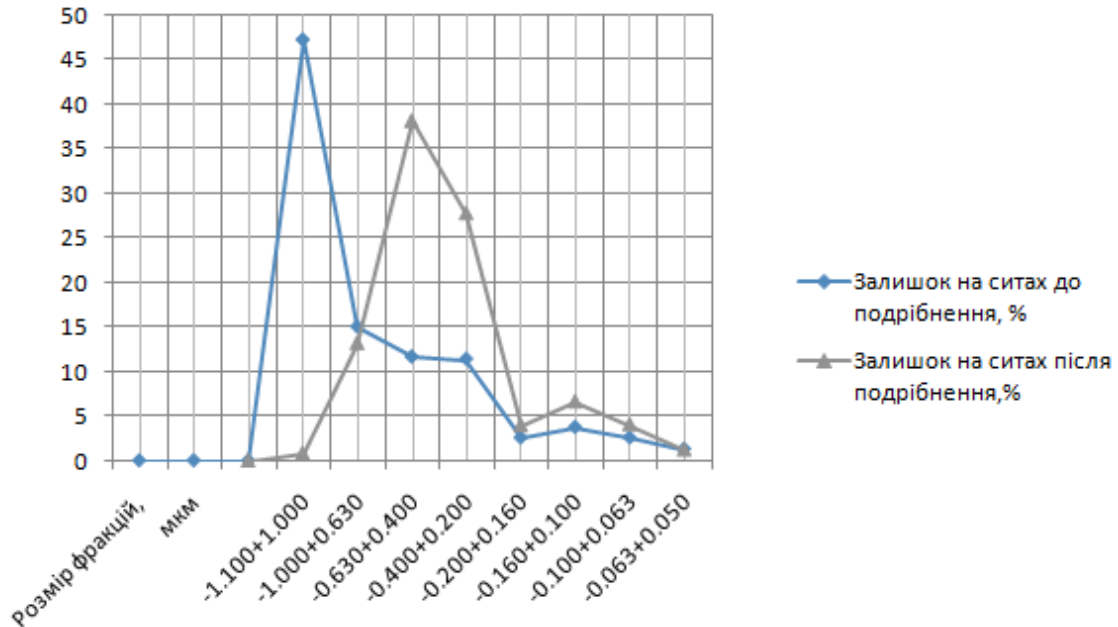


Рис. 2.- Залишок на ситах стружки отриманої після точіння

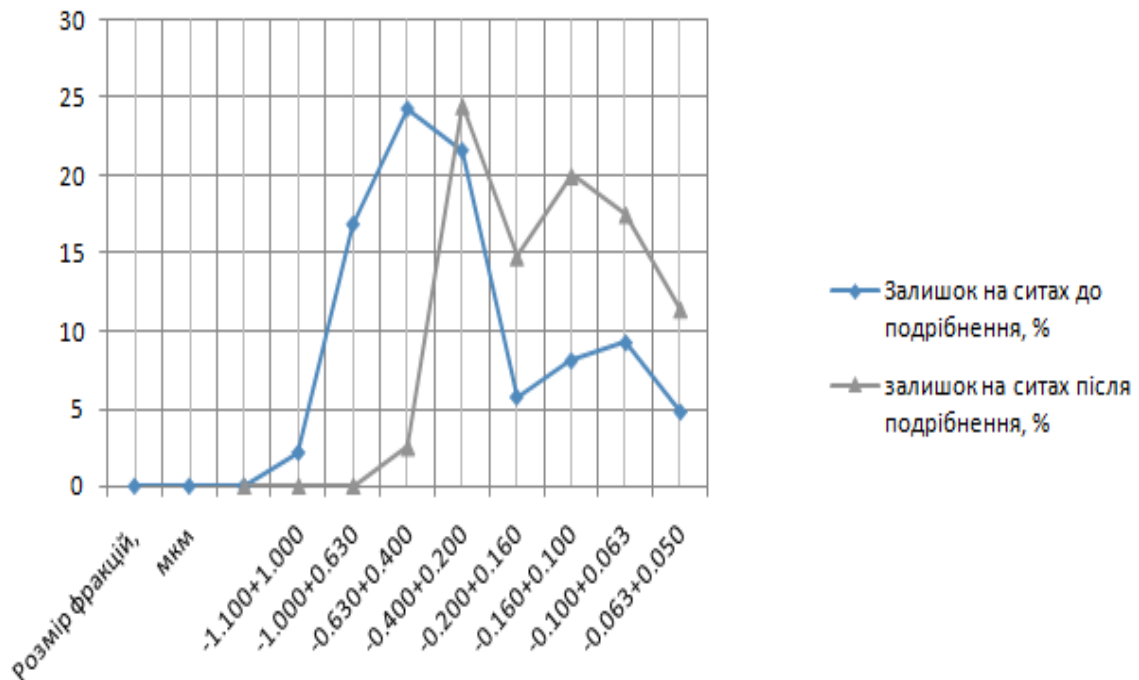


Рис.3. - Залишок на ситах стружки отриманої після свердління

В подальшому для дослідження використовували порошок отриманий із стружки після свердління. Дослідження проводилися з обертальним рухом млина та з накладанням вібрації [9]. Перед проведенням дослідження з чавунних порошоків, отриманих різними способами подрібнення, була відсіяна фракція $+400$ мкм, тобто аналізувалися проби з розмірами частинок

менше 400 мкм. Віброобертальний метод подрібнення ефективніший обертального при однакових умовах подрібнення (табл.1).

Таблиця 1.

Порівняльні дані гранулометричного складу порошку, отриманого різними методами подрібнення чавунної стружки

Розмір комірки сита, мкм	Залишок на ситах, %	
	віброобертання	обертання
800	9,4	34,7
400	63,7	51,3
200	10,5	5,2
100	9,0	4,5
90	1,0	1,1
80	0,8	0,8
<80	5,6	2,4
Продуктивність, кг/год	0,6	0,21

Характеризуючи порошки, отримані при п'яти годинному подрібненні чавунної стружки обертальним і віброобертальним способом відмічено наступне. Питома поверхня по масі порошоків виявилася практично однаковою, що говорить про подібність розподілу часток за розмірами. Утрушування і насипна густина практично рівна, хоча ступінь утрушування більша у порошку, отриманого віброобертальним способом (табл. 2,3). При оптимальних режимах подрібнення чавунної стружки віброобертальним способом виходить порошок порівняно високої дисперсності, ущільнювання дещо погіршується (при високому ступені утрушування). Це можна пояснити тим, що при багатогодинному подрібненні матеріалу відбувається інтенсивний наклеп частинок, форма останніх в результаті чого наближається до сферичної, тому порошок, який досяг необхідної дисперсності, необхідно виводити із зони подрібнення. Тут діє також і інший фактор, а саме те, що оптимальна упаковка порошку досягається лише при певному поєднанні великих, середніх і дрібних фракцій. Збільшення питомої поверхні порошоків викликає зниження його текучості [10]. Про те ступінь утрушування зростає.

Таблиця 2.

Технологічні характеристики чавунного порошку отриманого при обертальному русі млина (n=90 об/хв)

Час подрібнення, год	Насипна густина, г/см ³	Ступінь утрушування	Текучість, с
1	2,34	1,4	54,33
2	2,51	1,38	54,72
3	2,57	1,39	54,72

Таблиця 3.

Технологічні характеристики чавунного порошку отриманого при віброобертальному русі млина (n=2840 об/хв, A_b=1,5 мм)

Час подрібнення, год	Насипна густина, г/см ³	Ступінь утрушування	Текучість, с
1	2,24	1,4	54,17
2	2,37	1,37	51,64
3	2,30	1,43	51,6

Примітка. При збільшенні часу подрібнення значення властивостей практично не змінювалися, а в окремих випадках спостерігалось їх зменшення.

Результати експериментальних даних показують, що насипна густина чавунного порошку, отриманого обертальним способом переробки стружки, вище, ніж при інших способах подрібнення (табл. 2, 3). Незважаючи на це віброобертальний спосіб забезпечує отримання порошку з більш високим показником пресуємості (рис. 4, 5). Пресування здійснювали за схемою

одновісного пресування. При тиску 200...800МПа. Для одержання коректних даних виготовляли по 4–6 зразків при кожному значенні питомого тиску.

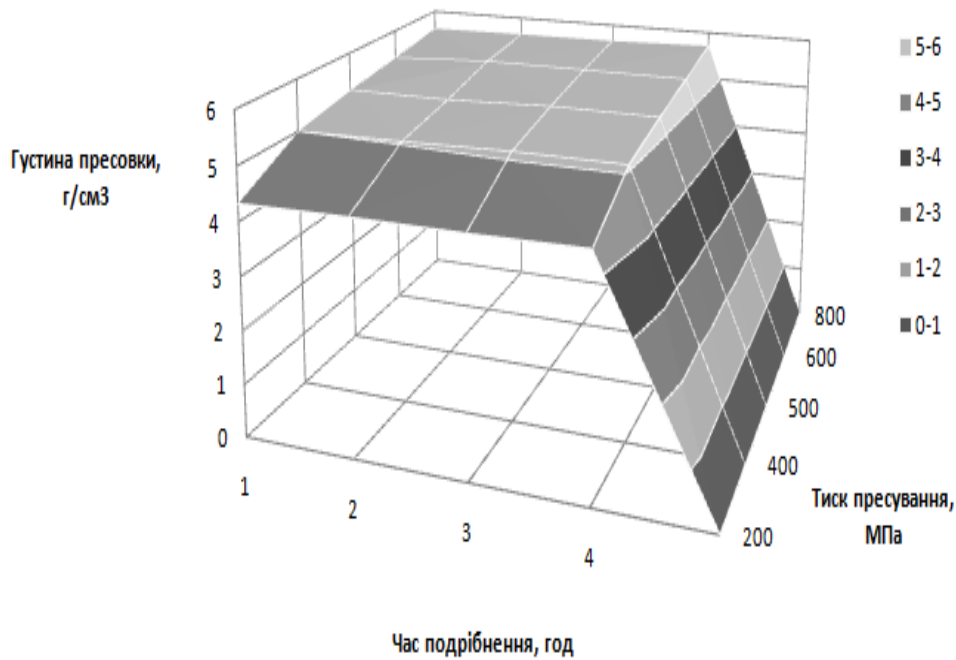


Рис. 4.- Залежність густини пресовки від часу подрібнення стружки чавуну СЧ18 при обертальному русі млина ($n=90$ об/хв)

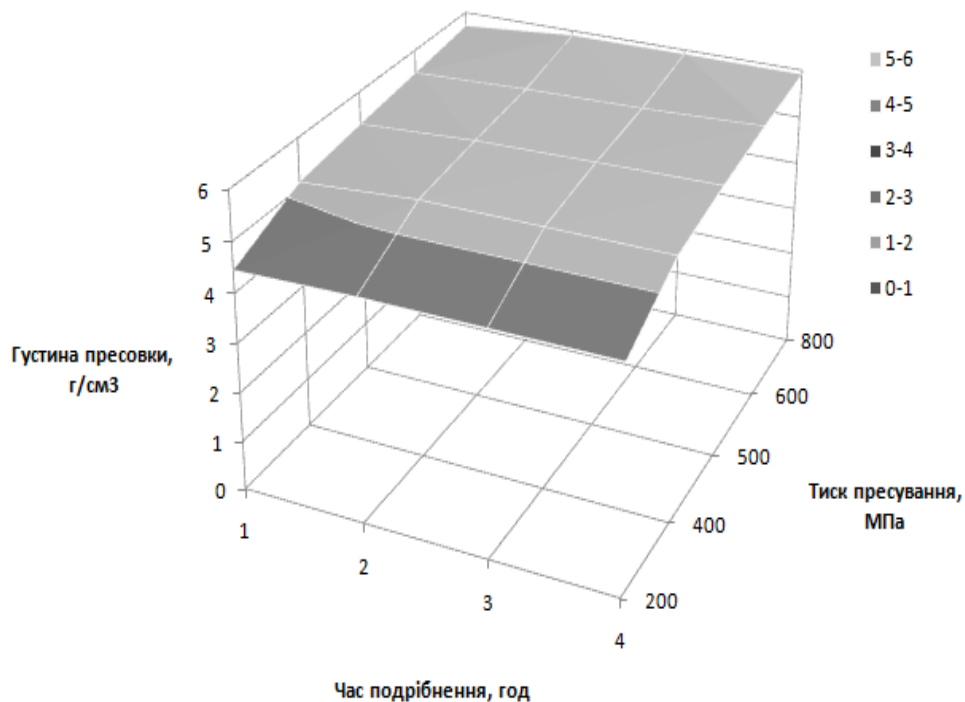


Рис. 5. - Залежність густини пресовки від часу подрібнення стружки чавуну СЧ18 при віброобертальному русі млина ($n=2840$ об/хв, $A_v=1,5$ мм)

Отже, чавунний порошок, отриманий із чавунної стружки віброобертальним способом подрібнення, при рівних умовах (часу переробки, однаковому значенні питомої поверхні порошку), має більш високі технологічні характеристики (ступінь утрушування, пресуємість, ущільнення і текучість) в порівнянні з порошками, отриманими вібраційним і обертальним

способами – це дозволяє прогнозувати, що матеріал, виготовлений на його основі, буде мати більш високі властивості на міцність..

Висновки. Експериментально перевірено, що чавунний порошок, отриманий віброобертальним способом подрібнення стружки, має кращі технологічні характеристики: високу ступінь утрушування, кращу пресуємість, ущільнення і текучість, а ніж порошок подрібнений при обертальному русі млина. А це є визначальним при створенні матеріалу з його використанням з високими властивостями на міцність. Подрібнений порошок із чавунної стружки за технологічними властивостями не поступається чавунним порошкам, отриманим за традиційною технологією. Так, зокрема насипна густина чавунного порошку, отриманого обертальним способом переробки стружки, найвища і становить $2,57 \text{ г/см}^3$. Незважаючи на це віброобертальний спосіб забезпечує отримання порошку з більш високим показником пресуємісті – 1,43. Наближені розрахунки показали, що використання чавунних порошоків-відходів зменшує кількість стружкових відходів і дає економію до 40% залізного порошку, що у 3–4 рази дорожчий за чавунний.

1. Пальгунов П. П., Сумароков М. В. Утилизация промышленных отходов / П. П. Пальгунов, М. В. Сумароков. – М.: Стройиздат, 1990. – 352 с.
2. Розенгарт Ю. І. Вторинні енергетичні ресурси чорної металургії та їх використання / Ю. І. Розенгарт. – К.: Вища школа, 1988. – 327 с.
3. Рудь В. Д. Технологічні процеси утилізації відходів машинобудівного виробництва: навчальний підручник / В. Д. Рудь, Г. А. Баглюк, Т. Н. Гальчук, О. Ю. Повстяной. - Луцьк: РВВ Луцького НТУ, 2015. – 296 с.
4. Андриевский Р. А. Порошковое материаловедение / Р. А. Андриевский. – М.: Металлургия, 1991. – 205 с.
5. Порошки металлические. Определение насыпной плотности. Часть 1. Метод с использованием воронки (ISO 3923-1-79). ГОСТ 19440-94. – [Действующий от 01-01-1997]. – М.: Издательство стандартов, 1974. – 5 с.
6. Порошки металлические. Определение текучести с помощью калиброванной воронки (прибора Холла) (ISO 4490-78): ГОСТ 20899-98. – [Действующий от 01-07-2001]. – М.: Издательство стандартов, 2001. – 9 с.
7. Порошки металлические. Метод определения уплотняемости (ISO 3927-85): ГОСТ 25280-90.– [Действующий от 01-07-1991]. – М.: Издательство стандартов, 1991. – 13 с.
8. Гальчук Т.Н. Експериментальне дослідження технології вібраційного подрібнення / Т.Н. Гальчук, В. Д. Рудь, Т.Є. Божко // Вісник Національного технічного університету "Харківський політехнічний інститут". Збірник наукових праць. Серія: Хімія, хімічна технологія та екологія: в 2-х ч.- Частина 1. – Харків: НТУ "ХПІ". – 2014. – № 52 (1094). – С. 92–97.
9. Гальчук Т.Н., Рудь В.Д. Використання відходів машинобудівного виробництва для виготовлення деталей триботехнічного призначення / Т. Н. Гальчук, В.Д. Рудь // Монографія. – Луцьк: РВВ Луцького НТУ, 2013. – 218с.
10. Акименко В. Б. Железные порошки. Технология, состав, структура, свойства, экономика / В. Б. Акименко, В. Я. Буланов, В. В. Рукин. – М.: Наука, 1982. – 264 с.

Стаття прийнята до друку 25.04.2016.

Грабар І.Г.

МАКРОМОДЕЛЬ ВЗАЄМОДІЇ АТОМІВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ З МАТРИЦЕЮ

Показано, що взаємодія атомів легуючих елементів чи атомів домішок з матрицею основного матеріалу може створювати тиски на матрицю до 20 ГПа ат і більше, а матриця на чужорідні атоми – на порядок більші. Запропонована модель кількісної оцінки силових факторів, що, можливо, допоможе побудувати кількісну модель і зрозуміти природу холодного ядерного синтезу.

Ключові слова: легуючі елементи; домішки; тиск на матрицю; подвійні системи; холодний ядерний синтез

Grabar I.G.

MACRO MODEL THE INTERACTION OF ATOMS OF ALLOYING ELEMENTS OF THE MATRIX

It is shown that the interaction of atoms of alloying elements or impurity atoms with a matrix core material can create pressures on the matrix to 20 atm GPa or more, and the matrix can do it to foreign atoms - to order more. The model of quantitative assessment of security factors that may help to build a quantitative model and understand the nature of cold fusion.

Keywords: alloying elements; impurities; pressure on the matrix; dual system; Cold fusion

Грабар И.Г.

МАКРОМОДЕЛЬ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ АТОМОВ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ С МАТРИЦЕЙ

Показано, что взаимодействие атомов легирующих элементов или атомов примесей с матрицей основного материала может создавать давление на матрицу до 20 ГПа ат и более, а матрица на чужеродные атомы - на порядок больше. Предложенная модель количественной оценки силовых факторов, что, возможно, поможет построить количественную модель и понять природу холодного ядерного синтеза.

Ключевые слова: легирующие элементы; примеси; давление на матрицу; двойные системы; холодный ядерный синтез

Вступ.

Розрахунок термодинамічних параметрів легованих сплавів дещо затінив кінетику процесу взаємодії між чужорідним атомом і атомами матриці після затвердіння (кристалізації) сплаву. Вважається, що система, в якій виконувались умови статички до затвердіння, так само будуть виконуватись умови рівноваги і після затвердіння, згідно з відомою аксіоматикою теоретичної механіки. При цьому величезна кількість фазових діаграм подвійних та потрійних систем чомусь вказують на суттєві зміни системи при зміні концентрації легуючого елемента чи домішки.

Постановка задачі.

Дана задача виникає при теоретичному аналізі енергії активації та активаційного об'єму пластичного деформування та руйнування металічних матеріалів. Відносно вдала спроба її вирішення – принаймні, в лінійній постановці, була здійснена автором більше 10 років тому [1-2]. Виявилось, що отримана залежність енергії активації тривалого руйнування за дотримання умов стаціонарності :

$$U_0 \cong kT_s \ln \frac{[1]}{\tau_0} \quad (1)$$

дуже гарно корелює з експериментальними значеннями, отриманими з рівняння Журкова [4-6], і особливо дає гарні наближення для ОЦК і ГЦК металів та їх сплавів, що на даний момент займають більше 90% ринку металічних матеріалів машинобудування.

Даний розв'язок відкрив шлях до постановки цілого ряду нових задач, включаючи наближення для іншого параметру рівняння Журкова – активаційного об'єму, а також до можливості побудови стратегії комп'ютерного дизайну сучасних конструкційних матеріалів та стратегії складного легування сплавів, а також до пояснення багатьох явищ синергетики руйнування металічних матеріалів [3, 9-15]. З (1) слідує, що основний параметр рівняння Журкова – енергія активації – лінійно залежить від температури плавлення металічного матеріалу, і для підвищення характеристик тривалої та короткочасної міцності необхідно максимально можливо підвищувати температуру плавлення сплаву. В той же час, як показує аналіз великої кількості діаграм фазової рівноваги подвійних систем [8], в переважній більшості введення навіть невеликої кількості атомів легуючих елементів приводять до суттєвого зменшення температури плавлення:

$$\frac{dT_s}{dC_i} < 0$$

І лише більшість подвійних діаграм системи алюмінію мають

$$\frac{dT_s}{dC_i} > 0$$

Наш аналіз [1] показав, що атоми легуючого елемента (домішок) створюють надзвичайно великий внутрішній тиск в матриці основи, провокуючи всесторонній її розтяг. При цьому в [1] було показано, що співставлення діаграм подвійних систем з діаграмою температури плавлення основного елемента (матриці) від зовнішнього тиску [7] дозволяє отримати кількісні значення впливу заданої концентрації заданого легуючого елемента на величину цього тиску. В [1] було запропоновано лінійне наближення цієї оцінки. В даній роботі ми пропонуємо загальний розв'язок вказаної задачі, інтерес до якої значно зріс за останні 3 роки на фоні вдалих експериментальних рішень задачі холодного ядерного синтезу (ХЯС) [16-23] та двохрічного стійкого падіння цін на нафту, що, на нашу думку, є взаємопов'язано.

Теоретичні передумови.

Нехай температура плавлення по лінії ліквідуса подвійної діаграми фазової рівноваги описується залежністю:

$$T_s = f(c_i) \quad (2)$$

а залежність температури плавлення від зовнішнього тиску описується залежністю:

$$T_s = \varphi(P) \quad (3)$$

Тоді, позбавляючись в (2) та (3) від параметра T_s , отримуємо залежність тиску легуючих елементів (домішок) від їх концентрації C_i на матрицю основи:

$$P = \varphi^{-1}(T_s) = \varphi^{-1}[f(C_i)] \quad (4)$$

Як показує наш аналіз, P може сягати значень до 1...20 Гпа, що багаторазово перевищує значення реальної міцності більшості сучасних металічних матеріалів, але знаходиться в гарній узгодженості з теоретичною міцністю. Однак концентрація легуючих елементів (домішок) значно менше концентрації атомів матриці

$$C_i \ll C_0$$

що має привести до ще більшого навантаження легуючих (примісних) елементів. Оскільки

$$C_i + C_0 = 1 \quad (5)$$

Тоді функція перевантаження легуючих (примісних) атомів матиме вид:

$$\xi = \frac{P_i}{P_0} = \sqrt[3]{\frac{C_0^2}{C_i^2}} = \sqrt[3]{\left(\frac{1-C_i}{C_i}\right)^2} \quad (6)$$

На рис.1 дана функція зображена графічно, і гарно апроксимується в діапазоні, цікавому для практичних застосувань, наближенням типу

$$\xi = \frac{P_i}{P_0} = \frac{0,6}{C_i^{0,8}} \quad (7)$$

Як слідує з графіка, при концентрації легуючих елементів (домішок) в межах 2...3% (в масових долях), що характерно для великої кількості реальних сплавів, тиск атомів матриці на атоми легуючого елемента (домішок) зростає ще приблизно на порядок, і має сягати значень $p_i = (10...100)$ Гпа ! Такі значення тиску на даний час – на межі можливостей кращих випробувальних та технологічних камер для досліджень поведінки матерії в екстремальних умовах, що імітують умови в надрах планет та зірок, а також в технологічних камерах синтезу штучних матеріалів (діаматнів, фулеронів), та активній зоні ядерних установок.

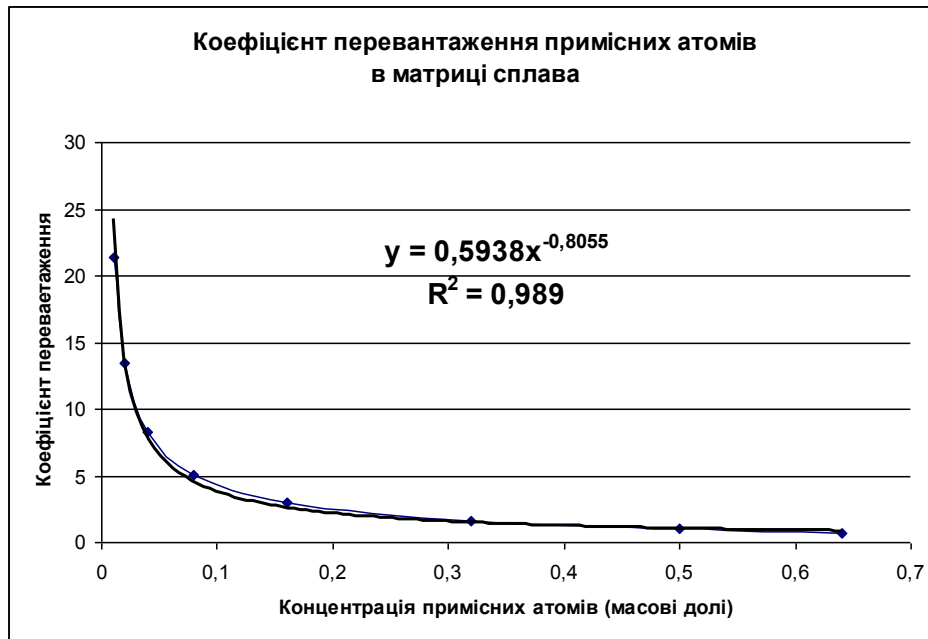


Рис.1.

В даному випадку такі умови створені природою. При цьому не потрібні екстремальні температури, громіздкі камери, надпотужні приводи. Як вважає автор, така кількісна оцінка значень тиску $p_i = (10 \dots 100)$ Гпа може бути використана для часткових пояснень явищ холодного ядерного синтезу [16-23]. Наприклад, для пояснення результатів дослідів А.Россі – при проникненні атомів водню в кристалічну ґратку нікелю в межах 1% масових долей наші оцінки дають значення тиску матриці на вказані атоми водню в діапазоні 450 Гпа, що, можливо, є одним із чинників трансмутації з величезним виділенням енергії [16-22].

В [23] вказується, що стохастичні низькотемпературні ядерні процеси в нерівновісних твердих тілах, що стимулюються трансформацією пружної енергії в кристалічній ґратці при фазових переходах, механічних впливах, сорбції чи десорбції водню (дейтерію). ХЯС достовірно зафіксований в цілому ряді фізичних та фізико-хімічних процесів за участю дейтерію [23]. Багато таких процесів за участю природного водню мають місце в природних умовах:

- Явище сорбції-десорбції водню в металах;
- Окислювально-відновлюваний вплив на сполуки водню;
- Механічне руйнування та подрібнення водневих порід;
- Тертя.

Але на даний час не створена навіть якісна теорія ХЯС. ХЯС рекомендують замінити на «ядерні процеси, індуковані кристалічною ґраткою» [23], що викликає ще більший практичний інтерес до вказаної проблеми.

Ми в нашій моделі не розглядаємо особливостей міжатомної взаємодії нанорівня, що є предметом дослідження квантової механіки. Ціль даної роботи – отримати макроскопічні оцінки, що узгоджуються з результатами макроскопічних експериментів – $Ts(Ci)$ та $Ts(P)$.

Результати досліджень.

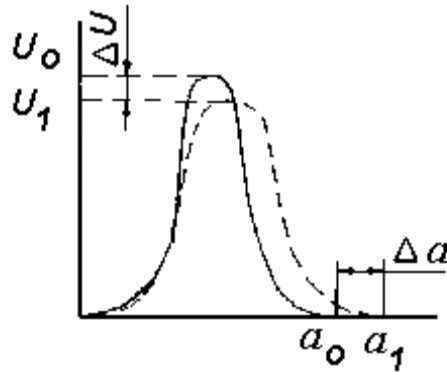


Рис.2. Зміна профілю потенційного рельєфу при його розтягу

З (1) в лінійному наближенні деформування потенційного рельєфу (рис.2) одержуємо залежність температури плавлення від зовнішньої напруги:

$$T_s(\sigma) \cong T_{s0} \left(1 - \frac{\sigma}{E} \right), \quad (8)$$

звідки при стиску ланцюжка ($\sigma = -p$) температура плавлення повинна збільшуватися:

$$T_s(p) \cong T_{s0} \left(1 + \frac{p}{E} \right) \quad (9)$$

що і підтверджують чисельні експериментальні дані [3,7].

Лінійне наближення (9) повинно виконуватися, принаймні, в області малих приростів параметра p . Взяти похідну, можна отримати:

$$\left. \frac{\Delta T_s}{\Delta p} \right|_{p=0} \cong \frac{T_{s0}}{E} \quad (10)$$

Перехід від розв'язку для ланцюжка до твердого тіла (система ланцюжків) в умовах всебічного стиску потребує введення коефіцієнта пропорційності α :

$$\left. \frac{\Delta T_s}{\Delta p} \right|_{p=0} \cong \alpha \frac{T_{s0}}{K} \quad (11)$$

де K – модуль всебічного стиску.

В таблиці 1 наведені значення приросту внутрішнього тиску в гратці заліза на кожен процент i -ої домішки, отримані методом графічного диференціювання $T_s(P)$ і $T_s(C_i)$ діаграм (рис.3)

Таблиця 1

Приріст внутрішнього тиску в гратці заліза, як функція концентрації i -ої домішки (сплайн

апроксимація діаграм $\frac{dT_s}{dC_i}$ і $\frac{dT_s}{dP}$ в нульовій точці)

Домішки	$\mu_{C_i, P} = \frac{\Delta P}{\Delta C_i}$, ГПа/процент
Водень	20,4
Кисень	13,0
Бор	2,1
Вуглець	1,72
Берилій	0,99
Фосфор	0,79
Марганець	0,11
Цинк	0,07
Кобальт	0,05

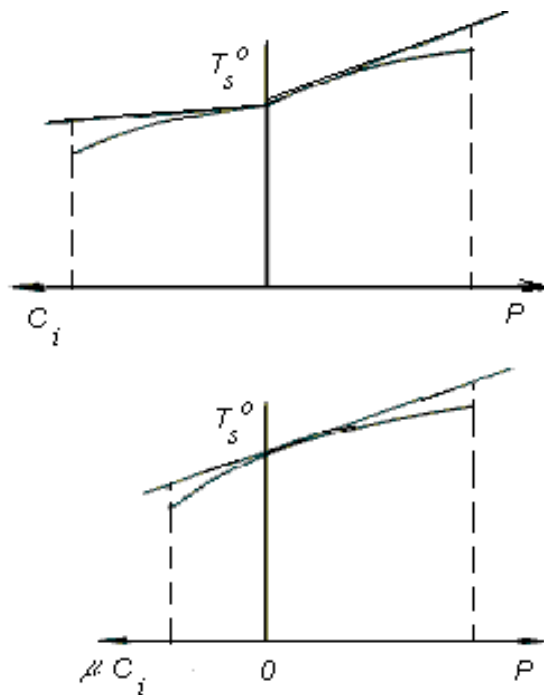


Рис.3. Сплайн-апроксимація діаграм $T_s(P)$ і $T_s(C_i)$ в нульовій точці

Як слідує з таблиці 1, при легуванні заліза воднем на кожен відсоток водню, що проник в кристалічну ґратку заліза, це еквівалентно прикладенню до ґратки заліза всебічних розтягуючих напруг 20,4 ГПа. В той же час, як слідує з рис.2, при цьому перегрузка атомів водню складе буде біля 22, що дає макроскопічне значення тиску залізної матриці на атоми водню $20,4 \cdot 22 = 448,8$ ГПа! Ми залишаємо за межами даної роботи технічні можливості практичної реалізації такого проекту, а саме – можливості впровадження в кристалічну ґратку заліза 0,01 масової долі водню. Аналіз діаграм стану подвійних систем «Fe-H» [8] вказує на можливі технічні труднощі. Однак макрооцінки тиску матриці на впроваджені атоми водню дають гігантські значення, що майже в 1000 разів перевищують експериментальні значення межі міцності, а можливо, і пояснюють ефект надзвичайно високої чутливості сталей до водневої крихкості. Другу позицію в таблиці 1 займає кисень – в лінійному наближенні це 13 ГПа/проц.. Але розміри атома кисню значно більші, і насичення кристалічної ґратки заліза атомами кисню, очевидно, значно складніше, ніж у випадку з воднем.

Висновки.

1. Запропоновано алгоритм розрахунку тиску чужорідних атомів (легуючих елементів чи домішок) на всебічний розтяг ґратки основного елемента та відповідно стискування цих чужорідних атомів ґраткою основного елемента.

2. Отримані наближені залежності для кількісної оцінки значень даних тисків.

3. На прикладі системи Fe-H показано, що при впровадженні в кристалічну ґратку 1% атомів водню (в масових долях) це приводить до утворення розтягуючи напруг в ґратці заліза більше 20 ГПа, а на атоми водню ґратка заліза створюватиме тиск біля 450 ГПа, що може слугувати поясненню процесу ХЯС (наприклад, в E-cat дослідях А. Россі)

Література:

1. Грабар І.Г. Термоактиваційний аналіз і синергетика руйнування. – Житомир.:ЖІПІ. – 2002. – 312 с.
2. Грабар І.Г. Термоактивационный анализ разрушения ОЦК и ГЦК металлов // Изв.АН СССР.Металлы. 1989. N 3. С.119.
3. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. М.: АН СССР, 1945. 422 с.
4. Регель В.Р., Слущкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука. 1974. 512 с. 17.
5. Журков С.Н. К вопросу о физической основе прочности // ФТТ. 1980. Т.22. N 11. С.3344.
6. Журков С.Н. Проблема прочности твердых тел. Вестн. АН СССР, 1957, N11. 78 с.
7. Григорович В.К. Металлическая связь и структура металлов. М.: Наука. 1988. 296 с.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3 т.: / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1996 – 2000. — 992 с. 1024 с. 448 с.

9. Хакен Г. Синергетика. Иерархия неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах - М.: Мир, 1985 - 411 с.
10. Иванова В.С. Механика разрушения и конструкционная прочность с позиций синергетики.- Вестник машиностроения, 1989, N 12, С.8-12.
11. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. - М.: Металлургия, 1975 - 455 с.
12. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. - Челябинск: Металлургия. 1988.- 400 с.
13. Баланкин А.С., Любомудров А.А., Севрюков И.Т. Кинетическая теория кумулятивного бронепробивания. -М.: МО СССР. 1989. - 269с.
14. Баланкин А.С. Синергетика и механика деформируемого тела. ЖТФ, 1989, т.59, N 12
15. Олемской А.И. Фрактальная кинетика ползучести твердого тела.ФТТ, 1988, т.30, N 11, С. 3384 - 3394.
16. <http://www.sifferkoll.se/sifferkoll/wp-content/uploads/2014/10/LuganoReportSubmit.pdf>
17. A. F. Ghoniem, Needs, resources and climate change: clean and efficient conversion technologies, Progress in Energy and Combustion Science 37 (2011), 15-51, fig.38.
18. http://www.whatisnuclear.com/physics/energy_density_of_nuclear.html.
19. http://en.wikipedia.org/wiki/File:Energy_density.svg.
20. R. Raiola et al. Enhanced d(d,p)t fusion reaction in metals, Eur. Phys. J. A 27, s01, 79-82 (2006)
21. C.Rolf , Nuclear reactions in stars far below the Coulomb barrier, Progress in Particle and Nuclear Physics 59 (2007) 43-50.
22. n_TOF Collaboration, M.Barbagallo et al. Measurement of ${}^7\text{Be}(n,\alpha){}^4\text{He}$ and ${}^7\text{Be}(n,p){}^7\text{Li}$ cross sections for the Cosmological Lithium Problem, CERN-INTC-2014-049 / INTC-P-417, 05/06/2014
23. Ивасьшин Г.С. Научные открытия в микро- и нанотрибологии// Трение и смазка в машинах и механизмах. 2008. -4:24-7

Стаття надійшла до редакції 20.04.2016.

УДК 664.68:628.1.033:661.94: 621.745.9

Н.М. Гулієва
ПОРІВНЯЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА ПОРИСТИХ ФІЛЬТРУВАЛЬНИХ
МАТЕРІАЛІВ ЩОДО ПОКАЗНИКІВ ЯКОСТІ ОЧИЩЕННЯ ПИТНОЇ ВОДИ

В даній роботі розглянуто пористі фільтрувальні матеріали на основі природного мінералу – сапоніту. Виконано порівняльну оцінку різних фільтрувальних матеріалів щодо якості питної води за органолептичними, фізико-хімічними та мікробіологічними показниками.

Ключові слова: пористі фільтрувальні матеріали, якість питної води, активоване вугілля, пінополістирол, титан, сапоніт.

Рис. 2. Табл. 1. Форм. 3. Літ. 9.

Н.М. Гулієва
СРАВНИТЕЛЬНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПОРИСТЫХ ФИЛЬТРУЮЩИХ
МАТЕРИАЛОВ ПО ПОКАЗАТЕЛЯМ КАЧЕСТВА ОЧИСТКИ ПИТЬЕВОЙ ВОДЫ

В данной работе рассмотрены пористые фильтрующие материалы на основе природного минерала – сапонита. Выполнена сравнительная оценка различных фильтровальных материалов по качеству питьевой воды за органолептическими, физико-химическими и микробиологическими показателями.

Ключевые слова: пористые фильтрующие материалы, качество питьевой воды, активированный уголь, пенополистирол, титан, сапонит.

N.M. Gulieva
COMPARATIVE CHARACTERISTICS OF POROUS FILTER MATERIAL IN TERMS
OF QUALITY POTABLE WATER

In this paper, the porous filter materials based on natural mineral – saponite. A comparative assessment of different filter materials on the quality of drinking water organoleptic, physical, chemical and microbiological parameters.

Keywords: porous filter materials, the quality of drinking water, activated carbon, pinopolystyrene, titanium, saponite.

Постановка проблеми. Однією з найбільш актуальних проблем в Україні та Світі є питна вода. Високоякісна питна вода повинна задовольняти основні потреби людини. Це є однією з умов зміцнення здоров'я людей та стійкого розвитку України в цілому. Недотримання вимог ДержСанПіну 2.2.4-171-10 [1] якості питної води може призвести до несприятливих наслідків здоров'я і благополуччя населення. Саме тому і виникає необхідність використовувати різні технології для очищення питної води, а також досліджувати їхню ефективність. Вагомий внесок, у розвиток даного напрямку, вклали такі вчені: А.К. Запольський, Н.В. Мішкова [2], В.О. Орлов, М.М. Трохимчук [3], П.А. Витязь, В.М. Капцевич, В.К. Шелег [4], О.Ю. Повстяной, В.Д. Рудь, Л.М. Самчук [5] та ін.

Методика визначення ефективності фільтрування. Ефективність роботи фільтрувального матеріалу – це комплексний показник, який являє собою найбільший ступінь очищення рідин при найменших енергетичних і експлуатаційних витратах [6].

В основі теорії фільтрації лежить закон французького інженера А. Дарсі. Згідно з цим законом, кількість рідини чи газу пропорційна падінню гідродинамічного тиску в напрямку потоку рідини:

$$v_n = -k \frac{\partial p}{\partial n}, \quad (1)$$

де p – тиск, n – нормаль до одиничної площадки, а k – коефіцієнт фільтрації.

Якщо ρ – густина, то кількість рідини ΔQ_1 , зібраної в деякому об'ємі Ω за відрізок часу $[t_1, t_2]$, визначається інтегралом

$$\Delta Q_1 = \int_{t_1}^{t_2} dt \iiint_{\Omega} m \frac{\partial \rho}{\partial t} dx dy dz. \quad (2)$$

Кількість рідини Q_1 у Ω , що відповідає заданій густині, визначається інтегралом:

$$Q_1 = \iiint_{\Omega} m \rho dx dy dz, \quad \Delta Q_1 = \Delta Q_2 = \int_{t_1}^{t_2} dt \iint_S v_n \rho d\delta. \quad (3)$$

Важливим показником ефективності фільтрування є гідравлічний опір, який визначається різницею тисків до фільтрувального матеріалу і після нього. Якісний показник ефективності фільтрувального матеріалу – тонкість фільтрування через фільтрувальну перегородку.

Можливі різні способи оцінки ступеня очищення рідини. На рис. 1 показано експериментальну установку для випробування ефективності ПФМ.

У лабораторних умовах ступінь очищення рідин визначали виходячи з концентрації домішок у зразках рідин до і після фільтрування. Даний аналіз виконували згідно стандартних методик у відповідності до вимог ДержСанПіну [1] за допомогою фотометра фотоелектричного КФК-3-01 дивіться рис. 2.

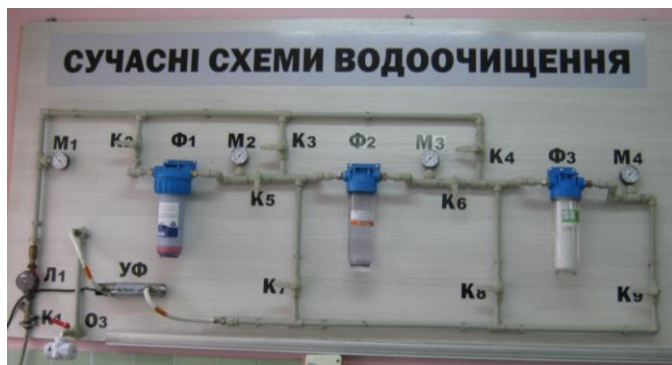


Рис. 1 – Експериментальна установка для випробування ПФМ



Рис. 2 – Фотометр фотоелектричний КФК-3-01

Фотометр фотоелектричний (фотоелектроколориметр) КФК-3-01 призначений для вимірювання коефіцієнтів пропускання і оптичної щільності прозорих розчинів, а також для вимірювання швидкості зміни оптичної щільності речовини і визначення концентрації речовин у розчинах. А також, за допомогою колориметрів вимірювали коефіцієнти пропускання розсіюючих суспензій, емульсій і колоїдних розчинів у прохідному світлі.

Мета і задачі дослідження. Метою роботи є виготовлення пористих фільтрувальних матеріалів та порівняльна характеристика з іншими фільтрувальними матеріалами.

Основні результати дослідження. Фільтрування – процес механічного відокремлення твердих і рідких компонентів суміші з рідини або повітря за допомогою фільтрувальних перегородок, яке здійснюється в спеціальних апаратах – фільтрах. Фільтраційні споруди та установки застосовують для глибокого очищення (доочищення) міських і виробничих стічних вод, що пройшли біологічну або фізико-хімічну очистку. Вони поділяються на фільтри з зернистою засипкою та сітчасті барабанні фільтри.

Фільтри з зернистою засипкою класифікуються:

– за напрямком потоку – бувають зливним (зверху вниз) і напірним (знизу вгору) потоком, в окремих випадках – з горизонтальним потоком;

– за конструкцією: розрізняють одношарові, двошарові, аераційні і каркасно-засипні;

– за видом фільтрувального матеріалу: природні матеріали (кварцовий пісок, гравій, гранітний щебін, доменний шлак, керамзит, антрацит, горілі породи, мармурова крихта, сапоніт та ін.) або штучні матеріали (полімери – пінополіуретан, полістирол, поліпропілен та ін.).

Розглянемо такі фільтрувальні матеріали: активоване вугілля, пінополістирол, титан та сапоніт – титан. Перші два фільтрувальні матеріали (активоване вугілля, пінополістирол) застосовуються у формі вільної засипки, титанові фільтри виготовленні методом порошкової металургії, сапоніт – титан виготовлений за допомогою високотемпературного самопоширювального синтезу (СВС).

Отримання ПФМ за допомогою СВС за багатьма операціями схожа з методом порошкової металургії та заснована на синтезі шихти в спеціальних реакторах.

Вугільні фільтри належать до категорії сорбційних [2]. Вони являють собою колонки, заповнені гранульованим активованим вугіллем з діаметром гранул 0,1 – 1 мм (100 – 1000 мікрон), здатні ефективно затримувати частки приблизно такого ж розміру (хлор, фенольні для хлору з'єднання, запах, кольоровість води). Велика частина органічних речовин у воді частинок має набагато менші розміри – 0,1 – 20 мікрон. Мікроорганізми не затримуються при механічній

фільтрації, так як їх розмір – 0,4 – 3 мікрона. Фільтр неефективний відносно солей важких металів, жорсткості води, радіоактивних елементів, що потребує попереднього механічного очищення.

Пінополістирольні фільтри в якості фільтрувальної засипки використовують суміш спіненого полістиролу типу ПСВ-С [3]. Одна частина полістиролу спінена у виробничих умовах за допомогою пари і потім просіяна на ситі з діаметром отворів 5 мм. Інша – в лабораторних умовах у кип'яченій воді з тривалістю спінення 1 хв. Розрахункова товщина фільтру – вільної засипки складає 1,0 м. Загальний об'єм пінополістиролу, який необхідний для роботи установки, становить $W_{\text{сп}}=1,77 \text{ м}^3$. Їх в основному застосовують для питних вод із великим вмістом загального заліза, що є актуальним у західних областях України.

Титанові фільтри мають високу механічну міцність, корозійну стійкість (при контакті з атмосферним, ґрунтовою вологою, агресивними середовищами), жароміцність ($t_{\text{плав. Ti}} = 1668 \text{ }^\circ\text{C}$) [4]. Стійкі до крайніх температур, вібрації, немагнітність. Вони призначені для очищення без зміни мінерального складу води, що надходить до споживача з джерел і систем господарсько-питного водопостачання, свердловин чи іншої напірної мережі від механічних домішок, колоїдних часток, гідроксиду заліза, нафтопродуктів, шляхом фільтрації через її пористі фільтрувальні матеріали з діаметром пор від 0,2 мкм до 150 мкм. Вони є ефективними при очищенні питної води. Єдиний недолік – висока вартість вихідного матеріалу.

У Луцькому НТУ було виготовлено та випробувано ПФМ на основі сапоніт – титану [7]. Виготовлялися зразки циліндричної форми висотою 220 мм із діаметром 40 мм. Процес отримання ПФМ складався з трьох послідовних етапів: приготування екзотермічної шихти, пресування та високотемпературного синтезу матеріалу. Співвідношення композитів вихідної суміші становило 40 % сапоніту та 60 % титану. Використовувалась шихта фракції +0,01 ... +0,063. Зважування проводили на лабораторних терезах із точністю до 0,1 г. Змішування проводили протягом чотирьох годин у вібраційному барабані.

Сухе радіально-ізостатичне пресування виконували в межах тиску 500 ... 700 МПа. Спінання виконували методом СВС. Загальний час спікання в режимі СВС для композиту сапоніт – титан 80 с при температурі 1350 $^\circ\text{C}$. Процес швидкості горіння отриманого матеріалу в межах 0,46–3,67 мм/с та інтервалі тиску аргону 0,5...4 МПа. Характерною особливістю СВС є наявність двох матеріалів реакції – тугоплавкого з'єднання і окису металу-відновника. Структура такого матеріалу залежить від багатьох факторів: розчинності, відношення питомої ваги, розміру реакційної маси, тиску газу [9].

Основні переваги фільтрів сапоніт – титану:

- особливі сорбційні та антисептичні властивості, що дозволяють виконувати тонке очищення;
- покращують смак і органолептичні показники води;
- номенклатура фільтрувальних елементів різної довжини і геометрії для забезпечення необхідної продуктивності процесу фільтрації;
- відсутність міграції волокон і домішок з фільтрувального шару;
- підвищена брудомісткість фільтрів;
- висока хімічна стійкість фільтрувальних матеріалів до широкого спектру хімреактивів;
- низький вміст речовин, що екстрагуються, відсутність сполучних мастил і поверхнево-активних речовин під час виробництва;
- широкий діапазон робочих температур;
- можливість багаторазової регенерації фільтрувальних елементів.

Результати досліджень випробування вугільного, пінополістирольного, титанового та сапоніт – титанового фільтрів за органолептичними, фізико-хімічними та мікробіологічними показниками питної води наведені в табл. 1.

Таблиця 1

Органолептичні, фізико-хімічні та мікробіологічні показники питної води після фільтрування

Найменування показників, одиниці вимірювання	Вихідна вода	Вода після очищення фільтрами				ДСанПіН 2.2.4-171-10
		активоване вугілля	пінополі-стирол	титан 5...10 мкм	сапоніт – титан	
1	2	3	4	5	6	7
Запах при 20 °С, бали	3	2	2	1	1	Не більше 2
Смак та присмак при 20 °С, бали	3	2	2	1	1	Не більше 2
Забарвленість, градуси	15	12	10	7	5	Не більше 20
Каламутність, мг/дм ³	28,77	18,0	15,0	2,3	0,60	Не більше 1,5
Окислюваність, мг О ₂ /дм ³	4,4	3,5	2,8	2,5	1,7	-
Аміак і амонійні солі, мг/дм ³	3,06	2,5	2,0	1,5	0,05	Не більше 2
Нітрити, мг/дм ³	0,003	0,002	0,001	0	0	Не більше 3,3
Нітрати, мг/дм ³	56,73	47,3	25,2	12,5	2,05	Не більше 45
Сульфати, мг/дм ³	33,18	33,16	31,78	30,1	30,08	Не більше 500
Хлориди, мг/дм ³	25,0	22,0	24,0	23,0	22,0	Не більше 350
Залізо загальне, мг/дм ³	9,33	7,23	0,3	0,2	0,1	Не більше 0,2
Твердість загальна, мг-екв/дм ³	9,7	6,8	6,8	6,5	6,3	Не більше 7,0
Кальцій, мг-екв/дм ³	5,2	5,2	5,0	4,8	4,1	–
Магній, мг-екв/дм ³	1,5	1,4	1,5	1,3	1,3	–
Лужність, мг-екв/дм ³	6,5	6,2	6,4	6,2	6,2	–
Нафтопродукти, мг/дм ³	1,1	0,8	0,2	0,1	0,1	–
pH	6,84	6,82	6,78	6,76	6,76	6–9
Загальне мікробне число	10000	50	20	3	1	Не більше 100
Колі-індекс	3	2	2	2	1	Не більше 3

Після проведення ряду досліджень сапоніт – титанові фільтри виявилися найбільш ефективними. Лише, за вмістом загального заліза, що є важливим для Волинського регіону, фільтри із титану та сапоніт – титану очистили питну воду до необхідних норм ДСанПіН 2.2.4-171-10 «Гігієнічні вимоги до води питної, призначеної для споживання людиною».

ВИСНОВОК

Пористі фільтрувальні матеріали композиту сапоніт – титан забезпечують необхідну очистку та доочистку питної води, зберігають їх основні природні характеристики: збалансованість хімічного складу, органолептичні показники, безпечність, фізіологічну повноцінність і біологічну стабільність.

Список використаних джерел:

1. Наказ МОЗ України «Про затвердження Державних санітарних норм та правил "Гігієнічні вимоги до води питної, призначеної для споживання людиною" від 12 травня 2010 року № 400. Зареєстровано в Міністерстві юстиції України 1 липня 2010 р. за № 452/17747.
2. Запольський А. К. Фільтри для води. Ринок фільтрів для води в Україні / А. К. Запольський, Н. В. Мішкова // Вода і екологія – 2008. – №5. – С. 24-27.
3. Орлов В. О. Установки баштового типу з пінополістирольним фільтром для знезалізнення води / В. О. Орлов, М. М. Трохимчук // Проблеми водопостачання, водовідведення та гідравліки: наук.-техн. зб. – К.: КНУБА, 2010. – Вип. 13. – С. 11–18.
4. Савич В.В. Влияние твёрдости формующего инструмента на приповерхностную пористость образца, полученного прессованием и спеканием губчатого порошка титана / В.В. Савич, А.И. Шелухина // Порошковая металлургия: Инженерия поверхности, новое порошковое композиционные материалы. Сварка. – Сборник докладов 8-го Международного симпозиума. – Минск, 2013 – С. 320-325.
5. Клепач Л. М. Використання методу самопоширюваного високотемпературного синтезу для отримання фільтрувальних матеріалів / Л. М. Клепач, В. Д. Рудь, О. Ю. Повстяной // Збірник наукових праць Полтавського національного технічного університету імені Ю. Кондратюка (Серія: галузеве машинобудування, будівництво). – Полтава, 2006. – Вип. 18. – С. 202-206.
6. Патент України, МПК В01Д 39/00. Спосіб отримання фільтрів / В. Д. Рудь, Л. М. Самчук, Н. М. Гулієва, І. В. Савюк, Ю. В. Воробей; заявник і патентовласник: Луцький національний технічний університет. – № 90891; заявл. 29.01.2014; опубл. 10.06.14, Бюл. № 11.
7. Rud' V. D. Determination of drinking water quality using new information technology / V. D. Rud', N. M. Guliiieva // Actual Problems of Economics: Scientific economic journal. Kyiv, 2014. – V. 4 (154). – С. 481–488..
8. Рудь В. Д. Порошкові фільтруючі матеріали на основі природних мінералів / В. Д. Рудь, С. В. Храпатий, Н. М. Гулієва // Наукові нотатки: зб. наук. праць. – Луцьк: РВВ Луцького НТУ, 2013. – Вип. 42. – С. 224–227.
9. Рудь В.Д., Самчук Л.М., Гулієва Н.М. Использование СВС-процесса для получения композиционных материалов. // Порошковая металлургия: Инженерия поверхности, новое порошковое композиционные материалы. Сварка. – Сборник докладов 8-го Международного симпозиума. – Минск, 2013 – С. 496-500.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2016.

УДК 539.3

Б.М. Дівесв¹, І.Б. Бутитер², І.В. Вельган¹*Національний університет «Львівська політехніка»¹
Інститут прикладних проблем механіки і математики
ім. Я. С. Підстригача НАН України²***ВИЗНАЧЕННЯ ДИСИПАТИВНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ШАРУВАТИХ ЕЛЕМЕНТІВ АСИМЕТРИЧНОЇ СТРУКТУРИ***Представлена теорія згину асиметричного шаруватого пакету. Теоретична модель враховує зсувні і нормальні деформації та напруження. Проводиться оцінка демпфуючих властивостей у частотній області.**Ключові слова: шаруватий пакет, демпфування, амплітуда, коливання, частота.***Б.М. Дивеев, И.Б. Бутитер, И.В. Вельган****ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИСИПАТИВНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СЛОИСТЫХ ЭЛЕМЕНТОВ АСИММЕТРИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ***Представлена теория изгиба асимметричного слоистого пакета. Теоретическая модель учитывает сдвиговые и нормальные деформации и напряжения. Проводится оценка демпфирующих свойств в частотной области.**Ключевые слова: слоистый пакет, демпфирование, амплитуда, колебания, частота.***B. Diveyev, I. Butyter, I. Velgan****DETERMINATION OF DISSIPATIVE CHARACTERISTICS OF LAYERED ASYMMETRIC STRUCTURE ELEMENTS***The theory of the asymmetric layered package bending is presented. A theoretical model takes account of the shear and normal strains and stresses. Damping properties in the frequency region are appreciated.**Keywords: layered package, damping, amplitude, vibration, frequency.*

Вступ. Шаруваті композитні тонкостінні елементи широко застосовуються в сучасних конструкціях. Для визначення пружних, вібраційних, звукозахисних та міцнісних властивостей конструкцій необхідні модулі пружності шарів тонкостінного елемента, які наперед невідомі, тому актуальним є розробка методів їх ідентифікації. В цьому плані важливим є побудова уточненої теоретичної моделі та вибір такої схеми випробувань, які дозволяють однозначно визначити окремих модуль або групу модулів.

Аналіз останніх досліджень. На даний час продовжують інтенсивно розроблятися різноманітні підходи до моделювання такого роду конструкцій. Порівняльний аналіз теорій шаруватих елементів за різних умов навантаження приведений в роботах [1, 2]. Для дослідження динаміки тонкостінних елементів застосовуються теорії все більш високого порядку [2–7]. Важливим завданням є визначення демпфуючих властивостей елементів конструкцій, зокрема тонкостінних шаруватих елементів. Це пов'язано зі все більш частим застосуванням такого роду елементів в аерокосмічній техніці, машинобудуванні, будівництві. Огляд робіт за визначенням демпфуючих властивостей тонкостінних елементів типу сандвіч приведений в [8]. У даній роботі використовується адаптивний алгоритм на основі узагальнених кінематичних апроксимацій і класичного методу Гальоркіна для системи рівнянь лінійної теорії пружності [9–13]. Розглянуті схеми пружно затиснутої шаруватої балки-консоли і вільно опертої балки.

Основні співвідношення. Розіб'ємо напружено-деформований стан для всього пакету на симетричну (s) та антисиметричну (a) складові. Розглянемо таку ж як і у симетричному випадку [10, 13] незалежну апроксимацію для шарів пакету:

Тут розглядалися наступні кінематичні гіпотези: основна апроксимація для всього пакету

$$U_s^e - \begin{cases} u_s^e = \sum_{i,k} u_{iks}^e z^{(2i-1)} \sin k\pi x / L, \\ w_s^e = \sum_{i,k} w_{iks}^e z^{(2i-2)} \cos k\pi x / L \end{cases} \quad U_a^e - \begin{cases} u_a^e = \sum_{i,k} u_{ika}^e z^{(2i-2)} \sin k\pi x / L, \\ w_a^e = \sum_{i,k} w_{ika}^e z^{(2i-1)} \cos k\pi x / L \end{cases} \quad (1)$$

та додаткові апроксимації для шарів пакету

$$U_s^N - \begin{cases} u_s^N = \sum_{i,k} u_{iks}^N z^{(i)} \sin k\pi x / L, \\ w_s^N = \sum_{i,k} w_{iks}^N z^{(i)} \cos k\pi x / L \end{cases} \quad U_a^N - \begin{cases} u_a^N = \sum_{i,k} u_{ika}^N z^{(i)} \text{sign}(z) \sin k\pi x / L, \\ w_a^N = \sum_{i,k} w_{ika}^N z^{(i)} \text{sign}(z) \cos k\pi x / L \end{cases} \quad N=1,2... \quad (2)$$

Підставляючи переміщення (1, 2) як суму симетричної та антисиметричної складової $U = U_s + U_a$ у варіаційне рівняння (3)

$$\int_{t_1}^{t_2} \left(\int_V (\sigma_{xx} \delta \varepsilon_{xx} + \sigma_{zz} \delta \varepsilon_{zz} + \tau_{xz} \delta \varepsilon_{xz} - \rho \frac{\partial u}{\partial t} \delta \frac{\partial u}{\partial t} - \rho \frac{\partial w}{\partial t} \delta \frac{\partial w}{\partial t}) dV + \int_{S_k} k U \delta U dS - \int_{S_p} P \delta U dS \right) dt = 0 \quad (3)$$

отримаємо систему алгебраїчних рівнянь $[A]U = f$ (див. [10, 13]). В цьому підході можна зробити деякі спрощення. Представимо пластину як суму двох пластин з симетричними та антисиметричними механічними властивостями відносно серединної площини (рис.1.)

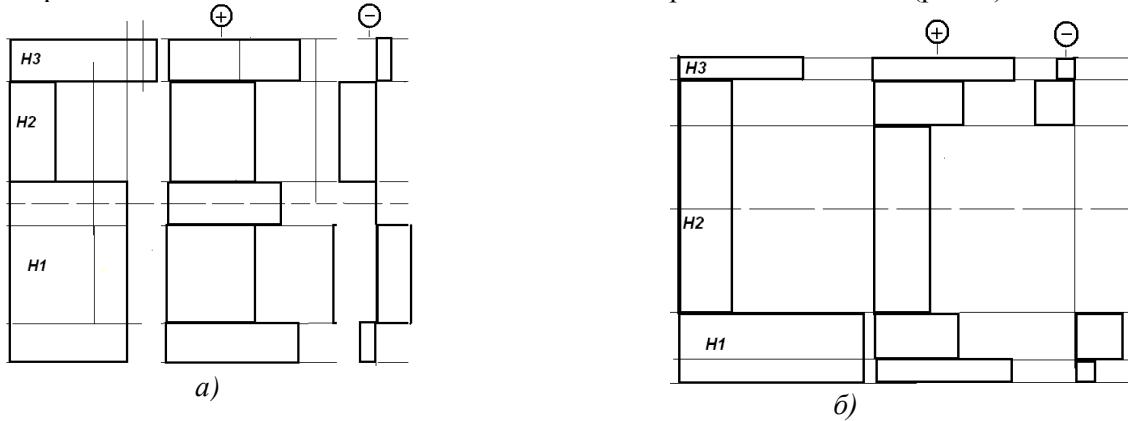


Рис. 1. Зведення асиметричного тришарового пакету до симетричного та антисиметричного: (а) – товщина першого шару перевищує півтовщину пакета; (б) – товщина першого шару менша за півтовщину пакета

Оператор (3) представимо у символічній формі $L = L_s + L_a$. Тут L_s – оператор з симетричним розподілом механічних властивостей, L_a – оператор з антисиметричним розподілом (рис. 1). Тепер для таких розкладів отримуємо

$$\begin{aligned} L(U) \delta U &= (L_s + L_a)(U_s + U_a)(\delta U_s + \delta U_a) = \\ &= L_s(U_s) \delta U_s + L_a(U_s) \delta U_a + L_a(U_a) \delta U_s + L_s(U_a) \delta U_a \end{aligned}$$

Решта членів будуть нулеві, оскільки представляють інтеграли від добутків симетричних функцій на антисиметричні.

Структура матриці системи A для асиметричного пакету матиме вигляд

U_s	U_s^+	U_a	U_a^+	
A_{11}^S	A_{12}^S	A_{11}^{SA}	$A_{12}^S(-)$	δU_s
A_{12}^{ST}	A_{22}^S	A_{21}^{SAT}	$A_{22}^S(-)$	δU_s^+
A_{11}^{SAT}	A_{21}^{SA}	A_{11}^A	A_{21}^{SA}	δU_a
$A_{12}^{ST}(-)$	$A_{22}^{ST}(-)$	A_{21}^{SAT}	A_{22}^A	δU_a^+

Використовуючи симетричність і однотипність додаткових переміщень вдалося скоротити кількість обчислень. Тут позначено: (-) матриця отримана таким же чином як для симетричного пакету, але при підстановці асиметричного розподілу модулів пружності. Тобто, фактично,

матрицю системи можна скомпонувати з 8 підматриць $A_{11}^S, A_{12}^S, A_{22}^S, A_{11}^{SA}, A_{21}^{SA}, A_{11}^A, A_{21}^{SA}, A_{22}^A$, та їм транспонованих, а не 16-ти.

Вплив параметрів асиметричного пакету. Розглянемо вплив товщини зовнішнього шару H_3 на амплітудно-частотну характеристику (АЧХ) та демпфування в асиметричному пакеті (рис.1а). Вплив демпфуючого прошарку на демпфування в пакеті отримаємо використавши матрицю жорсткості K вирішуючої системи рівнянь [10, 13]. Сумарне демпфування тоді буде

$$\eta = \frac{\eta_1 [q_1]^T [K_1] [q_1] + \eta_2 [q_2]^T [K_2] [q_2] + \dots + \eta_N [q_N]^T [K_N] [q_N]}{[q]^T [K] [q]} \quad (4)$$

Тут $[K_i]$ – компоненти матриці жорсткості, що відповідають i -му прошарку, η_i – демпфування у i -му прошарку, $[q]$ – вектор розв'язку, T – індекс транспонування. Вважаємо, зазвичай, що матриця демпфування пропорційна матриці жорсткості $C_i = \eta_i [K_i]$.

Розглядається шарнірно оперта балка з наступними геометричними параметрами: довжина $L=0,27$ м, товщини $H_1=0,1$ м і $H_2=0,0635$ м. Пружні константи для внутрішнього демпфуючого (м'якого) прошарку були такі: $C_{xx}=240$ Мпа, $C_{zz}=200$ Мпа, $G=60$ МПа, $C_{xz}=150$ МПа і $\rho=240$ кг/м³ (пінопласт), а для зовнішніх шарів такі: $C_{xx}=47$ Гпа, $C_{xz}=6$ ГПа, $G=0,6$ ГПа, і $\rho=2000$ кг/м³ (волокнистий композит).

На рис. 2 показано АЧХ та відношення демпфування D_F у сандвічі в цілому до демпфування D_S у його м'якому шарі для асиметричної тришарової балки з м'яким ядром (рис. 1а) і різною товщиною H_3 верхнього тонкого жорсткого шару.

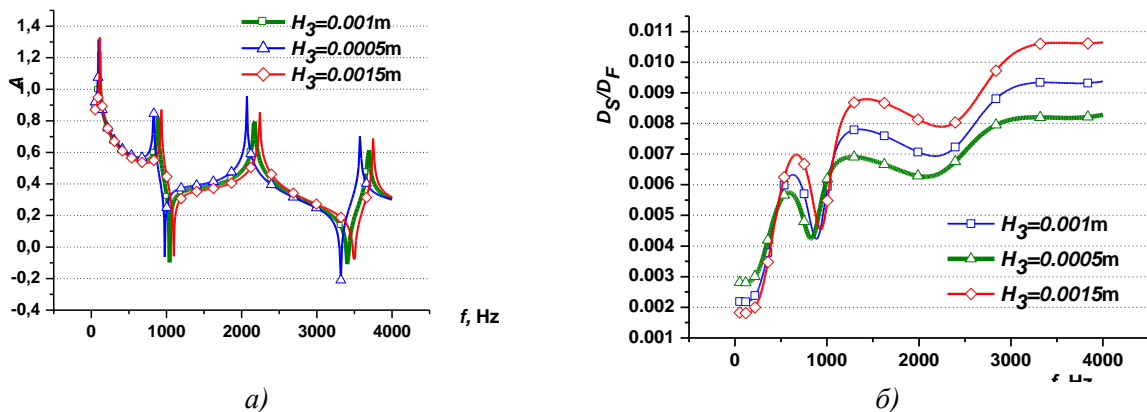


Рис. 2. Динамічні характеристики сандвічу при різних товщинах H_3 :

(а) – АЧХ; (б) – відносне демпфування

На рис. 3 для широкого діапазону частот наведені значення відносного демпфування D_S/D_F , які отримані при різних апроксимаціях у числовій схемі (1)–(4).

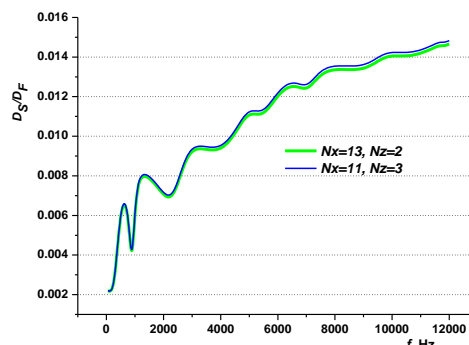


Рис. 3. Відносне демпфування балки при різних кінематичних апроксимаціях

Як бачимо, для обчислення достатньо обмежитись апроксимаціями порядку $N_x = 11$, $N_z = 3$. Тут не спостерігаються зони флуктуацій на відміну від отриманих у попередніх дослідженнях [12] для симетричних пакетів. Це пояснюється достатньо малим загальним рівнем відносного демпфування.

На рис. 4 показано відносне демпфування D_S/D_F при різних товщинах H_1 , H_3 лицевих шарів для балки довжиною $L = 0,2$ м з товстим демпфуючим прошарком $H_2 = 0,0254$ м.

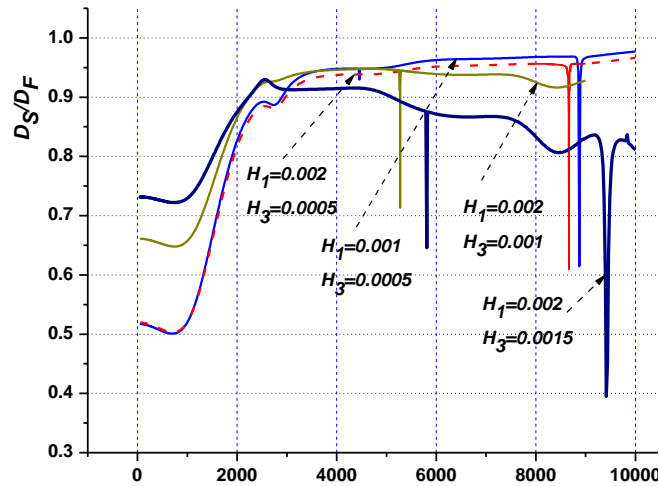


Рис. 4. Відносне демпфування балки при різних товщинах H_1 , H_3 лицевих шарів

Тут вже появляються зони флуктуацій, які зумовлені більшим демпфуванням.

Розглянемо тепер вплив довжини балки на її дисипативні характеристики для пакету з такими параметрами: $H_1 = H_3 = 0.0005$ м (жорсткі зовнішні шари), $H_2 = 0,0254$ м (м'який наповнювач). Тут модулі пружності такі ж як і вище. На рис. 5 показано вплив довжини шарнірно опертої балки на відносне демпфування.

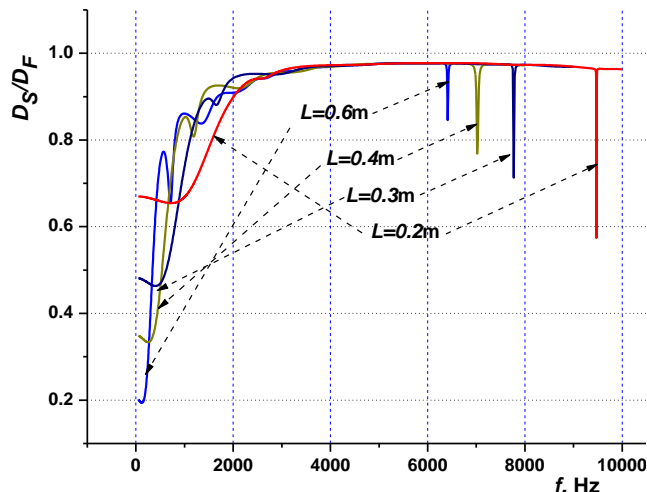


Рис. 5. Відносне демпфування балки при різних довжинах

Тут значні зміни спостерігаються при малих частотах, що пов'язано із впливом закріплень на напружено-деформований стан балки. При значних довжинах балки зони флуктуації демпфування монотонно зсуваються у нижчий частотний діапазон.

Висновки. На основі уточненої теорії згину шаруватих балок отримана розрахункова схема для визначення динамічних характеристик асиметричних пакетів. Шляхом поділу як механічних властивостей, так і полів переміщень на симетричну, та антисиметричну складову отримані компактні вирішуючі рівняння. Проаналізовано вплив як структури пакету, так і його механічних та геометричних параметрів на розсіяння енергії при згинальних коливаннях. Розглядалися балки різної довжини як з демпфуючими внутрішніми, так і з зовнішніми шарами різних товщин. Як і у

попередніх дослідженнях для симетричних пакетів виявлено значні зміни розсіяння енергії у частотному діапазоні, а також явище різких флуктуацій цієї величини при достатньо високих частотах. Ці дані свідчать про необхідність більш точного врахування демпфуючих властивостей шаруватих пакетів для адекватного врахування їх вібропоглинаючих чи акустичних властивостей.

Список використаних джерел:

1. Carrera E. Historical review of zig-zag theories for multilayered plates and shells / E. Carrera // Appl. Mech. Rev. – 2003. – **56**. – P. 287–308.
2. Hu Heng Review and assessment of various theories for modeling sandwich composites / Heng Hu, Salim Belouettar, Michel Potier-Ferry, El Mostafa Daya // Composite Structures. – 2008. – **84**. – P. 282–292.
3. Frostig Y. High-order free vibration of sandwich panels with a flexible core / Y. Frostig and O.T. Thomsen // Journal of Solids and Structures. – 2004. – **41**. – P. 1697–1724.
4. Wu Zhen Effects of higher-order global-local shear deformations on bending, vibration and buckling of multilayered plates / Zhen Wu, Y.K. Cheung, S.H. Lo, Wanji Chen // Composite Structures. – 2007. – **20**. – doi:10.1016/j.compstruct.2007.01.017.
5. Woodcock Roland L. Free vibration of advanced anisotropic multilayered composites with arbitrary boundary conditions / Roland L. Woodcock. // Journal of Sound and Vibration. – 2008. – **312**. – P. 769–788.
6. Kim J.S. Free vibrator of laminated and sandwich plates using enhanced plate theories / J.S. Kim. // Journal of Sound and Vibration. – 2007. – **308**. – P. 268–286.
7. Lu C.F. Semi-analytical three-dimensional elasticity solutions for generally laminated composite plates / C.F. Lu and W.Q. Chena // European Journal of Mechanics A/Solids. – 2008. – **27**. – P. 899–917.
8. Li Z. A review of vibration damping in sandwich composite structures / Z. Li and M. J. Crocker // International Journal of Acoustics and Vibration. – 2005. – **10**. – P. 159–169.
9. Дивеев Б.М. Динамічні властивості шаруватих структур / Б.М. Дивеев, А.Г. Смольський // Автоматизація виробничих процесів у машинобудуванні та приладобудуванні. Український міжвідомчий науково-технічний збірник. – Львів, Вид-во "Львівська політехніка", 2008. – № 42. – С. 70–79.
10. Дивеев Б.М. Идентификация упругих модулей композитных пластин на базе уточненных теорий. 1. Теоретический подход / Б.М. Дивеев, И.Б. Бутитер, Н.Н. Щербина // Механика композиционных материалов. – 2008. – Т.44, №1. – С. 35–50.
11. Дивеев Б.М. Идентификация упругих модулей композитных пластин на базе уточненных теорий. 2. Теоретико-экспериментальный подход / Б.М. Дивеев, И.Б. Бутитер, Н.Н. Щербина // Механика композиционных материалов. – 2008. – Т.44, №2. – С. 207–216.
12. Бутитер И.Б. Демпфирование в трехслойных композитных балках при динамическом изгибе / И.Б. Бутитер, Б.М. Дивеев, И.С. Когут, М.М. Николишин // Сучасні технології в машинобудуванні та транспорті. Науковий журнал. – Луцьк: Луцький НТУ, 2014. – №1. – С. 21–27.
13. Дивеев Б.М. Влияние условий защемления и анизотропии материала на частотный спектр слоистых балок / Б.М. Дивеев, И.Б. Бутитер, Н.Н. Щербина // Механика композитных материалов. – 2011. – Т. 47, №2. – С. 217–234.

РЕЦЕНЗЕНТИ:

Николишин М.М., докт. фіз.-мат. наук., професор, зав. відділу Інституту прикладних проблем механіки і математики ім. Я. С. Підстригача НАН України, Львів.

Глобчак М.В., кандидат технічних наук, доцент, НУ "Львівська політехніка", Україна, доцент кафедри ЕРАТ.

Стаття надійшла до редакції 23.04.2016.

УДК 621.302:621.314.1, 539.3

Б.М. Дівеєв¹, О.З. Горбай¹, Д.Л. Паращук², Р.В. Сава³Національний університет "Львівська політехніка"¹Академія сухопутних військ²Львівський університет безпеки життєдіяльності³**ОПТИМАЛЬНЕ ПРОЕКТУВАННЯ ДИНАМІЧНИХ ГАСНИКІВ КОЛИВАНЬ ПРИ ВУЗЬКОЧАСТОТНОМУ ЗБУРЕННІ**

У статті розглядається застосування нових методів точного визначення оптимальних частотних характеристик динамічних гасників коливань (ДГК) при вузькочастотному збуренні. Розглядається вплив еластичних та демпфуючих властивостей як основної конструкції, так і ДГК. Представлена теорія згину пружного елемента ДГК як шаруватої балки з врахуванням пошарових деформацій. Проводиться оцінка демпфуючих властивостей шаруватої балки в частотній області. Розглядається можливість підвищення демпфування в ДГК за рахунок застосування наповнених частинками контейнерів в якості його інерційних елементів.

Ключові слова: динамічний гасник коливань, шарувата балка, згин, коливання, демпфування

Б.М. Дивеев, О.З. Горбай, Д.Л. Паращук, Р.В. Сава**ОПТИМАЛЬНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ГАСИТЕЛЕЙ КОЛЕБАНИЙ ПРИ УЗКОЧАСТОТНОМ ВОЗБУЖДЕНИИ**

В статье рассматривается применение новых методов точного определения оптимальных частотных характеристик динамических гасителей колебаний (ДГК) при узкочастотном возмущении. Рассматривается влияние эластичных и демпфирующих свойств, как основной конструкции, так и ДГК. Представлена теория изгиба упругого элемента ДГК как слоистой балки с учетом послойных деформаций. Проводится оценка демпфирующих свойств слоистой балки в частотной области. Рассматривается возможность повышения демпфирования в ДГК за счет применения наполненных частицами контейнеров в качестве его инерционных элементов.

Ключевые слова: динамический гаситель колебаний, слоистая балка, изгиб, колебания, демпфирование

B. Diveyev, O. Horbaj, D. Parashchuk, R. Sava**DYNAMIC VIBRATION ABSORBER OPTIMAL DESIGN IN NARROW FREQUENCY BAND**

Paper deals with the new methods for the explicit determination of the optimal frequency characteristics of dynamic vibration absorbers (DVA) by narrow frequency excitation. The influence of elastic and damping properties of the basic construction and DVA is considered. The theory of the DVA elastic element bending as the layered beam taken into account the layer strains s is presented. Damping properties in the frequency region are appreciated. Possibility of damping increase is examined in DVA due to application of particles filled containers as its inertias elements.

Keywords: dynamic vibration absorber, layered beam, composite, bending, vibration, damping

Вступ. Важливим питанням розробки сучасних машин є зменшення вібрації. Динамічні гасники коливань (ДГК) широко застосовуються для зменшення рівнів вібрації і шуму в кабінах транспортних засобів, для зменшення вібрації обертових машин, зменшення амплітуд коливань різноманітних веж і споруд, тощо. Джерелами цих збурень, наприклад, у колісних машинах можуть бути як процес взаємодії коліс з дорогою, так і внутрішні джерела: двигуни, трансмісії і т.п. Поруч з ДГК, налаштованими на резонансну частоту основної конструкції, широко застосовуються ДГК для зменшення вібрації у заданому вузькому частотному діапазоні. Це, наприклад, турбогенератори, газокомпресорні установки, насоси та інші обертові машини з нормативною кількістю обертів за проміжок часу. Вібрація у таких машинах вузькочастотна, викликана дисбалансами обертових елементів.

Аналіз останніх досліджень. Оптимізація ДГК для недемпфованої одномасової основної системи при дії гармонійного збудження в околі резонансу базисної конструкції належить до стандартних задач. Детальний розгляд методів оптимізації надані в [1-3]. Коли немає демпфування в головній системі, процес оптимізації спрощений існуванням фіксованих точок перетину на відповідних кривих амплітудно-частотних характеристик (АЧХ). Ці пункти мають таку властивість: всі АЧХ незважаючи на демпфування ДГК проходять через них. Більшість ДГК, проте, мають певну кількість власного демпфування яке може вважатися в'язкопружним для випадку маленьких переміщень. Коли таку систему з ДГК піддано гармонійному збудженню результуючі АЧХ для головної системи не експонують ніякого фіксованого пункту перетину.

Більшість практичних застосувань ДГК базуються на недостатньо повних математичних моделях складних конструкцій і неефективному проектуванні ДГК. Не враховуються пружні властивості самої конструкції, пружні властивості вузла приєднання ДГК до основної конструкції, характеристики приєднаних елементів. При застосуванні ДГК для зменшення коливань конструкцій у середньому частотному діапазоні необхідно враховувати деформативність цієї конструкції. Адже робоча частота ДГК може наближатися до власних частот конструкції. У такому випадку необхідно розглянути узагальнену дискретно-континуальну розрахункову схему [4-10]. Еластичні властивості такого роду пружного елемента ДГК визначалися на основі теоретико-аналітичного аналізу у [11-14]. Для дослідження впливу затиснення на частотні характеристики також розроблено уточнені розрахункові схеми [15-18]. Альтернативним способом визначення параметрів моделі є експеримент [19-22].

Важливим також є дослідження ефективності ДГК поза власними резонансами головної системи. Адже реально часто потрібна конструкція ДГК ефективна для деякої основної частоти зовнішнього збурення, наприклад у насосах, турбінах, електродвигунах тощо.

Постановка задачі. У динаміці складних конструкцій багато уваги приділяється методам конденсації систем рівнянь високого порядку, що охоплюють широкий частотний спектр. Запропоновано алгоритм конденсації для основного жорсткого масивного базисного елемента з ДГК з різного типу демпфуючими пружними елементами (рис. 1). Пружні та демпфуючі властивості ДГК різні і регулюються габаритами і структурою пластинчастих пружин та приєднаними до них контейнерами, наповненими свинцевими кульками (рис. 2).

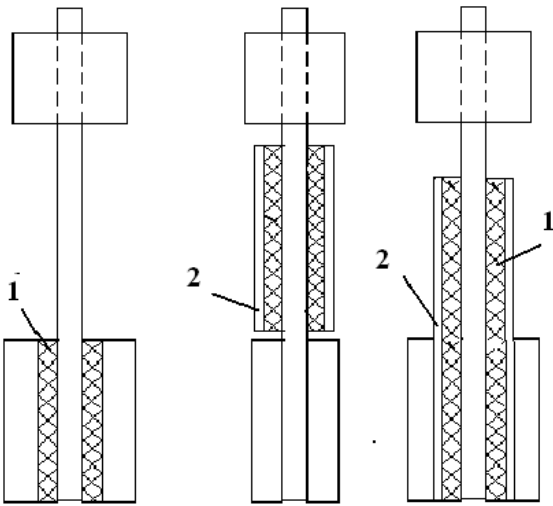


Рис.1. Пластини ДГК з демпфуючим (1) та притискаючим (2) прошарками (а);

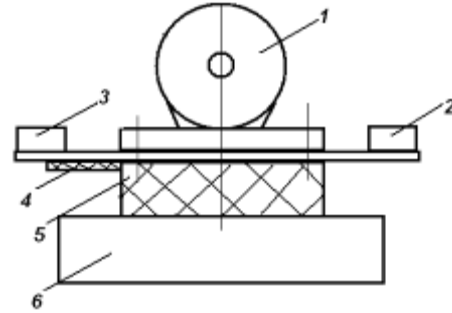


Рис. 2а. Загальний вигляд платформи (5,6) насоса (1) з ДГК (2,3,4)

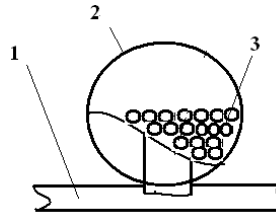


Рис. 2б. Контейнер ДГК (2) із свинцевими кульками (3), (1) - основа (б)

Дискретно-континуальна модель базисної конструкції з ДГК. Для дослідження динаміки системи: базисна конструкція – ДГК використаємо рівняння

$$\begin{aligned}
 m_1 \ddot{w}_0 + (k_1 D_K + k_A D_A) \dot{w}_0 + (k_1 + k_A) w_0 - k_A D_A \dot{w}_A, \\
 - k_A D_A \dot{w}_A - k_A w_A = F \\
 m_A \ddot{w}_A + k_A D_A \dot{w}_A + k_A w_A - k_A D_A \dot{w}_0 - k_A w_0 = 0.
 \end{aligned} \quad (1)$$

Тут: m , m_A , маси, відповідно, базисної конструкції, та ДГК; k_1 , k_A , – відповідні жорсткості; та D_K , D_A . – коефіцієнти в'язкого демпфування; w_0 , w_A , – переміщення, F –

гармонійне збурення. Модель контейнера (рис. 2б) корегувалася як для мас ДГК так і демпфування. Жорсткість пружних пластинчастих елементів коректувалася на основі як, уточненого визначення пружних та демпфуючих властивостей пластини [11-14], так і уточненого розрахунку затиснення пластини [15-18].

Оптимізація ДГК. Розглянемо дію ДГК у деякому достатньо віддаленому від резонансів основної системи вузькочастотному діапазоні (парціальний ДГК). Для оптимізації застосовувалися генетичні методи [5-10] з цільовою функцією типу

$$C_{MAX} = \text{Max}(w_0(f)), \quad f_1 < f < f_2 \quad (2)$$

Тут f_1, f_2 – ліва та права границя частотного діапазону, $\text{Max}(w_0(f))$ – максимальна амплітуда вібрації базисної конструкції у цьому діапазоні.

Розглянемо оптимізацію по двох параметрах системи жорсткості пружини k_A ДГК: та його демпфування D_A . На рис. 3. показано результат оптимізації системи ДГК (АЧХ базисної конструкції) при різних власних частотах платформи насоса f_{Km} у діапазоні частот 49-50 Гц. Пунктирними лініями позначено АЧХ базисної конструкції без ДГК.

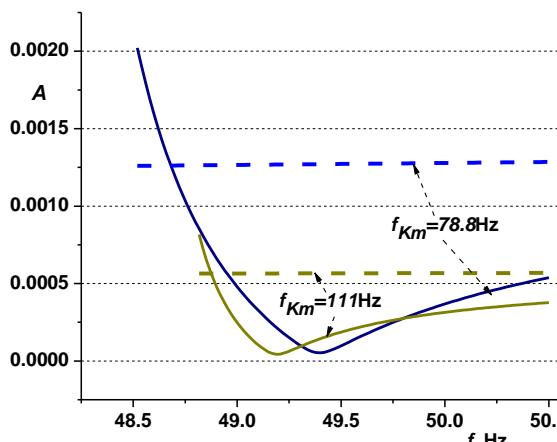


Рис. 3. Оптимізація ДГК по двох параметрах системи

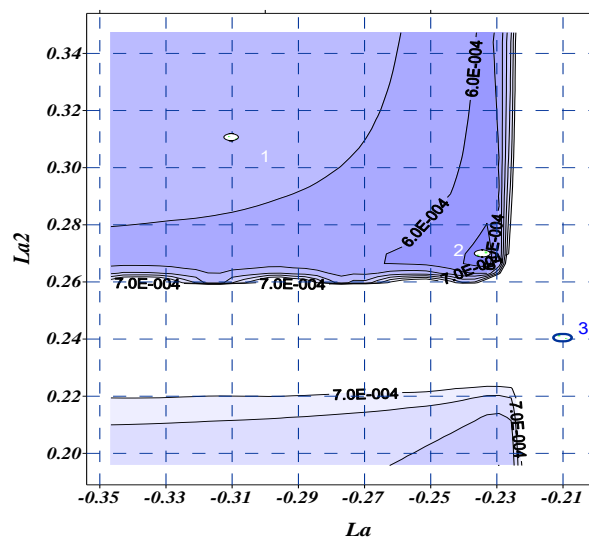
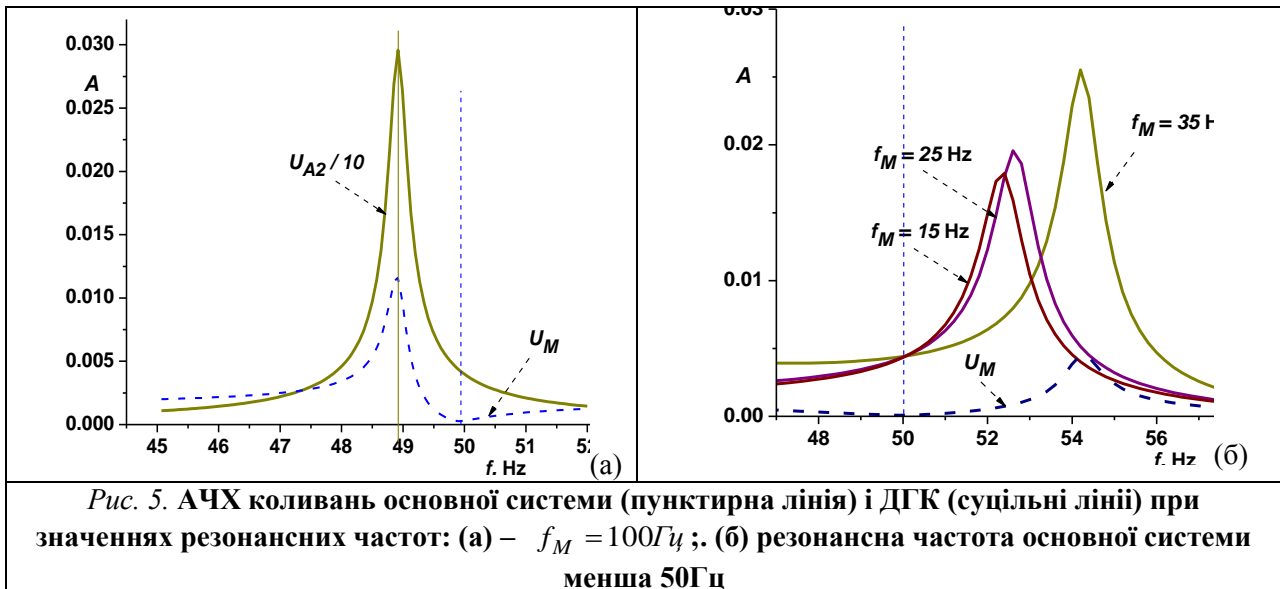


Рис. 4. Карта рівнів вібропоглинання в діапазоні 47,5 – 50,5 Гц для коливної системи з різними ДГК ($Da = 0,000007$; $Da2 = 0,00005$; $Ma = 1,5$ кг; $Ma2 = 2,3$ кг)

Оптимізація проводилася генетичним способом, хоча у цьому випадку достатньо і простої мінімізації функції (2). Інформативним є побудова карт рівнів (2). На рис. 4 це зроблено для конструкції з рис. 2а. з різними довжинами L_A , L_{A2} пружних елементів ДГК. Можна побачити зони мінімуму та зони різкого погіршення вібропоглинання. Оптимальне значення знаходиться близько до регресивної зони (зони збільшення вібрації). Тут доцільно дещо відійти від границі цієї зони.

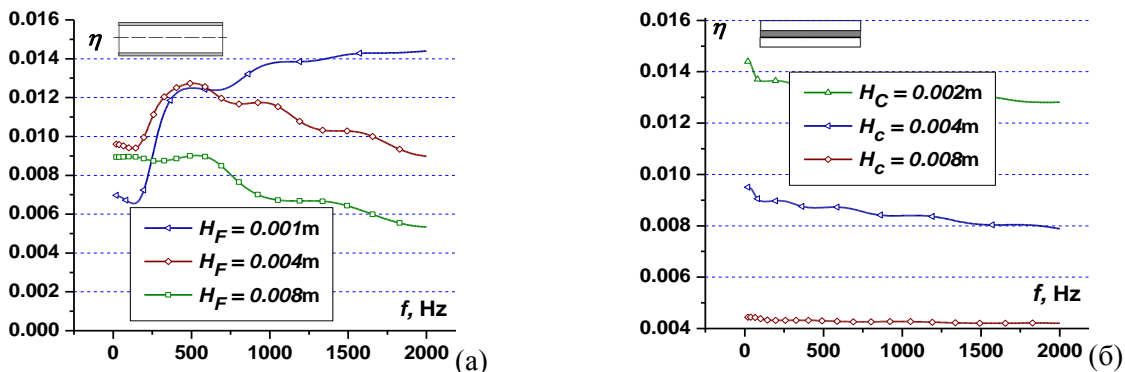
Спочатку розглянемо випадок (рис. 5а), коли резонансна частота $f_M = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{k_1}{m_1}}$ основної системи вища від резонансної частоти $f_A = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{k_2}{m_2}}$ ДГК. АЧХ побудовані для різних значень демпфування $D_A = \eta$ у ДГК. Нижче наведені АЧХ основної конструкції та ДГК для власної частоти ДГК, налаштованого на 50 Гц та для різних жорсткостей базисної конструкції (для різних її власних частот). Параметри базисної системи задавалися такими: $m_1 = 20$ кг; $k_1 = 2000 - 8000$ кН/м.



Розглянемо тепер випадок, коли резонансна частота коливань основної системи менша за власну частоту коливань ДГК (рис. 5б). Можна помітити, що реальні резонансні частоти ДГК у першому випадку (коли власна частота базисної конструкції вища за частоти зони гасіння) відхиляються вліво від зони гасіння вібрації, а в другому випадку вони зміщуються вправо.

Визначення механічних властивостей пружних шаруватих елементів. Механічні характеристики шаруватих балок визначалися на основі уточнених теорій [12-18]. Як тестовий приклад розглянемо вільно оперту тришарову балку з наступними геометричними параметрами: довжина $L = 0.6 \text{ м}$, товщина $H = 0.0132 \text{ м}$. Товщина ядра балки змінювалася зі зміною товщини зовнішніх шарів. Пружні константи прийемо такими: (пінопласт): $C_{xx} = 150$, $C_{zz} = 150 \text{ МПа}$, $G = 40 \text{ МПа}$, and $C_{xz} = 60 \text{ МПа}$ ($\nu = 0.4$); густина $\rho = 240 \text{ кг/м}^3$. Пружні константи для лицевих шарів (вуглепластик): $C_{xx} = 40$, $C_{zz} = 7.5 \text{ ГПа}$, $G = 2 \text{ ГПа}$, and $C_{xz} = 3 \text{ ГПа}$; $\rho = 2400 \text{ кг/м}^3$.

На рис. 6а показано демпфування η у сандвічі та для симетричної тришарової балки з м'якими демпфуючими лицевими шарами (рис. 6б). Демпфування у м'яких шарах $\eta = 0.015$, у жорстких шарах $\eta = 0.003$.



На рис. 7 показано демпфування у п'ятишаровій балці з проміжковими демпфуючими прошарками різної товщини.

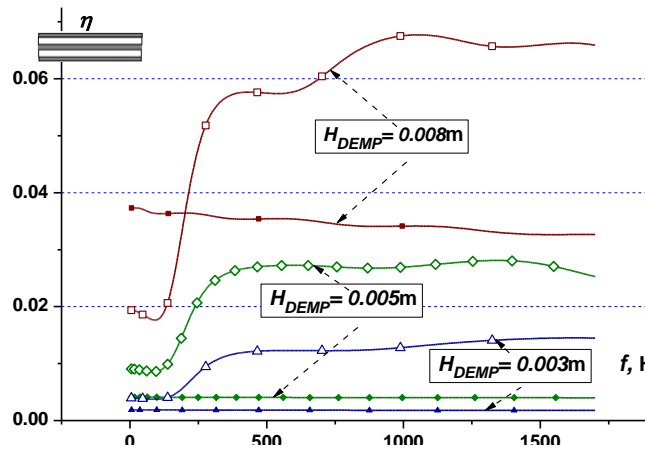


Рис. 7. Демпфування у п'ятишаровій балці з проміжковими демпфуючими прошарками H_{DEMP} різної товщини та демпфування у тришаровій балці з ідентичними м'якими лицевими шарами (малі значки)

Для визначення параметрів моделі (1) та дисипативних властивостей контейнера (рис. 2б) можна застосувати теоретико-експериментальні схеми ідентифікації [19-22].

Вплив демпфування на міцність ДГК. Вище досліджувався вплив різних параметрів ДГК на його ефективність. Якщо жорсткісні параметри впливають дуже суттєво, то демпфуючі параметри значно менш впливові. В той же час слід очікувати значного впливу демпфуючих властивостей ДГК на максимальну амплітуду їх коливань, а тим самим на їх міцність. Максимальне напруження у пружному елементі ДГК, пластинчастому елементу буде

$$\sigma_{MAX} = M/W = \omega^2 A M_A L_A z_{MAX} / EI \quad (3)$$

Тут M – момент, W – момент опору січення, ω – колова частота ($\omega = 2\pi \cdot 50$), A – амплітуда коливань, M_A – маса ДГК, L_A – відстань маси від затиснення, z_{MAX} – максимальне відхилення січення пластини від середньої лінії (у нашому випадку пів товщини пластини), EI – момент опору січення на згин. Якщо підставити у (4.8) зачення $z_{MAX} = h/2$ та $I = bh^3/12$, то отримуємо

$$\sigma_{MAX} = \omega^2 A M_A L_A / 6bh^2 E \quad (4)$$

Це значення повинно бути менше за допустиме багатоциклове допустиме напруження $\sigma_{MAX} < [\sigma]^{-1}$, яке для ресорної сталі 65Г приблизно дорівнює 240 МПа. Всі геометричні параметри пружини ДГК регулюються як його частотними характеристиками, так і конструктивними вимогами. Єдиним незалежним регульованим параметром виступає амплітуда коливань A маси ДГК. На рис. 8а показані АЧХ базисної конструкції при малому (оптимізованому) демпфуванні та деякому більшому демпфуванні. На рис. б показані відповідні АЧХ ДГК (розглядається один ДГК).

Можна помітити, що при незначному погіршенні вібропоглинаючих властивостей ДГК (лише в деякому вузькому діапазоні частот, що не обов'язково буде точно відповідати робочій частоті) АЧХ ДГК зменшуються на порядок. Тобто значно зменшується небезпека руйнування ДГК. В нашій конструкції ДГК цього було досягнуто шляхом використання замість суцільних мас ДГК контейнерів наповнених свинцевими кульками. Велике демпфування у такого роду конструкціях ДГК не приводить до руйнування пружного елемента в критичних випадках, коли робоча частота наближається до власної частоти ДГК, або коли перехідний процес розгону насоса досить повільний та ДГК встигає набрати великих амплітуд коливань в робочій зоні.

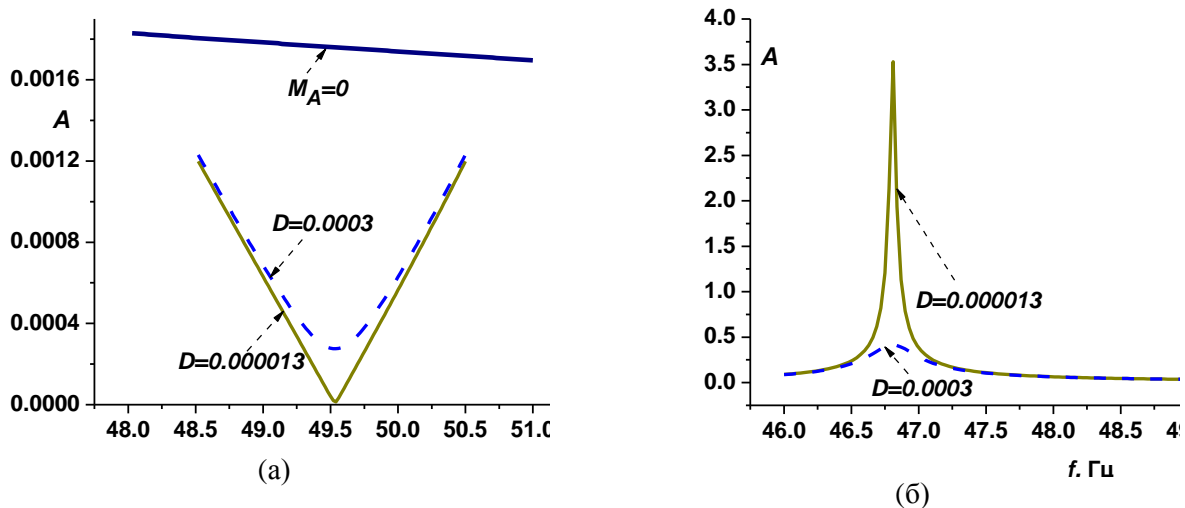


Рис. 8. АЧХ базисної конструкції (а) при малому (оптимізованому) демпфуванні та деякому більшому демпфуванні та АЧХ ДГК – (б)

Висновки. Розроблені теоретичні моделі для дослідження динаміки і демпфування дискретно-континуальної структури: базисна конструкція - ДГК. Динамічна поведінка системи визначається з урахуванням обмеженої кількості параметрів. Отримані алгоритми аналізу такого типу конструкцій при гармонійному навантаженні. Отримані оптимальні проекти ДГК при різних частотних властивостях платформи основної конструкції. На відмінність від ДГК налаштованих на резонанс базисної конструкції, виявлено значні відхилення резонансних частот ДГК від зони вібропоглинання. Ці результати можуть бути використані для оптимального проектування ДГК з пластинчастим елементом в якості пружини для вузькочастотного діапазону вібропоглинання. Для більш надійного функціонування ДГК у достатньо широкому частотному діапазоні корисним є збільшення демпфування. Цього можна досягти як за рахунок збільшення демпфування у пружному елементі ДГК, застосувавши в якості його шарувату балку з шарами з високим рівнем розсіяння енергії, так і контейнерів з частинками в якості інерційних елементів ДГК.

Надалі ми маємо намір досліджувати різні схеми ідентифікації повного набору пружних констант та демпфування шаруватого пластинчастого композитного елемента, застосовуючи адаптивні розрахункові схеми і комбінацію різних експериментальних програм: статичних, динамічних. Метою є оптимальне налаштування пружного шаруватого пластинчастого елемента та контейнера ДГК.

Список використаних джерел:

1. Вибрации в технике. Т.6. Защита от вибрации и ударов. –М.: Машиностроение. 1981. – 456с.
2. Тимошенко С.П. Колебания в инженерном деле.-М.: Наука,1967.-444с.
3. Den Hartog, J. P. (1956), Mechanical Vibrations (4th edition) Mc Graw-Hill, New York.
4. Diveiev Bogdan. Rotating Machine Dynamics With Application Of Variation-Analytical Methods For Rotors Calculation. Proceedings of the XI Polish – Ukrainian Conference on “CAD in Machinery Design – Implementation and Education Problems.”, Warsaw, June 2003, pp.7-17. 14.
5. Б.М. Дівеєв, О.М. Дубневич, Я.М. Олексюк. Проектування динамічних гасників коливань для транспортних процесів. Вісн. Національного університету “Львівська політехніка” // Автоматизація виробничих процесів у машинобудуванні та приладобудуванні. – Львів. № 41. 2007. – С.109-116.
6. Z. Stocko, B. Diveyev, V. Topilnyckyj. Diskrete-cotinum methods application for rotating machine-absorber interaction analysis . Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. VOL. 20, ISS. 1-2, January-February 2007, pp. 387-390.
7. Дівеєв Б.М., Костюк В.В., Смольський А.Г. Застосування уточнених теорій для оптимізації динамічних властивостей віброзахисних платформ. Динаміка, міцність та проектування машин і приладів. Вісник НУЛП. №614, 2008.–С.76-81.
8. Дівеєв Б.М., Глобчак М.В., Когут І.С., Максимович Б.Ю. Налаштування динамічних характеристик пружних пластинчастих елементів динамічних гасників коливань. Вісн. Національного університету “Львівська політехніка” // Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні. – Львів. № 679. 2010. – С.49-55.

9. Diveyev B., Kernytskyu I., Sava R., Cherchuk H., Kogut V., Didak V. Dynamic vibration absorbers optimization. Щорічний науково-виробничий журнал «Проектування, виробництво та експлуатація автотранспортних засобів і систем», Львів 2011 № 19.-С.127-133.
10. Дівеев Б.М., Коник І.В., Григоришин О.М., Паращук Д.Л. Амортизація чутливого елемента в колісній машині. Наукові нотатки. Міжвузівський збірник (за галузями знань «Машинобудування та металообробка», «Інженерна механіка», «Металургія та матеріалознавство», вип.36 (05.2012 р.). Луцьк 2012. С.98-104.
11. B. Diveyev, Z. Stocko, V. Topilnyckyj. Dynamic properties identification for laminated plates. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. VOL. 20, ISS. 1-2, January-February 2007, pp. 227-230.
12. Diveyev B., Butyter I., Shcherbyna N. High order theories for elastic modules identification of composite plates. Part 1. Theoretical approach // Mechanics of Composite Materials. – Vol.44, No.1. – 2008. – P. 25–36.
13. Diveyev B., Butyter I., Shcherbyna N. High order theories for elastic modules identification of composite plates. Part 2. Theoretical-experimental approach // Mechanics of Composite Materials. – Vol.44, No.2. – 2008. – P. 139–144.
14. Дівеев Б., Смольський А. Динамічні властивості шаруватих структур. Вісн. Національного університету “Львівська політехніка” // Автоматизація виробничих процесів у машинобудуванні та приладобудуванні. – Львів. № 42. 2008. – С.70-79.
15. Bohdan Diveyev, Ivan Kernytskyu, Ihor Butyter, Jurij Wybranec, Nazar ta Kernytskyu. High order theories for laminated structures clamp condition investigation. VII Konferencja naukowo – praktyczna “Energia w nauce I technice.–Poland, 2008. Streszczenia referatof. str. 138-147.
16. Diveyev B. M., Nykolyshyn M. M. Refined Numerical Schemes for a Stressed-Strained State of Structural Joints of Layered Elements // Journal of Mathematical Sciences. – 2001. –Vol. 107, No.1. – P. 130.
17. Дівеев Б.М., Вільчинська О.В., Остащук М.М., Сава Р.В. Розрахунок з’єднань пластинчастих динамічних гасників коливань. Вісн. Національного університету “Львівська політехніка” // Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні. – Львів. № 679. 2010. – С.55-61.
18. Diveyev B., Butyter I., Shcherbyna N. Influence of clamp conditions on frequency spectra of laminated beams // XVI International Conference on Mechanics of Composite Materials (May 24-28, 2010, Riga, Latvia): Proceeding. - Riga. - 2010. - P.312-317.
19. Hennadiy Cherchuk, Diveyev, Yevhen Martyn, Roman Sava. Parameters identification of particle vibration absorber for rotating machines. / Proceeding of ICSV21, Vilnius, Lithuania, July 08-12, 2012.
20. Керницький І.С., Сава Р.В., Дівеев Б.М. Експериментальне визначення параметрів розрахункової моделі насоса з ДГК, Вісник Націон. Тр. Універ. К.: НТУ №30, 2014, С.152-161.
21. Bohdan Diveyev, Andrij Beshley, Solomiia Konyk, Ivan Kernytskyu. Identification of transverse elastic moduli of composite beams by using combined criteria 22th International Congress on Sound and Vibration 2015 Florence, Italy. Vol. 2, (Electronic edition) 8p
22. Bohdan Diveyev, Ihor Vikovych, Viktor Martyn, Ihor Dorosh. Optimization of the impact and particle vibration absorbers, 22th International Congress on Sound and Vibration 2015 Florence, Italy. Vol. 2, (Electronic edition) 8p

РЕЦЕНЗЕНТИ:

Николишин М.М., докт. фіз.-мат. наук., професор, зав. відділу Інституту прикладних проблем механіки і математики ім. Я. С. Підстригача НАН України, Львів.

Глобчак М.В., кандидат технічних наук, доцент, НУ “Львівська політехніка”, Україна, доцент кафедри ЕРАТ.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2016.

І.Г. Добротвор¹, Д.П. Стухляк²

Тернопільський національний економічний університет¹

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя²

МОДЕЛЮВАННЯ КІНЕТИКИ МЕЖ КОМІРКОВИХ СТРУКТУР КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ

Запроваджений механізм дослідження процесів структурування у епоксикомпозитах на межі поділу фаз у системі «епоксидний зв'язувач-наповнювач».

Ключові слова: зв'язувач, олігомери, наповнювач, зовнішні поверхневі шари.

И.Г. Добротвор, Д.П. Стухляк

МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ГРАНИЦЫ ЯЧЕЙСТНЫХ СТРУКТУР КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Предложен механизм исследования процессов структурирования в эпоксикомпозитах на границе раздела фаз в системе «эпоксидное связующее-наполнитель».

Ключевые слова: связующее, олигомеры, наполнитель, внешние поверхностные слои.

I. Dobrotvor, D. Stuhlyak

MODELING OF KINETICS OF THE LIMITS OF CELLULAR STRUCTURES OF COMPOSITE MATERIALS

A mechanism to research the processes of structuring of epoxy composites at the phase interface in the system "epoxy binder-filler" has been introduced.

Keywords: binders, oligomers, filler, outer surface layers.

Постановка проблеми. Матеріали, що створені на основі епоксидних композитів, дозволяють формувати із них покриття для захисту поверхонь складного профілю та значної площі. Введення дисперсного наповнювача в матрицю композитних матеріалів (КМ) приводить до зміни процесів зшивання останньої. Навколо часток наповнювача утворюються зовнішні поверхневі шари (ЗПШ) значної протяжності, які за своїми фізико-механічними властивостями відрізняються від матриці КМ в об'ємі [1].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Розвиток сучасної промисловості, зокрема її газотранспортної, нафтопереробної, харчової та інших галузей, вимагає розроблення матеріалів для покриттів деталей вузлів технологічного обладнання, які є ефективними при захисті від корозії металоконструкцій, проявляють високі експлуатаційні характеристики в умовах впливу знакозмінних навантажень і значного градієнта температур. Окреслення контурів ЗПШ окремих частинок (зерен) та їх кластерів, як областей синергічного результату взаємодії є одним із способів оцінки властивостей покриттів з використанням розроблених КМ. Оцінка протяжностей та топології контурів утворених комірок дасть змогу зрозуміти динаміку та взаємодію областей мікроструктур тонких плівок епоксикомпозитів [2].

Постановка завдань. Як відомо із попередніх досліджень [2], при зшиванні матриці у присутності дисперсного наповнювача навколо них утворюються ЗПШ в об'ємі олігомеру, форма, розміри і механічні властивості яких залежать від фізичної природи наповнювача, а також від його дисперсності та форми поверхні зерен. Формування структур ЗПШ розглянемо на прикладі зразків епоксикомпозиту на основі зв'язувача - епоксидного діанового олігомера марки ЕД-20. Тверднення здійснювали поліетеленполіаміном (ПЕПА). Як наповнювачі використано порошки електрокорунду, фериту марки 1500 НМЗ, карбиду кремнію та карбиду бору з дисперсністю 63мкм.

Викладення основного матеріалу. Дослідження мікроструктури КМ дають можливість стверджувати, що ЗПШ, які утворюються навколо дисперсних часток наповнювача у процесі тверднення композиту, ростуть у часі не рівномірно. Кінетику метричних змін останніх можна охарактеризувати як комбінацію асимптотично спадного інерційного та затухаючого коливного процесів. Кількість змін напрямів поширення мікроструктур ЕК для різних дисперсних наповнювачів варіюється від 3 до 5 раз на проміжку тверднення від 5 до 45хв, причому характер поширення ЗПШ носить усі ознаки плоскої хвилі в обмеженій області із нежорсткою межею. Розглянемо задачу по знаходженні межі зворотного ходу такої хвилі (відкатів) p структур ЗПШ у напрямку вибраної магістральної лінії m . Під межею відкату для однієї конкретної частки

розуміємо ділянку (борт) лінії, прямої чи кривої, яка в процесі формування ЗПШ даної частки не перетинається фронтом fr його поширення за виключенням окремих точок дотику. Прослідкуємо зміну швидкості $z(t)$ фронту fr поширення ЗПШ в двовимірній системі координат (C, x_1, x_2) вздовж деякої магістральної лінії m , що проходить через центр C дисперсної частки наповнювача, як функції двох змінних виду:

$$z(x_1, x_2) = a_1(t_k) \cdot x_1(t_k) + a_2(t_k) \cdot x_2(t_k), \quad (1)$$

Де параметр t_k набуває значень із деякої додатної числової послідовності. Таким чином в деякий момент t_0 вектор найшвидшого зростання $\vec{G}(t_0) \equiv grad_0 z = \alpha_0 \vec{i} + \beta_0 \vec{j}$ може змінити напрям на $\vec{g} = \alpha_1 \vec{i} + \beta_1 \vec{j}$ в точці $A(x_a; y_a)$ області обмежень внаслідок взаємодії із інших сусідніх дисперсних часток.

Використовуючи метод математичного більярду для випуклих областей (рис.1), перетворення коефіцієнтів функції $z(t)$ (1) будемо моделювати як відбивання пружної кульки від меж області обмежень – відрізка деякої прямої p (межі відкатів), аналітичне представлення якої знаходимо, прийнявши до уваги той факт, що зміна напрямку градієнту $G(t)$ швидкості поширення ЗПШ проходить у точці $A = m \cap p$ так, щоб зберігалась величина кута із перпендикуляром q проведеного до прямої p в точці A :

$$(q \wedge \vec{g}) = (\vec{G}(t_0) \wedge q) = \varphi. \quad (2)$$

При цьому, якщо позначити $(\vec{G}(t_0) \wedge m) = \psi$, тоді:

$$(m \wedge \vec{g}) = \varphi + \psi < \pi/2, \quad (3)$$

де ψ – кут між магістральною лінією m і нормаллю q до поверхні фронту fr поширення ЗПШ частки C в точці A дотику до межі p .

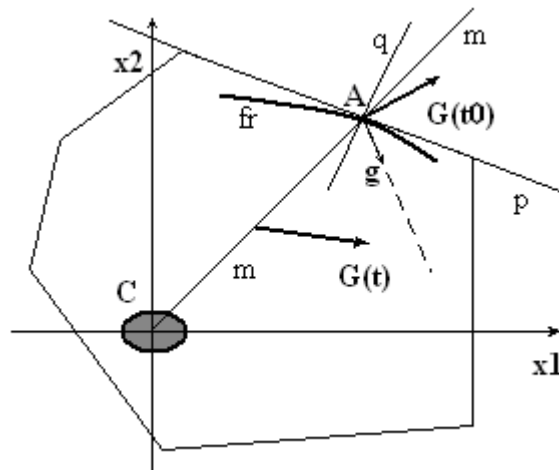


Рис. 1. Схема поширення фронту зовнішніх поверхневих шарів для тонкої плівки епоксикомпозиту в процесі формування вздовж магістральної лінії

Рівняння прямої p отримуємо, використовуючи відповідні твердження аналітичної геометрії:

$$(r_1 \beta_0 - r_2 \beta_1)x - (r_1 \alpha_0 + r_2 \alpha_1)y + r_1 \omega_0 - r_2 \omega_1 = 0, \quad (4)$$

Де:

$$\omega_k = \beta_k x_a - \alpha_k y_a, \quad k = 1; 2.$$

$$r_1 = \left| \vec{G} \right| = G \cdot \cos(\varphi - \psi), \quad r_2 = \left| \vec{g} \right| = G \cdot \cos(\varphi + \psi), \quad (5)$$

Параметри φ та ψ задовольняють умови (2) і (3).

Для випадку $r_1 = r_2$ спостерігали абсолютно пружне відбивання, що з точки зору фізики епоксикомпозитів означає зміну орієнтації поширення мікроструктур у процесі тверднення без втрат, що виходять за рамки розглядуваної замкненої фізичної системи, але необхідні для того, щоб процес, що розглядають не виходив за межі допустимої області. На практиці такі втрати неминучі, а тому завжди $r_1 > r_2 \neq 0$, таким чином із (4) і (5) отримуємо оцінку відношення інтенсивностей поширення ЗПШ до і після реакції межі:

$$s_1 \equiv \frac{r_1}{r_2} = \frac{\cos(\varphi - \psi)}{\cos(\varphi + \psi)} < \left| \frac{\beta_1(\alpha_0 - \beta_0)}{\beta_0(\alpha_0 + \beta_0)} \right| < 1. \quad (6)$$

Процес відбивання від сегментів-обмежень може відбуватись надалі і, таким чином можна отримати набір обмежень у вигляді набору прямих, які власне і формують деяку область за межі якої не можуть поширитись ЗПШ даної розглянутої частки дисперсного наповнювача (рис.2).

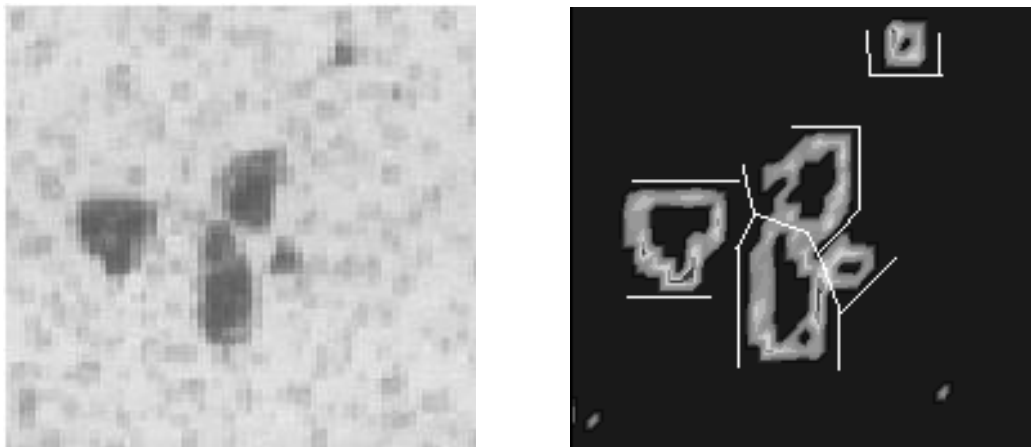


Рис. 2. Фото (зліва) зразка тонкої плівки епоксикомпозиту з наповненням порошку фериту марки 1500 NM3 із дисперсністю 63мкм в якості наповнювача та діаграма візуалізації (справа) з допомогою оператора максимального градієнту зовнішніх поверхневих шарів часток фериту цього ж зразка. Межі комірок поширення ЗПШ зображено тонкими лініями.

Кількість змін напрямку градієнту $\vec{G}(t)$ може бути лише скінченною. Існує $r_{кр}$ - критичне значення модуля градієнту функції $Z(t)$, для якого вже стає беззмисловою задача пошуку умов найбільшого зростання. Коефіцієнт втрат, як узагальнення (6),

$$s_k = \frac{r_k}{r_{k+1}}, \quad k = 1, 2, 3, \dots \quad (7)$$

характеризується очевидно фізико-хімічними умовами формування ЗПШ. Досягнення ж $r_{кр}$ у ході процесу тверднення КМ фактично означає завершення процесів поширення і формування зовнішніх меж ЗПШ дисперсної частки. На самій межі здійснюється перемикання режимів поширення ЗПШ, тобто забезпечується осциляція поширення з певною частотою

$$\gamma = \frac{a}{k(t)}, \quad a > 0, \quad (8)$$

Коефіцієнт втрат (7) може бути оцінений з допомогою функції $k(t)$, яка характеризує залежність від часу спадання частоти коливної складової швидкості поширення структур ЗПШ у процесі тверднення КМ (рис.3).

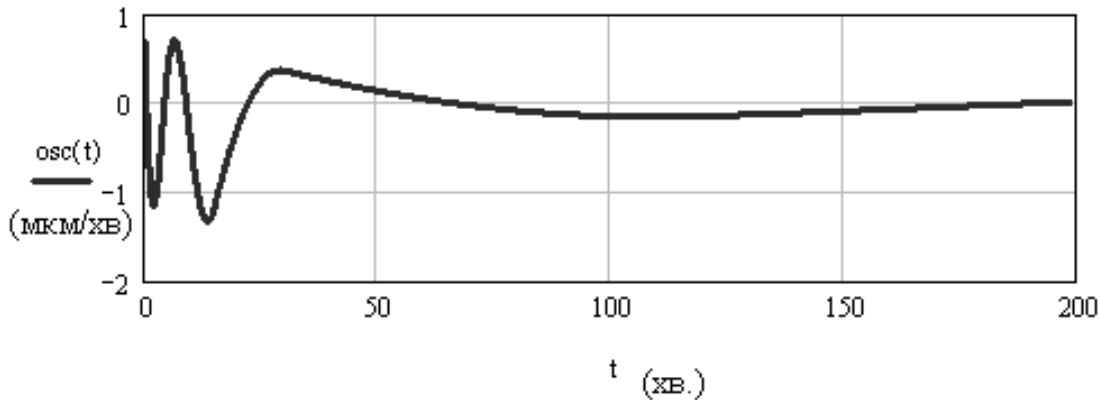


Рис. 3. Коливна складова радіальної швидкості розповсюдження структур ЗПШ епоксикомпозиту з феритом у якості дисперсного наповнювача

На основі експериментальних даних отримано аналітичний вид характеристик $k1(t)$ зміни частот коливності відносно першого (початкового) чверть періоду поширення ЗПШ дисперсних часток різних видів наповнювачів: фериту, електрокорунду, карбіду бору та карбіду кремнію:

$$k1_{feryt} = 0.7 + 0.03 \cdot t - 6.6 \cdot 10^{-5} \cdot t^2;$$

$$k1_{cor} = 0.16 + 0.075 \cdot t - 2.8 \cdot 10^{-4} \cdot t^2;$$

$$k1_{b4c} = 0.7 + 0.02 \cdot t - 2.9 \cdot 10^{-5} \cdot t^2;$$

$$k1_{sic} = 0.4 + 0.03 \cdot t - 5.05 \cdot 10^{-5} \cdot t^2.$$

Аналітичне представлення процесу розповсюдження ЗПШ відносно центру дисперсної частки може бути записане у вигляді:

$$y(t) = q_0 + q_1 e^{-\alpha t} + q_2 e^{-\beta t} \sin(\gamma t + \varphi), \quad (9)$$

Де параметри $\alpha > 0$, $\beta > 0$, γ та φ визначаються із графічного представлення експериментальних даних замірів протяжності ЗПШ, функціонально залежних від часу, q_0 , q_1 , q_2 – сталі. У результаті врахування зміни частот коливних складових (9) шляхом введення нової часової шкали, в якості прикладу для наповнювача ферит в КМ отримуємо графіки коливної складової швидкості поширення ЗПШ із стабільним періодом коливань (рис.4).

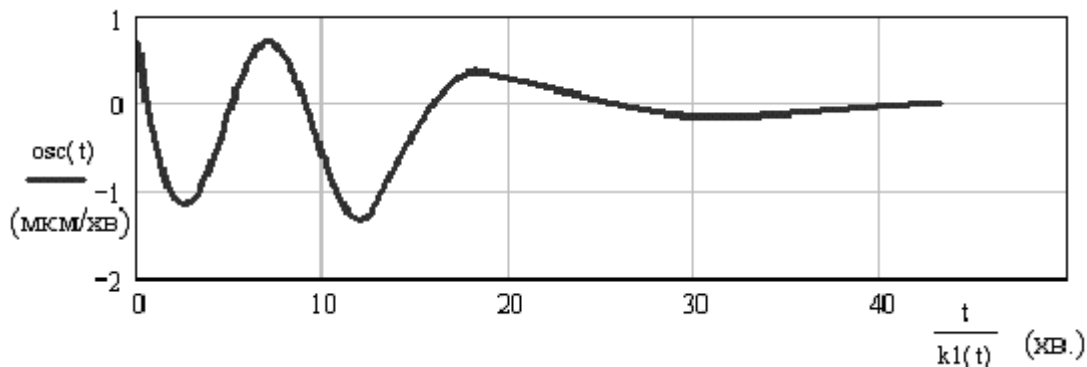


Рис. 4. Коливна складова радіальної швидкості розповсюдження структур ЗПШ епоксикомпозиту з дисперсним наповнювачем феритом із скорегованою часовою шкалою

У більш загальному випадку коливань пружних тонких оболонки для оцінки внутрішніх зусиль, які характеризуються хвильовими переміщеннями $y(t)$ на двовимірних областях, рівняння згинних коливань записується у виді:

$$D\Delta\Delta y + \rho h y = q(x_1, x_2, t), \quad (10)$$

Де $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x_1^2} + \frac{\partial^2}{\partial x_2^2}$ - оператор Лапласа по змінних, що визначають просторові

координати тонких плівок КМ товщиною h , D - параметр жорсткості згину для головного напрямку, q - функція навантаження [3, 4].

Відмітимо, що кількість осциляцій, яка оцінюється кількістю спадних ділянок на графіках поширення ЗПШ КМ із різними дисперсними наповнювачами не перевищує трьох: $n \leq 3$. У випадку динамічної системи двох абсолютно пружних мас, що стикаються по прямій [5], повне число зіткнень (ударів) рівне $[\pi \cdot 10^N]$, де N визначається співвідношенням мас двох абсолютно пружних куль, що підлягають аксіомам математичного більярду: $M/m = 10^{2N}$. Таким чином у випадку поширення ЗПШ у випуклих областях (рис.1), тобто для достатньо віддалених одна від одної дисперсних часток, отримуємо: $M \approx m$ для $N=0$ в силу спостережуваних експериментальних даних: $n \leq [\pi \cdot 10^0]$. Отриманий висновок про наближену рівність мас ділянок матриці КМ, що взаємодіють при поширенні ЗПШ в деякому опуклому околі дисперсної частки, опосередковано підтверджує отримані експериментальні дані про протяжність ЗПШ і прилеглих до нього зон матриці КМ.

Висновки. Отримані рівняння (4) меж комірок ЗПШ та коефіцієнта затухання поширення (6) дозволяють підтвердити правильність методів дослідження тонких плівок ЕК із наповнювачами різної природи в процесі формування та виявити коміркову структуру ЕК. Це справедливо як для часток дисперсного наповнювача у випадку невеликої щільності наповнення, так і для кластерів ЗПШ, що формуються у результаті взаємодій ЗПШ окремих часток, якщо вміст дисперсного наповнювача значний. В останньому випадку межі комірок можуть бути спільними для групи декількох окремих часток. Рівняння типу (9) та (10) передбачають параметри способів поширення мікроструктур ЗПШ навколо дисперсних часток наповнювача у композитних матеріалах.

Результати досліджень дають змогу прогнозувати властивості матеріалів із використанням дискретних наповнювачів і отримувати матеріали із наперед заданими властивостями за рахунок керування процесами формування епоксикомполімерів. Це дозволить підвищити показники їх адгезійної та когезійної міцності, корозійної тривкості і стійкості до спрацювання, дасть можливість у широких межах регулювати експлуатаційні характеристики розроблених матеріалів.

Список використаних джерел:

1. Липатов Ю.С. Межфазные явления в полимерах. – К.: Наукова думка. – 1980. – 260с.
2. П.Д.Стухляк, І.Г.Добротвор, Р.З.Золотий, А.В.Букетов. Дослідження впливу природи наповнювачів і товщини покриттів на зміну градієнта кольорів та внутрішні напруження в епоксикомполімерах. // Вісник КНУДТ, №5, 2006, с. 82-87.
3. Василенко М.В., Алексейчук О.М. Теорія коливань і стійкості руху. – К.: Вища шк., 2004. – 525с.
4. Колеблемость решений дифференциальных уравнений в пространствах постоянной кривизны / М.К. Бугир, И.Г. Добротвор. – К. – ИМАН УССР, 1988. – 52 с.
5. Г.А.Гальперин. Биллиардная динамическая система для числа π . // Математическое просвещение, сер.3, №5, 2001.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.357:669.24

О.С. Дробот, С.Я. Підгайчук, Н.М. Яворська
Хмельницький національний університет, Україна
**РОЗРОБКА ЗАХОДІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ОРІЄНТОВАНИХ
КАРБОПЛАСТИКІВ**

Запропоновані композиційні покриття вуглецевих волокон збільшили твердість композиту в 1,5-2 рази, зменшили коефіцієнт тертя, підвищили термофізичні властивості, зменшили анізотропію порівняно з композиційними матеріалами на основі вуглецевого волокна з покриттям гальванічного нікелю (в 2 рази).

Ключові слова: композиційні покриття, вуглецеве волокно, композиційні матеріали, нанопорошки, нікель.

О. С. Дробот, С. Я. Пидгайчук, Н. М. Яворская
**РАЗРАБОТКА МЕРОПРИЯТИЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ
ОРИЕНТИРОВАННЫХ КАРБОПЛАСТИКОВ**

Предложенные композиционные покрытия углеродных волокон повысили твёрдость композита в 1,5-2 раза, понизили коэффициент трения, увеличили термофизические свойства, уменьшили анизотропию в сравнении с композиционными материалами на основе углеродного волокна с покрытием гальванического никеля (в 2 раза).

Ключевые слова: композиционные покрытия, углеродное волокно, композиционные материалы, нанопорошки, никель.

O. S. Drobot, S. Ya. Pidgaychuk, N. M. Yavorska
**DEVELOPING MEASURES FOR THE INCREASING WEAR RESISTANCE OF ORIENTED
CARBOPLASTICS**

The proposed compositional coating of compositional carbon fiber the hardness increased the 1,5-2 times, reduced the coefficient of friction, enhanced thermophysical properties, reduced the anisotropy compared to compositional materials based on carbon fiber with a coating electroplating nickel (2 times).

Keywords: compositional coating, carbon fiber, compositional materials, nanopowders, nickel.

Вступ. Головною причиною виходу з ладу компресорних машин є низька зносостійкість матеріалів, з яких виготовлені деталі циліндро-поршневої групи – поршневі і ущільнюючі кільця для газових та повітряних поршневих компресорів. Часто такі деталі працюють в екстремальних умовах, тому матеріали з яких вони виготовлені повинні мати високі механічні, теплофізичні та антифрикційні властивості, а також підтримувати стабільність розмірів у процесі роботи.

Сучасні матеріали, з яких виготовляють ущільнюючі кільця не в повній мірі відповідають даним вимогам. При досить високих показниках механічних властивостей таким матеріалам притаманні низькі теплофізичні властивості або недостатня жорсткість. Наприклад, антифрикційний обпалений графіт (АО, 2П-1000,К-0), володіючи малою густиною, досить високою теплопровідністю, може надійно працювати лише при тисках в 3,0 - 4,0 МПа. Просочування цих матеріалів смолами чи металами дозволяє підвищити їх міцність в 2 рази, але при цьому значно знижується теплопровідність. Матеріали групи АТМ, АМС, основою яких є суміш штучного графіту з фенолформальдегідною або полісілоксановою смолами, витримуючи питомі навантаження до 8 МПа, мають недостатню зносостійкість.

Композиційні матеріали на основі політетрафторетилену (Ф-4, Ф4К20, флубон), володіють низьким коефіцієнтом тертя, але використовуються лише в ступенях низького тиску, так як основним недоліком матеріалів цього типу є малий опір деформації та низька теплопровідність.

Матеріали на основі термостійких полімерів (ПАМ-50, ПМ-67, (графелон-20) мають високу зносостійкість, але при терті без мащення зношують спряжену поверхню. Крім цього, ці матеріали досить дорогі, так як основою їх є дефіцитні полімерні смоли.

Властивості текстолітів також не в повній мірі задовольняють експлуатаційні потреби. Текстоліт ПТК при терті без мащення задовільно працює при питомих навантаженнях 1 МПа. Збільшення навантаження в 1,5 рази приводить до збільшення інтенсивності зношування більш ніж у 10 разів. В мастилах текстоліти можуть працювати при питомих навантаженнях до 10 МПа, але низька теплопровідність цих матеріалів викликає їх розшарування і сильний розігрів вузла тертя.

В зв'язку з цим в останні роки ведеться пошук складу і дослідження властивостей композитів на основі термореактивних смол армованих вуглецевими волокнами і вуглецевими тканинами .

Аналіз публікацій робіт вітчизняних і закордонних досліджень показав, що карбопластики виявились досить перспективними антифрикційними матеріалами, крім цього за показниками питомої жорсткості та міцності вони перевершують перелічені вище матеріали, а також сталь, титан і склопластики [1, 2, 3].

Проте створення та широке застосування таких матеріалів гальмується значною мірою через те, що орієнтовані карбопластики мають ряд недоліків: низьку температуру початку окислення в повітряному і кисневому середовищах, підвищену жорсткість і крихкість армованих вуглецевих волокон, а також значну анізотропію властивостей, яка досить сильно впливає як на механічні, так і на антифрикційні властивості. Також отримання вказаних композиційних матеріалів має технологічні складності, підготовка інгредієнтів композиційних матеріалів є досить енергоємними процесами.

Постановка задачі. Розробити технологію електролітичного нанесення на вуглецеві волокна нікелю з додаванням дисперсної фази у вигляді нанодисперсних нітридів силіцію; або суміші нанодисперсних нітридів титану, силіцію і ітрію. Створити композит, армований вуглецевими волокнами з нанесеним покриттям нікелю та включеннями дисперсної фази. Дослідити закономірності тертя та зношування створеного композиту в умовах тертя без мастила та з мастилом. Виявити вплив нанопорошків на анізотропію трибовластивостей карбопластика.

Результати експерименту. Як зазначалось суттєвим недоліком композитів з довгими та дискретними волокнами є анізотропія властивостей. Цей недолік намагаються усунути вибором схеми армування, введенням дисперсних наповнювачів, модифікуванням матриці, а також нанесенням на поверхню волокон різних сполук.

В роботі досліджувався вплив нанодисперсних сполук на антифрикційні властивості карбопластиків. Для цього була впроваджена технологія одержання нікелевого КЕП (використано електроліт блискучого нікелювання) на вуглецевих матеріалах з застосуванням таких нанопорошків - Si_3N_4 та сумішей $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{TiN} + \text{Y}_2\text{O}_3$, як дисперсної фази. Для порівняння досліджувались гальванічні нікелеві покриття. Вдале поєднання фізико-механічних властивостей обумовило застосування нітриду алюмінію (нітрид алюмінію належить до сполук з найбільш високою теплопровідністю) для одержання КЕП з певними функціональними властивостями.

Зразки для досліджень виготовлені за такою технологією. На вуглецеве волокно, яке підготовлене у вигляді ниток, наносять електролітичні покриття на основі нікелю (для порівняння) та КЕП на основі нікелю з добавкою нанодисперсних нітридів. Після чого нитки ріжуть на відрізки довжиною 1-2 мм, змішують з розчином зв'язуючого (суміш епоксидіанової смоли та пластифікатора (бензофінол ЕБФ). Наповнення складає 50 – 70 %. Одержаний препрег заправляють в прес-форму і під тиском в 0,2 МПа одержують зразки. Одержані зразки витримують при кімнатній температурі близько 12 годин. Подальше затвердіння полімерної матриці проводять в термостаті при температурі 160 °С без навантаження.

Склад композиційних матеріалів подано в табл.1.

Таблиця 1.

Склад композиційних матеріалів

Номер зразка	Склад наповнювача	Відсотковий склад наповнювача : вуглецеве волокно / покриття, мас. %	Відсотковий склад КМ: наповнювач / зв'язуюче, мас. %
1	Вуглецеве волокно з КЕП Ni + Si_3N_4	47 / 53	70 / 30
2	Вуглецеве волокно з КЕП Ni + Si_3N_4	47 / 53	50 / 50
3	Вуглецеве волокно з КЕП Ni + TiN + $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{I}_2\text{O}_3$	45 / 55	68 / 32
4	Вуглецеве волокно з КЕП Ni + TiN + $\text{Si}_3\text{N}_4 + \text{I}_2\text{O}_3$	45 / 55	48 / 52
5	Вуглецеве волокно з гальванічним Ni	50 / 50	50 / 50
6	Вуглецеве волокно з гальванічним Ni	50 / 50	67 / 33

Одним із показників ефективності запропонованого матеріалу є отримання його високих трибологічних характеристик (низький коефіцієнт тертя, висока зносостійкість, термостійкість).

Випробування на знос проводили на установці ЗНМ-25 (рис. 1) при наступних вихідних режимах: контртіло - куля із сталі ШХ15 ($\varnothing = 12,7 \text{ мм}$, рис. 2); схема контакту: сфера-площина; рух ковзання – зворотно-поступальний; амплітуда переміщення $v_s = 2 \text{ мм}$; нормальне навантаження $Q_n = 1 \text{ кгс}$; частота пульсації 50 Гц; тривалість випробувань – 2 години; випробування проведені в режимі без мастила та з мастилом; шлях тертя $S = 100 \text{ м}$ (25000 циклів); ширину канавки витирання заміряли через кожних 25 м (6250 циклів).

Вибрані умови тертя дозволили інтенсифікувати процес зносу, зробити його більш жорстким, відповідно отримати трибологічні характеристики матеріалу (зносостійкість та інтенсивність зношування) за менш короткий термін випробувань [4].

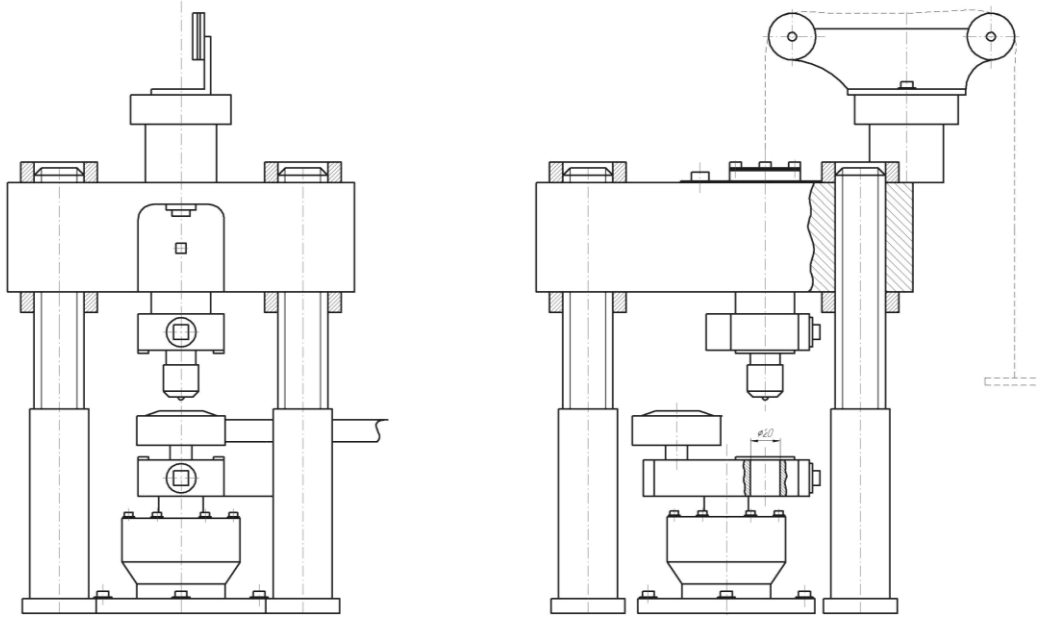


Рис. 1. Експериментальна частина установки ЗНМ – 25

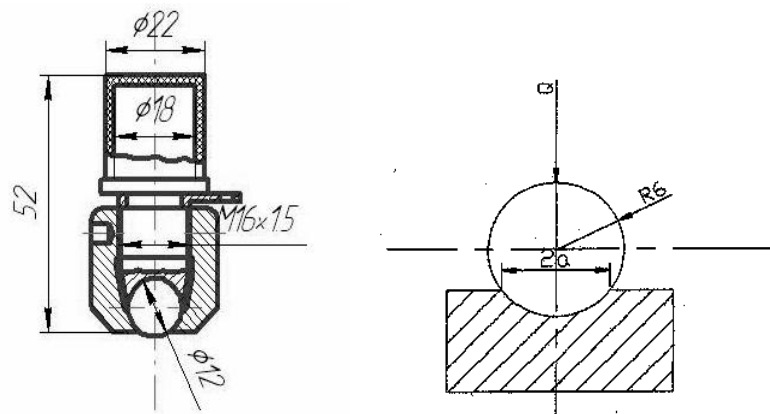


Рис.2. Контр тіло та схема контакту

Параметри найпростішої моделі зносу визначались за формулою [5]:

$$\frac{du_w}{ds} = k_w \sigma^m, \quad (1)$$

де u_w – знос зразка, м; k_w , m – параметри моделі зношування; s – шлях тертя, м; a – ширина канавки зносу, мкм; σ – тиск при заданій площі контакту, МПа ($\sigma = \frac{Q}{\pi a^2}$).

Для визначення параметрів нелінійних моделей фретинг-процесу, при незношуваній кульці, використано наступне рівняння [6]:

$$a(s) = \left[(2m+2) Rk_w v_s \left(\frac{Q}{\pi} \right)^m s \right]^{\frac{1}{2m+2}} \quad (2)$$

або

$$[a(s)]^{2m+2} = (2m+2) Rk_w v_s \left(\frac{Q}{\pi} \right)^m s. \quad (3)$$

Проведено два досліди ($s^{(1)}$, $a(s^{(1)})$) та ($s^{(2)}$, $a(s^{(2)})$), які дозволили записати наступні залежності для ширини канавки в залежності від шляху тертя:

$$[a(s^{(1)})]^{2m+2} = (2m+2) Rk_w v_s \left(\frac{Q}{\pi} \right)^m s^{(1)}; \quad (4)$$

$$[a(s^{(2)})]^{2m+2} = (2m+2) Rk_w v_s \left(\frac{Q}{\pi} \right)^m s^{(2)}.$$

Таблиця 2.

Експлуатаційні властивостей КМ

Склад наповнювача	Відсотковий склад КМ: наповнювач / зв'язуюче, мас.%	Твердість, МПа	Теплостійкість за Мартенсом, °С	Антифрикційні властивості	
				Зношування, U_w , мм [4,5,6]	Коефіцієнт тертя
Вуглецеве волокно + КЕП Ni + Si ₃ N ₄	70 / 30	543	220	15,23	0,09
Вуглецеве волокно + КЕП Ni + Si ₃ N ₄	50 / 50	404	210	17,5	0,10
Вуглецеве волокно + КЕП Ni + TiN + Si ₃ N ₄ + I ₂ O ₃	68 / 32	595	230	13,5	0,08
Вуглецеве волокно + КЕП Ni + TiN + Si ₃ N ₄ + I ₂ O ₃	48 / 52	450	214	15,23	0,09
Вуглецеве волокно + гальванічний Ni	50 / 50	200	200	23,7	0,14
Вуглецеве волокно + гальванічний Ni	67 / 33	220	205	20,3	0,12
Прототип	5-30/ 95-70	270-274	-	-	0,20-0,48 при P=0,6 МПа ; v=1 м /с; 0,09-0,20 при P=1 МПа ; v=1 м /с;

З відношення наведених рівнянь:

$$\left[\frac{a(s^{(1)})}{a(s^{(2)})} \right]^{2m+2} = \frac{s^{(1)}}{s^{(2)}}, \quad (5)$$

отримали

$$m = \frac{1}{2} \left[\frac{\ln \frac{s^{(1)}}{s^{(2)}}}{\frac{a(s^{(1)})}{a(s^{(2)})}} - 2 \right]. \quad (6)$$

З першого рівняння системи (4) знайшли другий параметр:

$$k_w = \frac{[a(s^{(1)})]^{2m+2}}{(2m+2)Rv_s \left(\frac{Q}{\pi}\right)^m s}. \quad (7)$$

При великих амплітудах $v_s > 100$ мкм залежністю зношування від амплітуди можна знехтувати.

Отримані параметри дозволили розрахувати зношування за формулою (8):

$$u_w = \frac{k_w \cdot \sigma^m \cdot s}{m+1}. \quad (8)$$

Результати випробувань КМ подані в таблиці 2.

Висновки.

Запропоновані заходи збільшили твердість композиту в 1,5-2 рази та зменшили коефіцієнт тертя. Композит з запропонованими наповнювачами має вищі термофізичні властивості, ніж матеріали з вуглецевими волокнами. Наявність нановключень сприяє зменшенню анізотропії трибологічних властивостей КМ, та підвищенню їх твердості порівняно з КМ на основі вуглецевого волокна з покриттям гальванічного нікелю (в 2 рази).

Розроблені композиційні матеріали на основі епоксидних смол та волокнистого наповнювача можуть знайти застосування в машинобудуванні як підшипники ковзання без використання мастильних речовин, а також втулок, вкладишів, ущільнювальних кілець і інших виробів, здатних працювати в важконавантажених вузлах в умовах сухого тертя, при підвищених температурах і в агресивних середовищах.

Список літератури:

1. Савчук Петро Петрович, Кашицький Віталій Павлович, Маткова Ада Василівна Антифрикційний полімер композиційний матеріал UA 60554 C08K 3/00, C08K 3/04 (2007.01), F16C 33/16 (2007.01);
2. Струк Васілій Александровіч (ВУ); Костюковіч Геннадій Александровіч (ВУ); Кравченко Віктор Івановіч (ВУ); Овчінніков Євгеній Віталєвіч (ВУ); Семеняко Міхаїл Міхаїлович (ВУ); Ларін Іван Юрьєвіч (ВУ) Композиційний матеріал для триботехнічних покриттів №74605 C08L 77/00, C09D 177/00, C08K 3/04 (2007.01);
3. Баштаник Петро Іванович, Криволапов Дмитро Сергієвич Композиційний матеріал на основі поліаміду UA 77599 C08L 77/00 C08K 7/00 C08K 3/00 C08L 75/00
4. Жесткий контакт шара и плоскости с износом /Кузьменко А.Г., Сытник С.В., Кузьменко Г.А. / Проблемы трибологии, 1998, №2. -С. 21-40;
5. Количественная оценка фреттинг-коррозии радиального подшипника при пульсирующей нагрузке. Сообщение 2 / А.Г.Кузьменко, Б.С.Вольнский, Л.В. Заболотная // Пробл. Трибологі. – 1998. - №3. С.44-59.
6. Методы испытаний на износ /А.Г.Кузьменко, С.В.Сытник // Пробл. Трибологі. – 1999. - №2 (12).- С.38-109.

Рецензент:

Диха Олександр Володимирович, завідувач кафедри зносостійкості та надійності машин Хмельницького національного університету, доктор технічних наук, професор.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК: 621.43-2.004

А.А. Дудников, А.И. Беловод, В.В. Дудник, А.В. Канивец
Полтавская государственная аграрная академия

ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ БРОНЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ВИБРАЦИОННО-УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКОЙ

Выявлено влияние параметров обработки и обрабатываемого инструмента, и проведена оценка износостойкости восстановленных бронзовых деталей методом вибрационного упрочнения.

Ключевые слова: износостойкость, вибрационное упрочнение, режим обработки, усилие деформирования, остаточные напряжения.

А.А. Дудніков, А.І. Біловод, В.В. Дудник, А.В. Канівець
**ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ БРОНЗОВИХ ДЕТАЛЕЙ МАШИН
ВІБРАЦІЙНО-ЗМІЦНЮЮЧОЮ ОБРОБКОЮ**

Виявлено вплив параметрів обробки та оброблюючого інструменту, і проведена оцінка зносостійкості відновлених бронзових деталей методом вібраційного зміцнення.

Ключові слова: зносостійкість, вібраційне зміцнення, режим обробки, зусилля деформування, залишкові напруги.

A.A. Dudnikov, A.I. Bilovod, V.V. Dudnik, A.V. Kanivets
**INCREASE OF DURABILITY OF BRONZE DETAILS MACHINES VIBRATING-
HARDENING TREATMENT**

The influence of processing parameters and processing tools, and assess durability restored bronze parts by vibrating hardening.

Keywords: durability, vibration hardening processing mode, deformation force, residual stresses.

Постановка проблемы. Актуальность работы обусловлена необходимостью разработки и применения эффективной технологии повышения долговечности бронзовых деталей сельскохозяйственных машин путем использования вибрационных колебаний для упрочнения их рабочих поверхностей.

Анализ последних исследований и публикаций. При эксплуатации сельскохозяйственной техники их детали подвергаются изнашиванию в результате действия внешних факторов: нагрузок, вида смазки и способа ее подвода, скорости относительного перемещения трущихся тел и др. [1].

Изнашивание трущихся поверхностей деталей – результат пластического деформирования соприкасающихся поверхностей и разрушение материала на отдельных наиболее сближенных участках контакта [2, 3].

Для повышения износостойкости бронзовых втулок применяются различные методы: пластическая деформация; диффузионная металлизация; плазменное напыление и др. Наиболее приемлемым методом является пластическое деформирование в холодном или горячем состоянии: осадка, обжатие. Поскольку при осадке уменьшается длина обрабатываемой втулки, то данный способ обычно применяют при восстановлении бронзовых втулок с внутренним диаметром до 60 мм и величиной износа до 0,2 мм.

Восстановление диффузионной металлизацией (диффузионное хромирование) не обеспечивает необходимого увеличения геометрических размеров [4].

Метод плазменного напыления не лишен ряда недостатков: необходимость в сложном оборудовании и высококвалифицированном персонале; низкая производительность процесса и высокая стоимость применяемых материалов.

В последнее время находит применение метод использования вибрационных колебаний при обработке металлов давлением. Износостойкость материала деталей, подвергнутых вибрационному упрочнению, определяется в значительной степени глубиной упрочненного слоя [5].

Проведение исследований по вибрационному деформированию деталей типа «втулка» с целью применения полученных данных при разработке технологии восстановления изношенных деталей представляет практический интерес.

Цель и задачи исследования. В работе поставлена цель – повышение долговечности бронзовых деталей типа «втулка» путем их восстановления методом вибрационного упрочнения.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

- изучить влияние параметров рабочего инструмента (пуансона) и режимов обработки;
- провести оценку износостойкости восстановленных бронзовых втулок методом вибрационного упрочнения.

Изложение основного материала. Обработку внутренней поверхности образцов–моделей проводили пуансонами, изготовленными из стали У7 и закаленными при температуре 70 – 80 °С. Угол уклона конуса рабочей части пуансона β равнялся 8°; 9°; 10°, а высота калибрующей части h составляла 3; 5 и 7 мм.

В процессе деформирования образцов–втулок установлено, что на рабочую поверхность пуансона происходит налипание металла в результате схватывания с деформируемой поверхностью. Так, при угле уклона пуансона $\beta = 9^\circ$ и припуске на обработку $\Pi = 0,4$ мм величина налипаемого металла на поверхность пуансона составила при обычном деформировании 0,040 г, а при вибрационном 0,009 г, т.е. в 4,44 раза меньше.

При деформировании втулок происходит увеличение их наружного диаметра, величина деформации которого зависит от следующих факторов: амплитуды и частоты колебаний обрабатывающего инструмента (пуансона), величины его угла уклона, скорости деформирования, припуска на обработку, материала и размера деталей, смазки.

Исследованиями установлено, что при припусках на обработку 0,1...0,3 мм изменение наружного диаметра происходит по зависимости близкой к прямолинейной. Однако, при вибрационном деформировании увеличение наружного диаметра имеет большее значение, чем при обычном (рис. 1). Так, при припуске $\Pi = 0,4$ мм увеличение наружного диаметра образцов при угле уклона пуансона $\beta = 9^\circ$ составило при вибрационном деформировании 0,200 мм, а при обычном – 0,158 мм.

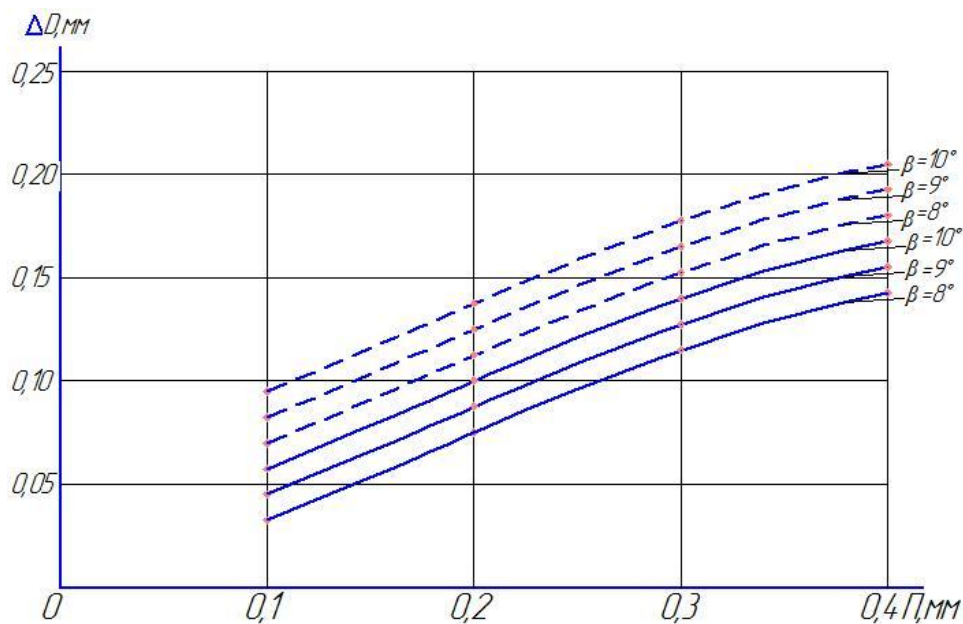


Рис. 1. Изменения наружного диаметра верхнего пояска образца:

- при обычном деформировании;
- при вибрационном деформировании.

Были определены следующие конструктивно-режимные параметры упрочнения: амплитуда A , частота колебаний рабочего инструмента (пуансона) n и угол уклона пуансона β .

В результате проведения регрессивного анализа данных экспериментальных исследований с помощью программы Statistika 6.0 получены следующие уравнения взаимосвязи основных параметров вибрационного упрочнения:

$$\Delta D = 0,5057 - 0,0107A - 2,5 \cdot 10^{-5}n - 0,0954\beta + 0,0044A^2 + 9,1 \cdot 10^{-9}n^2 + 0,0051\beta^2, \quad (1)$$

$$\Delta d = 0,1126 - 0,0097A - 1,1 \cdot 10^{-5}n - 0,0141\beta + 0,0042A^2 + 3,5 \cdot 10^{-9}n^2 + 0,0007\beta^2. \quad (2)$$

По полученным уравнениям регрессии были построены поверхности откликов зависимости величины износа от угла уклона пуансона β , амплитуды A и частоты колебаний пуансона n .

Исследованием на экстремуме полученных поверхностей установлено, что оптимальными режимами вибрационного упрочнения являются: частота колебаний рабочего органа (пуансона) $n = 1400 \text{ мин}^{-1}$; амплитуда пуансона $A = 1,0 \text{ мм}$; угол уклона пуансона $\beta = 9^\circ$.

Экспериментально установлено, что величина изменения интенсивности усилия деформирования бронзовых втулок при вибрационном нагружении в 1,36...1,57 раза меньше, чем при обычной раздаче (рис. 2).

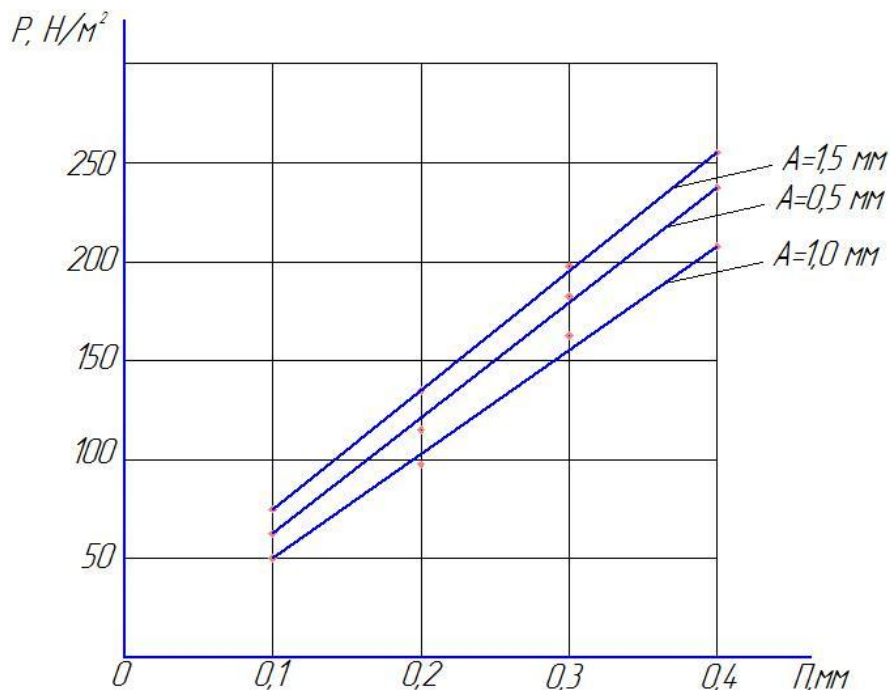


Рис. 2. Изменения усилий деформирования в зависимости от припуска и амплитуды колебаний пуансона

Как видно из рис. 2 усилие деформирования втулок длиной 40 мм пуансонами с углом уклона $\beta = 9^\circ$ при припуске $\Pi = 0,4 \text{ мм}$ и амплитуде $A = 1,0 \text{ мм}$ в 1,11 и 1,19 раза меньше, чем при амплитуде $A = 0,5 \text{ мм}$ и $A = 1,5 \text{ мм}$. Это можно объяснить совместным действием статических и динамических напряжений, что облегчает перемещение линий скольжения и, следовательно, уменьшает усилие деформирования.

Исследование на износостойкость образцов проводили на машине трения МИ-1М по схеме «ролик-колодочка», имитирующих работу соединения опорная втулка-шейка распределительного вала двигателя ЯМЗ-236. Проведенные исследования показали, что при вибрационном деформировании износ колодочки в 1,2 и ролика в 1,13 раза меньше, чем при обычной раздаче. Снижение величины износа свидетельствует о повышенной износостойкости деталей, восстановленных методом вибрационного деформирования по сравнению с традиционно применяемым.

Полученные данные эксплуатационных испытаний втулок распределительных валов указанных двигателей показали, что средняя величина максимального износа внутренней поверхности втулок, восстановленных вибрационным деформированием, в 1,52...1,57 раза меньше по сравнению с износом втулок, восстановленных обычной раздачей.

Оценку надёжности работы бронзовых деталей машин проводили по коэффициенту технического использования, поскольку именно этот показатель является важным комплексным оценочным показателем надёжности техники, так как количественно характеризует свойства как безотказности объекта, так и ремонтпригодности.

Средние значения коэффициента технического использования двигателей тракторов, работающих с бронзовыми втулками распределительных валов, приведены в табл. 1.

Значения коэффициента технического использования

Вариант бронзовых втулок	Время работы, ч.	Коэффициент технического использования
1. Восстановленные вибрационным упрочнением	3292	0,982
2. Восстановленные обычной раздачей	2188	0,926

Проведенные эксплуатационные испытания позволяют прогнозировать большую надёжность всего технологического комплекса, а также планировать количество технических обслуживаний и ремонтов в определённый период времени для обеспечения его бесперебойной работы.

Выводы. 1. В статье приведено новое решение повышения долговечности бронзовых деталей сельскохозяйственных машин.

2. Дано теоретическое обоснование влияния вибрационных колебаний на характер пластического деформирования материала бронзовых втулок, определены конструктивно-кинематические параметры обрабатываемого инструмента и обработки.

3. С использованием тензометрирования получены аналитические зависимости по определению усилия деформирования.

4. Выполнена оценка надёжности опорных втулок распределительных валов, определяемая по коэффициенту технического использования, который у двигателей с втулками, восстановленными методом вибрационного упрочнения в 1,043 раза выше, чем у двигателей с втулками, восстановленными по традиционной технологии.

Список использованных источников:

1. Крагельский И.В. Трение и изнашивание / И.В. Крагельский. –М.: Машиностроение, 1988. – 420 с.
2. Rabinovicz E. Friction and Wear of Material, New-York / Wiley and Sons, 1985, p. 244.
3. Пельцер Г. Основы трения и изнашивания / Г. Пельцер, Д. Майснер. –М.: Машиностроение, 1994. – 264 с.
4. Levine S.R. in «Elektrochem. Soc», 1984, V. 121, №87. p. 1051-1064.
5. Бабичев А.П. Основы вибрационной технологии / А.П. Бабичев, И.А. Бабичев. –Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2008. – 694 с.

Стаття надійшла до редакції 21.03.2016.

УДК 621.658.012.531

В.Г. Ефременко¹, Ю.Г. Чабак¹, Н.П. Зайчук², В.И. Федун¹¹Приазовский государственный технический университет²Луцкий национальный технический университет**АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ БЕЛОГО ЛЕГИРОВАННОГО ЧУГУНА,
ПОДВЕРГНУТОГО ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКЕ**

В статье приведены данные об изменении абразивной износостойкости высокохромистого белого чугуна, содержащего 14,6 % Cr, после плазменной закалки поверхности в зависимости от режима обработки и типа исходной микроструктуры сплава.

Ключевые слова: высокохромистый чугун, плазменная закалка, твердость, износостойкость, структура, карбиды, аустенит.

В.Г. Єфременко, Ю.Г. Чабак, Н.П. Зайчук, В.І. Федун**АБРАЗИВНА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ БІЛОГО ЛЕГОВАНОГО ЧАВУНУ, ПІДДАНОГО
ПОВЕРХНЕВОМУ ПЛАЗМОВОМУ ЗАГАРТУВАННЮ**

У статті наведені дані про зміну абразивної зносостійкості високохромистого білого чавуну, що містить 14,6 % Cr, після плазмової гартування поверхні в залежності від режиму обробки та типу вихідної микроструктури сплаву.

Ключеві слова: високохромистий чавун, плазмове загартування, твердість, зносостійкість, структура, карбиди, аустеніт

V. Efremenko, Yu. Chabak, N. Zaichuk, V. Fedun**ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF ALLOYED CAST IRON, SUBJECTED TO SURFACE
PLASMA QUENCHING**

The article presents data on changes in the abrasive wear resistance of high-chromium white cast iron containing Cr 14.6 %, after plasma surface quenching depending on treatment mode and type of the initial microstructure of the alloy.

Keywords: high chrome cast iron, plasma hardening, hardness, wear resistance, structure, carbides, austenite.

Постановка проблеми. Белые легированные чугуны – традиционный материал для изготовления быстроизнашивающихся деталей машин [1]. Ужесточение условий работы механизмов повышает требования к эксплуатационной долговечности и надежности деталей; это предполагает дальнейшее повышение трибологических свойств материалов, в том числе и белых чугунов. Рост износостойкости таких сплавов возможен за счет применения современных технологий инженерии поверхности, включая плазменную закалку.

Анализ последних исследований и публикаций. Плазменная закалка (ПЗ) достаточно широко используется для поверхностного упрочнения инструмента и деталей машин [2, 3]. Ее особенностью является сверхбыстрый нагрев и охлаждение поверхности, в результате чего формируется модифицированный поверхностный слой со структурой дисперсного мартенсита, обладающего повышенными плотностью дефектов и искаженностью кристаллической решетки [2]. Это обеспечивает рост показателей твердости, прочности и вязкости разрушения, более высоких, чем при традиционных способах термической обработки. Плазменный нагрев успешно применяется для модифицирования различных видов металлоизделий, в том числе – отливок из серого и высокопрочного чугуна [2-6]. В то же время в литературе практически отсутствуют данные об использовании плазменной закалки для упрочнения белых легированных чугунов, в том числе высокохромистых. Эти чугуны могут иметь различный тип микроструктуры в зависимости от режима термической обработки, что может влиять на модифицирующий эффект от плазменной обработки. Представляло интерес оценить целесообразность применения плазменной закалки для повышения абразивной износостойкости легированного белого чугуна, а также оценить эффективность этой закалки в зависимости от технологических параметров обработки и типа исходной микроструктуры чугуна.

Цель работы – исследование влияния режимов поверхностной плазменной закалки и исходной микроструктуры на абразивную износостойкость легированного белого чугуна с высоким содержанием хрома.

Изложение основного материала. Исследовали чугун, содержащий 2,70 % C; 14,55 % Cr; 2,20 % Mn; 0,55 % Si; 0,93 % Ni; 0,39 % Mo; 0,38 % V; 0,11 % Ti. Использовали образцы размерами 10x10x25 мм. Плазменной обработке подвергали образцы в литом состоянии (условная маркировка

«Л»), а также после закалки от 950 °С с последующим отпуском при 200 °С, 2 ч (маркировка «НО») или 600 °С, 6 ч (маркировка «ВО»). Для плазменной закалки применили плазмотрон косвенного действия, конструкция которого описана в работе [2]. Рабочие параметры плазмотрона и его работы: диаметр сопла генератора - 6 мм, длина дуги - 150 мм, плазмообразующий газ – аргон (расход 2 м³/ч), питание постоянным током 230-250 А при рабочем напряжении 55-60 В. Было использовано четыре режима закалки, отличавшихся скоростью перемещения плазмотрона относительно обрабатываемой поверхности, а именно: 0,60 м/мин (режим № 1); 0,40 м/мин (режим № 2); 0,33 м/мин (режим № 4); 0,25 м/мин (режим № 4). Согласно [7] в этом случае температура поверхности повышалась до ~ 800-900 °С (режим № 1), ~1000-1200 °С (режим № 2), ~1300-1400 °С (режим № 3), ~1500-1550 °С (режим № 4). Микроструктуру образцов исследовали с помощью оптического микроскопа «Axiovert 40 MAT». Для замера твердости использовали твердомер Роквелла. Абразивную износостойкость определяли путем проведения испытаний по схеме «three-body-abrasion» трением о вращающийся резиновый валик диаметром 40 мм с абразивной прослойкой. В качестве абразива использовали электрокорунд крупностью 0,3-0,5 мм; прижимающая нагрузка составляла – 10 Н, длительность испытания - 1 час. Износ образцов оценивали по потере массы (Δm), образцы взвешивали на весах ВЛР-20 с точностью 0,0001 г.

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 1 представлены данные о твердости и абразивном износе чугуна в зависимости от исходного состояния и режима плазменной закалки. Из рис. 1а следует, что твердость образцов в исходном состоянии изменялась в таком порядке: 38 HRC («ВО») → 48 HRC («Л») → 59 HRC («НО»). В образцах группы «Л» в результате ПЗ по режимам № 1 и № 2 произошло некоторое (на 3) увеличение твердости чугуна, а после ПЗ по режимам № 3 и № 4 твердость снизилась до уровня ниже исходного состояния. Аналогичный характер влияния ПЗ зафиксирован и для образцов «НО», только в этом случае повышение твердости составило 5 HRC. Наиболее существенное влияние ПЗ отмечено для образцов группы «ВО»: по мере перехода от режима закалки № 1 к режиму № 2 твердость последовательно возросла от 38 до 54 HRC.

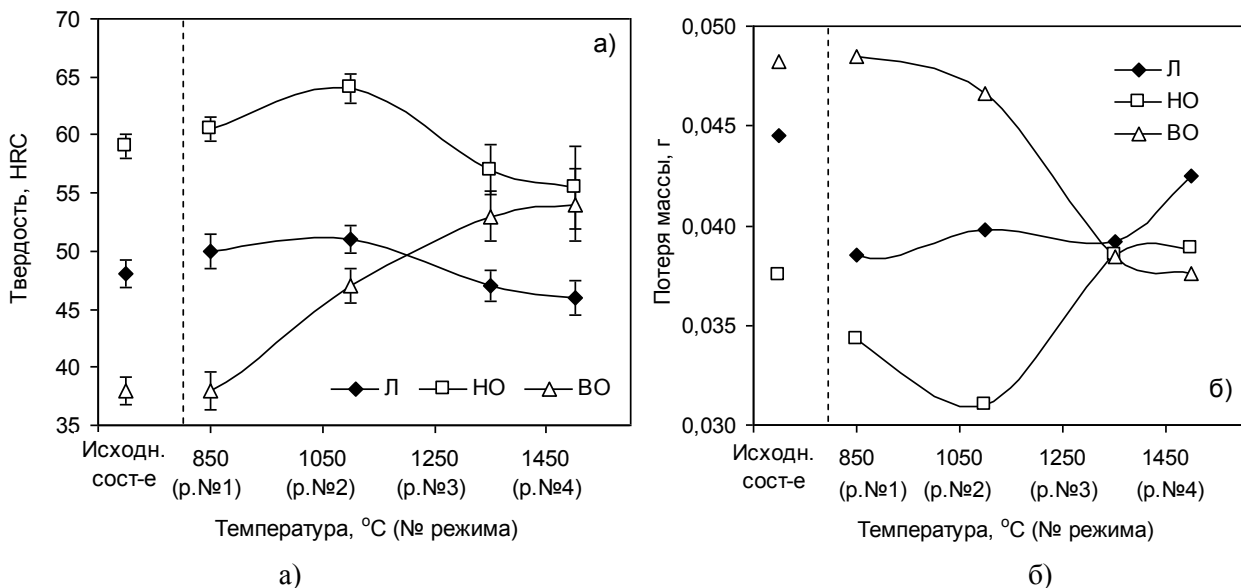


Рисунок 1 – Влияние температуры нагрева поверхности при плазменном воздействии на твердость (а) и абразивный износ (б) чугуна

В исходном (до ПЗ) состоянии наиболее высокий износ ($\Delta m=0,0482$ г) характерен для высокоотпущенных образцов, минимальный износ – для образцов в состоянии закалки и низкого отпуска ($\Delta m=0,0375$ г); износ литых образцов близок к износу образцов группы «ВО» ($\Delta m=0,0445$ г). ПЗ по режиму № 1 вызвало снижение износа исходно литых образцов до 0,0385 г; дальнейшее увеличение температуры нагрева поверхности при плазменной обработке не только не улучшило износостойкости, но, напротив, привело к ее снижению после применения режима № 4 ($\Delta m=0,0425$ г). В образцах группы «НО» максимальное снижение величины износа относится к обработке по режиму № 2 ($\Delta m=0,0310$ г); ПЗ по режимам № 3 и № 4 вызывает рост износа этих образцов до уровня исходного состояния. Применительно к образцам группы «ВО» закалка поверхности по режимам № 1 и № 2 либо не отразилась, либо слабо отразилась на износе чугуна; в

то же время закалка по режимам, обеспечившим максимальный нагрев поверхности, вызвала существенное снижение износа. Характерно, что после применения режимов № 3 и № 4 износ всех групп образцов достигал примерно одного уровня.

Анализ микроструктуры плазменно закаленных образцов показал наличие в поверхностном слое чугуна достаточно широкого набора структурных составляющих, варьирующегося в зависимости от исходного состояния и режима ПЗ (табл. 1).

Таблица 1

Микроструктурное состояние поверхностного слоя чугуна после плазменной закалки

Группа	До ПЗ	Режим ПЗ			
		№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
«Л»	A+KЭ ₁	A+T+ M ₃ +KЭ ₁	A+M ₃ +KЭ ₁	A+KЭ ₂	A+KЭ ₂
«НО»	M _{отп} +KЭ ₁ +BK	M ₃ +KЭ ₁ +BK	M ₃ +KЭ ₁ +BK	A+M ₃ +KЭ ₂	A+M ₃ +KЭ ₂
«ВО»	Φ+3K+ KЭ ₁	Φ+3K+KЭ ₁	Φ+M ₃ +3K+KЭ ₁	A+M ₃ +KЭ ₂	A+M ₃ +KЭ ₂

Примечание. А, Т, M_{отп}, M₃, Φ, KЭ₁, KЭ₂, BK, 3K – аустенит, троостит, мартенсит отпуска, мартенсит закалки, феррит, карбидная эвтектика (на базе карбида M₇C₃), карбидная эвтектика в зоне оплавления, вторичные карбиды, зернистые карбиды

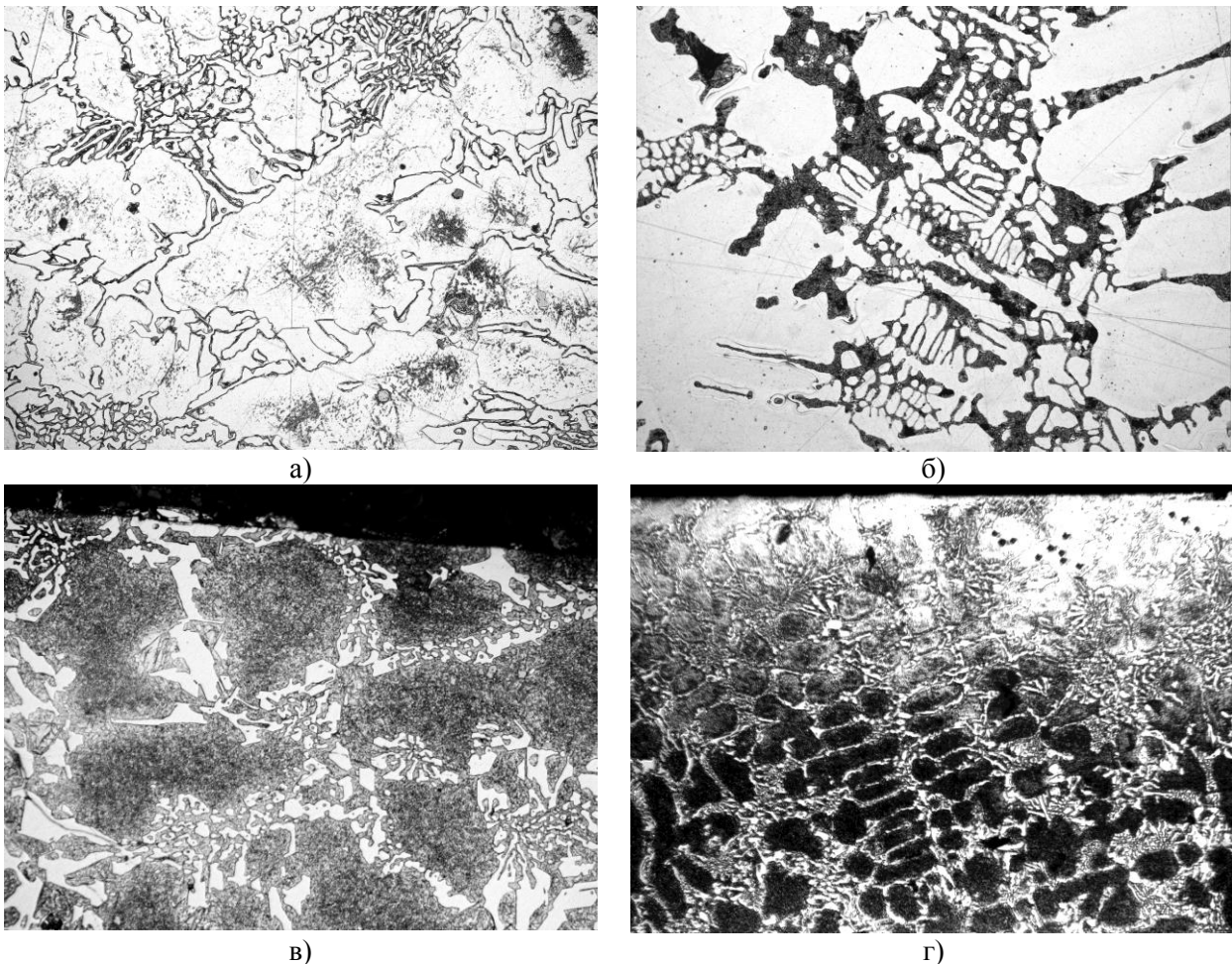
Литые образцы в исходном состоянии имели структуру, состоящую из аустенитно-трооститной матрицы и карбидной эвтектики на базе карбида M₇C₃. ПЗ по режимам № 1 и № 2 привела к формированию в тонком поверхностном слое игольчатого мартенсита закалки, залегающего по контуру эвтектических карбидов (рис. 2,а). Плазменная обработка по режимам № 3 и № 4, сопровождающаяся нагревом в район температуры эвтектического превращения, вызвала частичное оплавление поверхности. В результате ускоренной кристаллизации в поверхностном слое сформировалась структура мелкодендритного аустенита и тонкой карбидной эвтектики с карбидами малого размера (рис. 2,б).

В образцах группы «НО» до проведения ПЗ была зафиксирована структура, состоящая из мартенсита отпуска (матрица), дисперсных вторичных карбидов и крупных эвтектических карбидов. ПЗ низкоотпущенных образцов по режимам № 1 и № 2 привела к замене мартенсита отпуска на мартенсит закалки, что вызвало рост твердости и износостойкости (рис. 2,в). После обработки по режимам с оплавлением (№ 3 и № 4) в образцах сформировалась преимущественно аустенитная структура матрицы с соответствующим снижением твердости (рис. 2,г).

Образцы группы «ВО» в исходном состоянии имели структуру, представленную карбидной эвтектикой и матрицей «феррит + зернистые карбиды». Такая же структура сохранилась и после ПЗ по режиму № 1. Повышение температуры нагрева при реализации режима № 2 вызвало появление мартенсита закалки и частичное растворение зернистых карбидов. При оплавлении поверхности в ней, как в случае образцов группы «НО», была получена аустенитно-мартенситная структура матрицы с преобладанием аустенита.

Представленные выше результаты показывают, что плазменная обработка по-разному влияет на микроструктуру и свойства высокохромистого чугуна в зависимости от его исходного состояния. Для чугуна в литом состоянии плазменная обработка по режимам, при которых температура не повышается более 1200 °С, не сопровождается существенными изменениями в микроструктуре и износостойкости чугуна. Это связано с тем, что в литом состоянии матрица чугуна состоит в основном из первичного аустенита, обладающего высокой стойкостью к мартенситному превращению при охлаждении. Для дестабилизации аустенита необходимо выделение вторичных карбидов, однако этот процесс требует длительных выдержек. В процессе плазменной обработки вторичные карбиды выделиться не успевают, поэтому после охлаждения матрица остается в аустенитном состоянии. Лишь в поверхностном слое в непосредственной близости от эвтектических карбидов, т.е. там, где аустенит обеднен по углероду и хром, нагрев и охлаждение приводят к формированию игольчатого мартенсита, что несколько повышает твердость и на 14 % - износостойкость. В случае оплавления в поверхностном слое растворяются эвтектические карбиды, жидкость насыщается хромом и аустенитом, и при быстрой кристаллизации возникает пересыщенный аустенит, по границам которого формируется более тонкая карбидная эвтектика. Общее количество карбидов снижается, в совокупности с формированием аустенитной матрицы это приводит к снижению твердости и износостойкости.

Самый высокий уровень износостойкости характерен для образцов, предварительно подвергнутых закалке и низкому отпуску. Здесь самый низкий износ достигается плазменной обработкой по режиму № 2 без оплавления (на 30 % ниже, чем в литом состоянии). Это связано с дополнительным повышением твердости вследствие перекристаллизации структуры и формированием свежезакаленного мартенсита вместо мартенсита отпуска. Оплавление вызывает повышение износа чугуна до уровня, превышающего исходный (без плазменной обработки) уровень. Очевидно, что формирующийся при закалке из жидкого состояния аустенит в силу своей пересыщенности по углероду и хрому обладает повышенной стабильностью к фазовым превращениям, что не позволяет повысить износостойкость чугуна за счет деформационного мартенситного превращения.



**Рисунок 2 – Микроструктура образцов, подвергнутых плазменной закалке: а - «Л» (режим № 1), б – «Л» (режим № 4), в – «НО» (режим № 2), г – «НО» (режим № 3).
Увеличение: а-в – х500, г – х200**

Образцы чугуна, подвергнутого закалке и высокому отпуску, имеют после ПЗ по режимам № 1 и № 2 самый высокий (изо всех образцов) износ. Плазменный нагрев по этим режимам существенно не изменяет твердость по сравнению с исходным состоянием, микроструктура также не претерпевает изменения. Это объясняется тем, что при скоростном нагреве не успевают пройти растворение зернистых карбидов, в результате чего аустенит, возникающий после перехода критической точки, не насыщается углеродом, и после охлаждения формируется мягкий низкоуглеродистый мартенсит либо продукты распада аустенита. В результате износостойкость остается на низком уровне. Лишь после обработки по режимам № 3 и 4, когда в поверхностном слое формируется аустенитная структура с тонкодисперсной карбидной эвтектикой, износостойкость возрастает до среднего уровня. Надо отметить, что в этих образцах на определенной глубине, под оплавленным слоем, возникает зона повышенной твердости, в которой произошло формирование мартенсита (в этой зоне температура соответствовала аустенитной области и была достаточной для растворения вторичных карбидов и насыщения аустенита

углеродом). Однако эта зона залегает достаточно глубоко под поверхностью и не влияет на износостойкость непосредственно поверхностного слоя.

Следует отметить, что плазменная обработка литого чугуна (т.е. находящегося в аустенитном состоянии) приводит к возникновению поверхностных трещин и микротрещин. При этом трещины возникают в эвтектических карбидах и выходят на границу раздела «карбид / матрица». В образцах, подвергнутых закалке и отпуску, трещины в результате плазменного упрочнения не возникали. Появление или отсутствие трещин можно объяснить различиями в теплопроводности и коэффициенте термического расширения матрицы и эвтектических карбидов. Аустенит обладает низкой теплопроводностью (ниже, чем α -фаза), поэтому тепло хуже отводится от нагреваемой поверхности и возникает больший градиент температур, вызывающий высокие термические напряжения. Кроме того, возникновению напряжений способствует большая разница в тепловом расширении (усадке) матрицы и эвтектических карбидов. В случае аустенитной структуры такая разница выше, чем в случае структуры, содержащей α -фазу (в виде феррита или мартенсита).

Выводы

Плазменная закалка высокохромистого чугуна наиболее эффективна в случае предварительной закалки и отпуска при 200 °С, причем ПЗ не должна приводить к оплавлению образцов, что повышает износ образцов. Оплавление эффективно при наличии исходной структуры сорбита отпуска: замена сорбита на аустенит с тонкодисперсной эвтектикой повышает абразивную износостойкость чугуна. Для высокохромистого чугуна в литом состоянии применение поверхностной плазменной обработки нецелесообразно, поскольку в незначительной степени влияет на износостойкость, приводя к возникновению трещин. Перед плазменной обработкой необходимо проводить предварительную термическую обработку с выделением вторичных карбидов, что позволит управлять микроструктурой за счет их растворения и изменения степени насыщения аустенита углеродом при воздействии плазмой.

Литература

1. Комаров О.С. Высокохромистый чугун как материал для быстроизнашиваемых деталей машин / О.С. Комаров, Н.И. Урбанович, Д.О. Комаров, В.И. Волосатиков, Г.Ф. Лившиц // Литейное производство. - 2008. - №2. - С. 2-4.
2. Samotugin S.S. The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals / S.S.Samotugin, V.I.Lavrinenko, E.V.Kudinova, Yu.S. Samotugina // Journal of Superhard Materials. - 2011. - 33, No. 3. - P. 200-207.
3. Mohd Idris Shah Ismail. Surface hardening of tool steel by plasma arc with multiple passes / Mohd Idris Shah Ismail, Zahari Taha // International Journal of Technology. - 2014. - № 1. - P. 79 - 87.
4. Kolyada Y.E.. Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in scientific researches / Y.E.Kolyada, V.I. Fedun // Problems of Atomic Science and Technology. - 2015.- 98, No. 4. - P. 325 - 330.
5. Самотугин С.С. Плазменное упрочнение лезвийного почвообрабатывающего инструмента / Д. С. Литвиненко, В. А. Мазур, В. А. Гагарин // [Металл и литье Украины](#). - 2009. - № 11-12. - С. 26-29.
6. Nitkiewicz, Z. Plasma Heat Treatment of Steel: Microstructures, Properties and Applications / Z.Nitkiewicz, L.Jeiorski // Metal Science and Engineering. - 1991. - Vol. A140. - P. 474-478.
7. Самотугин С.С. Моделирование тепловых процессов при плазменном поверхностном упрочнении тонколезвийного почвообрабатывающего инструмента / С.С. Самотугин, В.А. Мазур, Д.С. Литвиненко // Вісник СевНТУ. Серія: Машиноприладобудування та транспорт. - 2012. - Вып. 129. - С. 194 - 198.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2016.

УДК: 620.22: 669.017

Ю.Ю. Жигуц¹, І.П. Курітнік², М.М. Кляп¹ДВНЗ «Ужгородський національний університет»(Україна)¹Державна вища школа в Освенцимі (Польща)²**МЕТОДИКА ТЕРМОХІМІЧНИХ РОЗРАХУНКІВ ДЛЯ ВСТАНОВЛЕННЯ СКЛАДУ ЕКЗОТЕРМІЧНИХ ШИХТ**

Результатом даної роботи є розроблена методика розрахунку адіабатичної температури сильноекзотермічних реакцій, яка дає можливість в подальшому компоувати на їх основі склади металотермічних шихт, що складається з порошкових інгредієнтів. Використання стехіометричних співвідношень компонентів реакції із введенням коефіцієнтів їх засвоєння дозволяє не лише встановити склад металотермічної шихти, але й спрогнозувати хімічний склад отриманого зливка. Розраховано тепловий ефект при реагуванні компонентів суміші. Розроблену методику можна використовувати для виготовлення литих сплавів металотермією та само поширюваним високотемпературним синтезом (СВС).

Ключові слова: адіабата, екзотермічна реакція, склад, інгредієнти.

Ю.Ю. Жигуц, І.П. Куритник, М.М. Кляп

МЕТОДИКА ТЕРМОХИМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ ДЛЯ УСТАНОВЛЕНИЯ СОСТАВА ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИХ ШИХТ

Результатом данной работы является разработанная методика расчета адиабатической температуры сильноэкзотермических реакций, которая позволяет в дальнейшем компоувать на их основе составы металлотермических шихт, состоящей из порошковых ингредиентов. Использование стехиометрических соотношений компонентов реакции с введением коэффициентов их усвоения позволяет не только установить состав металлотермических шихты, но и спрогнозировать химический состав получаемого слитка. Рассчитан тепловой эффект при реагировании компонентов смеси. Разработанную методику можно использовать для изготовления литых сплавов металлотермией и самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС).

Ключевые слова: адиабата, экзотермическая реакция, состав, ингредиенты.

Yu. Zhiguts, I. Kuritnik, M. Kljap

THE THERMOCHEMICAL METHODS OF PAYMENTS FOR THE DESIGNED OF EXOTHERMIC CHARGE

The result of this work is the developed design process adiabatic temperatures high-exothermic reactions at the structure metallothermalfusion mixture which consists of powder components enables for compose on their basis. The using stoichiometrical parities of components of reaction gives possibilities their define structure metallothermalfusion mixture, and also to predict a chemical compound gained bullion. The thermal effect at reaction of components of a mixture is designed. The developed process can be used for manufacturing molten alloys metallothermal and self-spreading high-temperature synthesis (SHS).

Keywords: adiabatic, exothermic reaction, the composition of ingredients.

Вступ. Найактуальнішою проблемою сьогодення у техніці є не тільки створення нових матеріалів, але і покращення властивостей традиційних та удосконалення технологій їх виготовлення. Детальне вивчення вказаної проблеми дозволяє стверджувати, що вона може бути успішно вирішена за допомогою використання спеціально синтезованих сплавів, отриманих за допомогою комбінованих процесів (самопоширюваний високотемпературний синтез [1] і металотермія), заснованих на горінні екзотермічних порошкових сумішей. Такі технології відрізняються від традиційних технологій цілою низкою очевидних переваг: відсутність потреби у потужних джерелах електроенергії; можливість застосування простого, дешевого обладнання; високою продуктивністю процесу (час синтезу сплаву триває від 30 секунд до декількох хвилин); можливість використання вторинних відходів виробництва, а саме млива графітових електродів, алюмінієвої або магнієвої стружки, залізної окалини[2,3] та ін.

Синтез матеріалів на основі саморозповсюджувального високотемпературного синтезу (СВС) та комбінованих (металотермія+СВС) процесів, а також дослідження впливу нових технологічних способів отримання металу на мікроструктуру, хімічний склад, механічні властивості виготовлених виливків набули великого практичного значення.

Однією з суттєвих проблем у розвитку таких технологій є створення надійної і чіткої методики встановлення адіабатичних температур горіння високоекзотермічних сумішей для відокремлення тих реакцій на основі яких неможливо отримати рідкі розплави та для застосування

методів геометричної термодинаміки [4,5] при прогнозуванні фазового складу і структури синтезованих сплавів.

Все це викликало нагальну потребу у проведенні вказаних у роботі досліджень.

Мета дослідження. Метою дослідження було розроблення методики встановлення адіабатичної температури горіння екзотермічних шихт без якої неможливо використання методів геометричної термодинаміки та прогнозування і оптимізація наперед заданої структури та фазового складу сплаву.

Теоретична частина. Для встановлення можливого переліку реакцій на основі яких можна синтезувати литий сплав, необхідно врахувати, що вилівок отримується тільки тоді, коли проходить розділення сплаву і шлаку, тобто при температурі реагування компонентів, яка перевищує температуру плавлення шлаку.

Теоретичною основою розробленої методики є модель металотермічних та СВС процесів, які проходять за схемою:



де A, B, C – елементи синтезу; O – окиснювач (кисень та ін.); AC – продукти реакції (карбіди, силіциди та ін.); BO – шлак [1,2].

Розроблена методика розрахунку складу шихти використовує стехіометричні співвідношення компонентів реакції, які визначаються з урахуванням адіабатичної температури горіння метало термічної суміші. У наступному планується введення відповідних коефіцієнтів, що враховують активність компонентів і засвоєння їх сплавом.

Методика встановлення адіабатичної температури горіння екзотермічної суміші. Для встановлення граничних умов синтезу сплавів автори розробили методику на основі залежності адіабатичної температури від мольного складу синтезованих сполук. Це дозволило розмежувати реакції синтезу на дві основні групи. У першу групу зведені реакції адіабатична температура яких, вище температури розділення синтезованого сплаву та шлаку. Такі реакції придатні для формування сплавів. Друга група реакцій при взаємодії інгредієнтів призводить до формування окремих "зерен" сплаву у шлаку, або й не розділення шлакової частини від самого сплаву.

При проведенні розрахунків з визначення адіабатичної температури горіння шихти за не враховувалася сублимація алюмінію, що дає несуттєву похибку для T_a та Q_p . Однак, незважаючи на це, температури реагування суміші повинні бути, із врахуванням тепловідведення, достатні для плавлення складових реакції і її продуктів ($T_{nl(FeO)} = 1640K$; $T_{nl(Fe_3O_4)} = 1810K$; $T_{nl(Fe)} = 1800K$; $T_{(Al)} = 830K$; $T_{(Al_2O_3)} = 2320K$).

Основний критерій отримання зливків – T_a повинна для всіх реакцій бути вище $T_{пл}$ продуктів реакції. Розрахунок T_a , зрозуміло, не враховує тепловтрати у процесі горіння, а також повноту перетворення реагентів у продукти реакції.

За умови розрахунку, що все тепло витрачається на нагрівання шихти, тобто ентальпії вихідних і кінцевих продуктів однакові, знаходимо:

$$\sum_{i=1}^n (H(T_a) - H(T_o)) = Q, \quad (1)$$

де T_a – адіабатична температура горіння; T_o – початкова температура; Q – тепловий ефект реакції; n – кількість продуктів реакції.

У складніших рівняннях при утворенні більше ніж трьох продуктів реакції T_a встановлюється за формулою:

$$T_a = \frac{Q - \sum H_i(T_{nl}) - \sum L_i + \sum C_{ip} \cdot T_{nl}}{\sum C_{ip} \cdot \gamma}, \quad (2)$$

де C_i та L_i – теплоємність і теплоти плавлення продуктів реакції відповідно; γ – частка рідкої фази у продукті горіння;

$$\begin{cases} \gamma = 0 \text{ при } T_a < T_{пл}; \\ \gamma = 0 \text{ при } T_a > T_{пл}. \end{cases} \quad (3)$$

Зрозуміло, що з причин відсутності повної таблиці даних залежностей C від T при високих температурах [2,6], проводилася екстраполяція значень у відповідності із запропонованими висновками:

$$C_{m6}(T_{nl}) = 7k \cdot n \text{ (Дж/моль} \cdot \text{град)}, \quad (4)$$

де k – перехідний коефіцієнт від кал до Дж; $C_{m6}(T_{nl})$ – теплоємність продукту при температурі плавлення; n – кількість атомів у молекулі утвореного продукту.

При спрощеній схемі розрахунку T_a визначалася без врахування точних значень теплоємностей, а тепловий ефект встановлювався при середній температурі (2500 К). Зміною ж теплового ефекту, коли продукти реакції знаходяться у рідкому стані, можна знехтувати.

Ця методика була покладена в основу програм для розрахунку T_a і Q_p для спеціальних легованих сталей та чавунів, твердих сплавів, карбідосталей, мідних та інших сплавів [6].

Надалі, на основі стехіометричного співвідношення компонентів реакції, встановлювався склад шихти, який перевірявся за термодинамічними параметрами. Втрати ж тепла враховуються макрокінетичною теорією горіння.

При утворенні одного продукту рівняння (2) можна перетворити у

$$\int_{T_0}^{T_a} C(T)dT = Q - \gamma L \quad (5)$$

де C , Q та L – відповідно теплоємність, теплота утворення і теплота продукту Z , а γ – частка рідкої фази у продукті горіння.

При відомих $C(T)$, Q і L рівняння (5) дозволяє встановити T_a .

При $T_a = T_{пл}$ встановлюється величина γ .

Отже

$$\Delta H = (T_{пл}) = \int_{T_0}^{T_{пл}} C(T)dT \quad (6)$$

Тоді при $\Delta H(T_{пл}) > Q$ і $T_a < T_{пл}$; $\Delta H(T_{пл}) < Q - L$ і $T_a > T_{пл}$, а при $Q - L < \Delta H(T_{пл}) < Q$ і $T_a = T_{пл}$.

Таким чином

$$\nu = \frac{Q - \Delta H(T_m)}{L} \quad (7)$$

Це ілюструє рис. 1.

При проведенні розрахунків необхідно було екстраполювати залежність $C(T)$ в область більш високих температур [2,6]:

$$C_{тв}(T_{пл}) = 29,3n \left(\frac{Дж}{моль \cdot град} \right), \quad (8)$$

$$C_{рідк} = 33,5n \left(\frac{Дж}{моль \cdot град} \right). \quad (9)$$

де $C_{тв}(T_{пл})$ – теплоємність твердого продукту у точці плавлення; $C_{рідк}$ – теплоємність рідкого продукту незалежно від температури; n – кількість атомів у молекулі утвореного продукту.

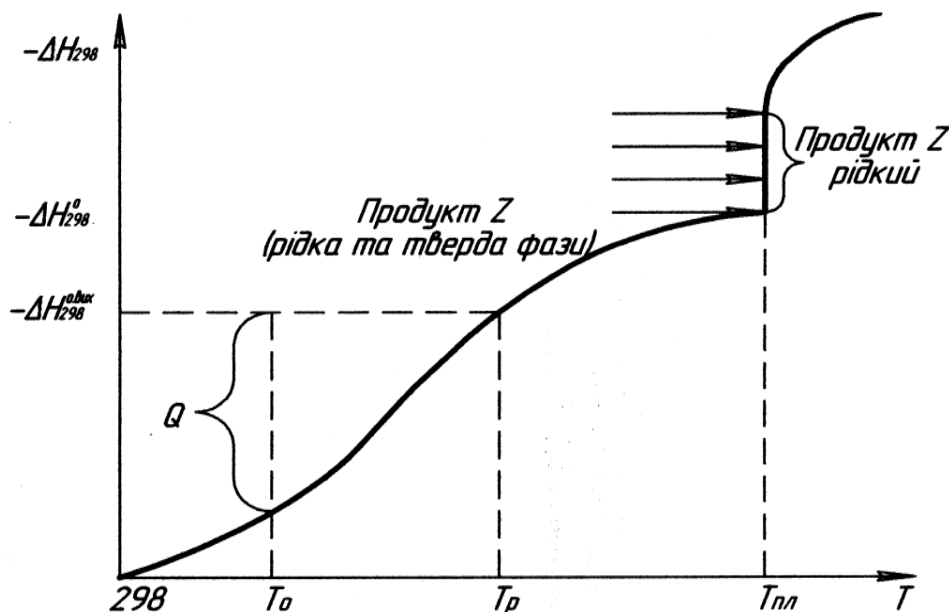


Рис. 1. Схема розрахунку $C(T_a)$

Для лінійної залежності теплоємності від температури для $T_{\text{рідк}} < T < T_{\text{пл}}$:

$$C(T) = C^* + \frac{C_{\text{пл}} - C^*}{T_{\text{пл}} - T^*} (T - T^*), \quad (10)$$

де C^* – експериментальне значення теплоємності при $T = T^*$; T^* – найбільша температура у експерименті при визначенні $C(T)$.

При $T < T^*$:

$$C(T) = \alpha + \beta T + \gamma T^2. \quad (11)$$

Використовуючи (5) та (6), знаходимо:

$$\Delta H(T_{\text{пл}}) = \Delta H(T^*) + \frac{C^* + C_{\text{пл}}}{2} (T_{\text{пл}} - T^*), \quad (12)$$

де $C^* = \alpha + \beta T^* + \gamma (T^*)^2$.

Для випадку $T_a < T_{\text{пл}}$:

$$\Delta H(T^*) + C^* (T_a - T^*) + \frac{1}{2} \frac{C_{\text{пл}} - C^*}{T_{\text{пл}} - T^*} (T_a - T^*)^2 = Q. \quad (13)$$

Для $T_a > T_{\text{пл}}$:

$$\Delta H(T^*) = \left[\alpha + \frac{\beta}{2} (T_o + T^*) \right] (T^* - T_o) + \gamma \left(\frac{1}{T_o} - \frac{1}{T^*} \right). \quad (14)$$

При встановлених значеннях ентальпій продукту горіння T_a легко розраховується за формулою (15):

$$T_a = T_{\text{пл}} + \frac{Q - L - \Delta H(T_{\text{пл}})}{C_{\text{рідк}}}. \quad (15)$$

Помилку, пов'язану із екстраполяцією, оцінюють в декілька сотень градусів. Ця методика стає складнішою в розрахунковому плані при утворенні декількох продуктів горіння.

Отримані результати можна використовувати при прогнозуванні структури і фазового складу сплавів методами геометричної термодинаміки, а відповідно і при встановленні складів металотермічних шихт [2,7-11], при розробці конструкцій металотермічних реакторів, при розробці технологій термітного зварювання і зміцнення наплавлених поверхонь [12].

Висновок. Розроблена із використанням основних залежностей термодинамічного аналізу оригінальна методика для розрахунку адіабатичної температури горіння, ентальпій компонентів встановлення параметрів металотермічного високотемпературного синтезу матеріалів.

Список використаних джерел:

1. Мержанов, А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез литых тугоплавких неорганических соединений [Текст] / А.Г. Мержанов, В.И. Юхвид, И.П. Боровинская // Докл. АН СССР. — 1980. — Т. 255. — №1. — С. 120 - 124.
2. Жигуц, Ю.Ю. Технології отримання та особливості сплавів синтезованих комбінованими процесами [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, В.Ф. Лазар. — Ужгород : Видавництво «Інватор», 2014. — 388 с.
3. Жигуц, Ю.Ю. Матеріали, синтезовані металотермією і СВС-процесами [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, В.І. Похмурський // Доп. НАН України. Сер. Математика, природознавство, техн. науки. — 2005. — № 8. — С. 93 - 99.
4. Zhukov, A.A. Modification of Hillert equation and their application in phase diagram computation [Текст] / A.A. Zhukov, A.S. Ramani, Yu.Yu. Zhiguts // Metal Physics and Advanced Technologies. OPA. B.V. — Amsterdam: — 1997. — V. 16. — N 29. — P. 821 - 839.
5. Zhiguts, Yu. The synthesized alloys using the geometric thermodynamic methods [Текст] / Yu. Zhiguts, O.V. Gabovda, V.V. Antalovskyi // Zprávy vědecké ideje : 11 mezinárodní vědecko-praktická konf., 27 října – 05 listopadu 2015 r. : materiály konf. — Praha : Publishing House “Education and Science” s.r.o., 2015. — D. 11. — S. 61 - 64.
6. Жигуц, Ю. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу / Ю. Жигуц, В. Широков [Текст] // Машинознавство. — Львів. — 2005. — №4. — С. 48 - 50.
7. Жигуц, Ю.Ю. Использование термитных высоколегированных сталей для питания отливок [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, В.Ф. Лазар // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій : збірник наук. праць. — 2009. — № 8. — С. 173 - 178.
8. Жигуц, Ю.Ю. Технологія отримання термітних зносостійких чавунів [Електр. ресурс] / Ю.Ю. Жигуц // Збірник наукових праць Дніпродзержинського державного технічного університету (технічні

науки). — 2013. — № 1 (21). — С. 27 - 31. — Режим доступу до журн. : [http://www. http://archive.nbu.gov.ua/portal/natural/Znpddtu/htm](http://www.http://archive.nbu.gov.ua/portal/natural/Znpddtu/htm).

9. Жигуц, Ю.Ю. Ливарні термітні жароміцні сплави на нікелевій основі [Текст] / Ю.Ю. Жигуц // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. Запоріжжя, ЗНТТУ. 2013. — № 1. — С. 35 - 39.

10. Zhiguts, Yu. Special grey and white termite cast irons [Текст] / Yu. Zhiguts, V. Lazar // British Journal of Science, "London University Press". London. — 2014. — № 2(6). — V. 1. — P. 201 - 207.

11. Zhiguts, Yu. Synthesis of special thermite cast irons and their properties [Текст] / Yu. Zhiguts, B. Homjak, I. Bilak // Fundamental and applied science: 11 international research and practice conf., 30 october – 07 november 2015 r. : materials conf. — Sheffield UK: "Science and Education" LTD, 2015. — V. 18. — S. 30 - 32.

12. Жигуц, Ю.Ю. Термітне зварювання чавунних деталей [Текст] / Ю.Ю. Жигуц // Вісник Чернігівського державного технологічного університету. Серія "Технічні науки" : науковий збірник / Черніг. нац. технол. ун-т. — 2015. — № 2 (7,8). — С. 134 - 138.

Рецензент проф., док. техн. наук, Козубовський Володимир Ростиславович, провідний науковий співробітник науково-дослідного інституту засобів аналітичної техніки Ужгородського національного університету, лауреат державної премії у галузі науки і техніки

Стаття надійшла до редакції 12.04.2016.

УДК: 620.22: 669.017

Yu. Zhiguts¹, V. Lazar², Yu. Skyba¹
Uzhhorod National University "(Ukraine)¹
Mukachevo State University (Ukraine)²

NOVEL TECHNOLOGIES OF SYNTHESIZING NI-HARD BY METALLOTHERMIC METHODS

The lack of materials with required complex of physical, technological and auxiliary properties for the relevant functional purposes has raised a problem of synthesizing corresponding alloys and developing technologies of their production. Synthesis of materials with specific properties will allow not only the new areas of their application to be opened, but also the new trends in further scientific research to be formulated. Combined methods of material synthesis are based on the use of the two types of reactions, namely, the metallothemic ones and the self-propagating high-temperature synthesis (SHS). Combined processes versatility is related to the possibility of synthesizing almost any cast material.

Keywords: metallothemy, SHS, materials, technologies, synthesis.

Ю.Ю. Жигуц, В.Ф. Лазар, Ю.Ю. Скиба **НОВІ ТЕХНОЛОГІЇ СИНТЕЗУ НІХАРДІВ МЕТАЛОТЕРМІЧНИМИ МЕТОДАМИ**

Відсутність матеріалів з необхідним комплексом фізичних, механічних, технологічних і службових властивостей для відповідного функціонального призначення поставило завдання синтезу відповідних сплавів і розробка технологій їх виготовлення. Синтез матеріалів зі спеціальними властивостями дозволяє відкрити не тільки нові сфери їх застосування, а й нові тенденції в області подальших наукових досліджень. Комбіновані методи синтезу матеріалу засновані на використанні двох типів реакцій, а саме металотермічних і само поширюваного високотемпературного синтезу (СВС). Універсальність їх пов'язана із можливістю синтезу практично будь-якого литого матеріалу.

Ключові слова: металлотермія, СВС, матеріали, технології, синтез.

Ю.Ю. Жигуц, В.Ф. Лазар, Ю.Ю. Скиба **НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СИНТЕЗА НИХАРДОВ МЕТАЛОТЕРМИЧНЫМИ МЕТОДАМИ**

Отсутствие материалов с необходимым комплексом физических, механических, технологических и служебных свойств для соответствующего функционального назначения поставило задачу синтеза соответствующих сплавов и разработки технологий их изготовления. Синтез материалов со специальными свойствами позволяет открыть не только новые сферы их применения, но и новые тенденции в области дальнейших научных исследований. Комбинированные методы синтеза материала основаны на использовании двух типов реакций, а именно металлотермических и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Универсальность их связана с возможностью синтеза практически любого литого материала.

Ключевые слова: металлотермия, СВС, материалы, технологии, синтез.

1. Subject relevance. The urgent industrial problem of nowadays is not only creation of new materials but also improvement of traditional material properties and advance development of technologies of their production. Detailed studies of the problem allow us to state that this task could be successfully solved by using specially synthesized alloys produced by combined processes based on the combustion of exothermic powder mixtures.

The above technologies are based on the combined processes and allow the predetermined structure to be synthesized with specified alloy properties at cast formation with the use of synthesized materials for the emergency repairs of products, part surface layer recovery and for the use of the synthesized alloy for the cast saving in the exothermic cast additive technologies.

The synthesis technologies developed in this work differ from traditional ones by a series of obvious advantages: the lack of need in the powerful electric energy power supplies, the possibility to use simple and cheap casting equipment, the high process productivity (alloy synthesis time may vary from 30 seconds to a couple of minutes), the possibility of using secondary production waste – graphite electrode grinding, aluminium or magnesium chips, iron cinder, blue powder, i.e. the dust from the filters of the casting shops producing manganese alloys. All the aforementioned have caused an urgent need in carrying out research described in this paper. The above technologies could be successfully applied to save metal at the high-volume and mass production factories producing casts and instruments. Creating materials on the basis of the self-propagating high-temperature synthesis (SHS) and combined (metallothemy+SHS) processes as well as studying the influence of new technological methods of metal production on the cast microstructure, chemical composition and mechanical properties have gained large practical importance. Their use in the existing casting technologies, e.g. in producing steel casts with thermite cast additives increases considerable process efficiency.

2. Research goal. The main goal of the present research was to predict the structure and the phase composition of the synthesized alloys, to elucidate the influence of combined technologies on the material properties and to determine the most optimal areas of the above alloys application. In addition, this work is intended to study the synthesized materials, namely the thermite cast iron type ni-hard etc.

3. Materials and research technique. The following materials were used in this work: the smoke black, the aluminium powder "ПА-3" – "ПА-4", the iron cinder (rolling made) with the following average chemical composition (in mass %): 0.05 C; 0.10–0.35 Si; 0.10–0.35 Mn; 0.01–0.03 S; 0.01–0.03 P; 40–50 Fe₂O₃; 50–60 FeO and others. The powder burden was dried, mixed, consolidated and placed into the metallothermic reactor, in the simplest variant – into the metallothermic pot.

The essence of the metallothermic and combined syntheses is quite simple, i.e. the powder-like burden ingredients are loaded into the metallothermic reactor and then are burnt up using a special igniter. After combustion completion, in the bottom part of reactor the cast is formed, whereas the slag is collected in the upper part due to a considerable difference in the specific masses of the reaction products.

To determine the cast mass and alloy yield, at the first stage of our studies the microsmeltings were carried out in the metallothermic pot at the burden mass of 100–150 g. Combustion process was initiated by a special titanium powder (ПХ-2) made igniter.

After determining the burden composition by the chemical reaction stoichiometric coefficients and its correcting by the component fixation coefficients, the adiabatic combustion temperature of the metallothermic reaction was calculated to find the possibility to separate the alloy from the slag.

The technique developed allows the metallothermic burden composition to be found and its adiabatic combustion temperature to be calculated. The principal condition of the synthesis process is the necessity to keep the actual burden combustion temperature above the slag melting temperature (for Al₂O₃ – 2400 K).

To minimize the high temperature influence on the thermite metal, as well as to eliminate the related high porosity and cast shrinkage, the inert additions were introduced into the burden in a form of the relevant alloy chips and ferrous alloys. To increase the combustion stability and to improve the kinetic characteristics of reaction, 1–2% (of the burden mass) of fluorspar CaF₂ were added to the burden. This addition not only reduces the ignition temperature of the exothermic powder mixture but also increases the metal yield from it.

4. Theoretical part. Taking into account the necessity to predict the alloy structure, phase composition and properties, the authors have developed the principles of the synthesized alloy formation. The techniques based on the above principles allowed the exothermic burden adiabatic combustion temperatures to be determined. The methods of geometric thermodynamics for the structure optimization and prediction were modified as well.

Theoretical grounds of synthesis reaction. When organizing the ferrous alloy synthesis process, we used the thermite reactions based on the aluminium acidification and iron reduction: Fe₃O₄ + Al → Fe + Al₂O₃, or the metallothermic metal oxide reactions with oxidizer and the classical "oxygen-free" combustion SHS reactions. Microsmeltings carried out by us have shown the regularities of the carbon (in a form of silver graphite) and other doping elements fixation by the thermite metal that is necessary to synthesize the desired thermite steel chemical composition when calculating the exothermic burdens.

Method of recovering the exothermic mixture adiabatic combustion temperature and selecting reactions suitable for the alloy synthesis. To find the boundary conditions of the alloy synthesis the authors have developed a method on the basis of adiabatic temperature dependence on the molar composition of synthesized compounds. This allowed the synthesis reactions to be divided into two principal groups. The first of them includes those reactions, the adiabatic temperature of which is higher than the temperature of separation of the synthesized alloy and slag. These reactions are applicable for the alloy formation. The second group of reactions occurring at the ingredient interaction results in the formation of an alloy in a form of separate "grains" in the slag or leads to the slag part non-separation from the alloy itself. These reactions are not acceptable for further experimental use.

After determining the burden composition according to the stoichiometric coefficients and after correcting them by the burden component fixation coefficients, it is recommended to calculate the metallothermic reaction adiabatic combustion temperature T_a [1-3]. In these calculations of the burden adiabatic combustion temperature according to the methods developed, the aluminium sublimation was not taken into account giving the error of finding T_a and the reaction heat Q_r . That is, the principal criterion of the cast production is that T_a for all reactions must exceed the reaction product temperature

T_{mel} . The T_a value calculation, obviously, does not take into account the heat losses during combustion and the completeness of reactants transformation into reaction products.

5. Experimental part. The experimental studies carried out by the authors were stimulated by the necessity to confirm the development of a complex of theoretical notions. This work was carried out to synthesize the different thermite cast irons.

Taking into account the data of the studies we have developed and realized the production of the different carbon steels as a result of the aluminothermic reduction of the iron cinder with introduction of carbon and ferrous alloys into the thermite. It has been found that introduction of more than 20% dopants to the thermite mixture results in the thermite alloy and slag separation termination in the conditions of the laboratory thermite microsmeltings at the burden mass below 300 g. In case of the exothermic burden mass from 0.3 to 5 kg, the dopant content in it could reach 25%, while for the 5–50 kg masses it is 30%.

Thermite steel adding to the conventional one decreases essentially the grain size in the casting condition. For the same reason the alloy in the subadditional zone of the steel casts synthesized with the use of the high temperature gradient thermite cast addition technology is more fine-grained than that in the case of using the ordinary technology [4].

High percentage content of impurities and ferrous alloys excessively "cools" the exothermic reaction, and then the calculated burden composition for the high alloy steel does not ensure the optimal combustion temperature of the exothermic mixture. In this case it is necessary to use the other, different from the above one, direction of the alloy steel synthesis. It is related to the synthesis of a preset alloy chemical composition not by adding a certain quantity of ferrous alloys but by composing a special exothermic burden comprising the alloying oxides (e.g., Cr_2O_3 , CrO_3 , NiO , CuO , V_2O_5 and others) and the iron cinder reduced by aluminium in the course of the aluminothermic process. The technique of the relevant calculations and the synthesis technology have been developed to obtain the thermite high alloys.

When carrying out the thermite smelting according to the suggested method, one has to take into account the "activity" of the elements that compose the metallothermic burden. Speaking about the inhomogeneity of the element distribution in the casts synthesized by the aluminothermic reduction of oxides, one must indicate the sequence of the above oxides reaction with aluminium. First the most easily reducible elements (Fe, Ni, etc.) are reduced, whereas hardly reducible oxides move to the slag melt. Afterwards the thermite metal that contains the excessive aluminium, while passing the slag layer, reduces the hardly reducible oxides as well.

The further experimental microsmeltings were directed to synthesize the four types of the high alloy cast irons – the nihards, i.e. the analogues of the industrial cast irons (the types I, II, III ones and a special one). The chemical composition of the above alloys shown in table 1 confirms the correctness of the burden calculation results. In this case the synthesis reaction was carried out both in the chill mold-type reactor and in that with the graphite lining to find the influence of the heat removal regime on the nihard mechanical properties (table 2).

Table 1.

Chemical composition of the thermite nihards (mass %)

Synthesized nihard	Alloying element content							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P
Type I	3.2–3.5	0.4–0.7	0.3–0.5	4–4.5	2–2.5	–	≤0.05	≤0.05
Type II	2.7–3.2	0.4–0.7	0.3–0.5	4–4.7	2–2.5	–	≤0.05	≤0.05
Type III	1–1.5	0.4–0.7	0.3–0.5	4–4.5	1.4–1.6	–	≤0.05	≤0.05
Alloy 3-2-1	3.2–3.5	0.4–0.7	1.2–2.0	3–3.5	1.5–2.0	0.8–1.0	≤0.15	≤0.40

The use of the graphite pot leads to a slight nihard strength increase. In general, the microsmelting conditions establish such intense melt cooling regime that the influence of the reactor lining stops dominating. All the casts made of the nihards had no external signs of shrink holes and cast cutting and macroanalysing confirmed these conclusions. No chemical composition liquation over the cast volume was found.

Synthesized thermite wear-proof cast irons, i.e. nihards, relate to the chromium-nickel martensitic cast irons, graphitizing probability of which at the alloy synthesis using the aluminothermic method decreases significantly due to the large temperature gradient and high rates of heat removal. The

microstructural analysis has shown that in the thermite cast irons the cementite content is not less than 50% that results in the 1000 – 1050 HV hardness.

Table 2.

Mechanical properties of the thermite nihard

Cast iron type	Casting method	σ_b	HB	σ_u
		MPa		
I	Chill reactor	270–320	570–640	470–890
	Graphite pot	280–320	600–670	490–710
II	Chill reactor	380–450	590–630	560–770
III	Graphite pot	–	370–410	–
Alloy 3-2-1	Graphite pot	–	490–560	–

Cast iron wear-resistance at the abrasive wear is known to depend on the structural components microhardness, shape, location and number. The principal phases in the nihard structure (as the X-ray spectral analysis has shown) that influence most intensively the wear-resistance are cementite and the more wear-proof Cr, Mo etc. carbides. The X-ray spectral analysis has found in these cast iron structures, besides the Fe_3C , $(Fe,Cr)_3C$ and carbides, the $(Fe,Cr)_7C_3$ carbides that provided the 15 GPa HV microhardness. That of the $(Fe,Cr)_3C$ carbides is 10.0-10.5 GPa, while for $(Fe,Cr)_7C_3$ and $(Fe,Cr)_{23}C_6$ it is 14.5–17.5 GPa.

At the same time, the alloyed thermite cast irons at the manganese content increase [4-12] demonstrate, despite high synthesis temperatures, the castability worsening with the shrink-off conservation within 1.6–2.2 %. To improve the casting properties and the quality of the cast made from the thermite nihard, the metallothermic reactor was heated up to 420–520 K.

The synthesized cast irons are badly processed by cutting [4, 13-16]. The nihards are ready to produce microcracks even at grinding. This results in the necessity to use the low-temperature cast softening with the 4–6 hr exposure or normalization with subsequent softening.

6. Conclusions. The results of the theoretical and experimental studies presented above are related to the synthesis of materials by combined technologies based on the metallothermy and SHS. On the basis of developed methods of calculations the compositions of burdens have been found and a wide spectrum of different-type alloys have been synthesized.

The specific features of smelting using combined methods have been found, the mechanical properties and the structure of alloys produced have been studied, the recovery coefficients for the alloy elements in the metallothermic and combined processes have been found. In addition, the technologies of the thermite welding and smelting onto the super-hard surfaces have been developed, while combining the LSH and SHS processes in one operation allowed one to solve a complex of technical problems of production of the carbide steel-like materials and hard alloys on the metal surface.

7. Outlooks of the further use of the combined technologies and synthesized cast alloys. Theoretical, experimental and research-industrial works carried out by the authors allow a series of problems to be solved being related to the production of the materials for certain functional purposes and the novel synthesis technologies to be applied in the non-traditional conditions. This allows a number of the most serious technical problems that retard development and use of combined processes in the industrial production practice to be removed.

It is necessary in the closest future to:

1. Develop typical technologies based on the combined processes of material synthesis.
2. Extend the practice of the developed technologies application for the casting and welding productions, etc.
3. Develop typical equipment for synthesizing the above materials.
4. Develop the method of using the synthesized alloys to liquidate the emergency situations due to repairing at the movable railway platforms; marine objects both on the water surface and under water; for spacecraft's that underwent microdestruction during space flight; in case of necessity of repairs at the drilling units and on the transpolar territories or in other places away from the energy power supplies.
5. Extend a spectrum of synthesized alloys and determine their structure and phase composition for the optimal use.

6. Increase the efficiency of the use of the laser surface hardening and combined processes of alloy synthesis.

7. Define the most expedient areas of the use of the above synthesized materials.

References:

1. Мержанов, А.Г. Новые методы получения высокотемпературных материалов основанные на горении [Текст] / А.Г. Мержанов, И.П. Боровинская, В.И. Юхвид и др. // Научные основы материаловедения. — М.: Наука, —1981.—С. 193 - 206.
2. Жигуц, Ю. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу [Текст] / Ю. Жигуц, В. Широков // Машинознавство. — Львів. — 2005. — №4. — С. 48 - 50.
3. Жигуц, Ю.Ю. Технології отримання та особливості сплавів синтезованих комбінованими процесами [Текст] / Ю.Ю. Жигуц, В.Ф. Лазар. — Ужгород : Видавництво «Інватор», 2014. — 388 с.
4. Zhiguts, Yu. Grey and white special thermite cast iron [Текст] / Yu. Zhiguts, J. Luthko // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій : збірник наук. праць. — 2012. — № 9. — С. 222 - 232.
5. Zhiguts, Yu. Some features of thermite cast irons [Текст] / Yu. Zhiguts, V. Telythko, A. Muthithka // Найновітні наукові постиження: 9-а міжд. науч. практ. конф., 17-25 март 2013 г. : матеріал иконф. — София: „Бял ГРАД-БГ” ООД, 2013. — Т. 22. — С. 34 - 36.
6. Zhiguts, Yu. Special grey thermite cast irons [Текст] / Yu. Zhiguts, V. Lazar, S. Mojsyjk // Dnyvėda : 9 miezinárodní vědecko-praktická konf., 27 brezen 2012 - 05 dubna 2013 r. : materiály conf. — Praha: Publishing House “Education and Science” s.r.o., 2013. — D. 34. — S. 3 - 6.
7. Жигуц, Ю. Ю. Технологія синтезу термітних кремністих чавунів [Текст] / Ю.Ю. Жигуц // Прогресивні технології і системи машинобудування. — 2013. — № 1/2. — С. 108 - 111.
8. Жигуц, Ю. Ю. Технологія термітного синтезу чавунів для гальмівних механізмів [Текст] / Ю.Ю. Жигуц // Міжвузівський збірник Луцького національного технічного університету «Наукові нотатки». — 2013. — № 40. — С. 92 - 95.
9. Жигуц, Ю. Ю. Технологія отримання термітних зносостійких чавунів [Електр. ресурс] / Ю.Ю. Жигуц // Збірник наукових праць Дніпродзержинського державного технічного університету (технічні науки). — 2013. — № 1 (21). — С. 27 - 31. — Режим доступу до журн. : [http://www. http://archive.nbuv.gov.ua/portal/natural/Znpddtu/htm](http://www.archive.nbuv.gov.ua/portal/natural/Znpddtu/htm).
10. Жигуц, Ю. Технологія синтезу термітних антифрикційних чавунів [Текст] / Ю. Жигуц, В.Лазар, В.Талабірчук // Вісник Тернопільського національного технічного університету. — 2013. — № 2 (70). — С. 79 - 84.
11. Жигуц, Ю. Технологія синтезу немагнітних термітних чавунів [Текст] / Ю. Жигуц, В. Широков // Наукові записки. Науково-технічний збірник. Українська академія друкарства. — 2013. — № 1 (42). — С. 97 - 102.
12. Zhiguts, Yu. The features of properties and structure of thermite high-strength cast iron [Текст] / Yu. Zhiguts, V. Shurokov // Міжвузівський збірник Луцького національного технічного університету «Наукові нотатки». — 2013. — № 41. Ч. 1. — С. 23 - 32.
13. Zhiguts, Yu. Special grey and white thermite cast irons [Текст] / Yu. Zhiguts, V. Lazar // British Journal of Science “London University Press”. London. — 2014. — № 2 (6). — V. 1. — P. 201 - 207.
14. Zhiguts, Yu. The high strength thermite cast irons [Текст] / Yu. Zhiguts, I. Opathko // American Journal of Scientific and Educational Research, “Columbia Press”. New York. — 2014. — № 2 (5). — V. 2. — P. 635 - 641.
15. Zhiguts, Yu. Some features of structure and properties thermite cast irons [Текст] / Yu. Zhiguts, M. Kljar // Clusters and nanostructured materials (CNM-4'2015) Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем : 4 international meeting, 12-16 october 2015. : materials conf. — Uzhorod : Ukraine, 2015. — С. 140.
16. Zhiguts, Yu. Synthesis of special thermite cast irons and the irproperties [Текст] / Yu. Zhiguts, B. Homjak, I. Bilak // Fundamental and applied science - 2015 : 11 international research handpractice conf., 30 october – 07 november 2015 r. : materials conf. — Sheffield UK : “Science and Education” LTD, 2015. — V. 18. — S. 30 - 32.

Рецензент проф., док. техн. наук, Козубовський Володимир Ростиславович, провідний науковий співробітник науково-дослідного інституту засобів аналітичної техніки Ужгородського національного університету, лауреат державної премії у галузі науки і техніки

Стаття надійшла до редакції 12.04.2016.

УДК 621.9.06

Н.Т. Зубовецька, Р.М. Полінкевич, Р.Г. Редько, Р.А. Склярів
ТЕОРЕТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЗМУ ДЕМПФУВАННЯ В ШАРАХ МАЩЕННЯ
ГАЗО-ГІДРАВЛІЧНИХ ІНЕРЦІЙНИХ ПІДШИПНИКІВ

В статті наведено результати теоретичного дослідження походження затухання в газо-гідралічних інерційних підшипниках (ГГП). Встановлено, що газо-гідралічне мащення має властивості самоналаштування параметрів при виникненні коливань в сторону їх зменшення. Демпфувальна здатність в шарах мащення ГГП суттєво залежить від в'язкості рідинного шару, величини ексцентриситету і параметру швидкохідності.

Ключові слова: підшипники, високошвидкісні ротори, газ, рідина, системи ротора, мащення.
Форм. 7. Рис. 4. Літ. 6.

Н.Т. Зубовецкая, Р.М. Полинкевич, Р.Г. Редько, Р.А. Склярів
ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ДЕМПФИРОВАНИЯ В СЛОЯХ
СМАЗКИ ГАЗО-ГИДРАВЛИЧЕСКИХ ИНЕРЦИОННЫХ ПОДШИПНИКОВ

В статье изложены результаты теоретического исследования происхождения затухания в газо-гидравлических инерционных подшипниках (ГГИП). Установлено, что газо-гидравлическая смазка имеет возможность самонастраиваться при возникновении колебаний в сторону их преодоления. Демпфирующая способность в слоях смазки ГГИП существенно зависит от вязкости жидкого слоя, величины эксцентриситета и параметра быстроходности.

Ключевые слова: подшипники, высокоскоростные роторы, газовые, гидравлические, системы ротора, смазка.

N. Zubovetska R. Polinkevich, R. Redko, R. Sklyarov
THEORETICAL RESEARCH OF THE MECHANISM DAMPING IN LAYERS OF GAS-
HYDRAULIC INERTIAL BEARINGS

The article sets out the results of a theoretical research origins of damping in the gas-hydraulic inertial bearings (GHIB) It is set that the gas-liquid greasing is characteristics of tuning of parameters of painting in case of occurring of vibrations in the side of their overcoming. Antivibration ability in the layers of painting of GHIB substantially depends from viscosity of liquid layer, sizes of eccentricity and to the parameter of high-speedness.

Keywords: bearing, high speed rotors, gas, hydraulic, rotor system, viscosity.

Вступ. Розвиток технологій, що спостерігається в останній час, з використанням високошвидкісних роторних систем (ВШРС) таких як: високошвидкісна обробка на верстатах, ультрацентрифугування, гіроскопи, транспортні і енергетичні турбіни та ін., вимагає необхідність конструювання ВШРС на новому, високому технологічному рівні.

ВШРС під час роботи мають сприймати динамічні навантаження без порушення точності і втрати працездатності. В той же час саме ротор може бути джерелом дисбалансу, нерівномірної жорсткості та ін.

Динамічна якість ВШРС визначається в першу чергу статичною жорсткістю і демпфувальною здатністю підшипників. Ці характеристики лежать в основі визначення таких важливих показників, як динамічна жорсткість, АФЧХ, декременти затухання, вібростійкості і амплітуд власних та вимушених коливань. У зв'язку із значними динамічними навантаженнями, які виникають опорах високошвидкісних роторів, важливе значення має забезпечення достатнього демпфування в підшипникових опорах роторів ще на стадії проектування.

Постановка проблеми. Нові за конструкцією і принципом дії газогідравлічні інерційні підшипники (ГГП) призначені саме для використання в якості опор роторів ВШРС [1]. ГГП одночасно володіє властивостями гідро- і газодинамічних підшипників, тому в основу математичної моделі можуть бути покладені елементи теорії гідро- і газодинамічного мащення, прикладні задачі, які розглянуті в роботах Л.І. Седова [2], С.А. Шейнберга [3] і багатьох інших дослідників. Проте, особливості двохфазного робочого середовища (рідина і газ) цих підшипників вимагають застосування й специфічної математичної моделі для оцінки демпфувальної здатності ГГП. У двохфазному шарі мащення трапляється взаємодія рухомих молекул рідини і газу за високих швидкостей, що кардинально змінює картину течії. Для побудови математичної моделі цього процесу необхідно визначити механізми створення ефектів динамічної жорсткості і зокрема демпфування в шарах мащення ГГП. В попередніх роботах [4, 5] були проведені дослідження конструктивних особливостей, режимів роботи, статичних і енергетичних характеристик ГГП. В даній роботі досліджується механізм виникнення і розподілу сил в'язкого тертя в шарах мащення.

Основний зміст. Демпфування в ГГП відбувається за рахунок в'язкої сили демпфування, яка пропорційна швидкості руху \dot{r}_g втулки в радіальному напрямку по координаті r (рис. 1):

$$F = \chi \cdot \dot{r}_g, \quad (1)$$

де χ – коефіцієнт в'язкого тертя [6].

При цьому енергія, яка втрачається при цьому русі, розсіюється у вигляді тепла в шарах газу і рідини.

Розглянемо математичну модель демпфування коливань в змащувальному шарі ГГП. В стаціонарному режимі втрати потужності на тертя [1] при зміщеннях ε_g і $\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g$ відповідно дорівнюють:

$$N_{TPg}(\varepsilon_g) = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_g(T) V_{C\varepsilon_g}^2}{H_g} \cdot R_B \cdot L, \text{ Вт}; \quad (2)$$

$$N_{TPh}(\varepsilon_g) = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_h(T) \left[0,5 \cdot 10^{-4} (dn) - V_{C\varepsilon_g} \right]^2}{H_h} \cdot R_B \cdot L, \text{ Вт}; \quad (3)$$

$$N_{TPg}(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g) = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_g(T) V_{C(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g)}^2}{H_g} \cdot R_B \cdot L, \text{ Вт}; \quad (4)$$

$$N_{TPh}(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g) = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_h(T) \left[0,5 \cdot 10^{-4} (dn) - V_{C(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g)} \right]^2}{H_h} \cdot R_B \cdot L, \text{ Вт}. \quad (5)$$

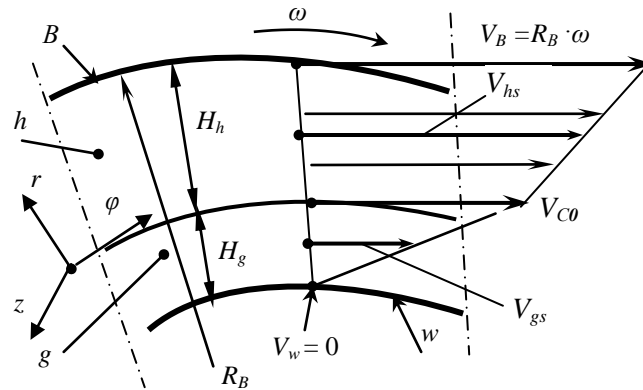


Рис. 1. Схема змащувального шару ГГП

Оскільки розглядається дозвукова течія в газовому шарі, то швидкість деформації в ньому більша, ніж швидкість зміщення \dot{r}_g . Тому приймемо припущення в тому, що розсіяння енергії на тертя в шарі рідини g (див. рис. 1) відбувається миттєво. Тоді при зміщенні на величину $\Delta\varepsilon_g$ розсіяння енергії з формул (2) і (3) дорівнює за будь-якої швидкості \dot{r}_g :

$$\Delta N_{TPg}(\varepsilon_g) = N_{TPg}(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g) - N_{TPg}(\varepsilon_g) = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_g(T) \left[V_{C(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g)}^2 - V_{C\varepsilon_g}^2 \right]}{H_g} R_B L. \quad (6)$$

де α_0 – параметр гальмування [5];

$$V_{C\varepsilon_g} = V_C \frac{1 + \alpha_0}{\frac{\alpha_0}{\sqrt{1 - \varepsilon_g}} + 1}$$

Розсіювання енергії тертя в газовому шарі h відбувається не миттєво за рахунок більшої інерційності рідини і більших напруг зсуву, тобто епюра швидкостей V_h деформується поступово

з форми, яка відповідає зміщенню ε_g , до форми з $\Delta\varepsilon_g$. За малих зміщень ε_g і відсутності деформації рідинного шару вважаємо, що тангенціальні сили інерції є незначними, а сили в'язкості навпаки враховуємо. При цьому вважаємо:

$$\frac{dU_\varphi}{dt} = 0; \frac{\partial p}{r\partial\varphi} = 0; U_r = 0.$$

Тоді система рівнянь Нав'є-Стокса з врахуванням оцінки мізерності її членів і прискоренні U_φ по координаті r набуває вигляд:

$$\begin{cases} \frac{\partial p}{\partial r} = -\rho \frac{U_\varphi^2}{r}; \\ \mu \left(\frac{1}{r} \frac{\partial U_\varphi}{\partial r} - \frac{U_\varphi}{r^2} \right) - \rho U_\varphi \frac{\partial U_\varphi}{\partial r} = \frac{\partial U_\varphi}{\partial t}. \end{cases} \quad (7)$$

Система (7) розпадається на 2 незалежних рівняння, але друге рівняння є неоднорідним і його аналітично отримати важко. Тому оцінимо внесок інерційних сил у порівнянні з в'язкими. Якщо рахувати, що зміна форми епюри швидкостей V_h відбувається за час $t = H_g \Delta\varepsilon_g / \dot{r}_g$, за який відбувається зміщення $\Delta\varepsilon_g$, то сила демпфування в шарі від дії лише в'язких сил рівна:

$$F_{h\mu} = \frac{\Delta N_{TPg}(\varepsilon_g)}{\dot{r}_g} = \frac{\Delta N_{TPg}(\varepsilon_g)}{H_g \Delta\varepsilon_g} \cdot t, \quad (8)$$

Інерційну складову визначимо, порівнявши імпульс сили інерції F_{hp} за час t до приросту кількості руху частинок рідини.

Кількості руху елементарного шару рідини товщиною $d\rho$ на відстані від поверхні розподілу шарів (див. рис. 3.9) при зміщенні ε_g :

$$\left[dm \cdot V_h(\rho) \right]_{\varepsilon_g} = 2\pi \cdot 10^{-3} L \rho_h \left[V_{C\varepsilon_g} - \frac{0,5 \cdot 10^{-4} (dn) - V_{C\varepsilon_g}}{H_h} \right] d\rho.$$

Теж при зміщенні $\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g$:

$$\left[dm \cdot V_h(\rho) \right]_{\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g} = 2\pi \cdot 10^{-3} L \rho_h \left[V_{C(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g)} - \frac{0,5 \cdot 10^{-4} (dn) - V_{C(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g)}}{H_h} \right] d\rho.$$

Інтегруванням різності кількостей рухів по $d\rho$ від 0 до H_h отримаємо вираз для імпульсу сили:

$$\int_0^{H_h} \left\{ \left[dm \cdot V_h(\rho) \right]_{\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g} - \left[dm \cdot V_h(\rho) \right]_{\varepsilon_g} \right\} d\rho = F_{hp} \cdot t.$$

Виконуючи інтегрування і враховуючи вираз для $\Delta N_{TPg}(\varepsilon_g)$ з (3.55), отримуємо:

$$\frac{\pi \cdot 10^{-6} \dot{r}_g L \rho_h H_h \left[V_{C(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g)} - V_{C\varepsilon_g} \right]}{H_g \Delta\varepsilon_g} = F_{hp}.$$

Знайдемо відношення:

$$\bar{F}_h = \frac{F_{hp}}{F_{h\mu}} = \frac{2\dot{r}_g^2 \pi \cdot 10^{-6} L \rho_h H_h \left[V_{C(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g)} - V_{C\varepsilon_g} \right]}{\Delta N_{TPh}(\varepsilon_g) H_g \Delta\varepsilon_g},$$

де $\Delta N_{TPh}(\varepsilon_g)$ з формул (2) і (3).

Виразимо швидкість зміщення \dot{r}_g через параметри підшипника:

$$\dot{r}_g = \frac{\pi \cdot 10^{-3} (dn) H_g \Delta\varepsilon_g}{30d}. \quad (9)$$

На рис. 2 наведені залежності \bar{F}_h (7) від параметру швидкохідності для $d=30$ мм і $L=60$ мм при $H_h = 0,02; 0,04; 0,06; 0,08$ мм. Змащувальне середовище: повітря + гас (рис. 2,а) і повітря + мастило турбінне Т₅₇ (рис. 2, б).

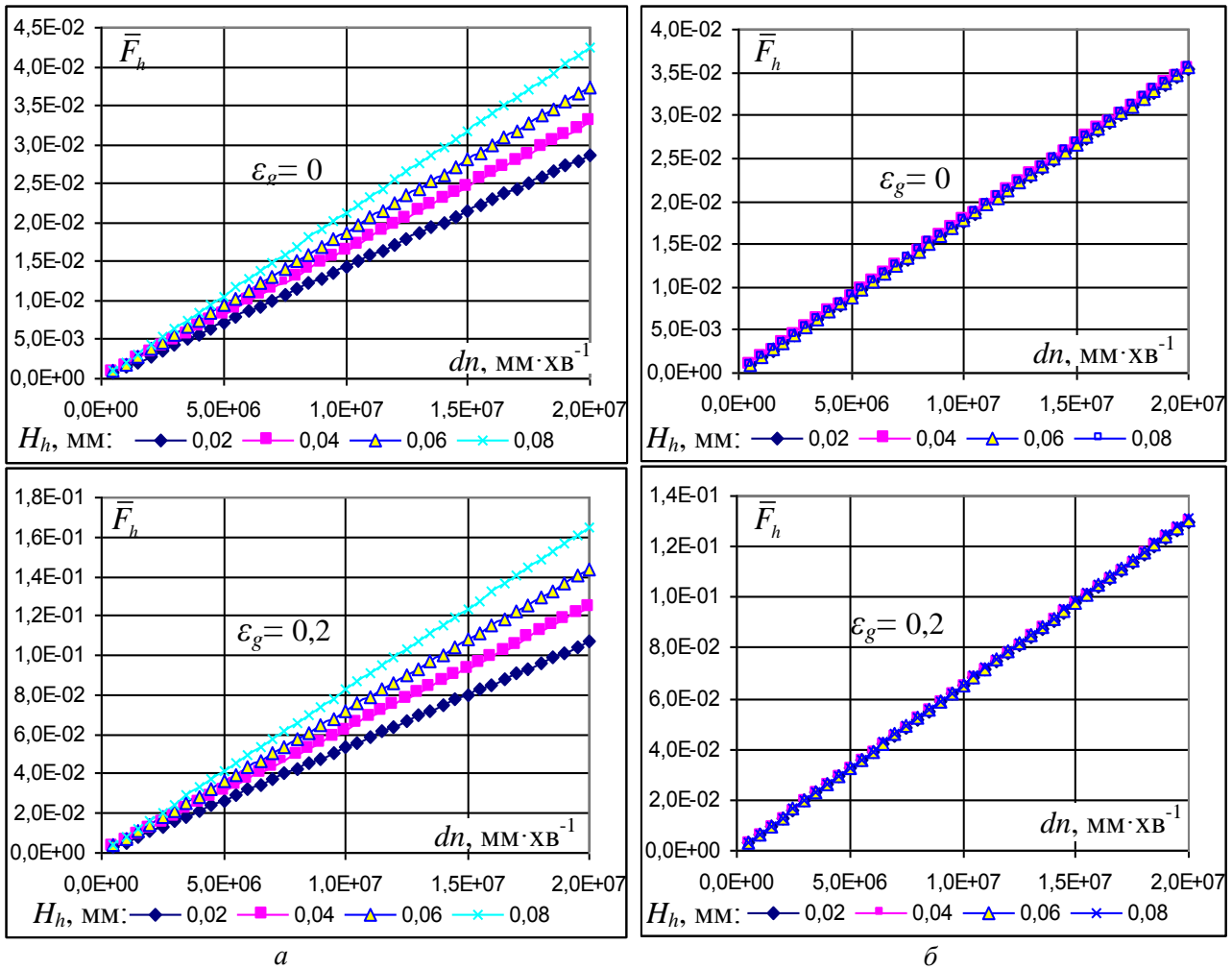


Рис. 2 Залежності \bar{F}_h (3.58) від параметру швидкохідності dn для $L=30$ мм і $d=60$ мм при $H_h = 0,02; 0,04; 0,06; 0,08$ мм і відносних зміщеннях $\epsilon_g = 0; 0,2$. Змащувальне середовище: повітря + гас (а) і повітря + мастило турбінне Т₅₇ (б)

Із залежностей \bar{F}_h на рис. 2 бачимо, що при малих зміщеннях (до $\epsilon_g = 0,2$) і швидкохідності $dn < 10^7$ мм·хв⁻¹ вага інерційної складової при демпфуванні в шарі рідини не перевищує 6%. При цьому вона зростає при збільшенні ϵ_g і незначно зменшується при використанні більш в'язкої і густої рідини (мастило Т₅₇). Товщина шару рідини помітно впливає при використанні мало в'язкої рідини (гас), при цьому при зменшенні H_h вага інерційних сил також зменшується.

Максимальне демпфування в шарі рідини має місце при малих ексцентриситетах $\epsilon_g = 0,1 \dots 0,2$ і є суттєво нелінійним. Розрахунки демпфувальної здатності змащувального шару ГПШ без врахування інерційної складової слід рахувати заниженими на 2...6 %.

З врахуванням останнього силу демпфування в шарі h можна записати формулами (6) і (8) для в'язкого демпфування у вигляді:

$$F_{h\mu} = \frac{\Delta N_{TPg}(\epsilon_g)}{\dot{r}_g} = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_g(T) \left[V_{C(\epsilon_g + \Delta\epsilon_g)}^2 - V_{C\epsilon_g}^2 \right]}{H_g \dot{r}} R_B L. \quad (10)$$

Враховуючи (1), коефіцієнт в'язкого тертя в шарі рідини:

$$\chi_h(\epsilon_g) \approx \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_g(T) \left[V_{C(\epsilon_g + \Delta\epsilon_g)}^2 - V_{C\epsilon_g}^2 \right] R_B L}{H_g}. \quad (11)$$

На рис. 3 представлені залежності χ_h (11) від товщини H_h шару рідини при зміщеннях $\varepsilon_g = 0,0 \dots 0,6$ і параметрі швидкохідності $dn = 10^7 \text{ мм} \cdot \text{хв}^{-1}$ для $L=30 \text{ мм}$ і $d = 60 \text{ мм}$. Для в'язкої рідини (T_{57}) залежність в діапазоні $H_h = 0,2 \dots 1,0 \text{ мм}$ є лінійною, але демпфувальна здатність в цілому нижча, ніж для гасу. Підвищення демпфувальної здатності ГПП при збільшенні товщини шару H_h і ексцентриситету ε_g супроводжується зменшенням сумарної статичної жорсткості обох шарів, яка залишається при цьому достатньо високою. При цьому χ_h не залежить від параметру швидкохідності (dn). Отже газорідинне змащування має властивості самонастроювання параметрів мащення при виникненні вібрацій в бік їх подолання.

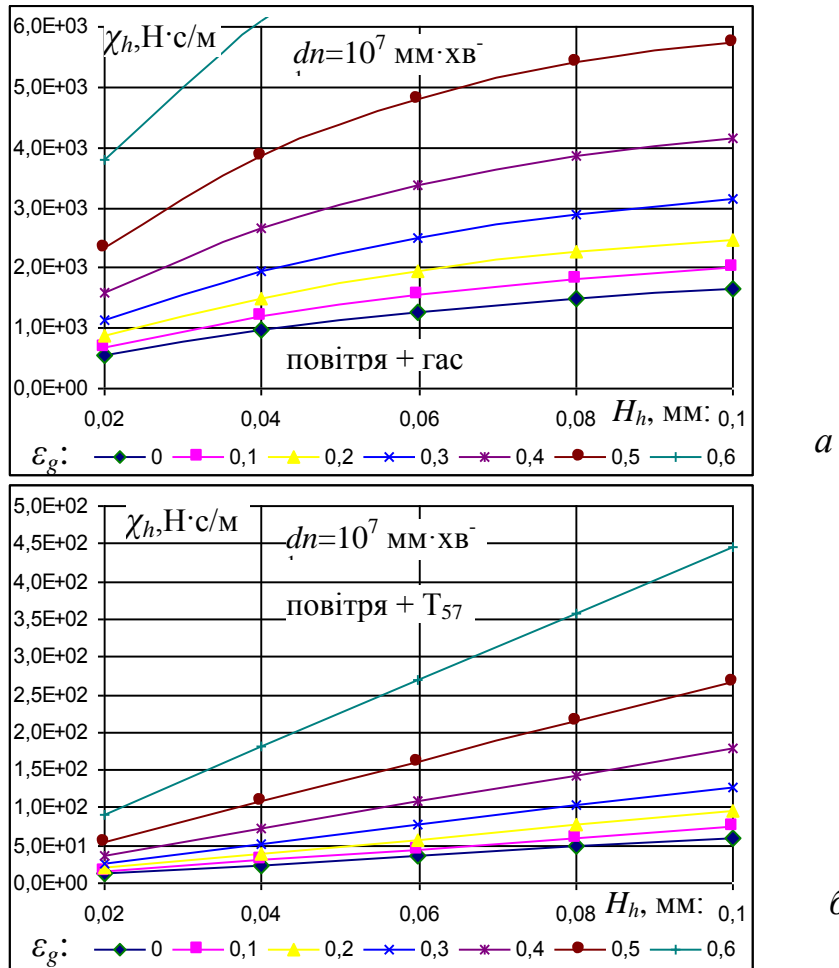


Рис. 3. Залежності χ_h (11) від товщини H_h шару рідини при зміщеннях $\varepsilon_g = 0,0 \dots 0,6$ і параметрі швидкохідності $dn = 10^7 \text{ мм} \cdot \text{хв}^{-1}$ для $L=30 \text{ мм}$ і $d = 60 \text{ мм}$. Змащувальне середовище: повітря + гас (а) і повітря + мастило турбінне T_{57} (б)

Розглянемо характеристику демпфування в газовому шарі g (див. рис.1). Сила демпфування в газовому шарі g визначається з врахуванням (6):

$$F_g = \frac{\Delta N_{TPg}(\varepsilon_g)}{\dot{r}_g} = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_g(T) \left[V_{C(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g)}^2 - V_{C\varepsilon_g}^2 \right]}{H_g \dot{r}_g} R_B L, \text{ Н.} \quad (12)$$

а коефіцієнт в'язкого тертя за формулою:

$$\chi_g = \frac{4\pi \cdot 10^{-3} \mu_g(T) \left[V_{C(\varepsilon_g + \Delta\varepsilon_g)}^2 - V_{C\varepsilon_g}^2 \right]}{H_g} R_B L, \text{ Н} \cdot \text{с} / \text{м.} \quad (13)$$

На рис. 4 надані залежності χ_g (13) від товщини H_h шару газу при зміщеннях $\varepsilon_g = 0,0 \dots 0,6$ і параметрі швидкохідності $dn = 10^7 \text{ мм} \cdot \text{хв}^{-1}$ для $L=30 \text{ мм}$ і $d = 60 \text{ мм}$.

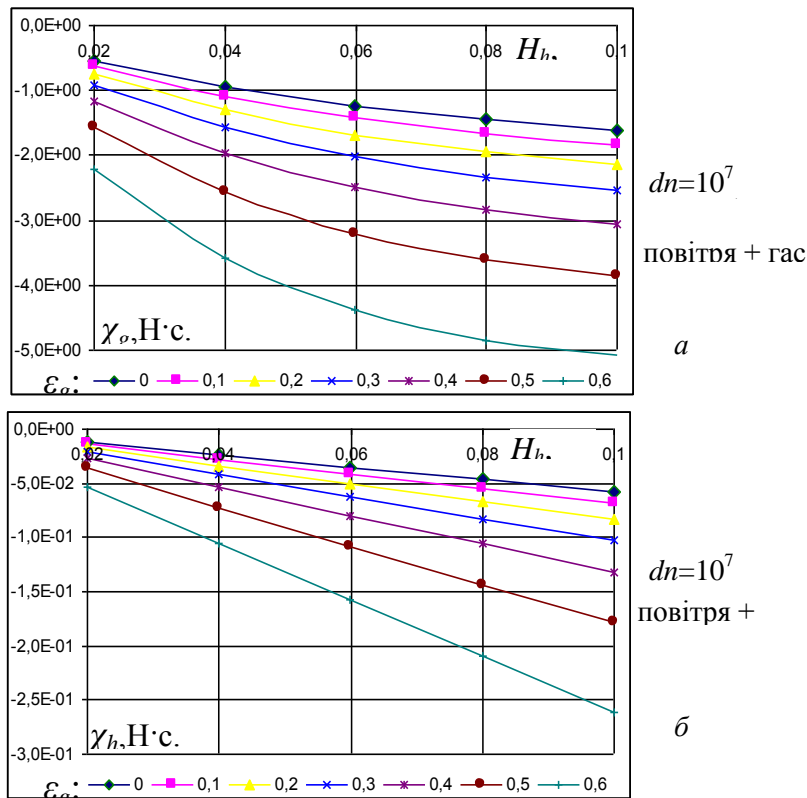


Рис. 4. Залежності χ_g (13) від товщини H_h шару рідини при зміщеннях $\varepsilon_g = 0,0 \dots 0,6$ і параметрі швидкохідності $dn = 10^7$ мм·хв⁻¹ для $L=30$ мм і $d = 60$ мм. Змашувальне середовище: повітря + газ (а) і повітря + мастило турбінне Т₅₇ (б)

З графіків $\chi_g(H_h)$ (рис. 4) бачимо, що коефіцієнт в'язкого тертя в шарі газу має від'ємну величину, яка зменшується, як при збільшенні товщини шару H_h , так і при збільшенні відносного ексцентриситету ε_g , тобто демпфувальна здатність газового шару за цих умов зменшується.

Якщо порівняти коефіцієнт в'язкого тертя в шарі газу χ_g (рис. 4) і в шарі рідини χ_h (рис. 3), то можна констатувати, що $|\chi_h| \gg |\chi_g|$ - приблизно на 3...4 порядки. Від'ємні значення χ_g вказують на те, що при зміщенні ε_g трапляється визволення енергії тертя в шарі газу за рахунок гальмування на межі розподілу шарів g і h (див. рис. 1). При тому при збільшенні ε_g демпфувальна здатність шару зменшується. Отже χ_g також залежить від (dn).

Висновки. Проведений теоретичний аналіз механізму демпфування в ГГП показав наступне:

1. Демпфувальна здатність в шарах мащення ГГП суттєво залежить від в'язкості рідинного шару, величини ексцентриситету і параметру швидкохідності.
2. Демпфування в основному відбувається в рідинному шарі, при цьому $|\chi_h| \gg |\chi_g|$ - приблизно на 3...4 порядки.
3. Газорідинне змашування має властивості самонастроювання параметрів мащення при виникненні вібрацій в бік їх подолання.

1. Зубовецька Н.Т. Навантажувальна здатність і енергетичні характеристики високошвидкісних радіальних газо-гідрравлічних інерційних підшипників: дисертація кандидата технічних наук: 26.05.10 / Зубовецька Наталія Тарасівна. – Луцьк, 190 с.
2. Седов Л.И. Механика сплошной среды: в 2 т. Т.1. / Л.И. Седов – М.: Наука, 1973. – 536 с.
3. Шейнберг С.А. Опоры скольжения с газовой смазкой / С.А. Шейнберг, В.П. Жедь, М.Д. Шишеев. – М.: Машиностроение, 1969. – 336 с.
4. Зубовецька Н.Т. Динамічні характеристики високошвидкісного роторного газо-гідрравлічного інерційного підшипника / Н.Т. Зубовецька // Машинознавство. - 2008. - №4. – С. 42-47.
5. Захаров П.О. Теоретичне обґрунтування вибору основних параметрів модельного газогідравлічного інерційного підшипника / П.О. Захаров, Н.Т. Зубовецька, В.І. Шваб'юк // Машинознавство. – 2002. – №11(65). – С. 33-36.
6. Детали и механизмы металлорежущих станков / [под. ред. Решетова Д.Н.]. – М.: Машиностроение, 1972. – т.2. – 520с.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

**І.Б. Івасенко¹, В.М. Посувайло¹, М.М. Студент¹,
Г.Г. Веселівська¹, Я.Я. Сірак¹, Ю.М. Коваль², Н.Ю. Імбірович³**
Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України
²ДП "ОС "УКРСЕПРОТРУБОІЗОЛ"

³Луцький національний технічний університет

ВПЛИВ МІКРОСТРУКТУРИ НА КОРОЗІЙНІ ПОШКОДЖЕННЯ ПОВЕРХНІ ЕДП З ДРОТУ Al-Mn У ВИХІДНОМУ СТАНІ ТА З ПЛАЗМО-ЕЛЕКТРОЛІТНИМИ ПОКРИТТЯМИ

Вплив мікроструктура електродугового покриття (ЕДП) з дроту Al-Mn у вихідному стані та з оксидокерамічними покриттями на корозійні пошкодження поверхні було встановлено. Мікроструктуру електродугового покриття змінювали температурою відпалу. Залежності між зміною розмірів структурних компонентів сплаву Al-Mn і корозійними пошкодженнями сплаву з покриттями ПЕО після витримки в середовищі синтетичного слабокислого дощу (рН 4,5) були досліджені. Показано, що температура відпалу 200° С, і особливо 550° С викликає істотне збільшення поверхневих дефектів у порівнянні з відпалом при температурі 400° С і 500°С. Це відбувається через відсутність позитивного впливу марганцю при відпалі 200° С та збільшення розмірів катодних включень при температурі відпалу 550° С. Великі розміри інтерметалідних включень призводять до формування оксидокерамічних покриттів з високою пористістю.

Ключові слова: Al-Mn сплав, плазмoeлектролітна обробка, оксидокерамічні покриття, електродугові покриття, інтерметалідні включення, корозійні пошкодження.

И.Б. Ивасенко, В.М. Посувайло, М.М. Студент, Г.Г. Веселівська, Я.Я. Сірак, Ю.М. Коваль, Н.Ю. Імбірович **ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА КОРРОЗИОННЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЭДП ИЗ ПРОВОЛОКИ Al-Mn В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ И С ПЛАЗМОЭЛЕКТРОЛИТНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ**

Влияние микроструктура электродуговой покрытия (ЭДП) из проволоки Al-Mn в исходном состоянии и с оксидокерамическими покрытиями на коррозионные повреждения поверхности было установлено. Микроструктуру электродуговых покрытий меняли температурой отжига. Зависимости между изменением размеров структурных компонентов сплава Al-Mn и коррозионными повреждениями сплава с покрытиями ПЭО после выдержки в среде синтетического слабокислого дождя (рН 4,5) были исследованы. Показано, что температура отжига 200° С, и особенно 550° С вызывает существенное увеличение поверхностных дефектов по сравнению с отжигом при температуре 400° С и 500° С. Это происходит из-за отсутствия положительного влияния марганца при отжиге 200° С и увеличение размеров катодных включений при температуре отжига 550° С. Большие размеры интерметаллидных включений приводят к формированию оксидокерамических покрытий с высокой пористостью.

Ключевые слова: Al-Mn сплав, плазмoeлектролітична обробка, оксидокерамічні покриття, електродугові покриття, інтерметалідні включення, корозійні пошкодження.

I.B. Ivashenko, V.M. Posuvailo, M.M. Student, N.H. Veselivska, Ya.Ya. Sirak, Y.Y. Koval, N.Y. Imbirovich **INFLUENCE OF ELECTRIC ARC COATING Al-Mn ALLOY MICROSTRUCTURE ON THE SURFACE CORROSION DAMAGE IN THE INITIAL STATE AND WITH PEO COATINGS**

The effect of electric arc coating Al-Mn alloy microstructure on the surface corrosion damage after annealing at different temperatures and with synthesized PEO coatings has been investigated. The dependencies between the changes in the size of the structural components of the alloy Al-Mn and corrosion resistance of the alloy with the PEO coatings in the environment of synthetic weak acid rain (pH 4.5). It is shown that the annealing temperature is 200 °C, and especially 550 °C cause a substantial increase of surface defects in comparison to annealing at temperatures of 400 °C and 500 °C. This is due to the lack of a positive influence of manganese during annealing of 200 °C, and increasing the size of the cathode inclusions at an annealing temperature of 550 °C. Its results in the formation PEO layers with high porosity..

Keywords: Al-Mn alloys, electric arc coating, microstructure, plasma electrolyte oxidation, , corrosion damages, intermetallic inclusions.

Алюмінієвий сплав Al-Mn широко використовується для конструкцій, що працюють за низьких навантажень. Для нього, як і для інших низьколегованих алюмінієвих сплавів, характерною є висока корозійна стійкість. Останнім часом у Фізико-механічному інституті ім. Г.В. Карпенка НАН України активно проводяться роботи по підвищенню корозійної та корозійно-ерозійної тривкості конструкцій шляхом напилення електродуговим методом шарів з алюмінієвих дротів різного складу з наступним плазмо-електролітним оксидуванням (ПЕО).

© І.Б. Івасенко, В.М. Посувайло, М.М. Студент,
Г.Г. Веселівська, Я.Я. Сірак, Ю.М. Коваль, Н.Ю. Імбірович

Багатофункціональність ПЕО-покриттів сприяє їх використанню в найрізноманітніших галузях промисловості. Проте можливості методу досліджені ще далеко не повністю. Структура і склад оксидних шарів, крім природи оброблюваного металу і інших менш значущих внутрішніх чинників, визначаються зовнішніми умовами їх формування і, насамперед, складом електроліту, компоненти якого можуть входити в покриття структурно, а також часом і параметрами режиму обробки, що визначають термічні, часові і інші характеристики мікророзрядів. Тому метою даної роботи було дослідження впливу мікроструктури на корозійні пошкодження напиленого електродуговим методом сплаву Al-Mn у вихідному стані та з оксидокерамічними покриттями у середовищі слабокислого дощу.

МЕТОДИ ТА МАТЕРІАЛИ

Досліджували зразки з напиленого дроту Al-Mn (Mn – 1,0... 1,5 %; Cu – 0,05... 0,2 %; Si – 0,6 %; Zn – 0,1 %; Fe до 0,7 %; Al – решта). Мікроструктуру ЕДП покриттів змінювали відпалом за температур 200, 400, 500 та 550 °С. Корозійні пошкодження аналізували як на відпалених зразках, так і на сформованих після термообробки оксидокерамічних покриттях, які синтезували на установці ІМПЕЛОМ в електролітній плазмі в електроліті складу 3 g/l KOH + 2 g/l nNa₂O· mSiO₂ решта дистильована вода за методикою описаною в [2]. Густина струму 20 А/дм², співвідношення між I_c/I_a = 1, час синтезу – 50 хв. Зразки перед нанесенням покриттів шліфували до появи металічного блиску, після цього промивали в дистильованій воді та знежирювали етиловим спиртом. Після синтезу оксидокерамічних покриттів, зразки промивали дистильованою водою та висушували.

Корозивним середовищем слугував слабокислий дощ складу: 3,18 мг/л H₂SO₄ + 4,62 мг/л (NH₄)₂SO₄ + 3,20 мг/л Na₂SO₄ + 1,58 мг/л HNO₃ + 2,13 мг/л NaNO₃ + 8,48 мг/л NaCl, pH = 4,5 у якому зразки витримували впродовж 30 діб.

Корозійні пошкодження поверхні на зразках після витримки в дощових розчинах, вивчали на сканівному електронному мікроскопі Zeiss EVO-40XVP із системою рентгенівського мікроаналізу INCA Energy 350. Аналіз корозійних пошкоджень поверхні зразків проводили за методикою викладеною в роботах [3 – 5] та апробованою в [6, 7].

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Відомо, що корозійна стійкість алюмінію забезпечується плівкою оксиду алюмінію, яка захищає його від впливу зовнішнього середовища. Домішки, які є в алюмінієвих сплавах, знижують його пластичність, корозійну стійкість, електро- та теплопровідність. Основними елементами в сплаві Al-Mn, які залишаються в сплаві під час виготовлення, є Fe та Si.

Залізо малорозчинне в алюмінії і спричиняє появу фази FeAl₃. Кремній є менш шкідливою домішкою в алюмінієвих сплавах. Він, як і залізо, зменшує пластичність, корозійну стійкість, електро- та теплопровідність, хоча і в меншій мірі ніж залізо. Розчинність кремнію в алюмінії сильно залежить від температури. За 550 °С вона становить 1,30 мас. %; 500 °С – 0,88 мас. %; 400 °С – 0,34 мас. %; 200 °С менше 0,01 мас. %. За вмісту кремнію до 0,4 % він знаходиться в твердому розчині.

Кремній в алюмінії разом з домішками заліза утворює сполуку FeSiAl₅ з розгалуженою, подібною до ієрогліфів структурою.

Для запобігання шкідливому впливу Fe та Si в сплави вводять марганець, який призводить до формування сполук (Fe, Mn)₃Si₂Al₁₅, Al₆(MnFe) та Al₁₀Mn₂Si і зміни фазових перетворень під час кристалізації та формуванні кристалів у формі багатогранників кулястої та кубічної форми, що призводить до підвищення пластичності сплавів. Марганець володіє досить високою розчинністю в алюмінії при температурі 658 °С (1,4 % Mn), хоча вона різко зменшується за зниження температури до 550-450 °С. Не дивлячись на змінну розчинність марганцю сплав Al-Mn термообробкою не зміцнюється. Нагрів до 640-650 °С та швидке охолодження дає змогу отримати пересичений твердий розчин марганцю в алюмінії, але він не приводить до істотного підвищення міцності. Крім цього твердий розчин розпадається при наступних нагрівах. Марганець має низьку швидкість дифузії в алюмінії. Окрім цього стандартний електродний потенціал заліза в слабокислих і нейтральних розчинах складає –0,44 В, марганцю –1,2 В, алюмінію –1,6 В. Тобто формування (Fe, Mn)₃Si₂Al₁₅ покращує ще й корозійну тривкість сплаву внаслідок зменшення впливу катодних включень [8, 9].

На рис.1...4 наведені фотографії поверхонь зразків після різного відпалу у вихідному стані та з оксидокерамічними покриттями. Чорні точки відповідають продуктам корозії, які утворились внаслідок анодного розчинення поверхні. Аналіз корозійних пошкоджень та дефектів поверхонь робили на основі запропонованих та апробованих в роботах [6, 7] сегментації поверхневих дефектів оксидокерамічних покриттів за допомогою модифікованого методу Оцу та експрес-методу визначення їх кількості і розмірів (табл. 1).

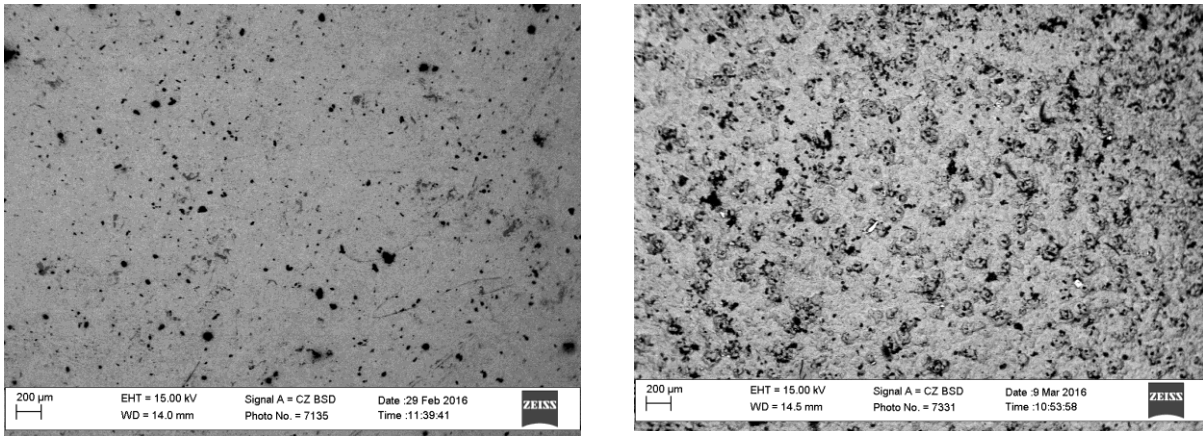


Рис. 1. Мікрофотографія поверхні ЕДП зі сплаву Al-Mn після відпалу за температури 200 °C (a) та з нанесеним на нього ПЕО покриттям (b) після витримки в розчині слабо кислого дощу протягом 30 діб.

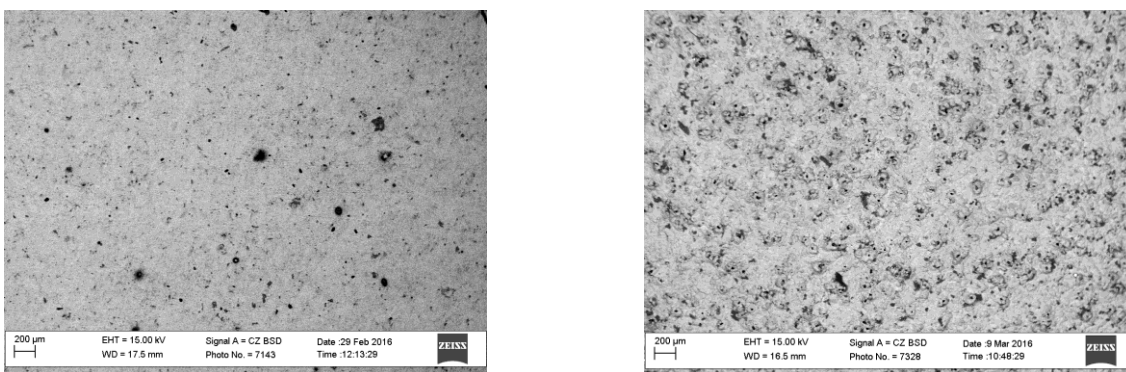


Рис.2. Мікрофотографія поверхні ЕДП зі сплаву Al-Mn після відпалу за температури 400 °C (a) та з нанесеним на нього ПЕО покриттям (b) після витримки в розчині слабо кислого дощу протягом 30 діб.

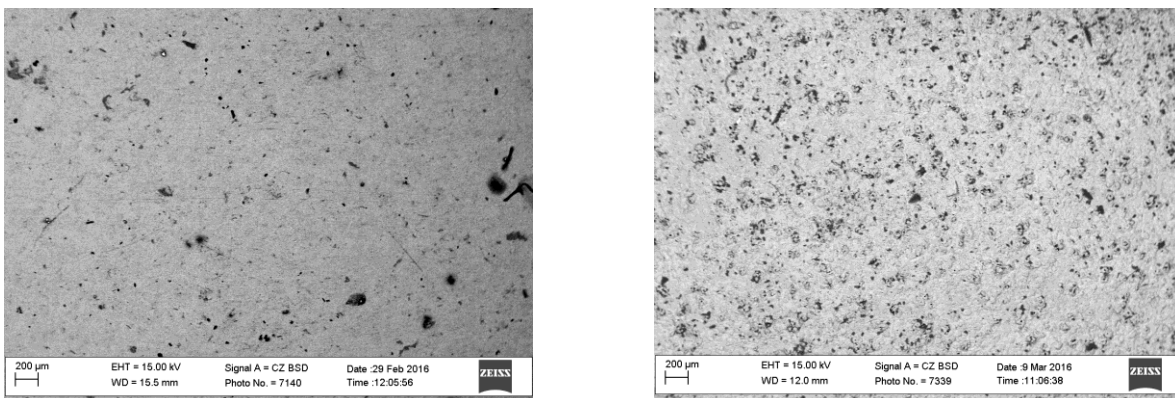


Рис.3. Мікрофотографія поверхні ЕДП зі сплаву Al-Mn після відпалу за температури 500 °C (a) та з нанесеним на нього ПЕО покриттям (b) після витримки в розчині слабо кислого дощу протягом 30 діб.

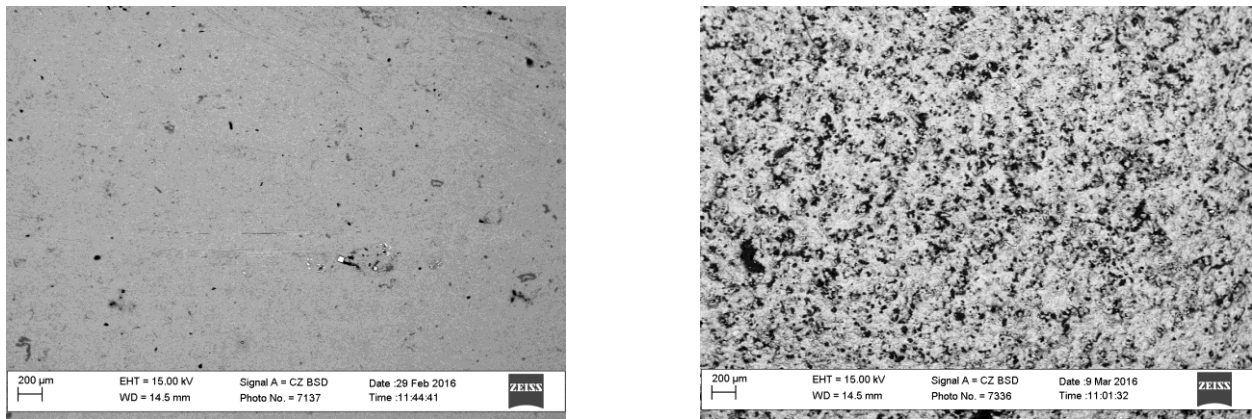


Рис. 4. Мікрофотографія поверхні ЕДП зі сплаву Al-Mn після відпалу за температури 550 °С (а) та з нанесеним на нього ПЕО покриттям (б) після витримки в розчині слабо кислого дощу протягом 30 діб.

Таблиця 1.

Результати сегментації поверхневих дефектів

	Стан поверхні							
	ЕДП Al-Mn	ЕДП Al-Mn ПЕО	ЕДП Al-Mn	ЕДП Al-Mn ПЕО	ЕДП Al-Mn	ЕДП Al-Mn ПЕО	ЕДП Al-Mn	ЕДП Al-Mn ПЕО
T_{ann} , °С	200	200	400	400	500	500	550	550
N	411	1460	599	1136	417	1226	276	2038
S_{incl} , m ²	$3,101 \cdot 10^{-9}$	$1,622 \cdot 10^{-8}$	$3,46 \cdot 10^{-9}$	$9,847 \cdot 10^{-9}$	$4,103 \cdot 10^{-9}$	$8,27 \cdot 10^{-9}$	$1,933 \cdot 10^{-9}$	$2,283 \cdot 10^{-8}$
S_{surf} , m ²	$2,118 \cdot 10^{-7}$	$2,118 \cdot 10^{-7}$	$2,118 \cdot 10^{-7}$	$2,118 \cdot 10^{-7}$	$2,118 \cdot 10^{-7}$	$2,118 \cdot 10^{-7}$	$2,118 \cdot 10^{-7}$	$2,118 \cdot 10^{-7}$
N/S_{surf} , 1/m ²	$1,941 \cdot 10^9$	$6,895 \cdot 10^9$	$2,829 \cdot 10^9$	$5,365 \cdot 10^9$	$1,969 \cdot 10^9$	$5,79 \cdot 10^9$	$1,303 \cdot 10^9$	$9,624 \cdot 10^9$
S_{incl}/S_{surf}	0,01465	0,0766	0,01634	0,0465	0,01938	0,03906	0,009129	0,1078
S_{min} , m ²	$3,086 \cdot 10^{-13}$	$3,086 \cdot 10^{-13}$	$3,086 \cdot 10^{-13}$	$3,086 \cdot 10^{-13}$	$3,086 \cdot 10^{-13}$	$3,086 \cdot 10^{-13}$	$3,086 \cdot 10^{-13}$	$3,086 \cdot 10^{-13}$
S_{max} , m ²	$1,253 \cdot 10^{-10}$	$2,207 \cdot 10^{-10}$	$1,858 \cdot 10^{-10}$	$1,645 \cdot 10^{-10}$	$3,707 \cdot 10^{-10}$	$1,139 \cdot 10^{-10}$	$1,367 \cdot 10^{-10}$	$5,083 \cdot 10^{-10}$
S_{av} , m ²	$7,546 \cdot 10^{-12}$	$1,111 \cdot 10^{-11}$	$5,776 \cdot 10^{-12}$	$8,669 \cdot 10^{-12}$	$9,839 \cdot 10^{-12}$	$6,746 \cdot 10^{-12}$	$7,004 \cdot 10^{-12}$	$1,12 \cdot 10^{-11}$

Примітка: N – загальна кількість дефектів;

S_{incl} – площа дефектів;

S_{surf} – площа аналізованої поверхні;

N/S_{surf} – густина пор;

S_{incl}/S_{surf} – співвідношення площі дефектів до загальної площі;

S_{min} – мінімальний розмір дефекту;

S_{max} – максимальний розмір дефекту;

S_{av} – та середній розмір дефекту.

Відомо [8, 9], що за температури відпуску 150 °С починається виділення з твердого розчину кремнію та заліза про що свідчить зростання кількості дефектів. З подальшим зростанням температури, кількість включень зменшується але їх розміри зростають.

Приведений поелементний аналіз включень поверхні ЕДП Al-Mn відпаленого за температури 400 °С та витриманого в розчині слабокислого дощу впродовж 30 діб (рис. 5) вказує, що на поверхні виникає гальванопара, де катодними включеннями слугують інтерметаліди AlSi, на поверхні яких відбувається відновлення водню, а в їх околі анодне розчинення алюмінію (рис. 5a.). Слід зазначити, що навколо включень FeMnAl анодне розчинення сплаву не відбувається (рис.5b). Це спричинене зменшенням різниці потенціалів включень та алюмінієвої матриці за співвідношення Mn : Fe = 4 : 1.



Рис. 5. Склад інтерметалідів ЕДП з дроту Al-Mn після відпалу за температури 400 °С.

Таблиця 2.

Хімічний склад інтерметалідів ЕДП після корозії

Спектр 1	Масовий, %	Атомний, %	Спектр 2	Масовий, %	Атомний, %
C	25,23	42,34	O	3,31	5,72
O	5,54	6,98	Al	87,70	89,78
Al	33,75	25,21	Mn	7,09	3,56
Si	35,47	25,46	Fe	1,90	0,94

Відпал за температур 400 та 500 °С призводить до зростання дифузії атомів Mn. Подальше підвищення температури відпалу до 550 °С спричиняє зменшення кількості інтерметалідів та зростання їх розмірів, що сприяє збільшенню кількості поверхневих дефектів в ПЕО покриттях (рис. 4b).

Оксидокерамічні покриття, сформовані на ЕДП Al-Mn після відпуску за різних температур, мають різну дефектність. Найбільша густина пор на одиницю площі утворюється після відпуску 200 °С ($6,895 \cdot 10^9$ 1/m²) та, особливо, 550 °С ($9,624 \cdot 10^9$ 1/m²). Середній розмір дефектів у сплавах за таких температур відпалу становить $\sim 7,0 \cdot 10^{-12}$ м².

Аналіз продуктів корозії сплавів з ПЕО покриттями вказує на присутність в них атомів заліза та марганцю, які виходять на поверхню з ЕДП через наскрізні пори великого діаметру, які виникають в місцях інтерметалідних включень внаслідок різних фізичних параметрів оксидів.

Висновки

Встановлено залежності між зміною розмірів структурних складових ЕДП Al-Mn, без та за наявності ПЕО покриттів, та їх корозійними пошкодженнями в середовищі синтетичного слабокислого дощу (рН 4,5). Виявлено, що температури відпалу 200 °С та, особливо, 550 °С спричиняє істотне зростання кількості поверхневих дефектів порівняно з відпалом за температур 400 °С та 500 °С. Це зумовлено відсутністю позитивного впливу марганцю на катодні включення за температури відпалу 200 °С та зростання розмірів інтерметалідів за 550 °С, що призводить, в свою чергу, до формування ПЕО шарів з підвищеною поруватістю.

Література

1. Черненко В.И., Снежко Л.А., Папанова И.И. Получение покрытий анодно-искровым электролизом. Л.: Химия, 1991. – 128 с.
2. Клапків М. Д. Визначення фізико-хімічних параметрів процесу синтезу в електролітній плазмі оксидокерамічних покриттів на алюмінієвих сплавах. – автореф. дис. канд. техн. наук. – Львів, 1996. – 19 с.
3. Івасенко І.Б., Боцянін В. В., Воробель Р. А. Виділення контурів субзерен на зображеннях сталі 2,25Cr-1Mo з використанням методу водорозділу викидів // Відбір і обробка інформації. – 2012. – Вип. 36(112). – С. 98–102.
4. Xu X., Xu S., Jin L., Song E. Characteristic analysis of Otsu threshold and its applications // Pattern Recognition Letters. – 2011. – 32. – P. 956-961
5. Otsu N. A threshold selection method from gray level histograms. IEEE Trans. Systems Man Cybernet. – 1979. – 9. – P. 62–66.
6. Сегментація пор на зображеннях оксидокерамічних покриттів / І. Б. Івасенко, В. М. Посувайло, М. Д. Клапків // Відбір і обробка інформації. - 2013. - Вип. 38. - С. 108-111.
7. Експрес-метод визначення дефектності поверхні оксидокерамічних покриттів / І. Б. Івасенко, В. М. Посувайло, М. Д. Клапків, В. А. Винар, С. І. Остап'юк // Фіз.-хім. механіка матеріалів. - 2009. - 45, № 3. - С. 123-127.
8. Пригунова А. Г., Петров С. С., Пригуров С. В. Механизм влияния хрома и марганца на фазовые превращения и морфологию железосодержащих фаз в силуминах // XI Международной научно-практической конференции «Литье. Металлургия. 2015». – 2015. – с. 196-198.
9. Пригунова А. Г. Повышение прочности и пластичности вторичных силуминов микродобавками // Металлофизика и новейшие технологии. – 1998. – Т.20. – №10. – С.43-49.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК: 621.763:667.637.22

В.П. Кашицький, П.П. Савчук*Луцький національний технічний університет***СУЧАСНІ ТЕНДЕНЦІЇ ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДІВ ІНТЕНСИФІКАЦІЇ ПРОЦЕСІВ СТРУКТУРУВАННЯ КОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ РЕАКЦІЙНОЗДАТНИХ ПОЛІМЕРІВ**

Представлено аналіз сучасних методів інтенсивного структурування полімеркомпозитних матеріалів та результати експериментальних досліджень впливу мінеральних, полімерних та металевих наповнювачів на процеси структуроутворення епоксикомпозитних матеріалів. Показано підвищення ступеня структурування та формування оптимальної структури епоксикомпозитних матеріалів, що містять різнофункціональні наповнювачі та сформовані під дією інфрачервоного випромінювання або в полі струмів високої частоти.

Ключові слова: фізичне поле, струми високої частоти, інфрачервоне випромінювання, термічне нагрівання, гель-фракція, порошковий наповнювач.

В.П. Кашицкий, П.П. Савчук**СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДОВ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРИРОВАНИЯ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ РЕАКЦИОННОСПОСОБНЫХ ПОЛИМЕРОВ**

Представлен анализ современных методов интенсивного структурирования полимеркомпозитных материалов и результаты экспериментальных исследований влияния минеральных, полимерных и металлических наполнителей на процессы структурообразования эпоксикомпозитных материалов. Показано повышение степени структурирования и формирования оптимальной структуры эпоксикомпозитных материалов, содержащих разнофункциональные наполнители и сформированы под действием инфракрасного излучения или в поле токов высокой частоты.

Ключевые слова: физическое поле, токи высокой частоты, инфракрасное излучение, термический нагрев, гель-фракция, порошковый наполнитель.

V. Kashytskyi, P. Savchuk**ACTUAL TRENDS OF APPLICATION OF METHODS OF INTENSIFICATION OF STRUCTURING PROCESSES OF COMPOSITE MATERIALS BASED ON REACTIVE POLYMERS**

Presented the analysis of modern methods of intensive structuring of polymer composite materials and experimental results of the effect of mineral, polymer and metal fillers on the processes of structure formation of epoxy composite. Shown increasing of degree of structuring and forming the optimal structure of epoxy composite materials containing polyfunctional fillers and formed under the influence of infrared radiation, or in the field of currents of high frequency.

Keywords: physical field, currents of high frequency, infrared radiation, thermal heating, gel fraction, powder filler.

Постановка проблеми. Отримання стабільних властивостей та забезпечення високої надійності та довговічності експлуатації виробів з полімеркомпозитних матеріалів вимагає широкого підходу до процесів структурування з врахуванням досить важливих складових як сумісність структурних елементів, досягнення багатофункційності та високих фізико-механічних, технологічних та експлуатаційних характеристик, створення умов для керування властивостей та отримання здатності адаптуватися до зовнішнього впливу [1, 2].

Заданий комплекс необхідних характеристик здатні забезпечити композитні матеріали на основі епоксидних полімерів, що представляють собою складні багатофазні системи, до складу яких входять смола, твердник, модифікатори, наповнювачі та розчинники [1-7]. Присутність в їх складі різноманітних за природою та ознаками компонентів забезпечує відмінності у фізико-механічних, технологічних та експлуатаційних властивостях, створює умови для варіювання параметрів [1, 8, 9].

Основним технологічним процесом формування полімеркомпозитних матеріалів є забезпечення умов для структурування системи з утворенням просторової сітки з макромолекулярних утворень, що рівномірно розподілені в об'ємі полімеру. Відомо багато сучасних технологій, що дозволяють отримати вироби на основі полімерних матеріалів [10], зокрема в промисловості використовують термокамерний метод з конвективним підведенням тепла [8, 11], який дає можливість отримати вироби з полімеркомпозитних матеріалів із задовільними властивостями, однак характеризується довготривалістю та енергоємністю. До сучасних та прогресивних методів тверднення полімеркомпозитних матеріалів відносять технології з використанням магнітних полів, радіаційного опромінювання, прискорених електронів [12].

Для забезпечення рівномірного розподілу структурних елементів необхідно забезпечити однорідність температурного впливу в об'ємі матеріалу, що досягається значною тривалістю процесу нагрівання та призводить до зростання собівартості виробів. У разі нагрівання матеріалу зовнішнім джерелом за умови низької його теплопровідності виникає ситуація, коли зовнішні шари починають тверднути, а внутрішні шари ще не досягли температури ініціювання процесу полімеризації. Ефективним способом вирішення проблеми, яка полягає в забезпеченні рівномірного тверднення полімеркомпозитних матеріалів, є можливість використання методу нагрівання, який би не залежав від теплофізичних характеристик матеріалу. Тому завдання зводилось до забезпечення максимального поглинання енергії зовнішнього фізичного поля опромінюваним матеріалом [2].

Найбільш ефективним методом, який характеризується перевагами у скороченні тривалості технологічного процесу формування, екологічністю та енергозбереження є тверднення виробів в полі струмів високої частоти [11, 12]. Використання електромагнітного поля надвисокої частоти в складі технологічного процесу обробки композицій з полімеркомпозитних матеріалів передбачає використання режимів, які характеризуються наступними параметрами: частотою коливань поля; потужністю електромагнітного поля; швидкістю нагрівання і тривалістю протікання хімічних процесів, що відбуваються при твердненні.

Особливу увагу представляє дослідження впливу енергетичних полів на процеси структуроутворення, що передбачає пряме поглинання енергії матеріалом за рахунок переміщення іонів і коливань диполей з частотою коливань електромагнітного поля без зміни в структурі молекул [8, 12-16]. Процес виготовлення виробів з композиційних матеріалів на основі термореактивних полімерів передбачає використання властивості розм'якшуватися з підвищенням температури, а після досягнення певної температури полімеризуватися, тобто переходити в стабільний твердий стан [17]. У процесі полімеризації між макромолекулами мономерів виникають ковалентні та Ван-дер-ваальсові сили, які спричиняють зближення молекул і зменшення об'єму матриці. Це зумовлює виникнення між молекулами значних залишкових напружень [8].

Використання електромагнітного поля в технологічному процесі тверднення виробів забезпечує значну інтенсифікацію процесу структурування за необхідної щільності системи та підвищення механічних властивостей виробів [18-20]. Обробка у змінному електромагнітному полі дозволяє змінювати орієнтацію ланцюгів полімеру в зовнішніх поверхневих шарах, що дозволяє інтенсифікувати процеси структурування полімеркомпозиту за рахунок підвищення швидкості полімеризації [12]. Структуроутворення під дією надвисоких частот дозволяє знизити залишкові напруження у полімер композитних системах на 20-25% за рахунок формування рівномірної просторової сітки наповнювача, однорідної структури та інтенсивного протікання релаксаційних процесів. Визначено, що найбільш високими адгезійними показниками та мінімальними залишковими напруженнями характеризуються композиції, що містять металовуглецеві наповнювачі і комплексно оброблені зовнішніми фізичними полями протягом 2 хв [4, 12].

Таким чином, підвищення адгезійної міцності до 20% і зниження залишкових напружень на 30% відбувається у результаті комплексної обробки зовнішніми фізичними полями, що пов'язано із зміною макромолекулярної структури епоксидної матриці, інтенсивного диспергування компонентів, формуванням однорідної структури, інтенсивним протіканням фізико-механічних процесів на межі поділу полімер-наповнювач, полімер-основа і наповнювач-основа.

Рентгенографічні дослідження підтверджують [21, 22] факт інтенсивного розвитку процесів полімеризації і збільшення ділянок упорядкування в разі тверднення полімерних в'язучих під впливом інфрачервоного випромінювання порівняно з конвективним нагріванням, оскільки під впливом ІЧ-променів у процесі синтезу енергія активації сприймається молекулами безпосередньо, а не за рахунок теплопровідності системи. У композитах оброблених інфрачервоним випромінюванням порівняно з конвективним нагріванням виявлено вищу кількість зв'язків між макромолекулами, що істотно впливає на міцнісні характеристики матеріалу. Встановлено підвищення міцності під час розтягу до 20 % у випадку високого ступеня структурування, оскільки інфрачервоне випромінювання прискорює процес тверднення. Під час формування багатошарових конструкцій з використанням інфрачервоного випромінювання в процесі укладання препрега кожен наступний шар наносять "тверду" основу, що сприяє і кращому натягу волокна і щільному укладанню. При цьому в'язуче розподіляється більш рівномірно, що

сприяє підвищенню міцності композита за значної інтенсифікації процесу формування виробів. Під час тверднення композитів на основі в'язучого поліконденсаційного типу в процесі впливу інфрачервоного випромінювання відбувається вільний і послідовний вихід летких речовин, що значно підвищує якість матеріалу.

У разі інфрачервоного випромінювання процеси нагрівання та полімеризації об'єднуються, внаслідок чого різко скорочується тривалість формування виробів. За конвективного підведення теплоти процеси нагрівання й полімеризації розвиваються послідовно. Оскільки теплопровідність композита низька, відбувається спочатку нагрівання поверхневих шарів, а потім – центра заготовки. Градієнт температур, який виникає в перерізі виробу поступово зменшується, підвищуючи час наскрізного прогрівання та тривалість процесу тверднення.

Постановка завдань. Аналіз літературних джерел показав, що розробка нових та інтенсивних способів структурування реакційноздатних полімерів є актуальною задачею ефективного формування композитних матеріалів на полімерній основі. Інтенсивний вплив зовнішніх фізичних полів дозволяє регулювати фізико-механічні властивості полімеркомпозитних матеріалів в широкому діапазоні, що потребує додаткових експериментальних досліджень для визначення механізмів і кінетики процесів взаємодії компонентів на межі поділу фаз з метою отримання високих значень експлуатаційних характеристик.

Викладення основного матеріалу. Експериментально встановлено, що найвищий вміст гель-фракції ($G=98,8\%$) мають композити наповнені порошком оксиду алюмінію (рис. 1) та структуровані в полі струмів високої частоти (СВЧ). Це свідчить про зростання ступеня структурування матриці у зовнішніх поверхневих шарах частинок наповнювача, що підвищує експлуатаційні характеристики даних епоксикомпозитних систем, оскільки ступінь структурування насамперед визначається кількістю фізичних та хімічних зв'язків між макромолекулами полімеру і поверхнею дисперсних часток. Низький ефект від ступінчастого нагрівання епоксикомпозитів наповнених порошком оксиду алюмінію на нашу думку спостерігається через утворення хімічних зв'язків в поверхневих шарах епоксикомпозитів, які сповільнюють протікання подальшого процесу структурування.

Введення до складу епоксидної композиції порошку заліза забезпечує вищий вміст гель-фракції в епоксикомпозитах, порівняно з наповненням порошком фторопласту, незалежно від характеру структурування. У випадку структурування епоксикомпозитів наповнених порошком заліза під дією термічного нагрівання вміст гель-фракції є вищий порівняно з наповненням порошком оксиду алюмінію. Це пов'язано з високою теплопровідністю наповнювача, яка забезпечує швидке надходження теплової енергії всередину матеріалу, що не відбувається за умови наповнення порошками фторопласту та оксиду алюмінію, теплопровідність яких є значно меншою.

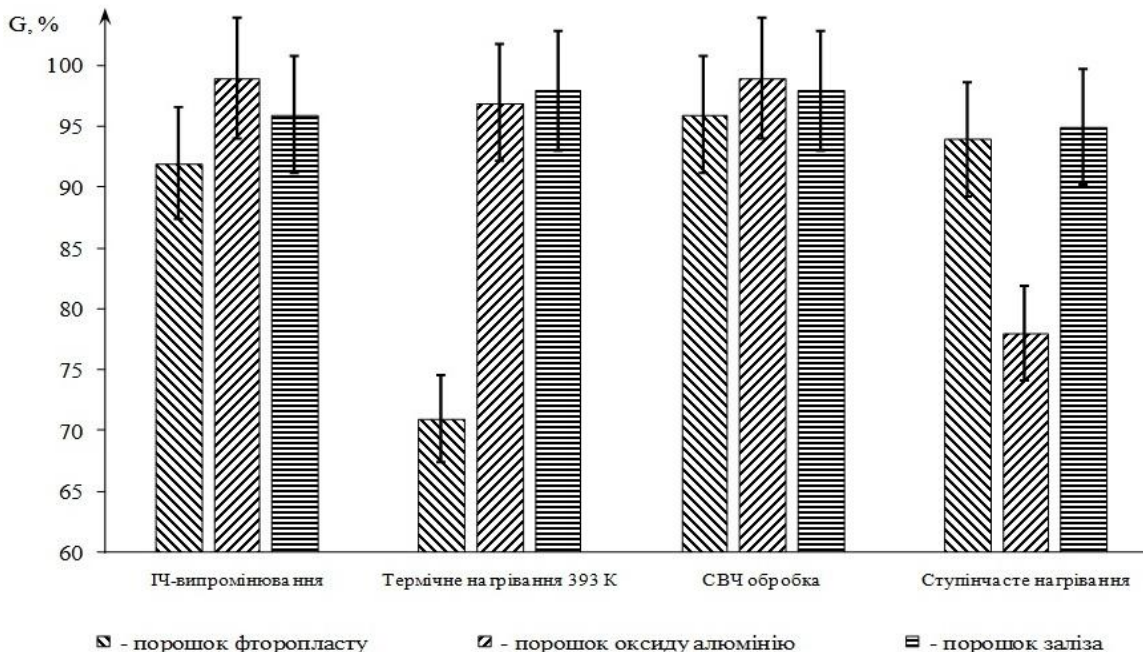


Рис. 1. Залежність вмісту гель-фракцій епоксикомпозитів від характеру структурування

Тому найнижче значення вмісту гель-фракції мають епоксикомпозити наповнені порошком фторопласту ($G=71,2$ %) після термічного нагрівання у печі за температури 393 К, яке проводилось після попередньої витримки за нормальних умов протягом 24 год. Це вказує на те, що зв'язки між епоксидним полімером і частинками фторопласту формуються на перших етапах тверднення системи і проведення подальшої обробки є малоефективним. Це підтверджується також результатами структурування в полі СВЧ, яке призводить до збільшення кількості зв'язків між матрицею і наповнювачем. Ступінчастий нагрів дає менший ефект, оскільки реакція полімеризації в основному реалізується на поверхні зразка, а теплопровідність як полімерної матриці, так і порошку фторопласту відповідно є низькою.

Структурування досліджуваних епоксикомпозитів під впливом ІЧ-випромінювання забезпечує підвищення вмісту гель-фракцій, порівняно з термічним нагріванням, через вищу здатність електромагнітних хвиль проникати всередину матеріалу та ініціювати процес полімеризації. Структурування епоксикомпозитів наповнених порошком оксиду алюмінію під дією ІЧ-випромінювання забезпечило високий вміст гель-фракції в системі, що вказує на формування максимальної кількості зв'язків в об'ємі полімеркомпозиту.

Формування первинних зв'язків в епоксикомпозитах наповнених порошком оксиду алюмінію відбувається більш інтенсивно, порівняно з епоксикомпозитами наповненими порошком фторопласту, що визначається наявністю на поверхні частинок активних центрів.

Порівнюючи характер структурування під дією ІЧ-випромінювання та СВЧ обробки зафіксовано меншу кількість тріщин на поверхні епоксикомпозитів структурованих під дією ІЧ-випромінювання. Це пов'язано з тим, що електромагнітні хвилі ІЧ спектру мають здатність ініціювати процеси структурування поверхневих та підповерхневих шарів. Структурування в полі СВЧ забезпечує одночасний і рівномірний розподіл енергії в об'ємі матеріалу, в результаті чого в процесі екстрагування видалення неструктурованих фракцій полімерної складової відбувається більш рівномірно, що підтверджує наявність сітки макротріщин на поверхні зразка.

Формування епоксикомпозитів наповнених порошком заліза (рис.2, а) в полі СВЧ забезпечує формування структури, в якій присутня слабовиражена орієнтація частинок порошку в одному з напрямків. Термічне нагрівання (рис.2, б) не сприяє видаленню повітряних включень, відповідно повітряні пори залишаються всередині матеріалу, а розташування частинок є хаотичним.

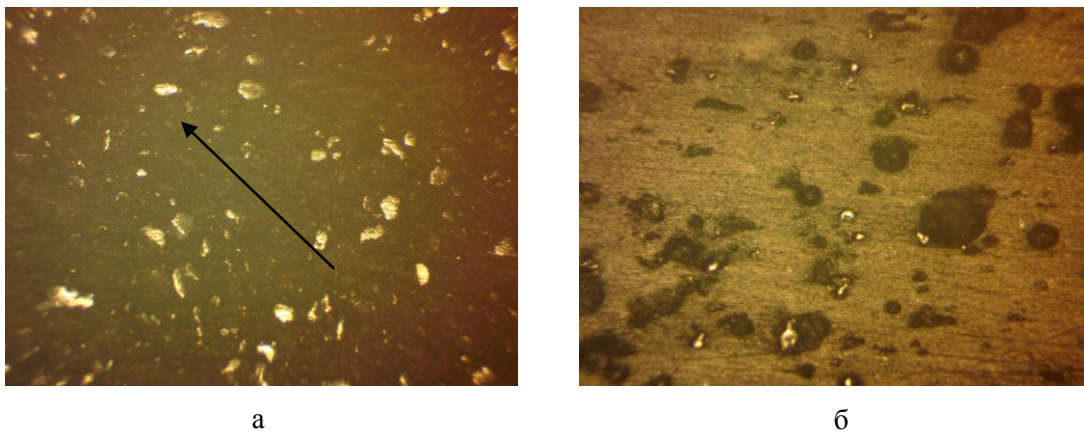


Рис. 2. Мікроструктура епоксикомпозитів наповнених порошком заліза структурованих під дією, $\times 100$: а – СВЧ обробки; б – термічного нагрівання ($t_{\text{кін}} = 393$ К)

Висновки. Найвищий вміст гель-фракції ($G=98,8$ %) мають епоксикомпозити наповнені порошком оксиду алюмінію та структуровані в полі СВЧ, що свідчить про зростання взаємодії епоксиполімеру з поверхнею частинок наповнювача. Низький вміст гель-фракції в епоксикомпозитах наповнених порошком оксиду алюмінію та фторопласту структурованих ступінчастим нагріванням зумовлений інтенсивним утворенням зв'язків в поверхневих шарах епоксикомпозитів, оскільки теплопровідність полімерної матриці і даних порошоків є низькою, що сповільнює в подальшому процес структурування. Застосування СВЧ обробки забезпечує формування структури епоксикомпозитів без повітряних включень, які є об'ємними дефектами та значно знижують міцнісні характеристики матеріалу.

База фундаментальних досліджень процесів інтенсивного структурування епоксикомпозитних матеріалів потребує визначення фізико-механічних характеристик розроблених композитів, що дозволить визначити напружений стан системи та регулювати в широких межах експлуатаційні властивості залежно від технологічних параметрів обробки зовнішніми фізичними полями.

Список використаних джерел:

1. Стухляк П.Д. Эпоксидные композиты для защитных покрытий / П.Д. Стухляк. – Тернополь: Збруч, 1994. – 177 с.
2. Букетов А.В. Фізико-хімічні процеси при формуванні епоксикомпозитних матеріалів / Букетов А.В., Стухляк П.Д., Кальба Є.М. – Тернопіль: Збруч, 2005. – 182 с.
3. Букетов А.В. Закономірності впливу обробки енергетичними полями зв'язуючого і наповнювачів на властивості епоксикомпозитних матеріалів для захисних покриттів: дис. д-ра техн. наук: 05.02.01–Тернопіль: ТДТУ, 2007. – 337 с.
4. Стухляк П.Д. Епоксикомпозитні матеріали, модифіковані енергетичними полями / Стухляк П.Д., Букетов, А.В., Добротвор І.Г. – Тернопіль: Збруч, 2008. – 208 с.
5. Савчук П.П. Теоретичні засади створення епоксидних композитів з керованими функціональними властивостями / П.П. Савчук // Наукові нотатки Луцького національного технічного університету: міжвузівський збірник. Випуск 26. – Луцьк, 2009. – С. 286–295.
6. Косторнов А.Г. Закономерности создания эпоксидных композиционных материалов с управляемыми свойствами / А.Г. Косторнов, П. П. Савчук // Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий: материалы V-й международной конференции, 22-26 сентября 2008 г. – К., 2008. – С. 28.
7. Савчук П. П. Закономерности регулирования структуры и свойств защитных эпоксидных композиционных покрытий / П.П. Савчук, А.Г. Косторнов // Фізико-хімічна механіка матеріалів. Спеціальний випуск № 7. Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. – 2008. – С. 453–456.
8. Савчук П.П. Наукові і технологічні основи створення та керованого функціонування епоксидних композитів з різним ступенем наповнення: дис. д-ра техн. наук: 05.02.01 / П.П. Савчук – Київ: ІПМ, 2010. – 320 с.
9. Кашицкий В.П. Розробка захисних покриттів з підвищеною зносостійкістю на основі епоксидних композитів, модифікованих кремнійорганічним лаком КО-921: Автореф. дис... к-та техн. наук: 05.02.01 / В.П. Кашицкий. – Луцьк: ЛДТУ, 2006. – 20 с.
10. Буланов И.М., Воробей В.В. Технология ракетных и аэрокосмических конструкций из композиционных материалов. – М.: МГТУ им. Н.И. Баумана, 1998. – 480 с.
11. Полімерні композиційні матеріали в ракетно-космічній техніці: Підручник / [Джур Є.О., Кучма Л.Д., Манько Т.А. та ін.] – К.: Вища освіта, 2003. – 399 с.
12. Букетов А.В. Закономірності впливу обробки енергетичними полями зв'язуючого і наповнювачів на властивості епоксикомпозитних матеріалів для захисних покриттів: дис... д-ра техн. наук: 05.02.01 / А.В. Букетов – Тернопіль: ТДТУ, 2007. – 337 с.
13. Голотенко С.М. Розробка нових матеріалів гетерогенної структури на основі епоксиолімерів і металовуглецевої композиції: Автореф. дис... к-та техн. наук: 05.02.01 / С.М. Голотенко – Луцьк: ЛДТУ, 2005. – 20 с.
14. Князев В.К. Эпоксидные конструкционные материалы в машиностроении / В.К. Князев. – М.: Химия, 1987. – 392 с.
15. Негодяев Н.Д. Основы полимерного материаловедения / [Н.Д. Негодяев, А.В. Буриндин, В.Г. Матерн, В.В. Глухих]. – Екатеринбург: Изд. УГТУ, 1998. – 380 с.
16. Справочник по композиционным материалам : В 2-х кн. / Под ред. Дж. Люблина: Пер. с англ. – М.: Машиностроение, 1988. – Кн. 1. – 448 с.
17. Длительная статическая прочность эпоксидных композиций холодного отверждения / [Любимов А.С., Кулешов И.В., Игонин Л.А., Калнинь М.М.] // Пластические массы. – 1985. – № 6. – С. 26–27.
18. Демура А.Л. Використання електромагнітного поля надвисокої частоти в технологічному процесі виготовлення виробів з полімерних композиційних матеріалів // Весник двигателестроения. – Запорожье: ОАО "Мотор Сич", 2006. – № 4. – С. 76–79.
19. Фабуляк Ф.Г. Молекулярная подвижность полимеров в поверхностных слоях / Під. ред. Ф.Г. Фабуляка. – Киев: Наук. думка, 1983. – 144 с.
20. Физико-химия многокомпонентных полимерных систем: В 2-х т. / Под общ. ред. Липатова Ю.С. – Киев: Наук. думка, 1986. – Т. 1 Наполненные полимеры / [В.Ф. Бабич, М.Т. Брык, Р.А. Веселовский и др.] – 1986. – 376 с.
21. Глуханів Н.П., Федорова І.Г. Высокочастотный нагрев диэлектрических материалов в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1983. – 160 с.
22. Демьянчук Б.А. Принципы и применение микроволнового нагрева. – Одесса: Черноморье, 2004. – 520 с.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 539.3, 621.762

В.А. Кошелюк

Луцький національний технічний університет

ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ТЕРМОПРУЖНОСТІ АНІЗОТРОПНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ОСНОВІ МОДИФІКОВАНОГО МСЕ

У роботі запропоновано використання спеціальних модифікованих скінченних елементів для обчислення коефіцієнтів інтенсивності напружень. Запропонований метод базується на використанні методу скінченних елементів при розв'язуванні задач механіки руйнування з врахуванням температурних напружень. Отримано вирази для аналізу плоских задач термопружності анізотропних тіл із тріщинами. Наведено числовий приклад.

Ключові слова: термопружність, тріщина, коефіцієнт інтенсивності напружень, механіка руйнування, модифіковані скінченні елементи.

В.А. Кошелюк**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ АНИЗОТРОПНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА БАЗЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО МКЭ**

В статье предложено использование специальных модифицированных конечных элементов для расчета коэффициентов интенсивности напряжений. Предложенный метод основан на использовании МКЭ при решении задач механики разрушения с учетом температурных напряжений. Получены выражения для анализа плоских задач термоупругости анизотропных тел с трещинами. Приведен численный пример.

Ключевые слова: термоупругость, трещина, коэффициент интенсивности напряжений, механика разрушения, модифицированные конечные элементы.

V.A. Kosheliuk**DETERMINATION OF FRACTURE PARAMETERS OF THERMOELASTIC ANISOTROPIC ELEMENTS BASED ON THE MODIFIED FEM**

The paper proposes to use special modified finite elements evaluation of stress intensity factors. The proposed method uses the FEM of fracture mechanics, which account for the thermoelasticity. The expressions for the construction analysis of plane problems of thermoelasticity of anisotropic solids containing cracks. The numerical examples have been given.

Key words: thermoelasticity, crack, stress intensity factors, fracture mechanics, modified finite elements.

Постановка проблеми та огляд публікацій

Фізико-механічні властивості структурно неоднорідних матеріалів визначаються взаємопов'язаним впливом характеристик утвореної композиційної структури та властивостями окремих матеріалів складових компонентів. Для отримання композиційного матеріалу із високими механічними характеристиками (границя міцності, пружності тощо) необхідно враховувати також і залишкові термонапруження. Поява останніх зумовлена відмінністю об'ємного розширення компонентів структурно неоднорідного матеріалу, що відбувається не лише за різницею коефіцієнтів температурного розширення, але й внаслідок фазових перетворень.

При отриманні багатьох матеріалів структурна неоднорідність є основною причиною виникнення залишкових термонапружень [1, 2, 3]. У деяких композитах вдається врахувати термонапруження на стадії їх проектування. Проте для більшості структурно-неоднорідних матеріалів необхідно вивчати вплив термонапружень на механічні властивості уже готового виробу. Термонапруження та механічні властивості матеріалу визначаються його структурою, властивостями компонентів та типом їхнього контакту.

Методи визначення довговічності тіл із тріщинами вимагають попереднього обчислення коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН), які зазвичай заздалегідь невідомі. Крім того, характер зміни напружень є заданим (коренева особливість), а тому важко без його урахування отримати теоретично обґрунтовані збіжні результати. Найбільш коректний підхід полягає у використанні спеціальних елементів, які моделюють сингулярність напружень та деформацій у вершині тріщини (сингулярні елементи). Ці елементи відображують особливості НДС в околі вершини тріщини.

Як відомо [4], числові методи дають можливість отримати кількісні результати для конкретного випадку температурного поля. Проте для якісного аналізу та зіставлення впливу різноманітних факторів при формуванні напруженого стану структурно-неоднорідного матеріалу бажано отримати наближені аналітичні вирази для компонент тензору напружень неоднорідного тіла. Такі залежності можуть бути отримані шляхом варіативної постановки для задач механіки руйнування з врахуванням термонапружень.

Основні співвідношення термопружності для неоднорідних тіл

Незв'язна задача термопружності поділяється на дві окремі: визначення температурного поля та розрахунок напружено-деформованого стану при відомому розподілі температур.

Задача визначення температурного поля полягає в знаходженні залежності значень температури у всіх точках розглядуваного тіла у кожен фіксований момент часу, тобто визначення функції $T = f(x, y, z, t)$, де x, y, z – просторові координати, а t – час.

При різній температурі в різних точках тіла, коли окремі його елементи намагаються збільшитись або зменшитись в розмірах на різну величину, в тілі виникають напруження стиску чи розтягу, тобто при тепловій взаємодії виникають поля теплових напружень, переміщень та деформацій.

Для неоднорідного середовища справедливим є всі основні рівняння механіки деформованого твердого тіла. Відмінність полягає у тому, що у співвідношеннях для неоднорідних тіл фізико-механічні характеристики є функціями координат.

Постановка квазістатичної задачі термопружності для неоднорідного ізотропного тіла у випадку, якщо деформація зумовлена лише змінами в часі температурного поля, тобто механічні взаємодії відсутні, полягає в наступному.

Необхідно при заданих теплових діях визначити 16 функцій просторових координат x, y, z та часу t : шість компонент симетричного тензору напружень σ , шість компонент симетричного тензору деформацій ε , три компоненти вектора переміщень U та температуру T , що задовольняють такі співвідношення:

1. рівняння теплопровідності:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_i \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_i \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_i \frac{\partial T}{\partial z} \right) = c\rho \frac{\partial T}{\partial t} \quad (1)$$

де: λ_i - коефіцієнт теплопровідності тіла;

c – питома теплоємність тіла;

ρ – густина тіла;

$C = c\rho$ – об'ємна теплоємність тіла;

2. рівняння рівноваги

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{xz}}{\partial z} &= 0; \\ \frac{\partial \sigma_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{yz}}{\partial z} &= 0; \\ \frac{\partial \sigma_{zx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{zy}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z} &= 0 \end{aligned} \quad (2)$$

3. співвідношення між напруженнями та деформаціями, що називаються співвідношення Дюгамеля – Неймана, які виражають закон Гука для ізотропного лінійно пружного тіла:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= 2\mu\varepsilon_{xx} + \lambda(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz}) - (3\lambda + 2\mu)\alpha_T(T - T_0) \\ \sigma_{yy} &= 2\mu\varepsilon_{yy} + \lambda(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz}) - (3\lambda + 2\mu)\alpha_T(T - T_0) \\ \sigma_{zz} &= 2\mu\varepsilon_{zz} + \lambda(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz}) - (3\lambda + 2\mu)\alpha_T(T - T_0) \\ \sigma_{xy} &= 2\mu\varepsilon_{xy}, \quad \sigma_{yz} = 2\mu\varepsilon_{yz}, \quad \sigma_{xz} = 2\mu\varepsilon_{xz} \end{aligned} \quad (3)$$

α_T – коефіцієнт лінійного теплового розширення матеріалу;

λ та μ - коефіцієнти Ламе;

T_0 – початкова температура тіла;

Коефіцієнти λ та μ пов'язані з технічними характеристиками матеріалу рівностями:

$$\lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}, \quad \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (4)$$

де: E – модуль пружності (модуль Юнга), ν – коефіцієнт Пуансона.

4. співвідношення Коші між деформаціями та переміщеннями, при визначених початкових та граничних умовах

$$\begin{aligned} \varepsilon_{xx} &= \frac{\partial u}{\partial x}, \quad \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y} \right) \\ \varepsilon_{yy} &= \frac{\partial u}{\partial y}, \quad \varepsilon_{yz} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial u}{\partial z} \right) \\ \varepsilon_{zz} &= \frac{\partial u}{\partial z}, \quad \varepsilon_{xz} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial u}{\partial x} \right) \end{aligned} \quad (5)$$

Коефіцієнт теплопровідності, питома теплоємність, густина, коефіцієнт лінійного теплового розширення та коефіцієнти Ламе матеріалу вважаємо неперервними функціями просторових координат.

Формулювання задачі та алгоритм пошуку розв’язку

Виділимо з циліндру кінцевий елемент між двома радіусами з кроком h_r (рис. 1). Ведемо позначення u_i, u_{i+1} – переміщення вузлів $i, i+1$, q_i, q_{i+1} – контактний тиск між елементами (шарами розбиття).

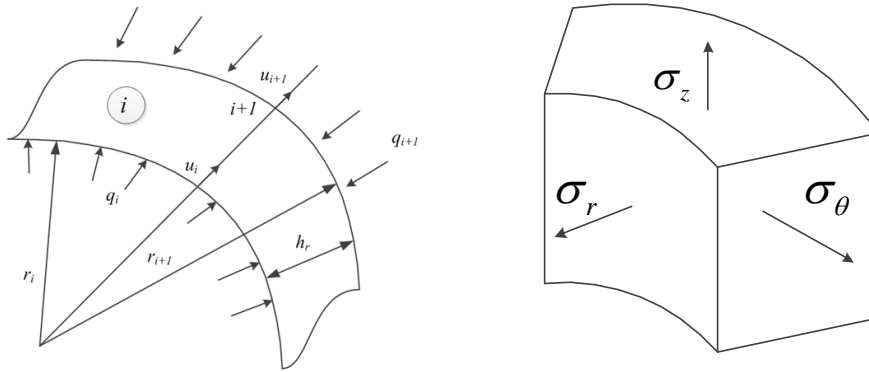


Рис. 1. Напружений стан циліндру

Напружений стан в циліндрі вважаємо трьохвісним. Згідно закону Гука [5] запишемо:

$$\begin{aligned} \sigma_r &= D_{11}\varepsilon_r + D_{12}(\varepsilon_\theta + \varepsilon_z) + D_{13}\varphi \\ \sigma_\theta &= D_{11}\varepsilon_\theta + D_{12}(\varepsilon_r + \varepsilon_z) + D_{13}\varphi \\ \sigma_z &= D_{11}\varepsilon_z + D_{12}(\varepsilon_r + \varepsilon_\theta) + D_{13}\varphi \end{aligned} \quad (6)$$

де вжито позначення:

$$D_{11} = \frac{E(T, P)(1 - \mu)}{(1 + \mu)(1 - 2\mu)}, \quad D_{12} = \frac{\mu E(T, P)}{(1 + \mu)(1 - 2\mu)}, \quad D_{13} = -\frac{E(T, P)}{1 - 2\mu} \quad (7)$$

$$\varphi = \alpha_{cp}(T - T_0), \quad \alpha_{cp} = \frac{1}{T - T_0} \int_{T_0}^T \alpha(\tau) d\tau$$

T_0 – температура ненапруженого стану ($T_0 = 0^\circ \text{C}$).

Знайшовши рішення (6) відносно деформацій $\varepsilon_r, \varepsilon_\theta, \varepsilon_z$ отримаємо

$$\varepsilon_r = \frac{D_{11}\sigma_r - D_{12}\sigma_\theta}{D_{11}^2 + D_{12}^2} + \varphi_r, \quad \varepsilon_\theta = \frac{D_{11}\sigma_\theta - D_{12}\sigma_r}{D_{11}^2 + D_{12}^2} + \varphi_\theta, \quad \varepsilon_z = \frac{D_{11}\sigma_r - D_{12}\sigma_\theta}{D_{11}^2 + D_{12}^2} + \varphi_r, \quad \varphi_r = \varphi_\theta = -\frac{\varphi D_{13} + D_{12}\varepsilon_z}{D_{12} + D_{11}} \quad (8)$$

Переміщення в границях елемента представимо лінійним сплайном $u = \alpha_1 + \alpha_2 r$

де використовується $\alpha_1 = u_1 - \frac{r_1}{h_1}(u_{i+1} - u_i)$, $\alpha_2 = \frac{1}{h_r}(u_{i+1} - u_i)$ $i = 1, 2, \dots, n$

Функціонал потенціальної енергії для випадку плоскої деформації елемента ($i, i+1$) представимо у вигляді

$$U_i = \pi l \int_{r_i}^{r_{i+1}} \left\{ \sigma_r (\varepsilon_r - \varphi_r) + \sigma_\theta (\varepsilon_\theta - \varphi_\theta) + \sigma_z (\varepsilon_z - \varphi_z) \right\} r dr - 2\pi r_i q_i u_i + 2\pi r_{i+1} q_{i+1} u_{i+1} \quad (9)$$

Підставивши (7), (8) в (9) функціонал набуде вигляду

$$U_i = \int_{r_i}^{r_{i+1}} \left\{ D_{11} (\varepsilon_r^2 + \varepsilon_\theta^2) + 2D_{12} \varepsilon_r \varepsilon_\theta + 2(\varepsilon_r + \varepsilon_\theta) (D_{13} \varphi + D_{12} \varepsilon_z) \right\} r dr - 2r_i q_i u_i + 2r_{i+1} q_{i+1} u_{i+1} \quad (10)$$

Зв'язок деформацій та переміщень представимо формулами $\varepsilon_r = \frac{du}{dr}$, $\varepsilon_\theta = \frac{u}{r}$.

Враховуючи взаємозв'язок деформації ε_r , ε_θ представимо

$$\varepsilon_r = \frac{u_{i+1} - u_i}{h_r}, \quad \varepsilon_\theta = \varepsilon_r + \frac{1}{r} \left[u_i - \frac{r_i}{h_r} (u_{i+1} - u_i) \right] \quad (11)$$

Будемо вважати теплофізичні та механічні характеристики в межах кожного елемента постійними – середніми по елементу. Підставивши (11) в (10) та виконавши інтегрування в заданих границях приведемо функціонал до виду

$$U_i = U_i(u_i, u_{i+1}, q_i, q_{i+1}, \dots) \quad (12)$$

Умовою стаціонарності функціоналу (12) будуть:

$$\frac{\partial U_i}{\partial u_i} = 0, \quad \frac{\partial U_i}{\partial u_{i+1}} = 0 \quad i = 1, 2, \dots, \quad (13)$$

Виконавши диференціювання та врахувавши (12) отримаємо алгебраїчну систему рівнянь відносно шуканих вузлових переміщень u_i :

$$K_{11}^{(i)} u_i + K_{12}^{(i)} u_{i+1} = K_1^{(i)}, \quad K_{21}^{(i)} u_i + K_{22}^{(i)} u_{i+1} = K_2^{(i)}, \quad i = 1, 2, \quad (14)$$

де вжито позначення:

$$\begin{aligned} K_{11}^{(i)} &= D_{11} \frac{r_{i+1}^2}{h_r^2} \ln \left(1 + \frac{h_r}{r_i} \right) - D_{11} - D_{12}, \quad K_{12}^{(i)} = K_{21}^{(i)} = D_{11} \frac{r_i r_{i+1}}{h_r^2} \ln \left(1 + \frac{h_r}{r_i} \right) \\ K_{22}^{(i)} &= D_{11} \frac{r_i^2}{h_r^2} \ln \left(1 + \frac{h_r}{r_i} \right) + D_{11} + D_{12}, \quad K_1^{(i)} = \varphi D_{13} r_i + D_{12} \varepsilon_z r_i + q_i r_i, \\ K_2^{(i)} &= -\varphi D_{13} r_{i+1} - D_{12} \varepsilon_z r_{i+1} - q_{i+1} r_{i+1}, \quad \varphi = \alpha_{cp} \frac{T_i + T_{i+1}}{2} \end{aligned} \quad (15)$$

Оскільки для всього циліндру функціонал потенціальної енергії рівний сумі функціоналів по n елементах $U = \sum_{i=1}^n U_i$ то систему (14) можна представити

$$\{K\} \{u\} = \{R\} \quad (16)$$

де вжито позначення:

$\{K\}$ - глобальна матриця жорсткості;

$\{u\}$ - матриця шуканих вузлів переміщень;

$\{R\}$ - матриця правих частин рівняння.

де (x_1, y_1) , (x_2, y_2) та (x_4, y_4) відповідні координати вузлів елементів – 1, 2 та 4;

Δu_k^j – вузлові значення розкриття тріщини в j -ому вузлі.

Як було наведено раніше [6, 7] при зміні координат (x_4, y_4) на четвертину довжини елемента у вершині тріщини, величина t буде рівною $(r/L)^{1/2}$, де L – відстань між вузлами (x_1, y_1) та (x_2, y_2) . Отже, член першого порядку Δu_k , що визначає t , характеризує кореневу особливість відстані $(r/L)^{1/2}$. Проте наступний член t^2 описує r/L . Отримана величина дає можливість більш точно визначити КІН. Таким чином функції форми для вузлів 2 та 4 $\bar{\varphi}_2(t)$, $\bar{\varphi}_4(t)$, що наведені в рівнянні (21), зберігають величину параметру $t = \sqrt{r}$ та здійснюють заміну $(r/L)^{1/2}$ на $(r/L)^{3/2}$.

$$\begin{aligned}\bar{\varphi}_2(t) &= t(2t-1) + 2t(1-t)(1-2t)/3 = \frac{1}{3}(4t^3 - t) \\ \bar{\varphi}_4(t) &= 4t(1-t) - 4t(1-t)(1-2t)/3 = -\frac{8}{3}(t^3 - t)\end{aligned}\quad (21)$$

Зроблена модифікація для вузлів 2 та 4 розкриває кореневу особливість $t^2 = r$ без втрати ступеня інтерполяції, тобто

$$\begin{aligned}\bar{\varphi}_2(0) &= 0, \quad \bar{\varphi}_2(1/2) = 0, \quad \bar{\varphi}_2(1) = 1 \\ \bar{\varphi}_4(0) &= 0, \quad \bar{\varphi}_4(1/2) = 1, \quad \bar{\varphi}_4(1) = 0\end{aligned}\quad (22)$$

Розрахунок КІН проведемо методом кореляції з використанням \sqrt{r} – сингулярних елементів (стандартних та модифікованих). Проте, варто відмітити, що оцінка якості \sqrt{r} – сингулярного елемента здійснюється за допомогою методу кореляції переміщень. Основна залежність для КІН сумісної дії кількох мод, тобто, K_I та K_{II} з використанням методу кореляції зміщення:

$$\begin{aligned}K_I &= \frac{G}{k+1} \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \Delta u_2 \\ K_{II} &= \frac{G}{k+1} \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \Delta u_1\end{aligned}\quad (23)$$

де $\Delta u_k(r)$ – розкриття тріщини в системі координат, що збігається з вершиною тріщини;

G, ν – модуль зсуву та коефіцієнт Пуассона відповідно;

$k = 3 - 4\nu$ для плоскої деформації, $k = (3 - \nu) / (1 + \nu)$ для плоского напруженого стану.

Використовуючи модифікований \sqrt{r} – сингулярний елемент до рівняння (19) отримаємо

$$\Delta u_k = \Delta u_k^2 \bar{\varphi}_2(t) + \Delta u_k^4 \bar{\varphi}_4(t) = \frac{4}{3}(\Delta u_k^2 - 2\Delta u_k^4)t^3 + \frac{1}{3}(8\Delta u_k^4 - \Delta u_k^2) \quad (24)$$

Використання (24) та (23) з врахуванням умови $t = \sqrt{r/L}$

$$\begin{aligned}K_I &= \frac{G}{3(k+1)} \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{\frac{2\pi}{L}} (8\Delta u_2^4 - \Delta u_2^2) \\ K_{II} &= \frac{G}{3(k+1)} \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{\frac{2\pi}{r}} (8\Delta u_1^4 - \Delta u_1^2)\end{aligned}\quad (25)$$

Числовий приклад

Анізотропна квадратна пластинка з двома тріщинами. Розглянемо анізотропну пластинку зі скловолокна, що містить дві тріщини (рис. 3). На берегах тріщин підтримується нульова температура, а межа пластинки нагріта до температури θ_0 . Береги пластинки та тріщин вільні від механічного навантаження. Отримані значенні КІН у правій вершині нижньої тріщини залежно від довжин тріщин та відстаней між ними подано в табл. 2. Усі КІН нормовані до $K_0 = E_{22} \alpha_{22} \theta_0 \sqrt{\pi a}$. Результати розрахунку КІН у вершинах P та Q тріщини, порівняно із

даними роботи [8] подано в табл. 1. Коефіцієнт нормування $K_0 = E_{22}\alpha_{22}\theta_0\sqrt{\pi a}$. При розбитті методом скінченних елементів використано адаптивну сітку із 480 вузлами.

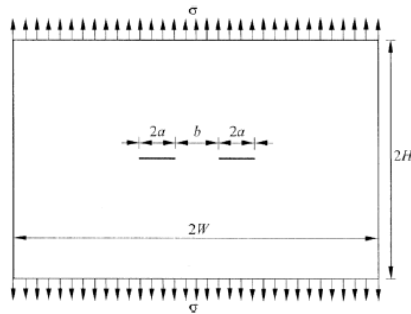


Рис. 3. Анізотропна пластинка з двома тріщинами

Таблиця 1.

КІН в анізотропній пластинці з двома тріщинами

b/a	Ліва тріщина (права вершина)			
	Стандартний сингулярний СЕ [8]	Модифікований сингулярний СЕ [8]	J – інтеграл	Запропонований підхід
1	63.2997	62.313	62.3135	62.4865
2	59.7123	58.5156	58.7679	59.0120
3	59.2105	57.5571	57.7415	57.6349
4	58.1127	56.7613	56.9215	56.9142
Права тріщина (ліва вершина)				
1	63.3511	61.6911	61.9512	61.8463
2	57.7415	58.4539	58.6621	58.6534
3	58.6097	57.3541	57.5131	57.6015
4	57.7441	56.9981	57.1129	57.0871

Домінуючим при температурних крайових умовах є КІН K_I . Проте, на відміну від пластинки з одною тріщиною [9], у випадку двох дефектів ненульовим є також КІН K_{II} . Це зумовлено взаємодією тріщин. Проте КІН K_{II} на порядок менший за K_I , тому при розрахунку міцності таких пластинок ним можна знехтувати.

Висновки

Запропонована методика розрахунку коефіцієнту інтенсивності напружень може бути прийнята за основу для розробки алгоритмів наближеного розв'язування крайових задач механіки руйнування з використанням варіаційних методів та визначення термопружності. Отримані співвідношення з використанням модифікованих скінченних елементів є вихідними для побудови математичних моделей термомеханіки варіаційного формулювання. Узгодженість результатів досліджень запропонованої схеми розрахунку структурно неоднорідних анізотропних тіл з тріщинами є досить високою у порівнянні з відомими результатами (8). Отже запропоновані розв'язки крайових задач механіки руйнування мають перспективу впровадження у програмні пакети прикладного характеру інженерних розрахунків для вивчення структурно неоднорідних тіл.

1. Кит Г.С. Плоские задачи термоупругости для тел с трещинами / Г.С. Кит, М.Г. Кривцун. – К.: Наук. думка, 1983. – 280 с.
2. Кит Г.С. Стационарное температурное поле у півбезмежному тілі з теплоактивним або теплоізоляованим дисковим включенням / Г.С. Кит, О.П. Сушко // Фіз.-мат. моделювання та інформаційні технології. – 2011. – Вип. 13. – С. 67–80.
3. Кит Г.С. Вплив джерела тепла на напружений стан тіла з теплоізоляованою круговою тріщиною / Г.С. Кит, О.П. Сушко // Прикл. проблеми мех. і мат. – 2011. – Вип. 9. – С. 11–121.
4. Беляев Н.М. Методы теории теплопроводности / Н.М. Беляев, А.А. Рядно. М.: Высшая школа. 1982. 304 с.
5. Термопрочность деталей машин / И.А. Биргер, Б.Ф. Шорр, И.В. Дульнев и др. М.: Машиностроение. 1975. 456 с.
6. Williams M L, *ASME J Appl Mech*, 24 (1957) 109-114.
7. Henshell R D & Shaw K G, *Int J Numer Methods Eng*, 9 (1975) 495-507.
8. Sayantan Paul & B.N. Rao, *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences*, vol. 14, February 2007, pp 31 – 38
9. Кошелюк В.А. Застосування МСЕ до розв'язування задач термопружності структурно неоднорідних тіл / В.А. Кошелюк // Наукові нотатки – Луцьк, 2015. - Випуск 51. - с. 138 - 145

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.134.5.004.63

Г.В. Кречковська¹, О.З. Студент¹, Ю.М. Гребенчак²¹Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України²Луцький національний технічний університет

ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛІ 34ХН3М НА МЕХАНІЗМ ЇЇ ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ ЗА ПРИПОРОГОВОЇ ШВИДКОСТІ РОСТУ ТРІЩИНИ

На основі випроб на циклічну тріщиностійкість отримано номінальні та ефективні порогові розмахи коефіцієнтів інтенсивності напружень дискової сталі 34ХН3М у вихідному стані та після $3 \cdot 10^5$ год експлуатації на паровій турбіні. Внаслідок експлуатаційної деградації відбулося суттєве зниження порогових показників циклічної тріщиностійкості. Фрактографічно показано, що під час експлуатації вздовж меж зерен сформувалися пошкодження, яке виявили у вигляді міжзеренних фрагментів на фоні типового для втому кризьзеренного руйнування. Такі міжзеренні фрагменти, виступаючи над загальним плитким рельєфом втомного зламу, відповідальні за значне закриття тріщини, спричинене шорсткістю поверхні зламу на припороговій ділянці її росту.

Ключові слова: експлуатаційна деградація, механізми руйнування, диск ротора парової турбіни, циклічна тріщиностійкість.

Г.В. Кречковская, А.З. Студент, Ю.Н. Гребенчак

ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ДЕГРАДАЦИИ СТАЛИ 34ХН3М НА МЕХАНИЗМ ЕЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ОКОЛОПороГОВОЙ СКОРОСТИ РОСТА ТРЕЩИНЫ

На основе испытаний на циклическую трещиностойкость определены номинальные и эффективные пороговые размахи коэффициентов интенсивности напряжений дисковой стали 34ХН3М в исходном состоянии и после $3 \cdot 10^5$ ч эксплуатации в паровой турбине. Вследствие эксплуатационной деградации произошло существенное снижение пороговых показателей циклической трещиностойкости. Фрактографически показано, что во время эксплуатации вдоль границ зерен сформировались повреждения, обнаруженные в виде межзеренных фрагментов на фоне типичного для усталости трансзеренного разрушения. Эти межзеренные фрагменты, выступая над в основном плоским рельефом усталостного излома, ответственны за значительное закрытие трещины, вызванное шерстностью поверхности излома на припороговом участке ее роста.

Ключевые слова: эксплуатационная деградация, механизмы разрушения, диск ротора паровой турбины, циклическая трещиностойкость.

H.V. Krechkovska, O.Z. Student, Yu.M. Hrebenchak

IN-SERVICE DEGRADATION EFFECT OF THE 34HN3M STEEL ON THE FATIGUE FRACTURE MECHANISM AT NEAR THRESHOLD CRACK GROWTH RATE

Based on the fatigue crack growth tests the nominal and effective fatigue threshold levels for the 34HN3M steel in virgin state and after $3 \cdot 10^5$ h of its operation in a steam turbine were defined. Due to operational degradation has been a significant reduction in thresholds levels of the fatigue crack growth resistance. By fractography method was shown that during operation along the grain boundaries formed damages detected in the form of intergranular fragments at the background of typical transgranular fatigue relief. These intergranular fragments, rising above the mainly flat relief of the fatigue fracture surface, are responsible for a substantial crack closure effect caused by high roughness of the fracture surface at near-threshold area of crack growth.

Keywords: in-service degradation, fracture mechanisms, steam turbine rotor disk, fatigue crack growth resistance.

Постановка проблеми. Значна частина устаткування теплоенергетики України вже виробила нормативний, а подекуди і продовжений ресурси. Визначальними чинниками впливу на ресурс високотемпературних вузлів парових турбін вважають повзучість, тривалу міцність та тріщиностійкість сталей лопаткового апарату роторів парових турбін. Конструктивні і технологічні чинники визначають багато- та малоциклову втому міцність. Протягом усього часу експлуатації повзучість за регламентованих тиску, температури та дії силових факторів спричиняє накопичення незворотної пластичної деформації в елементах. Основними причинами пошкодження елементів парової турбіни називають зародження та поширення тріщин через вібрації, високі статичні та циклічні навантаження, наявність концентраторів напружень, фретинг- та корозійну втому, кавітаційно-ерозійне зношування тощо. В експлуатаційних умовах ці чинники вносять більший чи менший вплив у погіршення властивостей тривало експлуатованих сталей.

Диски є одними з високонавантажених елементів ротора парової турбіни, на які діють сили, спричинені обертанням ротора (відцентрові сили що діють на лопатки та обід диска), зусилля, спричинені внаслідок гарячого насаджування диска на вал, перепадом тиску пари по обидва боки диска, динамічними навантаженнями (у випадку вібрації), термічними напруженнями під час пусків-зупинок ротора. Диски парової турбіни найчастіше руйнуються внаслідок утворення тріщин та їх

поширення до критичної розміру в ступенях, розташованих в зоні фазового переходу турбін без проміжного перегріву пари, де температура досягає близько 130°C. З огляду на це інформація про вплив тривалої експлуатації сталей елементів парових турбін на структуру та механічні властивості необхідна для подальшого обґрунтування їх роботоздатності. Для оцінювання стану експлуатованих сталей важливо встановити закономірності зміни локальних параметрів механіки руйнування металу в міру зростання тривалості експлуатації. Тому мета досліджень цієї роботи є оцінювання впливу тривалої експлуатації на порогові характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) сталі диску парової турбіни та особливості механізму припорогового росту утомної тріщини у ній.

Об'єкт досліджень та використані методики. Дослідили сталь 34ХН3М з обома дисками ротора парової турбіни після $3 \cdot 10^5$ год її експлуатації. Для порівняння проаналізували властивості цієї сталі також у вихідному стані після термічного оброблення (витримка впродовж 2 год при 920°C, нормалізація, відпуск при 690°C з експозицією протягом 3 год та охолодженням на повітрі, витримка 1 год при 870°C, гартування в мастилі, відпуск при 650°C після 2 год витримки).

Для оцінювання стану металу використали локальні характеристики механіки руйнування, а саме, порогові показники ЦТ, які звикло виявляють високу чутливість до зміни технічного стану деградованого металу [1-3]. Характеристики ЦТ визначали на повітрі за результатами циклічного навантаження консольним згином балкових зразків ($10 \times 20 \times 160$ мм) з крайовим надрізом. Частота циклів навантаження під час випроб на ЦТ становила $f = 10$ Гц, а коефіцієнт асиметрії циклу навантаження – $R = 0$. За результатами випроб отримали кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) в координатах швидкість росту втомної тріщини da/dN від номінального (ΔK) і ефективного (ΔK_{eff}) розмаху коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН). Під час визначення ΔK_{eff} враховували ефект закриття тріщини (ЗТ). З КДВР визначали номінальний $\Delta K_{th} = K_{th\ max} - K_{th\ min}$ та ефективний $\Delta K_{th\ eff} = K_{th\ max} - K_{th\ cl}$ порогові розмахи КІН, де $K_{th\ cl}$ характеризує розмах КІН закритої частини циклу навантаження, коли за позитивного номінального навантаження метал в околі вершини тріщини циклічно не деформується. Фрактографічні особливості зламів зразків після випроб на ЦТ досліджували на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP.

Результати дослідження. Хімічний склад сталі у вихідному стані та після $3 \cdot 10^5$ год експлуатації на паровій турбіні наведено в табл. 1. Основні механічні характеристики металу диску парової турбіни у вихідному стані регламентовані нормативними документами [4], зокрема $\sigma_B = 813$ МПа, $\sigma_{0,2} = (686 \dots 882)$ МПа, $\psi \geq 35\%$, $\delta \geq 13\%$, $KCU \geq 0,5$ кДж/м², твердість – 340 НВ.

Таблиця 1.

Хімічний склад сталі 34ХН3М диска парової турбіни, мас. %.

Стан металу	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Fe
Вихідний стан	0,33	0,37	0,62	2,9	0,035	0,03	0,9	0,3	Решта
Після експлуатації	0,32	0,41	0,59	2,8	0,053	0,039	0,91	0,29	Решта

За результатами механічних випроб на ЦТ сталі у вихідному стані та після $3 \cdot 10^5$ год експлуатації проаналізували її номінальні та ефективні порогові значення КІН (рис.1).

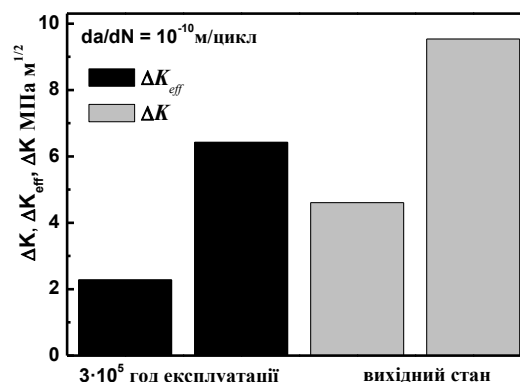


Рис. 1. Номінальні та ефективні порогові значення ЦТ сталі 34ХН3М у вихідному стані та після $3 \cdot 10^5$ год експлуатації на диску ротора парової турбіни

Істотний вплив деградації сталі впродовж експлуатації зафіксували і за номінальними, і за ефективними пороговими показниками ЦТ. Причому, яскравіше ефект деградації проявляється за ефективними значеннями. Зокрема, пороговий розмах номінальних значень КІН експлуатованої

сталі знижується після експлуатації на 35 % стосовно сталі у вихідному стані, а ефективних – на 50 %. Таке значне зниження порогових характеристик ЦТ експлуатованого металу дає підстави говорити про суттєве зниження опору поширенню втомних тріщин. Слід відзначити також сильніший прояв ефекту ЗТ в експлуатованій сталі. Якщо для сталі у вихідному стані ефективний поріг ЦТ металу на 48 % нижчий за номінальний, то в експлуатованій – на 63 %. Це підтверджує високу чутливість порогових характеристик ЦТ до зміни технічного стану металу диску ротора парової турбіни після експлуатаційної деградації і дає підстави сподіватися на відмінності механізмів росту тріщин та формування ЗТ в сталі у вихідному стані та після експлуатації.

Фрактографічні дослідження зламів зразків після випроб на ЦТ виявили, що ЗТ в експлуатованій сталі пов'язане з ділянками міжзеренного руйнування, які виступають над плитким рельєфом класично крізьзеренного втомного руйнування навіть за припорогової швидкості росту тріщини (рис. 2 а). Їх появу пов'язали з ослабленням меж зерен внаслідок тривалої експлуатації сталі в паровій турбіні. Значну роль у руйнуванні відіграють неметалеві включення, які відокремившись від матриці під час експлуатації, створюють додаткову концентрацію напружень і сприяють росту тріщини (рис. 2 б).

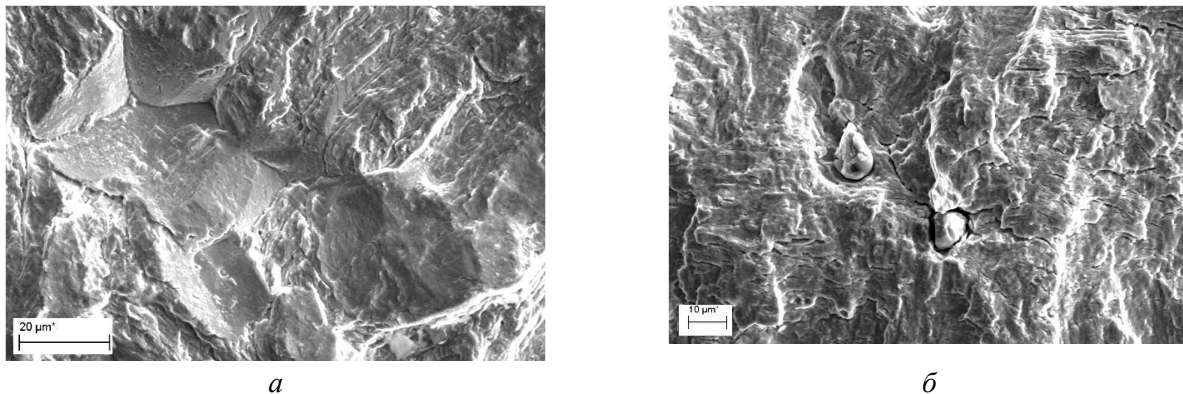


Рис. 2. Типові фрактографічні елементи втомного рельєфу експлуатованої сталі 34ХНЗМ, випробуваної на ЦТ за швидкості РВТ $8 \cdot 10^{-10}$ м/цикл

Отже, отримані результати свідчать про те, що за пороговими показниками ЦТ можна оцінити рівень деградації металу диску ротора парової турбіни. Суттєве зниження порогових рівнів ЦТ дискової сталі 34ХНЗМ після експлуатації є наслідком її деградації. Отримана висока чутливість ефективного порогового рівня ЦТ свідчить про те, що його можна використати для обґрунтування консервативного граничного рівня робоздатності сталі. За фрактографічними ознаками зламів деградованого металу підтвердили ослаблення меж зерен дискової сталі внаслідок її експлуатаційної деградації.

Висновок. Показано, що порогові показники ЦТ сталі 34ХНЗМ диску ротора парової турбіни залежать від міри її деградації. Чутливість до деградації ефективних порогових рівнів ЦТ вища, ніж номінальних. Висока чутливість ефективних порогових рівнів ЦТ до зміни технічного стану сталі внаслідок експлуатаційної деградації може стати основою для обґрунтування консервативного граничного рівня робоздатності дискової сталі. Фрактографічно показано, що високе ЗТ на ділянці припорогового росту втомної тріщини зумовлене рельєфними елементами міжзеренного руйнування на фоні загалом плиткого крізьзеренного втомного рельєфу. Причиною виникнення міжзеренних фрагментів вважали ослаблення меж зерен дискової сталі внаслідок її експлуатаційної деградації. Тому кількісний аналіз площі міжзеренних елементів може бути корисним для оцінки реального технічного стану експлуатованої сталі на основі фрактографічних досліджень розпоршених міжзеренних пошкоджень.

Список використаних джерел:

1. СОУ 40.3-0013044-20:2010. Настанова. Оцінювання технічного стану металу прямих ділянок головних парогонів ТЕС. Вплив зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану експлуатованого металу. Типова інструкція. – Львів: ДП "ЛКБ" і ФМІ НАНУ, 2010. – 52 с.
2. Effect of damage in service of 12Kh1MF steam-pipe steel on its crack resistance characteristics / Romaniv O.M., Nykyforchyn H.M., Dzyuba I.R., Student O.Z., Lonyuk B.P. // Materials Science. – 1998. – 34, №1. – P. 110–114. 18.
3. Застосування підходів механіки руйнування до оцінки водневої деградації сталей нафто- та паропроводів / В.В. Панасюк, Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, З.В. Слободян // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій; за заг. ред. О.Є. Андрейківа, Й.Й. Лучка, В.В. Божидарника. – Львів: Каменяр, 2002. – С. 537–546.
4. Методические указания по предотвращению коррозионных повреждений дисков и лопаточного аппарата паровых турбин в зоне фазового перехода: РД 34.30.507-92. – М.: ВТИ. – 1993. – 43 с.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 620.178

Г.В. Кречковська, Р.Я. Ярема, О.З. Студент, В.Р. Бас, Л.О. Бабій, І.Я. Долінська
Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів, Україна

ФРАКТОГРАФІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ВИСОКОМІЩНОГО ЧАВУННОГО ЛИТВА ЗА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Проаналізовано фрактографічні ознаки зламу головки циліндрів двигуна. Показано, що руйнування розпочиналося від поверхні внутрішньої технологічної порожнини, біля якої виявили прямі ознаки окрихнення. Тоді як в околі поверхні плити головки циліндрів домінували елементи в'язкого руйнування перетинок між включеннями графіту. Зв'язали це з вищою температурою поверхні головки циліндрів, яка спричиняє термічні напруження розтягу на внутрішній поверхні з боку технологічної порожнини. Металлографічні дослідження виявили характерну для високоміщного чавуна структуру у вигляді кулястого графіту на фоні ферит-перлітної матриці. Відзначили великі розміри графітових включень та їх градієнт по товщині перетинки між поверхнею плити головки циліндрів та внутрішньою технологічною порожниною.

Ключові слова: головка циліндрів двигуна, чавун, фрактографічні особливості, механізми руйнування.

Г.В. Кречковская, Р.Я. Ярема, А.З. Студент, В.Р. Бас, Л.О. Бабий, И.Я. Долинская ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВИСОПРОЧНОГО ЧУГУННОГО ЛИТЪЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Проанализировано фрактографические особенности излома головки цилиндров двигателя. Показано, что разрушение начиналось от поверхности внутренней технологической полости, у которой обнаружили прямые признаки охрупчивания. Тогда как в окрестности поверхности плиты головки цилиндров доминировали элементы вязкого разрушения перегородок между включениями графита. Объяснили это с более высокой температурой поверхности головки цилиндров, что вызывает термические напряжения растяжения на внутренней поверхности со стороны технологической полости. Металлографические исследования выявили характерную для высокопрочного чугуна структуру в виде шарообразного графита на фоне феррит-перлитной матрицы. Отметили большие размеры графитовых включений и их градиент по толщине перегородки между поверхностью плиты головки цилиндров и внутренней технологической полости.

Ключевые слова: головка цилиндров двигателя, чугун, фрактографические особенности, механизмы разрушения.

H.V. Krechkovska, R.Ya. Yarema, O.Z. Student, V.R. Bas, L.O. Babi, I.Ya. Dolinska FRAGTOGRAFY FEATURES OF THE HIGH-DUTY CAST IRON FRACTURE AT HIGH-TEMPERATURE OPERATION

The fractographic features of fracture surface of the engine cylinders head were analyzed. The fracture of element was initiated from surface of the inner technological cavity, where a direct signs of embrittlement was founded. While in the vicinity of the surface of the plate cylinders head dominated the elements of ductile fracture of bridges between graphite inclusions. This was explained by the higher surface temperature of the cylinders head, which caused thermal tensile stresses on the inner surface of the technological cavity. Metallographic studies were revealed the specific structure of high-duty cast iron with the spherical graphite particles on the background for ferrite-perlite matrix. The large size of graphite inclusions and gradient its dimensions in wall thickness between the plate cylinder head surface and internal technological cavity were shown.

Keywords: cylinders head of the engine, cast iron, fractographic features, fracture mechanisms.

Постановка проблеми. Блоки і головки циліндрів двигунів – це геометрично складні виливки з різною товщиною стінок і перетинок між відсіками. Блоки циліндрів повинні бути жорсткими і герметичними, а їх головки – ще й термотривкими. Зазвичай ці елементи виготовляють із низьколегованих модифікованих перлітних чавунів марок СЧ20 чи СЧ25 шляхом виливання у сирі піщані форми [1], що забезпечує матеріалу рівень міцності 200...250 МПа за товщини стінки виливки 15...25 мм, а в тонших перерізах - навіть до 270 МПа. Головка блоку циліндрів експлуатується за високих теплових і механічних навантажень. Тому, з часом, в ній можуть утворюватися тріщини. Одна з ознак порушення герметичності головки блока — поява запаху відпрацьованого газу під капотом автомашини або слідів моторної оливи в охолоджувальній рідині. Виникнення в плиті головки тріщин призводить до втрати компресії, а це, в свою чергу, знижує здатність до займання паливної суміші, з'являються пропуски в роботі циліндрів, двигун перегрівається. Про появу тріщин у головці циліндрів побічно можна судити за виглядом вихлопних газів. Білий густий дим (а насправді, пара) часто є ознакою потрапляння антифризу в камеру згорання через тріщину в головці [2].

Елементи виготовлені з високолегованого чавуну витримують високу степінь форсування та мало чутливі до перегрівання. Зокрема, теплоємність чавуну вдвічі нижча, ніж алюмінію, отже елементи чавунного литва швидше прогриваються до робочої температури. Разом з тим чавун в 2,7 рази важчий за алюміній, схильний до корозії, а його теплопровідність в 4 рази нижча, ніж

алюмінію. Тому двигуни з чавунним картером системи охолодження експлуатуються в жорсткішому режимі [2].

Найчастіше тріщини в головках блока циліндрів розташовуються в перетинках між сідлами клапанів, між сідлом клапана і форкамерою (у дизелів), а також по сідлу випускного клапану (рис.1). За перегрівання двигуна або перетягування головки під час зборки її нижня площина скривлюється, з'являється несувісність направляючих втулок і сідел клапанів. В більшості випадків деформація має місцевий характер. Причому зовнішні краї площини піднімаються над її центральною частиною (зазвичай не більше 0,1 мм) [3].

В даній роботі поставлено мету встановити причину виникнення тріщин в головці циліндрів двигуна та з'ясувати механізм їх зародження та поширення. Для встановлення причини руйнування зруйнованих в експлуатаційних умовах об'єктів успішно використано мікрофрактографічні дослідження [4-6]. Оскільки поверхня зламу відзеркалює вплив сукупності експлуатаційних чинників (механічного, структурного, температурного чи корозійного) на процес руйнування, то аналіз характерних елементів мікрорельєфу зламу дає змогу виділити найхарактерніші ознаки і пов'язати їх з дією того чи іншого чинника.

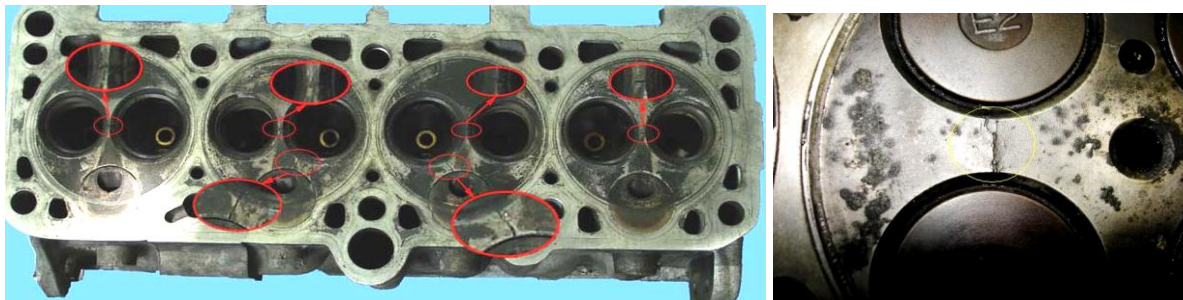


Рис.1. Розташування тріщин в головці циліндрів двигуна

Об'єкт досліджень та використані методики. Дослідили головку циліндрів двигуна, яка виготовлена шляхом литва з наступним механічним обробленням гнізд під клапани, проточування місця під фланцеве з'єднання, свердління отворів для охолоджувальної рідини тощо. Загалом геометрія головки циліндрів складна з розвиненою системою внутрішніх порожнин. В перетинці між гніздами під клапани чітко ідентифікували макротріщину, яка виходила на твірні поверхні отворів головки циліндрів двигуна, але не поширилася на всю її товщину. Після руйнування залишків перетинки між двома гніздами клапанів отримали дві половинки спряжених поверхонь зламів.

Хімічний склад металу оцінювали на оптичному іскровому атомно-емісійному спектрометрі SPECTROMAX LMF 0,5. Вміст елементів у металі розраховували як усереднене значення трьох замірів. Аналізували фрактографічні особливості реального зламу головки циліндрів двигуна з використанням сканівного електронного мікроскопа EVO-40XVP. Металографічні дослідження провели на оптичному мікроскопі Neofot-21.

Результати досліджень. В головці циліндрів двигуна візуально виявили макротріщину між отворами для клапанів, яка проходила по поверхні плити і виходила на твірні поверхні отворів для клапанів, на яких зафіксували сліди іржавих підтьоків. Це ознака просочування води з системи охолодження і не виключає її потрапляння до камери згорання з утворенням пари. В таблиці 1 подано хімічний склад чавуна головки циліндрів та середнє значення його твердості.

Таблиця 1

Хімічний склад чавуна головки циліндрів двигуна

Вміст елемента, мас. %										HB
C	Mn	Si	P	S	Cr	Mg	Ni	Sn	As	
>5,22	0,88	3,28	0,188	0,199	0,04	0,09	1,73	0,162	1,162	280

Структура аналізованого литва відповідає структурі високоміцного чавуну, якому властива куляста форма графіту на фоні ферит-перлітної матриці (рис. 2). Утворення такої структури спричинене тим, що кристалізація чавуну розпочинається з виділення певної кількості графіту.

Проте, щоби графіт виділявся постійно, необхідно забезпечити дуже повільне охолодження. Причому, чим нижча температура, тим менша повинна бути швидкість охолодження. Якщо ж вона вища за швидкість, що забезпечує виділення графіту, то його виділення припиняється. Стосовно умов кристалізації графіту сплав стає переохолодженим, що сприяє виділенню цементиту. Тому, кристалізація з графітного типу переходить на цементитний. При цьому забезпечується структура литва з кулястою формою графіту на фоні ферит-перлітної матриці (рис. 1а). Перлітні зерна при цьому мають неправильну витягнену вздовж меж феритних зерен форму (рис. 1б). Середній розмір феритних зерен становив 20 мкм. Відзначили також наявність розтріскування вздовж меж зерен або міжфазних меж в перліті в околі включень графіту (рис. 2г).

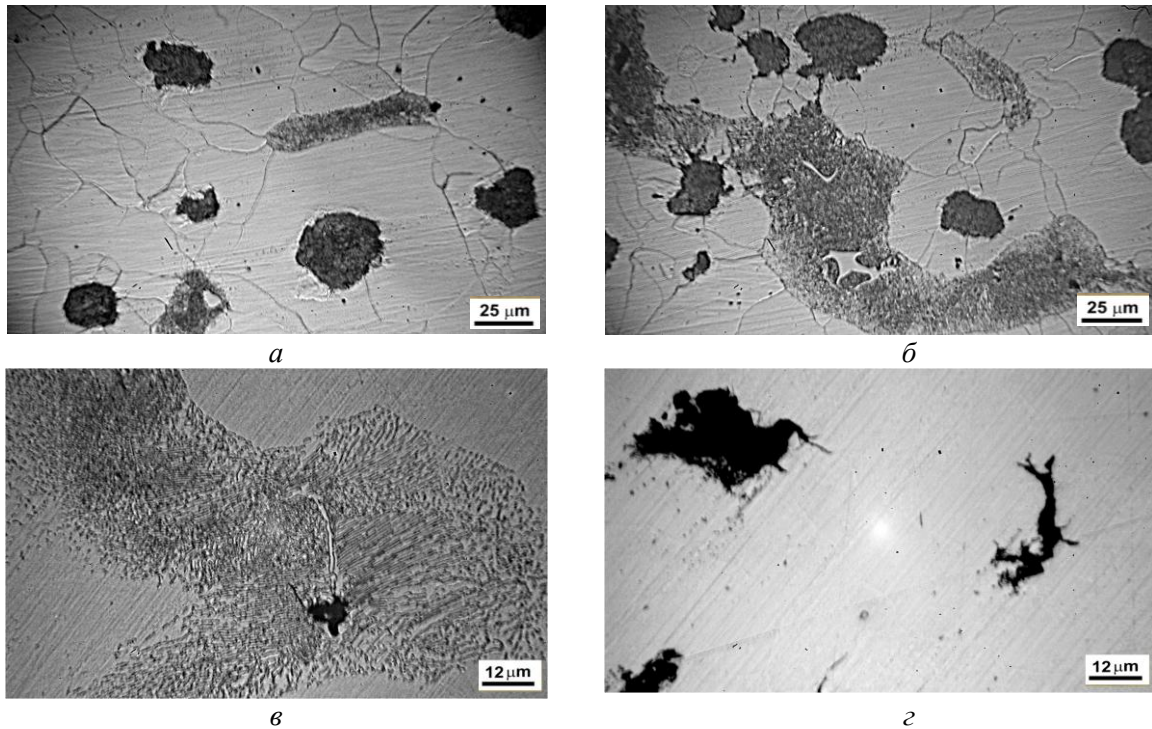


Рис. 2. Мікроструктура чавуна (а–в) та розтріскування (г) металу головки циліндрів.

В околі твірної поверхні отвору під клапан та вздовж меж розділу перліт-ферит спостерігали мережу тріщиноподібних пошкоджень, що дає підстави стверджувати, що наявність перліту в структурі литва не є позитивним з точки зору забезпечення роботоздатності головки циліндрів за таких температурно-силових умов експлуатації. Відзначили також нестабільність розмірів кулястого графіту в напрямі від твірної поверхні отвору під клапан до поверхні внутрішньої порожнини в плиті головки циліндрів (рис. 3). Лише на глибині приблизно 5...7 мм від поверхні отвору діаметр кулястого графіту стабілізується, це практично в центрі перерізу перетинки між внутрішньою порожниною в головці циліндрів та отвором під клапан.

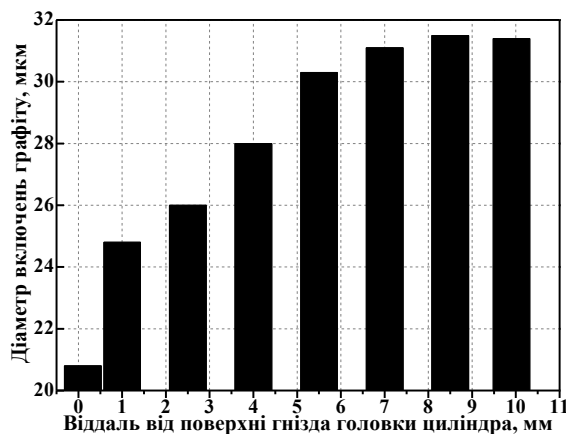


Рис. 3. Зміна розміру включень графіту від поверхні отвору під клапан в глибину перетинки між отвором і внутрішньою порожниною в головці циліндрів.

Зробили висновок, що твердження про те, що високоміцний чавун нечутливий до циклічних навантажень (бо графітні включення, порушуючи суцільність металеві основи, ослаблюють його чутливість до зовнішніх концентраторів напружень таких як дефекти поверхні, надрізи, виточки тощо) у нашому випадку не справдилося. Адже зафіксовано розтріскування і вздовж меж різнорідних зерен та ініційоване графітовими включеннями.

Мікрофрактографічні особливості руйнування. За невисокої роздільної здатності в зоні високотемпературного росту тріщини виявили чіткий зв'язок характеру руйнування з мікроструктурою чавуну. На зламі переважає велика кількість включень графіту (рис. 4а). Ці включення відіграють визначальну роль і на етапі росту тріщини в перетинці між поверхнею головки циліндрів та технологічною внутрішньою порожниною в ній, так і на етапі її зародження, яке на зламі виглядає як півеліптичні відповерхневі тріщини. У вершині таких поверхневих тріщин як правило спостерігали крихке міжзеренне руйнування (рис. 4б). Відшарування графітових включень від матриці внаслідок теплових змін ініціює зародження від них мережі дрібних мікротріщин за механізмом квазівідколів або міжзеренного руйнування (рис. 4в). Таке розтріскування часто спостерігали на дні ямок, графітове включення з яких було втрачено під час руйнування. Ці тріщинки сприяють в'язкому руйнуванню перетинок з найближчими включеннями графіту з об'єднанням фронтів мікротріщин навколо них та утворенням вже більших за розміром дископодібних мікротріщин, сформованих конгломератами графітових включень, що втратили зв'язок з матрицею. В подальшому руйнування відбувається шляхом об'єднання таких дископодібних тріщин з формуванням фронту макротріщини. При цьому на зламі з'являються довгі хвилеподібні гребені, які звичайно відповідають зупинкам фронту тріщини на локальних його ділянках та свідчать про високі рівні напружень, що спричиняють ріст тріщини (рис. 4г).

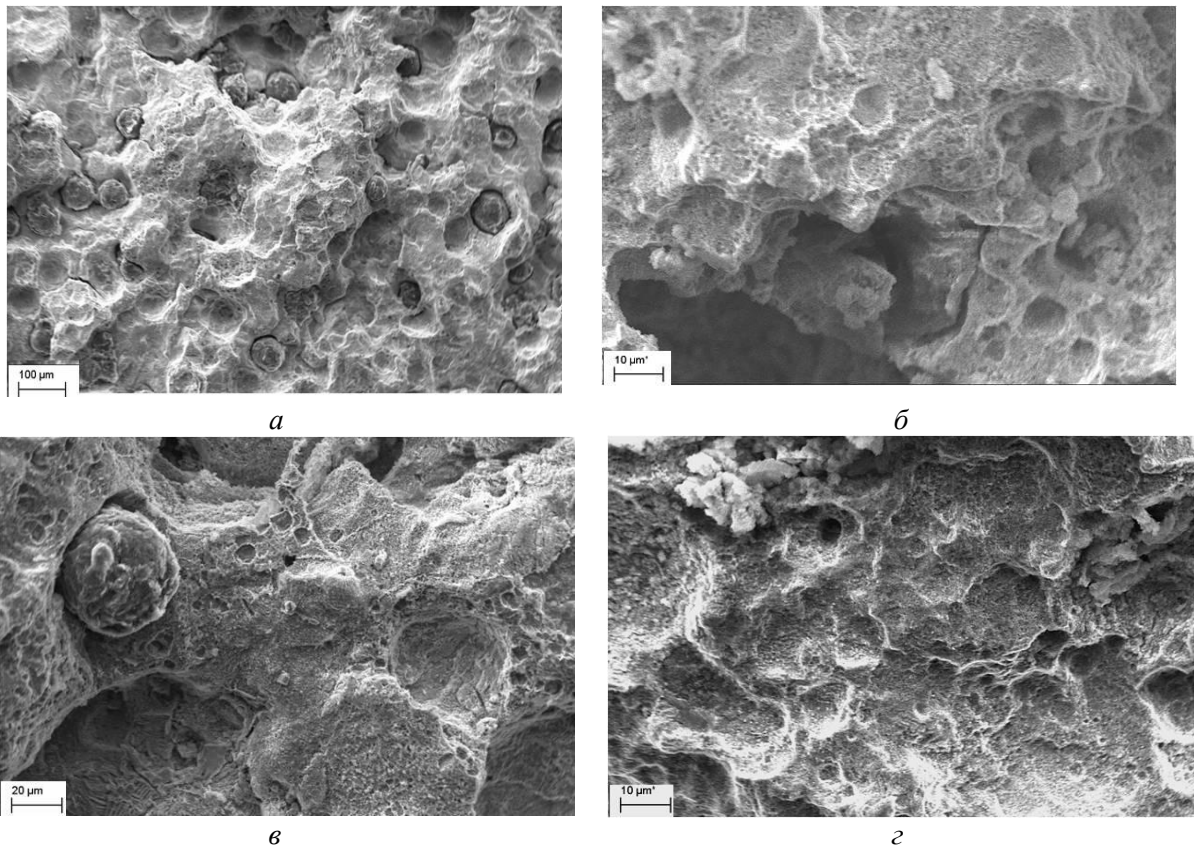


Рис. 4. Мікрофрактограми, отримані в зоні високотемпературного росту тріщини від поверхні плити головки циліндрів в перетинці між нею та внутрішньою технологічною порожниною.

З наближенням до поверхні внутрішнього технологічного отвору під поверхнею плити головки циліндрів на зламі з'являються вторинні міжзеренні тріщини, які звичайно пов'язують з окрихченням (рис. 5а). В'язке руйнування перетинок між графітовими включеннями, яке переважало в околі поверхні плити головки циліндрів, змінюється на низькорельєфне, а значить відбувалося крихке руйнування. І найголовніше, що в околі поверхні внутрішньої технологічної

порожнини спостерігали вторинне макроротріскування та істотне окрихчення зламу. Зародження тріщини від цієї поверхні відбувалося за міжзеренним механізмом (рис. 5б). В межах перлітних зерен чітко ідентифікували міжфазні межі між феритом та цементитом.

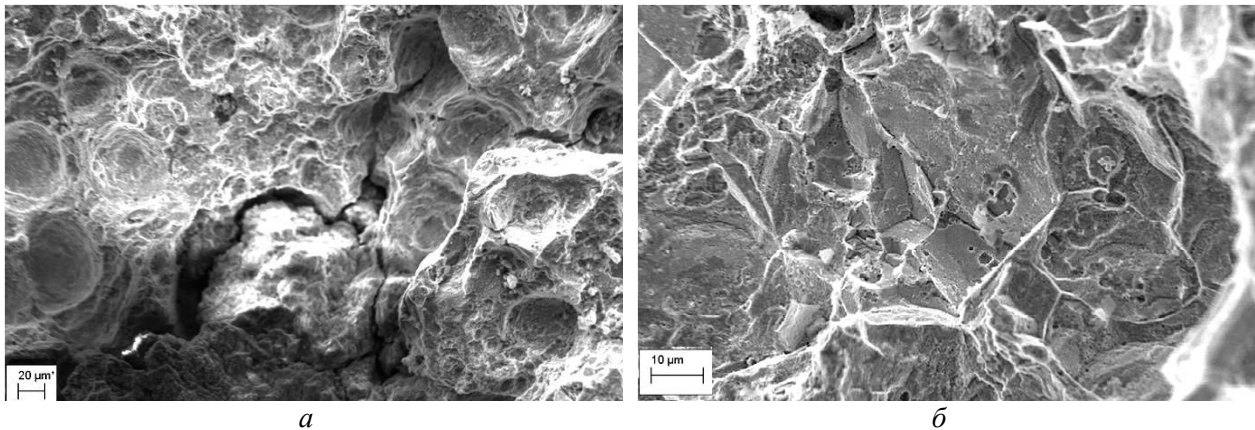


Рис.5. Мікрофрактограми, отримані в зоні високотемпературного росту тріщини біля поверхні внутрішньої технологічної порожнини під поверхнею плити головки циліндрів.

Отже в околі поверхні внутрішньої технологічної порожнини злам має чіткі ознаки окрихчення (порівняно зі спостереженими в околі поверхні плити головки циліндрів), що дає підстави припустити, що саме звідси відбувалося зародження руйнування. Адже температура в циліндрі завжди вища, ніж в технологічній порожнині, а це значить, що тут завжди будуть термічні напруження розтягу, які сприятимуть відшаруванню графітових включень від матриці і провокуватимуть розтріскування вздовж меж зерен. Звідси стає зрозумілим в'язкіший характер руйнування в околі поверхні плити головки циліндрів. Адже це вже високотемпературний ріст тріщини, що зародилася на поверхні внутрішньої технологічної порожнини.

Подібні тенденції руйнування спостерігали і в перетинці між поверхнями контактування головки циліндрів з клапаном та внутрішньою технологічною порожниною. Це дає підстави говорити про певну закономірність. А саме - зародження руйнування відбувається не від поверхні плити головки циліндрів, а зсередини від внутрішньої технологічної порожнини. Тому дуже важливо під час виготовлення головки циліндрів витримати вимогу, щодо точності розташування технологічних каналів в плиті, недопущення перекосів, виступів, невідповідності товщини перетинок в місцях з ослабленим перерізом.

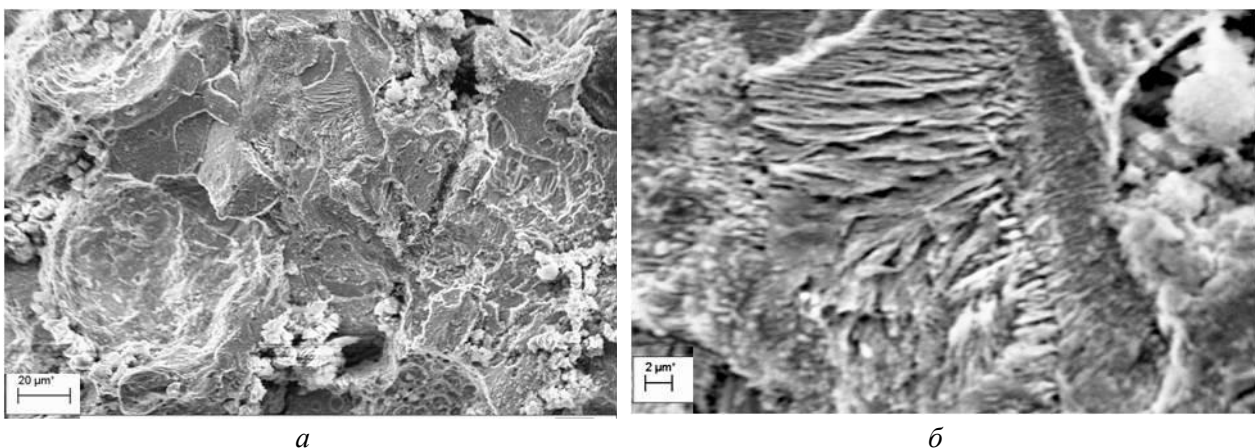


Рис. 6. Мікрофрактограми, отримані в зоні корозійного росту тріщини в перетинці між поверхнею внутрішньої технологічної порожнини та поверхнею отвору під клапан в головці циліндрів.

В зоні поверхні зламу з характерними рудими відкладами іржі, зародження руйнування від поверхні відбувалося за міжзеренним механізмом (рис. 6а). Причому на зламі чітко ідентифікували гладкі феритні і перлітні зерна зі смугастим рельєфом. Така сама тенденція зберігається і в серцевині перетинки між отвором для клапана та внутрішньою технологічною

порожниною. Корозійне розтріскування відбувається не лише вздовж меж зерен, але і вздовж міжфазних меж фериту і цементиту в рамках перлітних зерен (рис. 6б).

В межах конгломератів графітових включень руйнування має ознаки в'язкого руйнування з характерними хвилястими гребенями відриву. Це означає, що руйнування за участі охолоджувального середовища відбувається не суцільним фронтом, а у вигляді локальних ділянок міжзеренного розтріскування, які об'єднуються між собою шляхом в'язкого руйнування перетинок між ними, ослаблених порожнинами навколо великих графітових включень.

Висновки. На твірній поверхні отворів для клапанів зафіксували сліди іржавих підтьоків, що є ознакою просочування води з системи охолодження і не виключає її потрапляння до камери згорання з утворенням пари. На поверхні отворів водяного охолодження головки циліндрів виявили сліди накипу, який, безумовно, ускладнює процес охолодження. Отже аналізований об'єкт міг експлуатуватися за недостатнього охолодження.

На зламі елемента чітко ідентифікували дві зони руйнування – високотемпературну і зону корозійного росту тріщини. Їх розрізняли за кольором окисних плівок – чорна плівка відповідала високотемпературному росту, а руда іржава – корозійному. Високотемпературний ріст тріщини відбувався в перетинці між поверхнею плити головки циліндрів та внутрішньою технологічною порожниною, а корозійний – в перетинках між отворами для клапанів та внутрішньою технологічною порожниною. Відзначили неоднакову товщини перетинок між отворами та внутрішньою технологічною порожниною в місці виникнення тріщини, що є ознакою неточності технології виливки.

Металографічні дослідження виявили характерну для високоміцного чавуна структуру у вигляді кулястого графіту на фоні ферит-перлітної структури. Відзначили великі розміри графітових включень (до 32 мкм) та їх розмірну нестабільність поперек перетинки між поверхнею плити головки циліндрів та внутрішньою технологічною порожниною. Якщо біля поверхні плити діаметр кулястого графіту становив 21 мкм, то на глибині до 5...7 мм він досягав 32 мкм. Перлітні зерна мали неправильну витягнену вздовж меж феритних зерен форму. Середній розмір феритних зерен становив 20 мкм.

За результатами мікрофрактографічних досліджень виявили, що утворення тріщини в перетинці між отворами для клапанів відбулося внаслідок сумісного впливу термічної втоми та корозивного охолоджувального середовища. Причому руйнування розпочиналося від поверхні внутрішньої технологічної порожнини, біля якої виявили прямі ознаки крихкого руйнування (міжзеренне руйнування, квазівідкольне руйнування перетинок між суміжними включеннями графіту). Тоді як в околі поверхні плити головки циліндрів домінували елементи в'язкого руйнування перетинок між включеннями графіту. Пояснили це завжди вищою температурою поверхні головки циліндрів, що спричиняло термічні напруження розтягу на поверхні внутрішньої технологічної порожнини і сприяло корозійному розтріскуванню чавуну за міжзеренним механізмом.

Список використаних джерел:

1. Чугун: Справ. изд. / Под ред. А. Д. Шермана и А. А. Жукова. – М.: Металургия, 1991. – 576с.
2. Електронний ресурс. – Режим доступу : https://ru.wikipedia.org/wiki/блок_цилиндров.
3. Електронний ресурс. – Режим доступу : <http://www.argon.lviv.ua/pages/gol.htm>.
4. Романів О. М., Зима Ю. В., Карпенко Г. В. Електронна фрактографія зміцнених сталей. – К.: Наук. думка, 1974. – 207 с.
5. Кречковська Г. В. Фрактографічні ознаки механізмів транспортування впливу водню в конструкційних сталях / Г. В. Кречковська // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – 51, № 4. – С. 67 – 70. (Krechkovs'ka H. V. Fractographic signs of the mechanisms of hydrogen transportation in structural steels / H. V. Krechkovs'ka // Materials Science. – 2015. – 51, 4).
6. Фрактографічні ознаки експлуатаційної деградації зварних з'єднань магістральних нафтогонів / Г. В. Кречковська, С. Р. Яновський, О. З. Студент, Г. М. Никифорчин // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – 51, № 2. – С. 21–27. (Fractographic Signs of the In-Service Degradation of Welded Joints of Oil Mains / H. V. Krechkovs'ka, S. R. Yanovs'ky, O. Z. Student, H. M. Nykyforchyn // Materials Science. – 2015. – 50, 2. – P. 165–171).

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 624.041

Ю.С. Крутій, М.Г. Сур'янінов

Одеська державна академія будівництва та архітектури

ЧИСЕЛЬНА РЕАЛІЗАЦІЯ АНАЛІТИЧНОГО РОЗВ'ЯЗКУ ЗАДАЧІ ПРО ВІЛЬНІ КОЛИВАННЯ ПРЯМОКУТНОЇ ПЛАСТИНИ, ЩО ЛЕЖИТЬ НА ЗМІННІЙ ПРУЖНІЙ ОСНОВІ

Розглядається задача про вільні коливання прямокутної пластини, що лежить на змінній пружній основі, реакція якої описується моделлю Вінклера. Коефіцієнт постелі вважається довільною неперервною функцією однієї з координат. Отримано квадратури для чисельної реалізації раніше знайденого аналітичного розв'язку відповідного диференціального рівняння коливань пластини. Наведено чисельну реалізацію методу при граничних умовах Нав'є для випадку, коли коефіцієнт постелі змінюється за лінійним законом. Знайдено спектр частот та побудовано графіки відповідних їм законів головних форм коливань пластини.

Ключові слова: прямокутна пластинка, вільні коливання, модель Вінклера, аналітичний розв'язок, частотне рівняння, чисельна реалізація, головні форми коливань.

Ю.С. Крутий, Н.Г. Сурьянинов

ЧИСЛЕННАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ АНАЛИТИЧЕСКОГО РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ О СВОБОДНЫХ КОЛЕБАНИЯХ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ, ЛЕЖАЩЕЙ НА ПЕРЕМЕННОМ УПРУГОМ ОСНОВАНИИ

Рассматривается задача о свободных колебаниях прямоугольной пластины, лежащей на переменном упругом основании, реакция которого описывается моделью Винклера. Коэффициент постели считается произвольной непрерывной функцией одной из координат. Получены квадратуры для численной реализации ранее найденного аналитического решения соответствующего дифференциального уравнения колебаний пластины. Приведена численная реализация метода при граничных условиях Навье для случая, когда коэффициент постели изменяется по линейному закону. Найден спектр частот и построены графики соответствующих законов главных форм колебаний пластины.

Ключевые слова: прямоугольная пластинка, свободные колебания, модель Винклера, аналитическое решение, частотное уравнение, численная реализация, главные формы колебаний.

Yu. Krutiy, N. Suryaninov

NUMERICAL IMPLEMENTATION OF ANALYTICAL SOLUTION OF FREE OSCILLATIONS OF A RECTANGULAR PLATE, LYING ON A VARIABLE ELASTIC FOUNDATION

The problem of free oscillations of a rectangular plate lying on an elastic foundation, the reaction is described by the Winkler model. Bed ratio is considered to be an arbitrary continuous function of one of the coordinates. Obtained quadrature for numerical implementation of previously found analytical solutions of the corresponding differential equation of oscillations of a plate. Numerical implementation of the method for the boundary conditions for the Navie case where the bed ratio changes linearly. The spectrum of frequencies and graphs of the main forms of the relevant laws of the plate vibrations.

Keywords: rectangular plate, free oscillations, Winkler model, analytical solution, frequency equation, numerical implementation, the main waveforms.

Постановка проблеми. Ця стаття є логічним продовженням матеріалів, опублікованих авторами в попередньому номері збірнику "Наукові нотатки" [3]. У процесі викладення матеріалу тут ми будемо опиратися на результати, представлені в зазначеній роботі. Не маючи можливості приводити всі формули заново, умовимося позначати формули з [3] у вигляді (П.№), де № – порядковий номер формули в нашій попередній статті.

Для можливості чисельної реалізації знайдених в [3] аналітичних розв'язків потрібно вивести квадратури для обчислення функцій (П.44), (П.48). Як впливає з (П.44), дана проблема буде вирішена, якщо вказати спосіб обчислення функцій $\beta_{n,k,l}(x) (n = 1, 2, 3, 4) (k = 1, 2, 3, \dots) (l = 0, 1, 2, \dots, k)$.

Метою даної роботи є розробка методу чисельної реалізації для раніше знайденого аналітичного розв'язку задачі про вільні коливання пластини, що лежить на змінній пружній основі, реакція якої враховується моделлю Вінклера.

Результати досліджень. У науковій літературі при розгляді змінної пружної основи коефіцієнт постелі задають у вигляді многочлену, причому найчастіше не вище третього степеня [2, 5-7]. У зв'язку із цим будемо вважати, що

$$A(x) = A_0 + A_1 \left(\frac{x}{a}\right) + A_2 \left(\frac{x}{a}\right)^2 + \dots + A_s \left(\frac{x}{a}\right)^s, \quad (1)$$

де $A_0, A_1, A_2, \dots, A_s$ – безрозмірні коефіцієнти, s – степінь многочлену. Якщо припустити, що на практиці коефіцієнт постелі задано неперервною функцією, відмінною від многочлену, то її завжди можна апроксимувати многочленом (1).

Задача полягає в тому, щоб з урахуванням (1) одержати формули для функцій (П.40), (П.41), придатні для їхньої чисельної реалізації. При цьому зауважимо, що в даних формулах $k - l \geq 1$.

Виходячи з виду початкового значення $\beta_{n,0,0}(x)$, заключаємо, що результатом послідовного інтегрування, яке задано формулою (П.40) для значень $k = 1, 2, 3, \dots$, щоразу буде многочлен. При цьому всі константи інтегрування на підставі граничних умов (П.36) зобов'язані дорівнювати нулю. Враховуючи ці обставини, при уважному розгляді формули (П.40) можна встановити, що найменша степінь многочлену $\beta_{n,k,0}(x)$ буде дорівнювати $n + 2k - 1$, а найбільша $ks + n + 4k - 1$. Аналіз формули (П.41) також приводить до висновку, що кожна з функцій $\beta_{n,k,l}(x)$ є многочлен. Найменша степінь цього многочлена буде дорівнювати $n + 2(k + l) - 1$, а найбільша $(k - l)s + n + 4k - 1$.

Отже, для обох формул (П.40), (П.41) можна записати

$$\beta_{n,k,l}(x) = \left(\frac{x}{a}\right)^{n+2(k+l)-1} \sum_{j=0}^{(k-l)(s+2)} c_{n,k,l,j} \left(\frac{x}{a}\right)^j, \quad (2)$$

де $c_{n,k,l,j}$ – невідомі коефіцієнти. Тоді

$$\beta_{n,k-1,l}(x) = \left(\frac{x}{a}\right)^{n+2(k+l)-3} \sum_{j=0}^{(k-l-1)(s+2)} c_{n,k-1,l,j} \left(\frac{x}{a}\right)^j, \quad (3)$$

$$\beta_{n,k-1,l-1}(x) = \left(\frac{x}{a}\right)^{n+2(k+l)-5} \sum_{j=0}^{(k-l-1)(s+2)} c_{n,k-1,l-1,j} \left(\frac{x}{a}\right)^j, \quad (4)$$

причому, остання формула буде затребувана тільки для формули (П.41).

Перемножуючи згідно формулам (П.40), (П.41) многочлени $A(x)$ й $\beta_{n,k-1,l}(x)$, одержимо

$$A(x)\beta_{n,k-1,l}(x) = \left(\frac{x}{a}\right)^{n+2(k+l)-3} \sum_{j=0}^{(k-l)(s+2)-2} d_{n,k-1,l,j} \left(\frac{x}{a}\right)^j, \quad (5)$$

де

$$d_{n,k-1,l,j} = \sum_{r=0}^j A_{j-r} c_{n,k-1,l,r},$$

причому $A_{j-r} = 0$, якщо $j - r > s$ та $c_{n,k-1,l,r} = 0$, якщо $r > (k - l - 1)(s + 2)$.

Підставимо у формулу (П.40) значення $\beta_{n,k,0}(x)$, $\beta_{n,k-1,0}(x)$, $A(x)\beta_{n,k-1,0}(x)$, а у формулу (П.41) значення $\beta_{n,k,l}(x)$, $\beta_{n,k-1,l}(x)$, $\beta_{n,k-1,l-1}(x)$, $A(x)\beta_{n,k-1,l}(x)$, які задані рівняннями (2) – (5). Після цього в кожному випадку виконаємо інтегрування й скоротимо обидві частини на загальний множник, який відповідно буде дорівнювати $\left(\frac{x}{a}\right)^{n+2k-1}$ і $\left(\frac{x}{a}\right)^{n+2(k+l)-1}$.

Результат вказаних перетворень можна подати єдиною формулою

$$\sum_{j=0}^{(k-l)(s+2)} c_{n,k,l,j} \left(\frac{x}{a}\right)^j = 2 \left(\frac{m\pi a}{b}\right)^2 \sum_{j=0}^{(k-l-1)(s+2)} \frac{c_{n,k-1,l,j}}{e_{n,k,l,j}} \left(\frac{x}{a}\right)^j + \left(\frac{m\pi a}{b}\right)^4 \sum_{j=0}^{(k-l)(s+2)} \frac{c_{n,k-1,l-1,j}}{f_{n,k,l,j}} \left(\frac{x}{a}\right)^j - \frac{a^4 k_0}{D} \sum_{j=2}^{(k-l)(s+2)} \frac{d_{n,k-1,l,j-2}}{f_{n,k,l,j}} \left(\frac{x}{a}\right)^j, \quad (6)$$

де $e_{n,k,l,j}$, $f_{n,k,l,j}$ – відомі числа,

$$e_{n,k,l,j} = (2(k+l) + j + n - 2)(2(k+l) + j + n - 1);$$

$$f_{n,k,l,j} = (2(k+l) + j + n - 4)(2(k+l) + j + n - 3)(2(k+l) + j + n - 2)(2(k+l) + j + n - 1).$$

При цьому важливо зауважити, що $c_{n,k-1,l-1,j} = 0$, якщо $l = 0$.

Прирівнюючи в рівнянні (6) коефіцієнти многочленів при однакових степенях, отримаємо:

$$c_{n,k,l,j} = 2 \left(\frac{m\pi a}{b} \right)^2 \frac{c_{n,k-1,l,j}}{e_{n,k,l,j}} + \left(\frac{m\pi a}{b} \right)^4 \frac{c_{n,k-1,l-1,j}}{f_{n,k,l,j}} - \frac{a^4 k_0}{D} \frac{d_{n,k-1,l,j-2}}{f_{n,k,l,j}}, \quad (7)$$

де $k = 1, 2, 3, \dots$; $l = 0, 1, 2, \dots, k-1$; $j = 0, 1, \dots, (k-l)(s+2)$, причому $c_{n,k-1,l,j} = 0$, якщо $j > (k-l-1)(s+2)$ та $d_{n,k-1,l,j-2} = 0$, якщо $j < 2$.

Очевидно, формула (7) є рекурентною за індексом k . Для повної визначеності така формула вимагає початкових значень. Вважаючи $k=1$ у формулі (3) й порівнюючи результат з рівністю (П.39), знаходимо

$$c_{n,0,0,0} = \frac{1}{(n-1)!}. \quad (8)$$

Крім того, вважаючи $l=k$ у формулі (2) й порівнюючи результат з формулою (П.42), будемо мати

$$c_{n,k,k,0} = \frac{1}{(n+4k-1)!} \left(\frac{m\pi a}{b} \right)^{4k} \quad (k = 1, 2, 3, \dots). \quad (9)$$

Отримані формули (7) – (9) дозволяють обчислювати коефіцієнти многочленів (2) при заданих відношеннях $\frac{m\pi a}{b}$, $\frac{a^4 k_0}{D}$, які є безрозмірними. Як наслідок, коефіцієнти $c_{n,k,l,j}$ також будуть безрозмірними.

У результаті для функцій $\delta_{n,i}(x)$, $\tilde{\delta}_{n,i}(x)$, $\hat{\delta}_{n,i}(x)$, $\hat{\delta}_{n,i}(x)$ ($n = 1, 2, 3, 4$) ($i = 0, 1, 2, \dots$) з урахуванням формул (П.44), (П.48), (2) будемо мати:

$$\begin{aligned} \delta_{n,i}(x) &= \sum_{p=i}^{\infty} \left(\frac{x}{a} \right)^{n+2(p+i)-1} \sum_{j=0}^{(p-i)(s+2)} c_{n,p,i,j} \left(\frac{x}{a} \right)^j; \\ \tilde{\delta}_{n,i}(x) &= \sum_{p=i}^{\infty} \left(\frac{x}{a} \right)^{n+2(p+i)-2} \sum_{j=0}^{(p-i)(s+2)} \tilde{c}_{n,p,i,j} \left(\frac{x}{a} \right)^j; \\ \hat{\delta}_{n,i}(x) &= \sum_{p=i}^{\infty} \left(\frac{x}{a} \right)^{n+2(p+i)-3} \sum_{j=0}^{(p-i)(s+2)} \hat{c}_{n,p,i,j} \left(\frac{x}{a} \right)^j; \\ \hat{\delta}_{n,i}(x) &= \sum_{p=i}^{\infty} \left(\frac{x}{a} \right)^{n+2(p+i)-4} \sum_{j=0}^{(p-i)(s+2)} \hat{c}_{n,p,i,j} \left(\frac{x}{a} \right)^j, \end{aligned}$$

де

$$\begin{aligned} \tilde{c}_{n,p,i,j} &= (2(p+i) + j + n - 1) c_{n,p,i,j}, \\ \hat{c}_{n,p,i,j} &= (2(p+i) + j + n - 2) \tilde{c}_{n,p,i,j}, \\ \hat{c}_{n,p,i,j} &= (2(p+i) + j + n - 3) \hat{c}_{n,p,i,j} \end{aligned}$$

Приклад. Пластина, шарнірно оперта по контуру. Реалізуючи за допомогою формул (П.7), (П.9) умови рівності нулю прогину w й згинального моменту M_x на краях $x=0$, $x=a$, будемо мати: $X(0) = X''(0) = 0$; $X(a) = X''(a) = 0$. Отже, початкові параметри $X(0), X''(0)$ визначені. Для двох інших параметрів $X'(0), X'''(0)$ за допомогою (П.29), (П.32) отримаємо систему рівнянь

$$\begin{aligned} aX'(0) \left(X_2(a) - 2 \left(\frac{m\pi a}{b} \right)^2 X_4(a) \right) + a^3 X'''(0) X_4(a) &= 0; \\ \frac{1}{a} X'(0) \left(\tilde{X}_2(a) - 2 \left(\frac{m\pi a}{b} \right)^2 \tilde{X}_4(a) \right) + aX'''(0) \tilde{X}_4(a) &= 0. \end{aligned}$$

З умови рівності нулю визначника системи маємо частотне рівняння

$$X_2(a) \tilde{X}_4(a) - \tilde{X}_2(a) X_4(a) = 0. \quad (10)$$

Враховуючи, що $X_2(a), X_4(a), \tilde{X}_2(a), \tilde{X}_4(a)$ являють собою суми абсолютно збіжних числових рядів, а також ґрунтуючись на відомих теоремах математичного аналізу, приходимо до

висновку, що ліва частина частотного рівняння є збіжний числовий ряд. Користуючись (П.43), (П.46) та застосовуючи правило для добутку рядів, рівняння (10) запишемо у вигляді (П.49), де

$$\eta_k = \sum_{i=0}^k (\delta_{2,i}(\mathbf{a})\bar{\delta}_{4,k-i}(\mathbf{a}) - \bar{\delta}_{2,i}(\mathbf{a})\delta_{4,k-i}(\mathbf{a})) \quad (k=0,1,2,\dots),$$

$$\delta_{n,i}(\mathbf{a}) = \sum_{p=i}^{\infty} \sum_{j=0}^{(p-i)(s+2)} c_{n,p,i,j}, \quad \bar{\delta}_{n,i}(\mathbf{a}) = \sum_{p=i}^{\infty} \sum_{j=0}^{(p-i)(s+2)} \bar{c}_{n,p,i,j}.$$

Безрозмірний закон головних форм коливань у цьому випадку має вигляд

$$W_{q,m}^* \left(\frac{x}{a}, \frac{y}{b} \right) = \left(X_2(x, \lambda_{q,m}) - \frac{X_2(a, \lambda_{q,m})}{X_4(a, \lambda_{q,m})} X_4(x, \lambda_{q,m}) \right) \sin \frac{m\pi y}{b} \quad (m=1,2,3,\dots)(q=1,2,3,\dots).$$

Розглянемо квадратну пластину з одиничною довжиною сторін ($a=b=1$). Для розрахунків приймаємо $E=2 \cdot 10^8$ кПа, $\rho=7800$ кг/м³, $h=0,05$ м, $\mu=0,3$.

Коли коефіцієнт постелі сталий $k=k_0$, для частот шарнірно опертої по контуру пластини відома точна формула [1], яка з використанням позначень, що прийняті в даній роботі, запишеться так

$$\omega_{q,m} = \sqrt{\frac{1}{\rho h} \left(\left(\left(\frac{q\pi}{a} \right)^2 + \left(\frac{m\pi}{b} \right)^2 \right)^2 D + k_0 \right)} \quad (q=1,2,3,\dots)(m=1,2,3,\dots). \quad (11)$$

Для порівняння, в табл. 1 надано перші чотири частоти, обчислені авторським методом та за допомогою формули (11) для значення $k_0=5 \cdot 10^3$ кН/м³. Як видно, частоти практично співпадають. Незначна розбіжність пояснюється похибкою обчислень при програмній реалізації метода.

Таблиця 1

Порівняльний аналіз частот при сталому коефіцієнті постелі

	Частоти $\omega_{q,m}$				Відносна похибка, %	
	Авторський метод		Точна формула		$m=1$	$m=2$
	$m=1$	$m=2$	$m=1$	$m=2$		
$q=1$	1516,5958	3782,6031	1516,5959	3780,9082	0,00001	0,04483
$q=2$	3782,6026	6050,5120	3780,9082	6049,4531	0,04481	0,01750

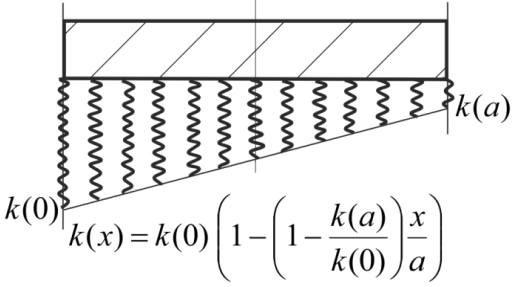
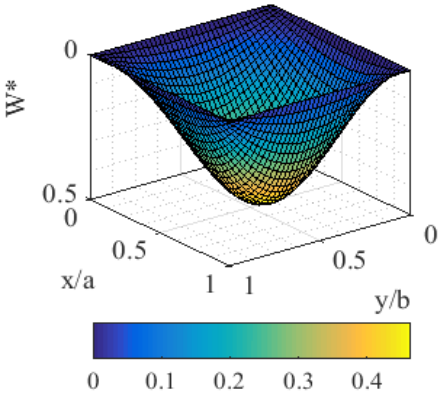
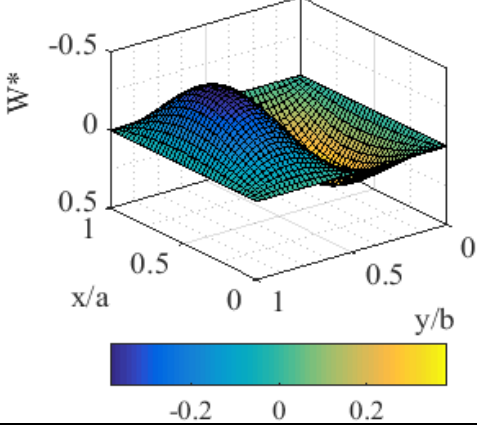
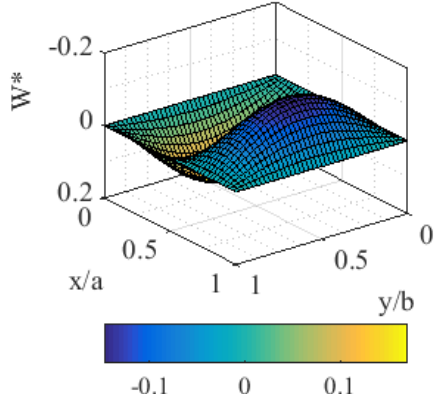
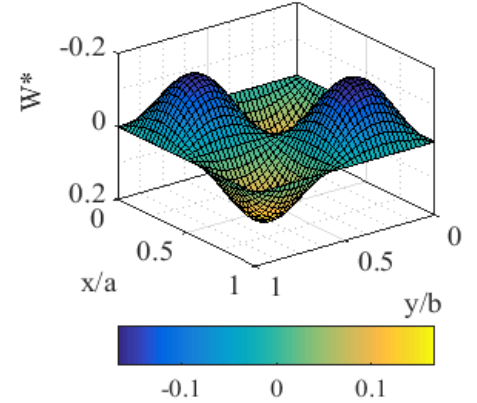
В табл. 2 представлено результати розрахунків для випадку, коли коефіцієнт постелі змінюється за лінійним законом. Там вказані результати обчислення коренів частотного рівняння $\lambda_{q,m}$ ($m=1,2$) ($q=1,2$), відповідні цим кореням частоти та графіки безрозмірних законів головних форм коливань, побудовані у MATLAB [4].

Результати обчислень зі змінною пружною основою, на жаль, порівняти ні з чим.

Висновки. Розроблено метод чисельної реалізації для раніше знайденого аналітичного розв'язку диференціального рівняння коливань прямокутної пластини, що лежить на змінній пружній основі. Виконані чисельні розрахунки для шарнірно опертої по контуру пластини у випадку, коли коефіцієнт постелі змінюється за лінійним законом. Обчислені перші чотири частоти й побудовані відповідні їм графіки безрозмірних законів головних форм коливань. Показано, що у випадку постійного коефіцієнта постелі обчислені за авторським методом частоти практично збігаються із частотами, обчисленими за відомою точною формулою.

Загалом можна констатувати наявність нового методу дослідження вільних коливань пластини з крайовими умовами Леві, що лежить на змінній пружній основі, реакція якої описується моделлю Вінклера.

Таблиця 2

 $k(x) = k(0) \left(1 - \left(1 - \frac{k(a)}{k(0)} \right) \frac{x}{a} \right)$	<p>Вхідні дані $k(0) = 4 \cdot 10^6 \text{ кН/м}^3$, $k(a) = 5 \cdot 10^3 \text{ кН/м}^3$, $s = 1$, $A_0 = 1$, $A_1 = -0,99875$</p> <p>Частоти $\omega_{q,m}$</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th></th> <th>$m = 1$</th> <th>$m = 2$</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>$q = 1$</td> <td>2672,6346</td> <td>4390,6504</td> </tr> <tr> <td>$q = 2$</td> <td>4428,9886</td> <td>6466,5503</td> </tr> </tbody> </table>		$m = 1$	$m = 2$	$q = 1$	2672,6346	4390,6504	$q = 2$	4428,9886	6466,5503
	$m = 1$	$m = 2$								
$q = 1$	2672,6346	4390,6504								
$q = 2$	4428,9886	6466,5503								
<p>$\lambda_{1,1} = 11,4919$</p> 	<p>$\lambda_{1,2} = 1,1071$</p> 									
<p>$\lambda_{2,1} = 33,3050$</p> 	<p>$\lambda_{2,2} = 3,5706$</p> 									

Список використаної літератури.

1. Власов В. З. Балки, плиты и оболочки на упругом основании / В.З. Власов, М. М. Леонтьев. – М.: Госфизматлит, 1960. – 492 с.
2. Доронин А.М. Собственные колебания круглой пластинки, лежащей на переменном упругом основании типа Винклера / Доронин А.М., Соболева В.А // Вестник Нижегородского университета им. Лобачевского. – 2014. - №4 (1). - С. 254-258.
3. Крутий Ю.С. Аналітичний розв'язок задачі про вільні коливання прямокутної пластини, що лежить на змінній пружній основі / Ю.С. Крутий, М.Г. Сур'янінов // Міжнародний збірник «Наукові нотатки», м. Луцьк. – 2016. – № 53– С.
4. Поршнев С.В. MATLAB 7. Основы работы и программирования. Учебник / С.В. Поршнев. — Изд-во "Бином. Лаборатория знаний", 2006. – 320 с.
5. Симвулиди И.А. Расчет инженерных конструкций на упругом основании. – М.: Высшая школа, 1987. – 575 с.
6. Mofid M. A plate on Vinkler foundation with variable coefficient / Mofid M., Noroozi M. // Transaction A: Civil Engineering. - 2009. - V.16. - № 3. - P. 249-255.
7. Witt M. Roz wiazanie ptyty spoczywajacej na podtozu szpezystym o zmiennym wspotczynniku podatnosci metoda elementow skonczonych / Witt M // Pr. nauk. Inst. inz. Lad. Pwr. - 1974. - № 13. - P. 143-149.

Стаття надійшла до редакції 24.03.2016.

УДК 620.197

Ю.В. Куц, О.Ю. Повстяной, Н.Ю. Імбірович*Луцький національний технічний університет***ОБГРУНТУВАННЯ ВИБОРУ МЕТОДУ НАНЕСЕННЯ ЗАХИСНОГО ПОКРИТТЯ НА ДЕТАЛЯХ КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ З ПОРОШКІВ, ЯКІ ОТРИМАНІ З ВІДХОДІВ ПРОМИСЛОВОГО ВИРОБНИЦТВА**

У статті описують основні методи нанесення захисних покриттів на деталях конструкційного призначення з порошків, які отримані з відходів промислового виробництва. Вибрано та дано характеристику прогресивного процесу нанесення покриття, що включає в себе електродугову металізацію з подальшим синтезом.

Ключові слова: захисне покриття, відходи промислового виробництва, металізація, оксидокерамічне покриття, зносостійкість.

Ю.В. Куц, А.Ю. Повстяной, Н.Ю. Имбиревич*Луцкий национальный технический университет***ОБОСНОВАНИЕ ВЫБОРА МЕТОДА НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЯ НА ДЕТАЛЯХ КОНСТРУКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ С ПОРОШКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ОТХОДОВ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА**

В статье описываются основные методы нанесения защитных покрытий на деталях конструкционного назначения из порошков, полученных из отходов промышленного производства. Выбрана и дана характеристика прогрессивного процесса нанесения покрытия, включающего в себя электродугую металлизацию с последующим синтезом.

Ключевые слова: защитное покрытие, отходы промышленного производства, металлизация, оксидокерамичне покриття, износостойкость.

Yu. Kuts, O. Povstyanoy, N. Imbirovych*Lutsk National Technical University***JUSTIFICATION OF THE CHOICE METHOD PROTECTIVE COATING FOR DETAILS OF CONSTRUCTIONAL PURPOSE FROM POWDER OBTAINED OF INDUSTRIAL WASTES**

In this article describes the basic methods of applying protective coatings on the details of construction designation powder obtained from industrial wastes. Selected and given a description of the progressive coating process that the includes electric metallization with subsequent synthesis.

Keywords: protective coatings, industrial wastes, metallization, oxide ceramic coating, wear resistance.

Постановка проблеми. Останнім часом з отриманням нових порошкових матеріалів проявляється великий інтерес до технологій плазмових покриттів, які характеризуються високою продуктивністю, універсальністю, простотою в автоматизації, практично необмеженого розміру поверхонь, які покриваються. Особливу увагу при цьому приділяється нанесенню композиційних керамічних, металокерамічних, біометалічних та інших синтетичних композицій [1-3].

Якщо раніше розвиток нанесення захисних покриттів ґрунтувався на створенні високопродуктивного обладнання і удосконаленні технологічних процесів, то зараз особливої актуальності набуває створення нових порошкових матеріалів, що забезпечують комплекс захисних покриттів при експлуатації вузлів і деталей-машин та механізмів.

З іншого боку, методи та технологічні процеси порошкової металургії дозволяють широко використовувати відходи виробництва: стружку, металобрухт, обрізки, які після розплаву розпиляються в порошок із заданими фізико-хімічними і технологічними властивостями. Отримані порошки можна використовувати для виготовлення композиційних матеріалів триботехнічного та конструкційного призначення. Утилізація шліфувальних відходів підшипникового виробництва дозволяє отримувати порошки високолегованої підшипникової сталі ШХ15.

У Луцькому НТУ протягом багатьох років проводяться теоретичні та експериментальні дослідження з поліпшення фізико-механічних та технологічних характеристик порошків сталі ШХ15, що отримані в результаті утилізації шліфувальних шламів.

Особливої уваги слід надати нанесенню захисного покриття різноманітним деталям, що значно підвищить їх зносостійкість.

Одним з основних напрямків вдосконалення захисних покриттів є використання для їх наплення порошкових композицій, в яких раціонально поєднуються характеристики різних за природою компонентів - металів, оксидів, боридів, карбідів і т.д.

На даний час ефективним засобом для захисту деталей є застосування газотермічних композиційних покриттів з комплексом підвищених фізико-механічних властивостей. Для створення покриттів спеціального призначення (зносо-, жаро- і корозійностійкі) широко застосовують методи захисту, до складу якого входять мікро- і наноструктурні плівки і фази.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. На даний час різними авторами розглядаються питання, пов'язані із процесом взаємодії поверхонь, що контактують в процесі їхнього взаємного переміщення. Створення і підбір триботехнічних матеріалів базуються на вирішенні взаємопов'язаних задач на основі вивчення механіки тертя і фізико-хімічних явищ, що проходять на поверхні.

Контакт взаємодії твердих тіл спостерігається лише в окремих зонах, розміри і густина розміщення яких залежать від величини прикладеного навантаження, а також від напружено-деформованого стану контактів. Ці контакти залежать від геометричної форми мікронерівностей і механічних властивостей поверхневого шару.

Постановка завдань. Метою даної роботи є проаналізувати основні методи захисту поверхонь деталей конструкційного призначення, які отримані з порошків відходів промислового виробництва та вибрати оптимальний.

Викладення основного матеріалу. До захисних покриттів висуваються наступні основні вимоги: вони повинні бути суцільними, непроникними, володіти високою міцністю зчеплення з основним металом, високою твердістю, зносостійкістю і рівномірно розподілятися по всій поверхні, на яку наносяться.

Згідно з тенденцією розвитку сучасних технологій щодо розробки високоякісних композиційних матеріалів і покриттів з комплексом підвищених фізико-механічних характеристик, актуальним є створення нових порошків, на основі яких формуються такі композиції.

Існують різноманітні технології одержання композиційного порошку, в тому числі й з плакованою оболонкою [4, 5]. Такі способи плакування порошків мають свої переваги і недоліки.

Наприклад, *поверхнєве електролітичне осадження* (рис.1) металів не дає можливості безпосередньо захищати неелектропровідні порошки, оскільки потрібна попередня металізація їх іншими способами. Виключається також можливість плакування порошків карбідами, нітридами та іншими твердими сполуками. Електролітичні і хімічні покриття застосовують для відновлення і зміцнення деталей (хромування, залізнення, нікелювання), захисту від корозії і надання деталям гарного зовнішнього вигляду (нікелювання, хромування, цинкування, кадміювання та ін.).

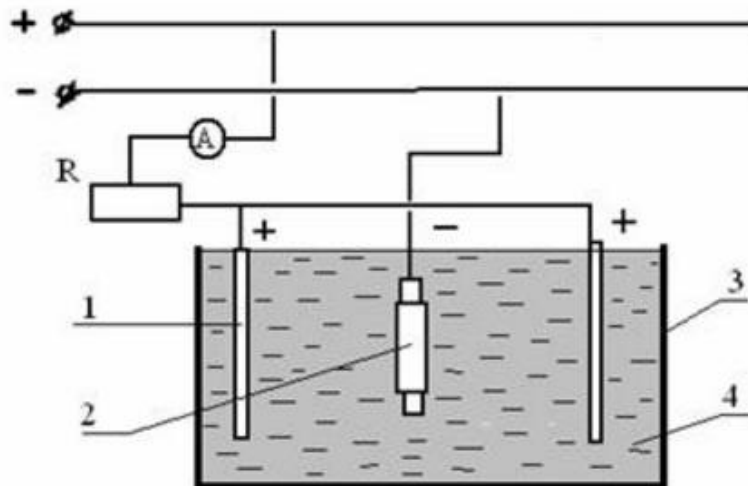


Рис.1 Схема установки для електролітичного осадження металу:
1 – матеріал покриття(анод); 2 – виріб(катод); 3 – ванна; 4 – електроліт

Хімічна металізація порошків дозволяє формувати одно- і багатокомпонентні шари на різних порошкових матеріалах (рис.2). Недоліком цього способу є необхідність промивання і сушіння порошків.

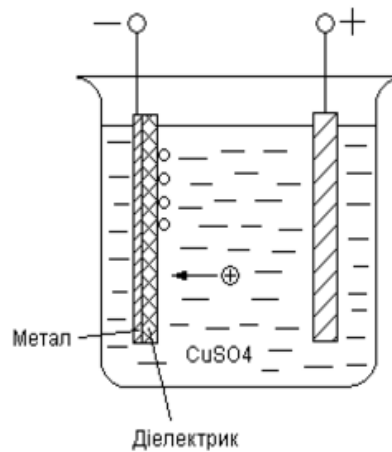


Рис.2 Схема хімічної металізації

Серед поширених вакуумних технологій конденсації металевих плівок особливе місце посідає **метод іонно-плазмового розпилення** металів (рис.3) в умовах дугового розряду [6-10]. Цей перспективний, розроблюваний метод плакування порошків завдяки своїм фізико-технологічним можливостям дає змогу забезпечувати рівномірну металеву оболонку з високими швидкостями осадження і часкою металевого конденсату до 25%. При цьому можна формувати складні композиції кераміки з різними зв'язками, в тому числі й при пошаровому осадженні різних металів. Негативним чинником у процесі плакування в окремих випадках може стати висока температура на поверхні, в результаті чого частинки порошку активно злипаються, утворюючи конгломерати.

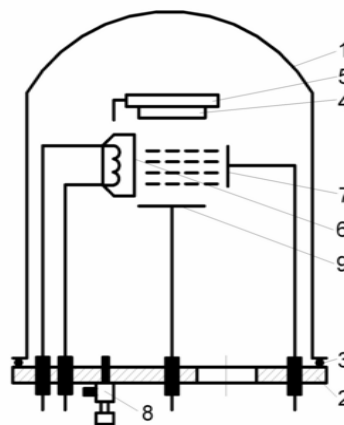


Рис.3 Схема установки іонно-плазмового напилення:

1 – ковпак, 2 – опорна плита, 3 – прокладка, 4 – підкладка, 5 – утримувач, 6 – розжарювальний катод, 6,7,9 – електроди, 8 – штуцер

Варіант реактивного (хімічного) іонно-плазмового напилення відкриває ті ж можливості отримання оксидів, нітриду і інших з'єднань, що і реактивне катодне напилення.

Крім того, при вакуумно-дуговому плакуванні можна перемішувати і перемішувати порошок за допомогою вібраційних пристроїв.

У цьому зв'язку дослідження щодо вдосконалення та оптимізації технологічних процесів вакуумно-конденсаційного осадження плівок на порошкові суміші, є актуальними і спрямовані на створення якісного плакованого порошкового матеріалу для подальшого його використання, у тому числі і для газотермічного напилення покриттів.

У методах і технологічних особливостях вакуумного конденсаційного напилювання покриттів є багато загального. У зв'язку з цим є доцільним розглянути узагальнену схему процесу (рис.4).

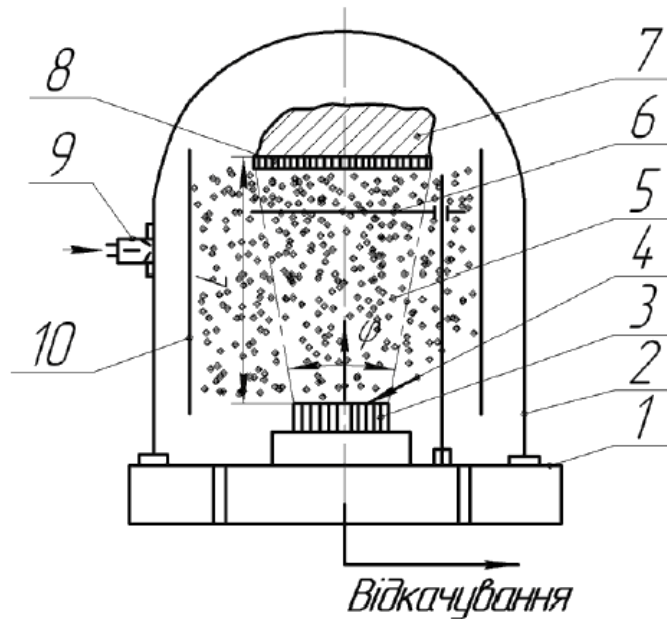


Рис.4 Узагальнена схема процесу вакуумного конденсаційного напилювання покриттів: 1 – базова плита; 2 – камера; 3 – матеріал, що розпилюється; 4 – підведення енергії для розпилення матеріалу; 5 – потік розпилюваних частинок; 6 – заслінка; 7 – напилюваний виріб; 8 – покриття; 9 – наповнювач робочого газу; 10 – екран.

Головними перевагами розглянутого методу є його простота і можливість отримання виключно чистих плівок (при високому вакуумі). Проте у нього є і серйозні недоліки: важкість напилення тугоплавких матеріалів і неможливість відтворення на підкладці хімічного складу випаровуваної речовини. Останнє пояснюється тим, що при високій температурі хімічні сполуки дисоціюють, а їх складові конденсуються на підкладці роздільно. Природною є вірогідність того, що нова комбінація атомів на підкладці не відповідатиме структурі початкової молекули [11].

Електрометалізаційне, або, як його ще називають, електродугове напилення, є одним із способів нанесення металевих покриттів на металеві і неметалеві поверхні. Електродугове напилення застосовують давно, в основному для одержання цинкових і алюмінієвих антикорозійних покриттів, а також нанесення зносостійких та відновних покриттів.

Захисне покриття отримували шляхом розпилення суцільного дроту за допомогою електродугового металізатора з модифікованою розпилювальною системою (рис.5), де електрична дуга горить в каналі розпилювальної головки, що дозволяє одержувати дрібнодисперсні покриття [12].

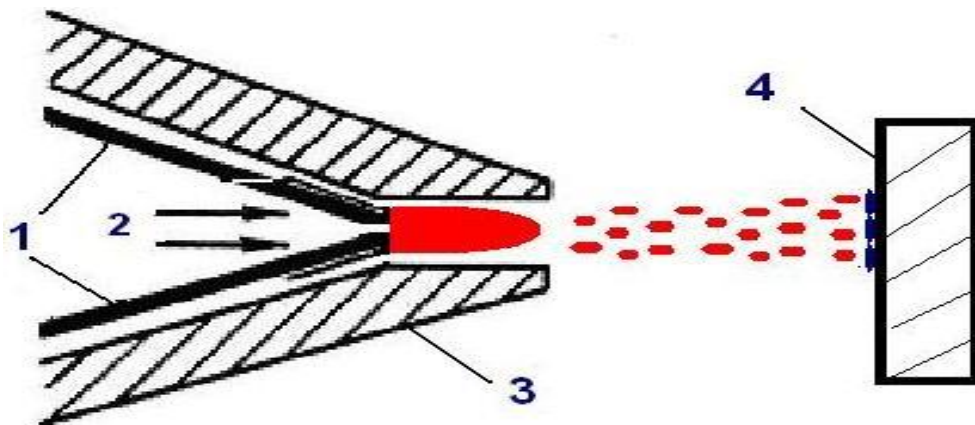


Рис.5. Процес електро-дугового напилення: 1 – дроти; 2 – повітряний струмінь; 3 – корпус розпилювальної головки; 4 - підклад

Для живлення металізатора постійним струмом використовували випрямляч зварювальний типу ВДУ – 505.

Для очищення стисненого повітря від твердих частин, води і мінерального мастила застосовано фільтр-вологівідділювач 23–25–4–4ХЛ4.

Процес нанесення покриття на зразок включає такі операції: знежирення зразка; дробоструменеву обробку; напилення зразків; контроль якості напилення; шліфування зразків.

Для нанесення корозійностійкого захисного покриття на деталях конструкційного призначення широко використовують метод плазмоелектролітного оксидування (ПЕО), який є одним із найбільш сучасних і перспективних методів отримання на поверхні металів і сплавів захисних шарів, що володіють комплексом важливих характеристик. Властивості отриманих покриттів визначаються складом електроліту і режимами процесу ПЕО. Для здійснення направленої синтезу поверхневих шарів заданого складу на металах і сплавах в режимі плазмового електролітичного оксидування при виборі складу електроліту і режимів оксидування необхідно керуватися рядом положень, в тому числі враховувати можливість зміни форм знаходження аніонних комплексів в розчині в залежності від величини рН як в об'ємі електроліту, так і в локальній області приелектродного простору [15].

Розробка оксидокерамічного покриття проводилася у ФМІ ім. Г.В.Карпенка НАН України (м.Львів) і полягало у створенні на деталях комбінованого покриття зі сплаву Д16 за допомогою електрометалізації з подальшим оксидуванням. Для проведення процесу ПЕО деталь-втулку закріплювали в пристосуванні і захистили поверхні, що не покриті сплавом Д16 від контакту з електролітом, оскільки оксидування заліза недопустиме (це пов'язано з тим, що для утворення оксидокерамічного покриття придатні лише вентильні метали) і приведе до погіршення протікання процесу утворення оксидокерамічного покриття.

Дослідження по нанесенню захисного покриття на деталях конструкційного призначення проводилися на чотири зразках – втулках, які виготовлені з відходів промислового виробництва (порошок сталі ШХ15) [16]. Для цього попереднього було зроблено і протравлено мікрошліфи. Травлення зразків проводили за допомогою травника – 0,5...3 % спиртовим розчином плавикової кислоти HF.

Для початку приведемо загальний вигляд зразка №1 після нанесення на нього комбінованого покриття (рис.7). Зразки №2, №3 мають аналогічний зовнішній вигляд, проте нанесені на них покриття різної товщини та за різних режимів ПЕО, тому приводимо лише одну фотографію.

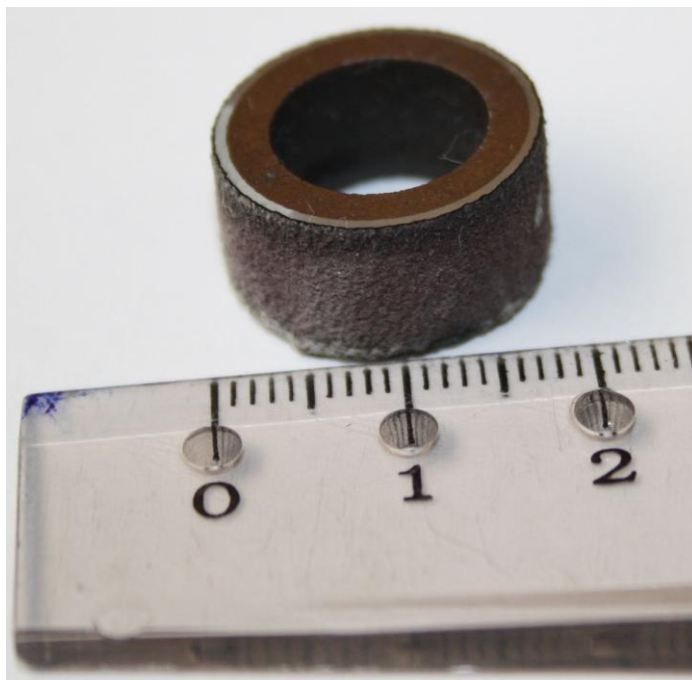


Рис. 7. Загальний вигляд втулок після нанесення комбіновано покриття

При дослідженні мікроструктури зразків, спресованого і спеченого із порошку сталі ШХ15, виявлено досить значну кількість графітових і мідних включень та фериту (рис.5).

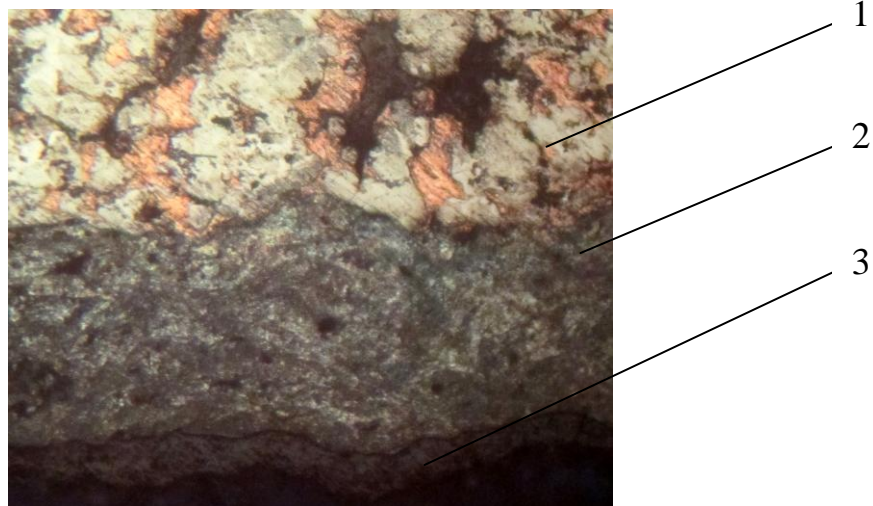


Рис.8. Мікроструктура зразків-втулок ($\times 100$)

На рис.8 у верхній межі бачимо основний метал (*позиція 1*), а нижче темно-сірим кольором зображено електрометалізаційне покриття (*позиція 2*) та плазмоелектролітнооксидоване покриття (*позиція 3*). Межа між основним металом і електродуговим покриттям є чітко вираженою, проте не дуже рівномірною. Для того, щоб побачити і порівняти як змінюється мікроструктура зразка до і після травлення, приведемо дослідження мікроструктури зразка до травлення (рис.9).

На рис.9 бачимо нетравлену область зразка. Якщо порівнювати мікроструктуру нетравленої області електродугового покриття і травленої області, то спостерігаємо не лише різницю в забарвленні (на рис.9 електродугове покриття має світле забарвлення, а на рис.8 темніше), а також в протравленій області бачимо структуру і зерна покриття. Мікроструктура травлених областей при збільшенні $\times 250$ та $\times 400$ представлена на рис.10.

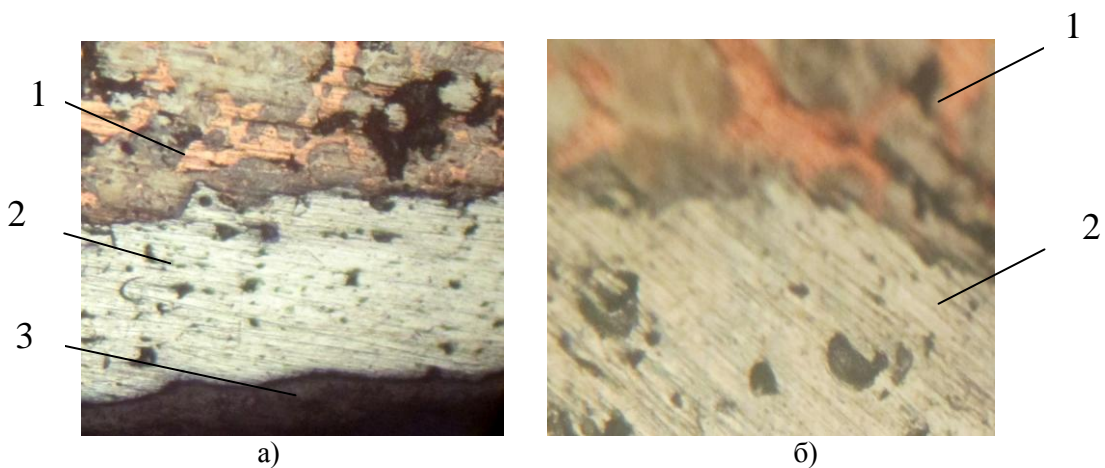


Рис.9. Мікроструктура нетравлених областей зразка при збільшенні: а) $\times 100$; б) $\times 250$
1 – основний метал; 2 – електрометалізаційне покриття;
3 – плазмоелектролітнооксидоване покриття



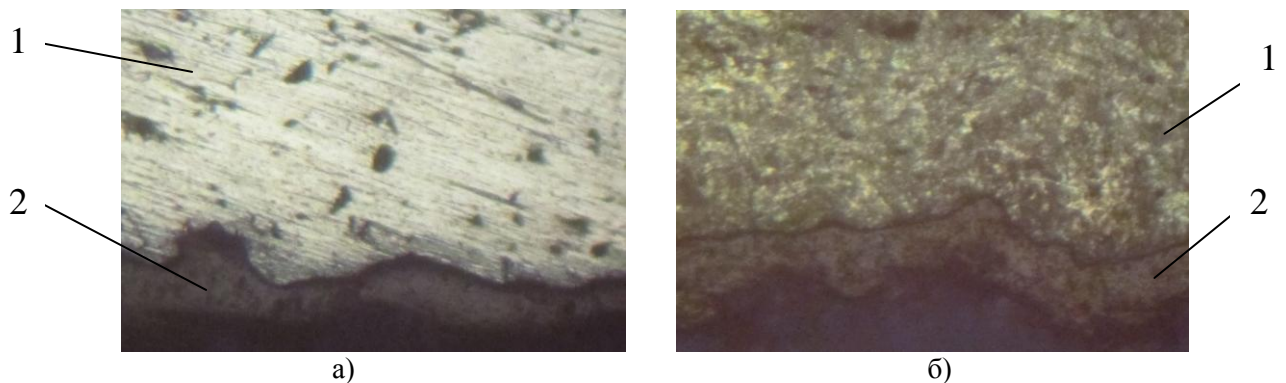
**Рис.10. Мікроструктура травленої області зразка а) $\times 250$; б) $\times 400$
1 – основний метал; 2 – електрометалізаційне покриття;
3 – плазмоелектролітнооксидоване покриття**

На рис.10 видно, що область між основним металом і покриттям є невеликою, з чого можна зробити висновок, що електродугове покриття має досить високою адгезією до основного металу. Проаналізувавши рис.8 та рис.9 встановлено, що графітові включення спостерігаються у структурі основного металу і розташовані хаотично.

Мікроструктура плазмоелектролітно оксидованих покриттів характеризується однорідною структурою та своєрідною пористістю. Після травлення спостерігаємо більш чітку межу розподілу електрометалізаційного покриття і покриття, яке утворене в результаті плазмоелектролітного оксидування. Це характерно для всіх зразків.

На рис.11, а представлено нетравлену область зразка, а на рис.11, б – травлену область. Одразу можна відмітити, що ПЕО-покриття характеризується значною кількістю нерівностей шару (западинами і виступами).

Після травлення бачимо чітку межу розподілу електрометалізаційного та оксидокерамічного покриття. Зерна на оксидокерамічному покритті не виділяються.



**Рис.11. Мікроструктура зразка-втулки:
а) $\times 100$ нетравлена область; б) $\times 100$ травлена область
1 – електродугове покриття; 2 – ПЕО-покриття.**

Висновки. На основі аналізу наукової літератури та попередніх досліджень показано що методи порошкової металургії дають можливість створення композиційних антифрикційних матеріалів з відходів промислового виробництва з різними включеннями різних структурних складових, що входять у матеріал (зокрема, порошок сталі ШХ15).

Було нанесено комбіноване захисне покриття на деталі конструкційного призначення – втулки, що працюють в умовах реверсивно-поступального тертя. Нанесено на втулки захисне покриття за допомогою електродугової металізації та плазмоелектролітного оксидування.

Нанесення електрометалізаційного покриття із подальшим оксидуванням надасть можливість захистити деталі від спрацювання та підвищити їхню довговічність практично до безкінечності. Оксидокерамічні покриття характеризуються дуже високою мікротвердістю. При впровадженні такої технології захисту деталей від зношування у найбільш відповідальних вузлах і механізмах машин можна значно продовжити термін напрацювання обладнання до ремонту чи

відмови. Даний метод захисту поряд із зносостійкістю значно підвищить корозійну стійкість деталей, що працюють в умовах агресивного середовища.

Список використаних джерел:

1. Руденская Н. А. Новые плазменные покрытия многофункционального назначения и их самоорганизация // Защита металлов. — 2004. - т.40, № 2. - С. 173–177.
2. R.S. Lima and B.R. Marple Thermal Spray Coatings Engineered from Nanostructured Ceramic Agglomerated Powders for Structural, Thermal Barrier and Biomedical Applications: A Review // J. Thermal Spray Technol., 2007, 16(1).- P.40–63
3. J. P. Cai and B. Li, Thermal Spraying Ceramic Coatings //Mater. Mech. Eng. -, 2000,. - Vol 24 (No. 1). – P.5-7.
4. Вищенко С.А. Химические и электрохимические способы осаждения металлопокрытий. — М: Машиностроение, 1975. — 312 с.
5. Плакирование порошков тугоплавких соединений методом химического осаждения / В.В. Ващенко, О.Н. Голубев, С.П. Светухин, А.Г. Цидулко // Температуроустойчивые функциональные покрытия. — Тула: Наука, 1985. — С.131—134.
6. Хороших В.М. Стационарная вакуумная дуга в технологических системах для обработки поверхностей // Физическая инженерия поверхности. — 2003. — 1, № 1. — С. 19—26.
7. Денбовецкий С.В., Барченко В.Т., Шмырева Л.Н. Физические основы генерации плазмы в ионно-плазменных устройствах технологического назначения: Учеб. пос. — К.: УМК ВО, 1989. — 152 с.
8. Пустотина С.Р., Новиков Н.Н., Глухова П.К. и др. Исследование свойств металлизированных порошков тугоплавких соединений и плазменных покрытий на их основе // Температуроустойчивые покрытия: Тр. XI всеоюз. совещ. по жаростойким покрытиям, Тула, 1983. — Л.: Наука, 1985. — С. 157—161.
9. Новиков Н.Н. Особенности поведения дисперсных материалов при их металлизации в вакууме / Рук. деп. Укр. НИИ НТП от 12.09.87. — 20 с.
10. Шаронов Е.А., Ванновский В.В., Алексеев С.В. Вакуумно-дуговое напыление меди на порошок керамики SiO₂—FeO_n // Тр. 6-й Междунар. конф. “Пленки и покрытия — 2001”. — СПб.: СПбГТУ, 2001. — С. 146—149.
11. Технология вакуумной металлизации полимерных материалов. / Ю.В. Липин, А.В. Рогачев, С.С. Сидорский, В.В. Харитонов. – Гомель: Гомельское отд. Белорус. инж. технологич. академии, 1994. – 206 с.
12. Електродугові відновні та захисні покриття / [Похмурський В.І., Студент М.М., Довгунік В.М., Похмурська Г.В., Сидорак І.Й] – Львів: Національна академія наук України, Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка, 2005. – 192 + вклейка 8 с.
13. Патент України № 63558 А МПК 7 B22F9/04. Спосіб отримання металевого порошку з шламових відходів підшипникового виробництва / В.Д.Рудь, Т.Н.Гальчук, О.Ю.Повстяной; Заявл.06.05.03; опубл. 15.01.04. Бюл.№1, 2004.
14. Повстяной О.Ю. Удосконалення технології виготовлення пористих порошкових матеріалів з використанням відходів промислового виробництва: Дис. канд. техн. наук. – Луцьк, 2007. –169 с.
15. Імбірович Наталія Юріївна. Розроблення оксидокерамічних покриттів на цирконієвих та титанових сплавах плазмоелектролітною обробкою : Дис... канд. техн. наук: 05.02.01 / Луцький держ. технічний ун-т. — Луцьк, 2006. — 125арк. : рис., табл. — Бібліогр.: арк. 110-124.
16. Oleksandr Povstyanoy, Nataliia Imbiovuch, Yuliia Kuts Peculiarities of protective coating of constructional details with powder obtained from industrial wastes // Scientific and technical journal “Metallurgical and mining industry”. – 2016. – №4. – P.88-96.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК: 691.3

А.Є. Лісничук, В.П. Силованюк, Р.Я. Юхим

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка

РОЗРАХУНКОВА МОДЕЛЬ МІЦНОСТІ ТА ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ФІБРОБЕТОНУ

Запропоновано модель деформування та руйнування композита на основі цементної матриці (фібробетону) за розтягу, яка враховує мікротріщини і пори в структурі матеріалу та наявність армувальних волокон. Встановлено розрахункові формули для оцінювання та прогнозування міцності за розтягу та тріщиностійкості фібробетону. Проаналізовано вплив пористості та об'ємного вмісту армувальних волокон на міцність і тріщиностійкість композита. Встановлено основні чинники, що формують опір композитного матеріалу поширенню у ньому тріщини. Експериментальні дослідження та розрахунки свідчать про суттєве зростання міцності на розтяг і тріщиностійкості зі збільшенням об'ємного вмісту фібри. Отримано інженерні залежності для розрахунку характеристик міцності й тріщиностійкості, які дають можливість цілеспрямовано формувати оптимальний склад композита.

Ключові слова: міцність на розтяг, тріщиностійкість, розрахункова модель, фібробетон.

А.Е. Лисничук, В.П. Сылованюк, Р.Я. Юхим,

РАСЧЕТНАЯ МОДЕЛЬ ПРОЧНОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ФИБРОБЕТОНА

Предложена модель деформирования и разрушения композита на основе цементной матрицы (фибробетона) на растяжения, которая учитывает микротрещины и поры в структуре материала и наличие армирующих волокон. Установлены расчетные формулы для оценки и прогнозирования прочности на растяжения и трещиностойкости фибробетона. Проанализировано влияние пористости и объемного содержания армирующих волокон на прочность и трещиностойкость композита. Установлены основные факторы, формирующие сопротивление композитного материала распространению в нем трещины. Экспериментальные исследования и расчеты свидетельствуют о существенном росте прочности на растяжение и трещиностойкости с увеличением объемного содержания фибры. Получены инженерные зависимости для расчета прочности и трещиностойкости, которые дают возможность целенаправленно формировать оптимальный состав композита.

Ключевые слова: прочность на растяжение, трещиностойкость, расчетная модель, фибробетон.

A.Ye. Lisnichuk, V. P. Sylovanyuk, R.Ya. Yukhym

CALCULATION MODEL OF STRENGTH AND FRACTURE TOUGHNESS FIBER REINFORCED CONCRETE

The model of deformation and fracture of composite-based cement matrix (fiber concrete) under tension, which allows for cracks and pores in the material structure and the presence of reinforcing fibers. Formulas for estimating and forecasting for tensile strength and fracture toughness fiber-reinforced concrete was established. The influence of porosity and volume content of reinforcing fibers for strength and fracture toughness of the composite. The basic factors that form the composite material resisting the spread of cracks in it. Experimental studies and calculations indicate a significant increase in tensile strength and fracture toughness with increased fiber volume content. An engineering calculation depending on the characteristics of strength and fracture toughness, which enable purposefully form the optimal composition of the composite.

Keywords: tensile strength, fracture toughness, calculation model, fiber reinforced concrete.

Постановка проблеми. Одним із перспективних конструкційних матеріалів, який набуває широкого застосування в будівельній практиці є дискретно армований бетон (фібробетон). Його перевага перед класичним бетоном полягає в тому, що він дозволяє мінімізувати такі недоліки бетону, як низька міцність під час розтягування та висока крихкість, мала енергія руйнування. Присутність оптимального вмісту армуючих волокон у бетоні підвищує його міцність, тріщиностійкість, щільність, однорідність, водопотребу, а також зменшує пористість бетону, ймовірність розтріскування під час тверднення.

Найбільш поширеними фібрами, які використовують в промисловості є стальна, поліпропіленова, скляна та базальтова. Стальна фібра не забезпечує необхідної однородності бетону, піддається корозії, що негативно відображається на довговічності бетону та міцнісних характеристиках. Скляна фібра з часом кородує за рахунок проходження реакції гідратації, і її взаємодія з бетоном з часом нівелюється, що приводить до падіння згинної міцності та тріщиностійкості. В цьому відношенні, кращими властивостями володіє базальт, який має вищу хімічну стійкість та високу адгезію з бетоном.

Одним із основних критеріїв у сучасних підходах при виборі конструкційних матеріалів є їх тріщиностійкість. Для бетону характеристики тріщиностійкості особливо важливі, оскільки це крихкий матеріал і руйнування його, як правило, відбувається внаслідок поширення тріщини.

Зазвичай, досліджуючи тріщиностійкість бетонів абстрагуються від їх структурної неоднорідності, рахуючи матеріал суцільним і однорідним. Такий підхід до визначення

тріщиностійкості бетону конкретного складу дає, звичайно, достовірні дані. Однак, на їх основі неможливо прогнозувати зміну тріщиностійкості матеріалу при зміні параметрів котроїсь із фаз.

В роботі досліджена міцність та тріщиностійкість цементного каменю дисперсно армованого різними видами фібри. Для цього виготовлені дослідні зразки з різним об'ємним вмістом фібри. Проведені експериментальні дослідження на гладких зразках та з тріщиноподібними концентраторами з метою встановлення впливу об'ємного вмісту фібри на міцнісні властивості цементного каменю. Відзначено покращення міцнісних властивостей композитного матеріалу зі збільшенням вмісту армуючих волокон.

Таблиця 1.

Механічні характеристики фібри

Назва фібри	Густина, g/cm ³	Міцність на розрив, МПа	Модуль пружності, GPa
Базальтова	2,65	1200	12
Вуглецева	2	2000	245
Скляна	2,6	1050	75
Стальна	7,8	900	200
Поліпропіленова	0,9	500	5

При проектуванні нових із наперед заданими службовими властивостями композитних матеріалів на основі бетонної матриці важливе значення має встановлення кореляційних аналітичних залежностей для прогнозування та оцінювання міцності та тріщиностійкості цих матеріалів за механічними та геометричними параметрами їх структурних складових (пор, наповнювачів, армуючих елементів). Такі залежності дають можливість цілеспрямовано формувати оптимальний склад композиту із заданими службовими характеристиками, зокрема, тріщиностійкістю.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Для встановлення процесів руйнування бетону розвивались теорії, які можна розділити на три напрями. Феноменологічні теорії мають найбільше практичне значення, однак на їх основі не можна прогнозувати міцність бетону, оскільки вони не встановлюють фізичних причин, що ведуть до руйнування. Статистичні теорії більш детально аналізують явища руйнування, однак і вони зазвичай не вкладають реального фізичного змісту в суть цього явища. Структурні теорії глибше вивчають структуру матеріалу, його поведінку під навантаженням. Однак, як правило, розглядають ізольовані дефекти, без врахування взаємодії, і як наслідок, не можуть описати весь процес руйнування бетону, який полягає в накопиченні і розвитку тріщин.

Для визначення міцності композитів на цементній основі, які експлуатуються в умовах простих навантажень, існує альтернативний теоретичним – експериментальний метод. Він дає змогу отримати достовірні результати щодо міцності матеріалу. Однак вони стосуються лише конкретного співвідношення складників композита і не дозволяють дати рекомендації для конструювання матеріалу із заданими службовими властивостями. Вплив пор на міцність цементного каменю з позицій механіки руйнування та методів статистики проведено в монографії [9]. Отримано [10] розрахункову формулу, що визначає міцність цементного каменю залежно від кількості пор у матеріалі. Використано припущення про правомірність заміни стохастичного розміщення пор у цементному камені регулярним.

Структурна неоднорідність бетонів виявляє суттєвий вплив на поширення тріщини, оскільки включення, якими є наповнювачі (пісок, щебінь) та пори цементного каменю, призводять до перерозподілу напружень біля фронту тріщини, що впливає на величину коефіцієнта інтенсивності напружень, а отже і на інтенсивність критичних навантажень. Звідси випливає, що тріщиностійкість бетонів залежить від форми, розмірів, кількості та механічних характеристик складових фаз. Дослідження свідчать, що іноді включення, пори сприяють розвитку макротріщини, а іноді, навпаки, можуть підвищувати тріщиностійкість матеріалу. Дослідженню характеристик тріщиностійкості бетонів присвячено чимало праць вітчизняних та зарубіжних авторів. Одними з перших робіт в цьому напрямі слід відзначити роботи [14-18].

Постановка завдань. На основі концепцій механіки руйнування розробити математичну модель композитів на основі бетонної матриці для оцінювання і прогнозування міцності та тріщиностійкості цих матеріалів.

Розрахункова модель фібробетону за розтягу. Суттєву роль у міцності фібробетону відіграє бетонна матриця. Розглядаючи бетон як конгломерат цементного каменю, піску та щебеню, розрізняють: мікструктуру – структура цементного каменю; мезоструктуру – структура цементно-піщаного розчину; макроструктуру – структура системи щебінь – цементно-піщаний розчин (рис. 1).

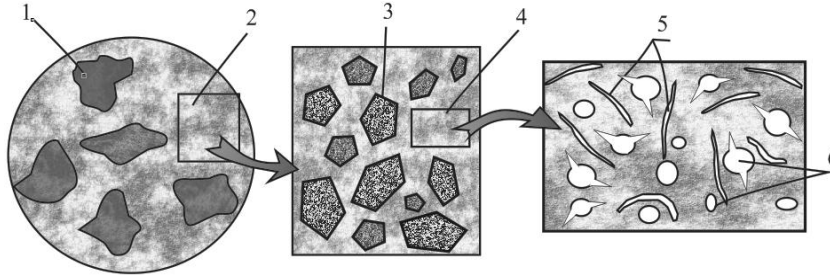


Рис. 1. Структура бетону: 1 – щебінь; 2 – цементно-піщаний розчин; 3 – пісок; 4 – цементний камінь; 5 – мікротріщини; 6 – пори

Кожна з названих структур вносить свій вклад у міцність бетону. На основі експериментів та аналізу структур бетону [8] запропоноване співвідношення, що виражає міцність бетону на розтяг

$$R_{bt} = A_1 R_{bt}^m = A_1 \cdot A_2 \cdot R_{bt}^c, \quad (1)$$

де A_1, A_2 – безрозмірні коефіцієнти, що враховують якість макро- та мезоструктури бетону відповідно; R_{bt}^m, R_{bt}^c – границі міцності цементно-піщаного розчину та цементного каменю відповідно. Крім цього, це співвідношення вказує на те, що міцність бетону на розтяг залежить від параметрів макро- та мезоструктур бетону A_1, A_2 . В традиційних бетонах ці параметри змінюються в межах 0,5...1,5 і залежать від розмірів, міцності та якості підготовки заповнювачів (щебеню, піску). Із співвідношення (1) випливає також, що міцність бетону значною мірою визначається міцністю цементного каменю.

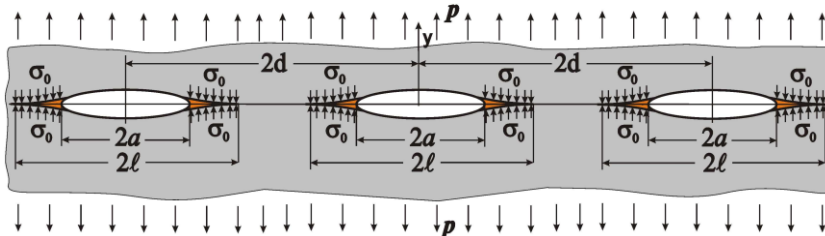


Рис. 2. Схема розміщення колінеарних тріщин

Розглянемо деформування цементного каменю за одновісного розтягу. Моделювання реалізуємо в межах двовимірної моделі тіла. Тріщини та пори з тріщинами на контурі у матеріалі випадково орієнтовані відносно напрямку дії зусиль розтягу. Припустивши, що в одній із площин, перпендикулярній до осі розтягу, тріщиноподібні дефекти колінеарні, отримаємо нижню оцінку міцності матеріалу, оскільки така орієнтація тріщин є найнесприятливіша з погляду міцності. Знехтуємо також впливом дефектів, що знаходяться в паралельних площинах, що збільшить запас розрахункової міцності. Таким чином, розглядаємо схему розміщення дефектів та навантаження тіла, як зображено на рис. 2.

З огляду на малі розміри тріщин і незастосовності до них концепції коефіцієнтів інтенсивності напружень, скористаємось відомим розв'язком задачі [11, 12] про колінеарну систему тріщин (рис. 2) у межах моделі Леонова–Панасюка. В цих працях отримали співвідношення, що пов'яже інтенсивність зовнішнього навантаження p з розміром зони передруйнування

$$p = \frac{2}{\pi} \sigma_0 \arccos \left(\sin \left(\frac{\pi a}{2d} \right) / \sin \left(\frac{\pi l}{2d} \right) \right). \quad (2)$$

Тут за σ_0 позначено границю міцності об'ємів цементного каменю між порами та тріщинами. Приймавши умову злиття зон передруйнування сусідніх тріщин за критерій руйнування матеріалу, отримуємо формулу для оцінки границі міцності цементного каменю за розтягу

$$R_{bt}^c = p_* = \sigma_0 \left(1 - \frac{a}{d}\right). \quad (3)$$

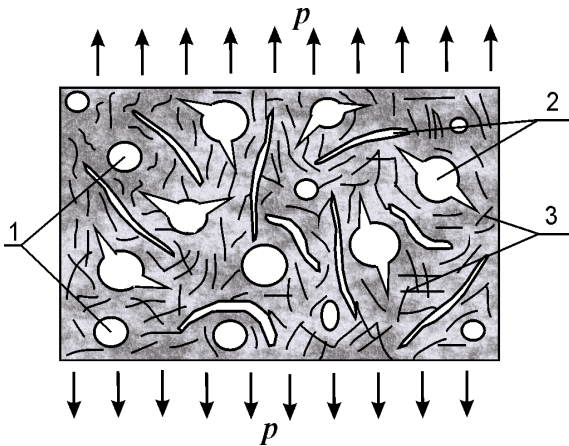


Рис. 3. Схема армованого цементного каменю з порами:
1 – пори; 2 – тріщини; 3 – мікрволокна

Зазначимо, що у формулі відношення розмірів тріщини до відстані між ними a/d відображає вміст дефектів у матеріалі, тобто його пошкодженість.

Розглянемо тепер в умовах розтягу цементний камінь, армований мікрволокнами довільної жорсткості (рис. 3).

Запропонована вище розрахункова схема дає можливість, для армованого цементного каменю отримати залежність для встановлення міцності на розтяг композита. Для цього стримувальний вплив мікрволокон у зонах передруйнування виражаємо рівномірно розподіленими зусиллями σ_0^f . Їх інтенсивність описуємо відомою залежністю Келлі–Тайсона [13], модифікованою для довільного (направленого або хаотичного) дисперсного армування

$$\sigma_0^f = \lambda \sigma_f V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right) + \sigma_0 (1 - V_f), \quad (4)$$

де σ_f – міцність волокон; l_c – гранична неефективна довжина волокон; l – довжина волокон; λ – коефіцієнт приведення хаотичного армування до напрямленого [1] ($\lambda = 1$ – для напрямленого армування вздовж осі розтягу; $\lambda = 0,33$ – для хаотичного армування).

Враховуючи залежності (3), (4), отримуємо розрахункову формулу для прогнозування міцності волокнистого композита (фібробетону) на основі цементної матриці

$$R_{bt}^f = \left(1 - \frac{a}{d}\right) \left(\lambda \sigma_f V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right) + \sigma_0 (1 - V_f) \right). \quad (5)$$

Наведені (рис. 4) графічні залежності міцності матеріалів R_{bt}^f за різного об'ємного вмісту волокон базальту, поліпропілену, скла та вуглецю та пошкоджень у цементній матриці. Механічні характеристики волокон наведені у табл. 1.

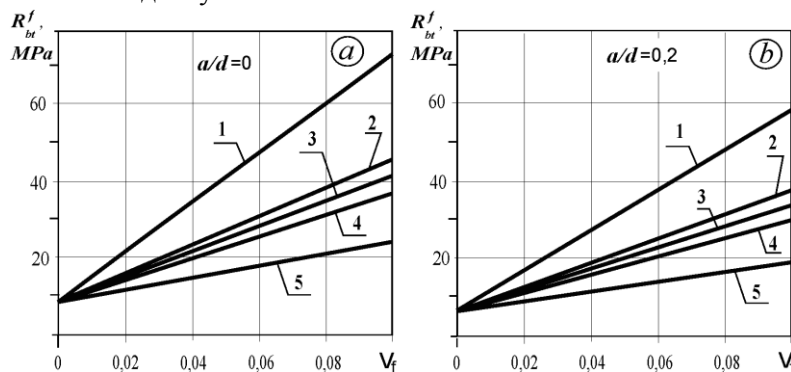


Рис. 4. Залежність прогнозованої міцності композита R_{bt}^f від об'ємного вмісту армувальних волокон: вуглецевих (1); базальтових (2); скловолокон (3); сталеві (4) та поліпропіленової фібри (5); за відсутності пор (a) та параметра пористості $a/d = 0,2$ (b)

Тріщиностійкість цементного каменю. Встановимо спочатку тріщиностійкість зв'язуючої фази композитного матеріалу – цементного каменю. Його основними дефектами є пори, розміри яких можуть змінюватись у широких межах від кількох мікрон до міліметра. Фронт макротріщини в такому матеріалі проходить через пори, внаслідок чого вершина тріщини затуплена з радіусом кривизни максимальних характерних пор ρ (рис. 5). Тріщина відриву поширюватиметься за умови, що деформація ϵ_y в її околі досягне граничного значення ϵ_c . Деформацію на продовженні

початково уже затупленої порами макротріщини встановимо на основі таких міркувань. Деформація уявного включення з нульовими пружними модулями, що заповнює фізичну тріщину в точці $x=a-\rho$ може бути виражена залежністю

$$\varepsilon_y = \int_{2\rho}^{2\rho+\delta} \frac{dy}{y} = \ln\left(1 + \frac{\delta}{2\rho}\right), \quad (6)$$

де δ – розкриття тріщини в точці $x=a-\rho$.

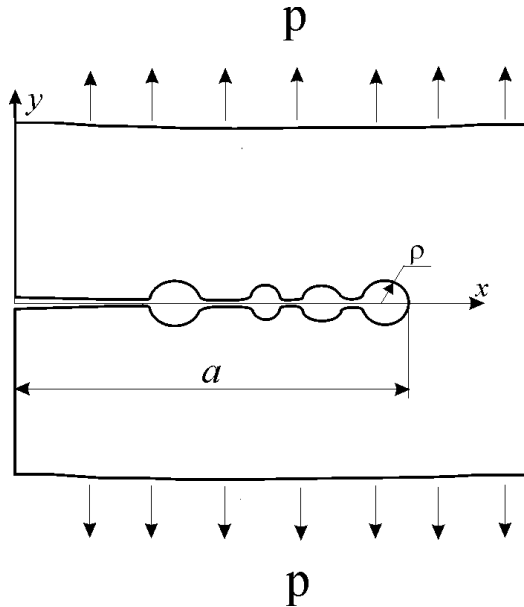


Рис. 5. Схематичне зображення контуру тріщини в матеріалі з порами

матеріалу, відповідно. Беручи до уваги співвідношення (7), (8), отримуємо вираз для обчислення характеристики тріщиностійкості – граничного коефіцієнта інтенсивності напружень K_{IC}

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{\sigma_0 E \rho (\exp \varepsilon_c - 1)}{1 - \nu^2}}. \quad (9)$$

Врахувавши залежність модуля пружності E цементного каменю від об'ємного вмісту пор [9]

$$E = E_m (1 - V_p^{2/3}), \quad (10)$$

а також отриману раніше формулу (3) для обчислення міцності цементного каменю від вмісту дефектів типу тріщин на основі виразу (4) отримуємо розрахункову залежність для прогнозування K_{IC}^c цементного каменю

$$K_{IC}^c = \sqrt{\frac{\sigma_B E_m (1 - V_p^{2/3}) \rho (\exp \varepsilon_c - 1) (1 - \omega)}{(1 - \nu^2)}}, \quad (11)$$

де E_m – модуль пружності цементної матриці; V_p – об'ємний вміст пор; σ_B – границя міцності матеріалу матриці; ω – параметр, що відображає пошкодженість матеріалу тріщинами; за напруження σ_0 тут прийнято границю міцності σ_B^c цементного каменю.

Тріщиностійкість фібробетону. Розглянемо тепер композитний матеріал – фібробетон, матрицею якого є цементний камінь, а армувальний матеріал – мікрволокна (базальтові, скляні, вуглецеві тощо). Для таких матеріалів отримана залежність (6) для розрахунку їх міцності за розтягу. Модуль пружності композиту з порами можна розрахувати на основі формули [7]

$$E = E_m (1 - V_p^{2/3}) \left(1 + \frac{V_f}{(m/(m + V_p^{2/3} - 1)) - V_f^{1/3}}\right), \quad m = \frac{E_m}{E_f}, \quad (12)$$

де E_f – модуль пружності волокна.

Враховуючи співвідношення (4), (8), (9), отримуємо залежність для прогнозування тріщиностійкості композитного матеріалу

Згідно з теоремою про консервативність поля деформацій в еліптичному (еліпсоїдальному) включенні [19] та припущенням про еліптичну форму контуру тріщини біля вершини, деформацію на відрізку $a-\rho \leq x \leq a$ можна вважати однорідною. З умови сумісності деформацій уявного включення і матриці в точці $x=a$ слідує, що деформацію матриці в околі макротріщини виражає залежність (6). Таким чином, умовою росту тріщини буде виконання рівності

$$\ln\left(1 + \frac{\delta}{2\rho}\right) = \varepsilon_c, \quad (7)$$

де δ_c – критичне розкриття тріщини.

У механіці руйнування для крихких матеріалів відома залежність [20], що пов'язує розкриття тріщини δ з коефіцієнтом інтенсивності напружень K_I :

$$\delta = \frac{(1 - \nu^2) K_I^2}{\sigma_0 \cdot E}. \quad (8)$$

Тут σ_0 – напруження в зоні передруйнування; E , ν – модуль пружності та коефіцієнт Пуассона

$$K_{Ic}^f = \frac{1}{\sqrt{1-\nu^2}} \left((1-\omega) \left(\lambda \sigma_f V_f \left(1 - \frac{r \sigma_f}{l \sigma_m} \right) + \sigma_m (1 - V_f) \right) \times \right. \\ \left. \times \left(E_m (1 - V_p^{2/3}) \left(1 + \frac{V_f}{\left(m / (m + V_p^{2/3} - 1) \right) - V_f^{1/3}} \right) \right) \right)^{1/2} \rho (\exp \varepsilon_c - 1)^{1/2} \quad (13)$$

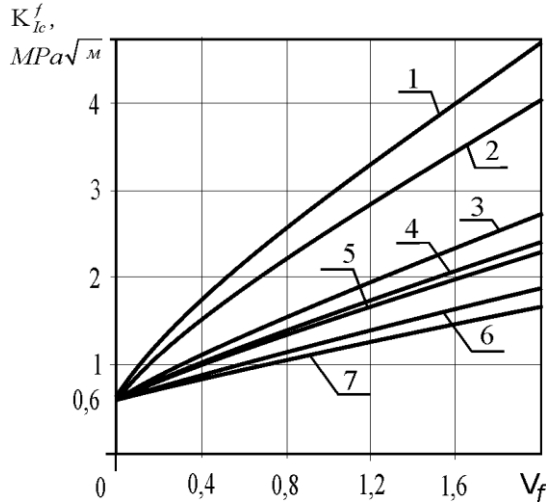


Рис. 6. Прогнозована тріщиностійкість цементного каменю, армованого фіброю: 1 – поліпропіленовою; 2 – поліакрилонітриловою; 3 – скляною; 4 – кевлар 149; 5 – базальтовою; 6 – вуглецевою; 7 – кевлар 29; $\rho=15 \mu\text{m}$

На основі отриманої формули графічно зображено (рис. 6) залежність параметра тріщиностійкості K_{Ic}^f композитного матеріалу від об'ємного вмісту стохастично орієнтованої фібри різної природи та пошкодженості матеріалу порами і тріщинами. Механічні характеристики волокон подані у таблиці.

Експериментальні дослідження.

Щоб підтвердити достовірність отриманих аналітичних залежностей (5) і (10), здійснили експерименти для встановлення міцності композита за розтягу та тріщиностійкості, відповідно, на основі цементної матриці за різного об'ємного вмісту базальтової фібри.

Для приготування розчинів використали такі матеріали:

- фібру базальтову виробництва ТОВ "Технобазальт-Інвест" (табл. 1);
- портландцемент ПЦ ІІ/А-3-500 загально-будівельного призначення ПАТ "Волинь-Цемент";
- гіперпластифікатор на основі полікарбоксилату Verament ТВ-1.

На основі наведених компонент виготовлені призматичні зразки розміром $40 \times 40 \times 160 \text{ mm}$ для випробування на розтяг за згину. Водоцементне співвідношення брали 0,4 з пластифікатором Verament ТВ-1 в кількості 0,04% від маси цементу. В дослідженнях використовували фібру (ровінг) завдовжки 12 mm, яка у неексплуатованому стані має вигляд пучків ниток. Розчин перемішували до отримання однорідної суміші упродовж 5 min, після чого ущільнювали на вібраційному столі для видалення повітряних бульбашок, щоб зменшити кількість пор. Усі серії зразків до випробувань знаходились у лабораторних умовах упродовж 27 днів.

Міцність на розтяг та тріщиностійкість матеріалу визначали за схемою триточкового згину.

Результати експериментального визначення міцності (рис. 7) та тріщиностійкості (рис. 8) зображені графічно: суцільна лінія – розрахункові результати, \diamond – експеримент.

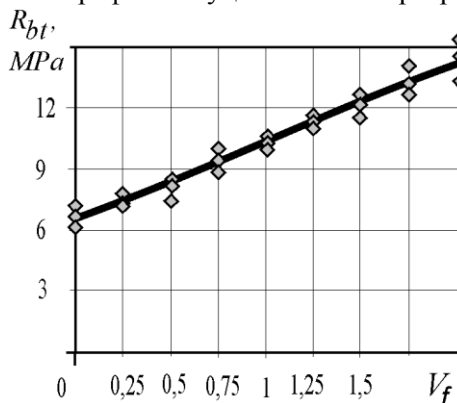


Рис. 7. Міцність на розтяг цементного каменю, армованого різним вмістом базальтової фібри

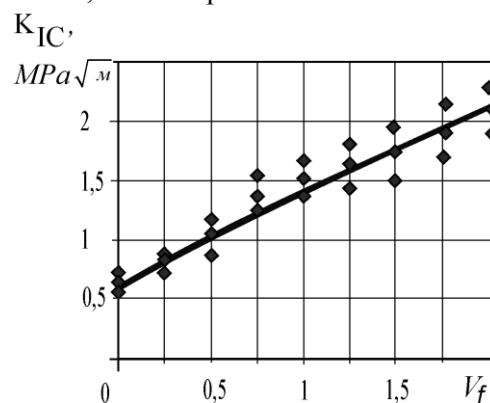


Рис. 8. Залежність тріщиностійкості матеріалу від об'ємного вмісту базальтової фібри

Як бачимо (рис. 7, 8), розрахункові результати достатньо добре узгоджуються з експериментальними. З наведених даних слідує, що при 2% фібри міцність композиту на розтяг зростає більше ніж у два рази, а тріщиностійкість у 3,6 рази порівняно з базовим неармованим матеріалом.

Висновки. У межах концепції механіки руйнування отримана аналітична залежність для прогнозування міцності на розтяг та тріщиностійкості композита на основі цементної матриці. Параметрами в розрахунковій формулі є об'ємні вмісти фібри, матриці та тріщиноподібних дефектів, границі міцності складових композита, геометричні характеристики фібри тощо. Розрахунки свідчать про суттєвий вплив дефектності цементної матриці на міцність композита. Порівняння теоретичних оцінок міцності й тріщиностійкості фібробетона з експериментальними результатами свідчить про достатньо високу достовірність прогнозу міцності за запропонованою тут розрахунковою схемою. Результати досліджень показали, що для забезпечення високої тріщиностійкості композита визначальним чинником є деформаційна здатність армувальних волокон. Найвищу тріщиностійкість матеріалу забезпечило армування поліпропіленовою фіброю, для якої характерна незначна міцність, але висока деформативність. Натомість армування цементного каменю високомодульними і міцними вуглецевими волокнами та кевларом призводить до створення міцних композитних матеріалів, але з дещо нижчими характеристиками тріщиностійкості.

Список використаних джерел:

1. Рабинович Ф. Н. Композиты на основе дисперсно армированных бетонов // Вопросы теории и проектирования, технологии, конструкции. – М.: – 2004. – 560 с.
2. Баженов Ю. М. Технология бетона. – М.: АСВ, 2003. – 500 с.
3. Brandt A. M. Cement-Based Composites: Materials, Mechanical Properties and Performance II Spon Press redition. – 2009, – March, – 544 p.
4. Jefferey M. and Lemm HB Tiber-Reinforced Concrete: Principles, Properties, Developments and applications (Building Materials Science) // William Andrew. – 1990. – 194 p.
5. Maidl B. Steel Fibre Reinforced Concrete. Wiley – VCH. – 1995. – 292 p.
6. Пухаренко Ю. В. Принцип формирования структуры и прогнозирование прочности фибробетонов // Строительные материалы, оборудование, технологии XXI века. – 2004. – № 10. – С. 47–60.
7. Композиционные материалы / Под ред. Л. Браутман, Р. Крок. – М.: Мир, 1978. – 5. – 488 с.
8. Грушко И. М., Ильин А. Г., Чихладзе Э. Д. Повышение прочности и выносливости бетона. – Харьков: Выш. шк., 1986. – 152 с.
9. Зайцев Ю. В. Моделирование деформаций и прочности бетона методами механики разрушения. – М.: Стройиздат, 1982. – 196 с.
10. Marukha V. I., Panasyuk V. V., and Sylovanyuk V. P. Injection Technologies for Repair of Damaged Concrete Structures // Springer. – 2014. – 230 p.
11. Витвицький П. М. Пружнопластична рівновага пластинки з періодичною системою щілин // Доп. АН УРСР. Сер. А. – 1970. – № 6. – С. 524–527.
12. Черепанов Г. П. Механика хрупкого разрушения. – М. Наука, 1977. – 640 с.
13. Kelly A. And Tyson W. R. Fiberstrengthened materials // High-strength materials. – New York. – 1965. – № 6. – P. 578–600; Discuss. – P. 600–601.
14. Kaplan H.F. Crack propagation and the fracture of concrete // ACI Jornal. – 1961. Vol. 58. – № 5. – P. 531-610.
15. Brown J.H. Measuring of the fracture toughness of cement paste and mortar // Mag. Of Concrete Res. – 1972. Vol. 24. – P. 185-196.
16. Naus D.J., Lott J.L. Fracture toughness of Portland cement concretes // ACI Jornal. – 1969. – V. 66, – P. 481-489.
17. Naus D.J., Batson J.B., Lott J.L. Fracture mechanics of concrete // Fracture Mechanics of Ceramics. – 1974. – Vol. 2. – P. 469-482.
18. Evans E.G. and others. The Fracture Mechanics of Mortars // Cement and Concrete Research, – 1976. – Vol. 6. – № 4. – P. 535-548.
19. Eshelby J.D. The stresses on and in a thin inextensible fibre in a stretched elastic medium. // Eng. Fract. Mech. – 1982. – Vol. 16, № 3. – P. 453.
20. Панасюк В.В. Механика квазіхрупкого руйнування матеріалів. – К.: Наук. думка. – 1991. – 416 с.

Стаття надійшла до редакції 21.04.2016.

УДК: 620.179.16

О.М. Люшук, П.П. Савчук, В.П. Кашицький*Луцький національний технічний університет***ВЛАСТИВОСТІ ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ НАПОВНЕНИХ СКЛО– ТА
БАЗАЛЬТОВИМ ВОЛОКНОМ**

Представлено результати експериментальних досліджень впливу мінеральних волокнистих наповнювачів на механічні та триботехнічні характеристики епоксикомпозитних матеріалів фрикційного призначення. Показано значне підвищення твердості, ударної міцності та зносостійкості епоксикомпозитів наповнених супертонким базальтовим волокном.

Ключові слова: епоксиполімерна матриця, механічні властивості, адгезія, ударна міцність, зносостійкість.

О.М. Люшук, П.П. Савчук, В.П. Кашицкий**СВОЙСТВА ЭПОКСИКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НАПОЛНЕННЫХ СТЕКЛО– И
БАЗАЛЬТОВЫМ ВОЛОКНОМ**

Представлены результаты экспериментальных исследований влияния минеральных волокнистых наполнителей на механические и триботехнические характеристики эпоксикомпозитных материалов фрикционного назначения. Показано значительное повышение твердости, ударной прочности и износостойкости эпоксикомпозитов наполненных супертонким базальтовым волокном.

Ключевые слова: эпоксиполимерная матрица, механические свойства, адгезия, ударная прочность, износостойкость.

O. Lyushuk, P. Savchuk, V. Kashytskyi**THE PROPERTIES OF EPOXY COMPOSITE MATERIALS FILLED BY GLASS– AND
BASALT FIBER**

The results of experimental studies of the effect of mineral fiber fillers on the mechanical and tribotechnical properties of epoxy composite materials of friction designation has been shown. Has been shown significant increase in hardness, impact strength and wear resistance of epoxy composites, filled by super thin basalt fiber.

Keywords: epoxy polymer matrix, mechanical properties, adhesion, impact strength, wear resistance.

Постановка проблеми. Розробка нових фрикційних матеріалів обумовлена жорсткими умовами експлуатації трибоматеріалів такого типу. Застосування полімерів в якості матриці дозволяє значно скоротити витрати дорогих кольорових металів та знизити енерговитрати. Порівняно з іншими полімерними матрицями широке застосування в техніці знайшли епоксиполімери, які вирізняються високими адгезійно-міцнісними характеристиками.

Актуальною задачею, в процесі розробки нових зносостійких епоксикомпозитів є пошук наповнювачів, які підвищать фізико-механічні та триботехнічні властивості. Матеріали з класичним складом компонентів [1], в залежності від наповнювача діляться на групи на основі азбесту з добавками металів (латунь, мідь, алюміній, свинець) у вигляді стружки, дроту або порошку, на основі міді і мідних сплавів (експлуатація в умовах тертя без мастила і з мастилом) та вуглець-вуглецеві композиційні матеріали (експлуатація в надважких умовах тертя або за високих температур).

Однак дані наповнювачі мають ряд обмежень у використанні [5, 6], через високу собівартість або шкідливість, що змушує виробників шукати нові, екологічно безпечні та недорогі компоненти. Тому доцільним є використання в якості наповнювача мінеральних матеріалів, які характеризуються екологічною безпекою та низькою собівартістю, зокрема базальтового волокна та скловолокна. Дані матеріали є досить міцними та термостійкими, вони мають високу хімічну стійкість, низьку межу міцності при згинанні та невисоку собівартість, оскільки виготовляються з відходів скла (скловолокно) або гірських порід (базальтове волокно).

Волокнисті наповнювачі які інтенсивно використовують в якості наповнювачів для виготовлення полімеркомпозитних матеріалів триботехнічного призначення [7, 8], мають суттєвий недолік, який пов'язаний із зниженням адгезійних властивостей, внаслідок чого підвищується інтенсивність зношування матеріалу за рахунок утворення мікротріщин на поверхні трибоконтакту. Використання волокон з оптимальними морфологічними параметрами та розробка технологічних режимів формування полімеркомпозитів дозволяє підвищити адгезійну міцність та отримати матеріали з високою зносостійкістю в жорстких умовах експлуатації.

Постановка завдань. У даній роботі необхідно було встановити оптимальний вміст наповнювачів та дослідити механічні та триботехнічні характеристики епоксикомпозитних матеріалів.

Матеріали і методи досліджень. Для формування полімеркомпозитних матеріалів наповнених подрібненими волокнами в якості полімерної матриці використано епоксидно-діанову смолу марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), для тверднення якої використано твердник холодної дії поліетиленполіамін (ПЕПА ТУ6-05-241-202-78). Формування дослідних зразків здійснювали методом вільного заливання. Підготовка композиції полягала у механічному вимішуванні попередньо просушених наповнювачів (100°C) та підігрітої смоли (20-25 °C). Попереднє структурування епоксикомпозитів тривало 24 год за кімнатної температури. Для уникнення високих залишкових напружень застосовано ступінчастий режим термічної обробки епоксикомпозитних матеріалів: 50 °C та 100 °C з витримкою 1 год та до 120 °C з витримкою 4 год.

В якості наповнювачів використано скловолокно (табл. 1) та базальтові волокна двох видів: тонке (ГОСТ 21880-94) та супертонке (ГОСТ 4640-93).

Таблиця 1.

Фізичні характеристики наповнювачів

Характеристика	Скловолокно	Базальтове супертонке волокно	Базальтове тонке волокно
Діаметр волокон, мкм	6 ... 9	1...3	9–15
Максимальна робоча температура, °C	650	982	600
Теплопровідність, Вт/м·К	0,034–0,04	0,035–0,036	0,035–0,036
Щільність, кг/м ³	2540–2600	2500–2800	2500–2800

Твердість вимірювали методом Брінеля на твердомірі марки ТШ-2М з діаметром індентора 10 мм, а ударну міцність визначали на лабораторній установці УТ-1 (ГОСТ-14759-89). Дослідження зносостійкості проводили на лабораторній установці за схемою «вал-сегмент втулки» в умовах тертя без мастильного середовища. Зразок встановлювався на циліндричну поверхню металевого контртіла, яке оберталося із заданою швидкістю. Масу зразків визначали на аналітичних лабораторних вагах типу ВЛА-200 з точністю 0,001 г.

Викладення основного матеріалу. Експериментально встановлено, що твердість епоксикомпозитів наповнених скловолокном зі збільшенням вмісту наповнювача різко зменшується (рис. 1), що пов'язано з природою наповнювача, оскільки волокна мають ліофобну поверхню [2], яка при високому вмісті наповнювача недостатньо змочується полімером. За невисокого вмісту скловолокна в епоксикомпозитах їх твердість є вищою на 40-50 МПа порівняно із епоксикомпозитами наповненими базальтовими волокнами, що зумовлено вищою міцністю скловолокон. Крім того, за високого вмісту наповнювача рівномірно розподілити скловолокно в об'ємі епоксиолімерної матриці є технологічно складно, що призводить до утворення конгломератів в локальних об'ємах, які виступають концентраторами напружень.

Твердість епоксикомпозитів наповнених базальтовим супертонким та тонким волокном зі збільшенням вмісту наповнювача (до 10 мас. ч.) зростає у 2,2 рази, що викликано наявністю активних центрів на поверхні базальтових волокон та здатністю утворювати більшу кількість фізико-хімічних зв'язків з кінцевими групами епоксидного олігомеру. Базальтові волокна є більш дисперсними і рівномірно розподіляються в об'ємі матриці, оскільки дані волокна через низьку міцність частково руйнується під час механічного змішування композиції на етапі формування.

За вищого вмісту наповнювача (8–10 мас. ч) твердість епоксикомпозитів наповнених базальтовим супертонким волокном на 35–39 % вища за твердість епоксикомпозитів наповнених тонким волокном, оскільки даний наповнювач має вищі міцнісні характеристики порівняно з базальтовим тонким волокном.

Встановлено, що ударна міцність епоксикомпозитів наповнених базальтовим волокном та скловолокном зі збільшенням вмісту наповнювача зростає майже однаково (рис. 2). Найвищу

ударну міцність мають епоксикомпозити з вмістом волокнистого наповнювача в діапазоні 7–9 мас. ч.

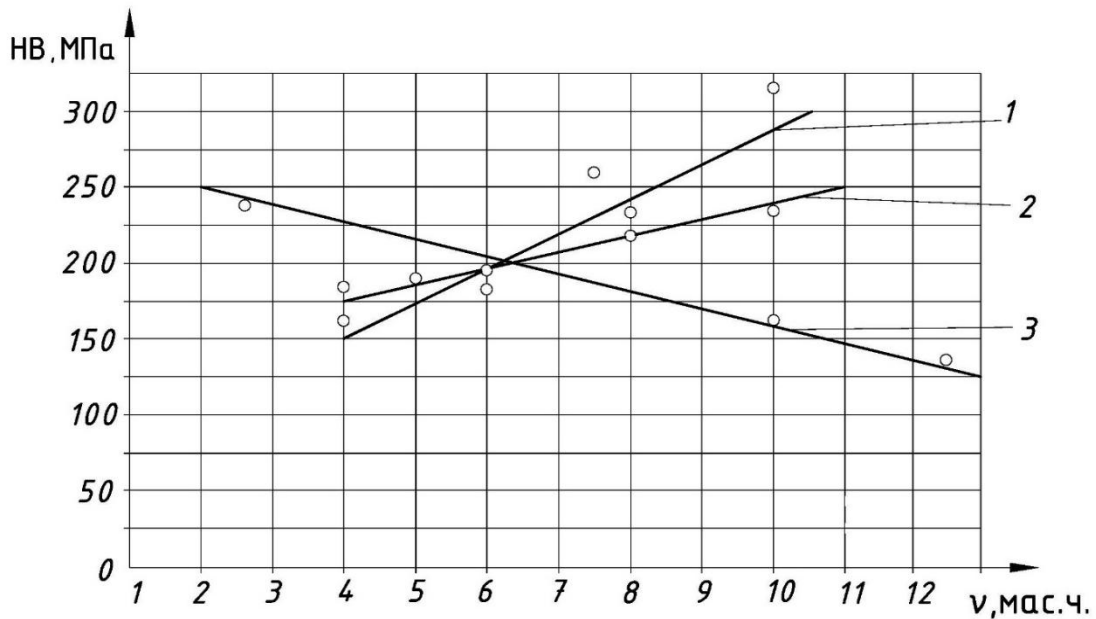


Рис. 1. Залежність твердості епоксикомпозитів від вмісту наповнювача: 1– базальтове супертонке волокно; 2 – базальтове тонке волокно; 3 – скловолокно

Ударна міцність епоксикомпозитів наповнених скловолокном дещо вища (5–6 %) за ударну міцність епоксикомпозитів наповнених базальтовим супертонким волокном при невисокому вмісті наповнювача (4–8 мас. ч.).

Найнижчі значення ударної міцності зафіксовано для епоксикомпозитів наповнених базальтовим тонким волокном, які на 9–10 % менші за ударну міцність епоксикомпозитів наповнених базальтовим супертонким волокном або скловолокном в діапазоні наповнення 4–10 мас. ч. Це пов'язано з тим, що тонке базальтове волокно під час операції змішування композиції піддається руйнуванню і в результаті отримаємо ультракороткі волокна та дисперсні частинки, які не здатні ефективно чинити опір пош

иренню тріщин у крихкій епоксиолімерній матриці під час динамічного навантаження.

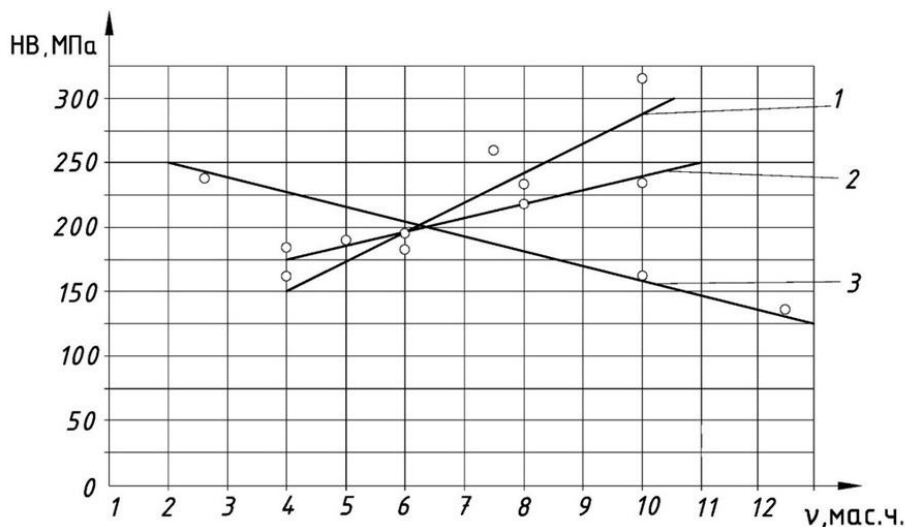


Рис. 2. Залежність ударної міцності епоксикомпозитів від вмісту наповнювача: 1– скловолокно; 2 – базальтове супертонке волокно; 3 – базальтове тонке волокно

Встановлено, що епоксикомпозити наповнені волокнами з меншим діаметром (скловолокно $d = 6$ мкм, супертонке базальтоне волокно $d = 2$ мкм) мають вищі значення динамічної характеристики, ніж волокна з більшим діаметром (тонке базальтоне волокно $d = 9$ мкм). Це пов'язано із потраплянням більшої кількості тонких волокон в полімерну матрицю порівняно з товстими волокнами за однакового масового вмісту, що призводить до утворення додаткових хімічних зв'язків за рахунок збільшення поверхневої енергії та збільшення включень твердої фази, в результаті чого відбувається підвищення фізико-механічних властивостей даних епоксикомпозитів.

Інтенсивність вагового та лінійного зношування (рис. 3) епоксикомпозитів наповнених скловолокном зростає у 4,1 рази у випадку підвищення вмісту наповнювача, що пов'язано із формуванням структури епоксикомпозитів, що характеризується низькою адгезійною міцністю епоксиолімерної матриці до наповнювача. У випадку підвищеного вмісту наповнювача (10–12 мас.ч.) скловолокна виступають дефектами структури, які знижують міцність системи, що спричиняє інтенсивне руйнування поверхневих шарів в процесі трибозаємодії.

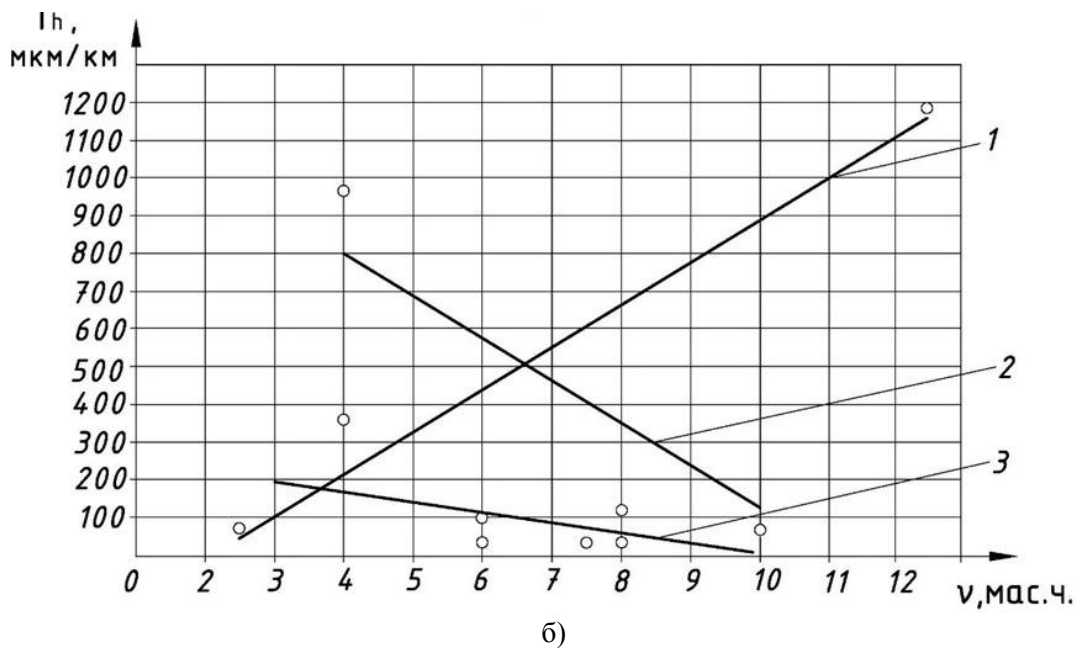
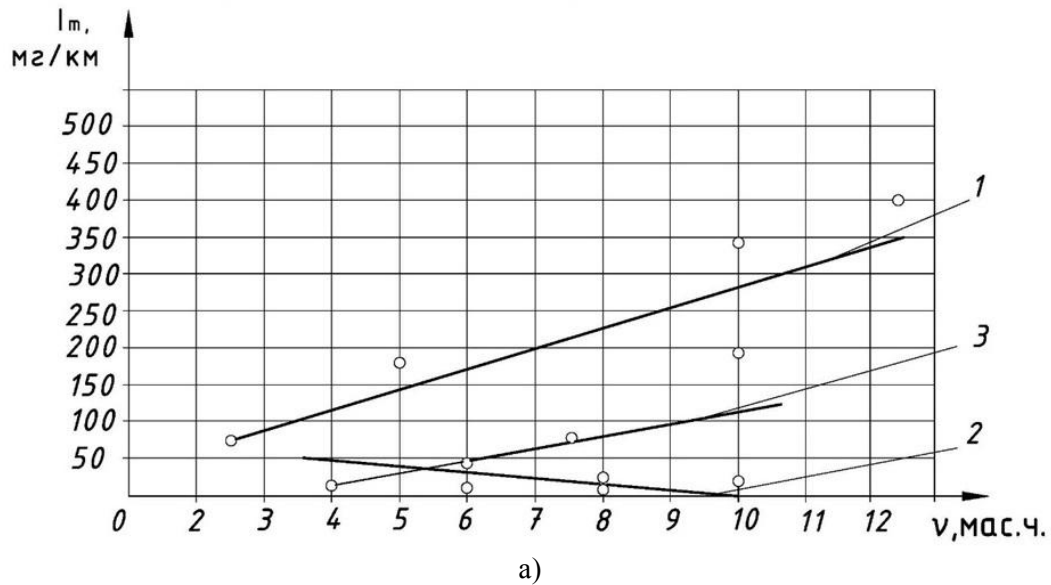
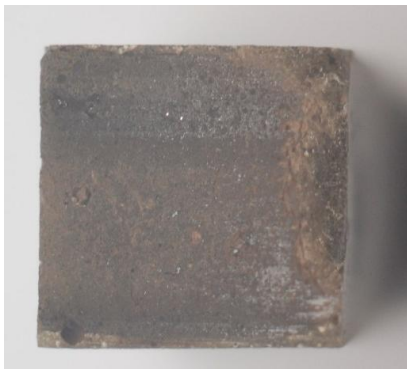


Рис. 3. Вплив вмісту наповнювача на інтенсивність лінійного (а) та вагового (б) зношування: 1 – скловолокно; 2 – тонке базальтоне волокно; 3 – супертонке базальтоне волокно

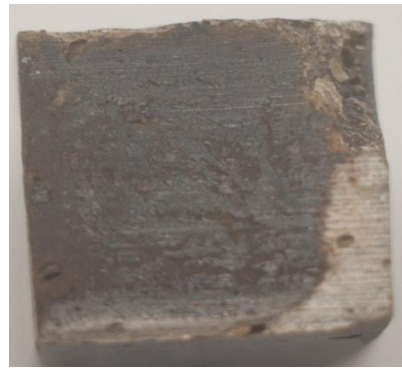
Зносостійкість епоксикомпозитів наповнених базальтовим тонким волокном (рис. 3, а) зростає з підвищенням вмісту наповнювача в досліджуваному інтервалі концентрацій (2–10 мас.ч.), оскільки даний наповнювач рівномірно та компактно розташований в об'ємі полімерної матриці та здатний до утворення фізико-хімічних зв'язків з реакційноздатними групами епоксидної складової. З підвищенням вмісту наповнювача зростає площа контакту мінерального наповнювача з поверхнею сталевого контртіла порівняно з епоксикомпозитами, які містять мінімальну кількість базальтових волокон, відповідно площа контакту наповнювача та контртіла є найнижчою. В даному випадку в більшій мірі відбувається взаємодія між епоксиполімерною матрицею та контртілом, в результаті чого матриця піддається впливу циклічних навантажень та інтенсивно руйнується з утворенням сітки мікротріщин в поверхневому шарі трибоконтакту.

Інтенсивність вагового зношування епоксикомпозитів наповнених супертонким волокном зростає у 5,5–5,8 рази в діапазоні наповнення 2–10 мас.ч., оскільки кількість супертонких волокон є вищою порівняно з тонкими базальтовими волокнами. Відповідно з поверхневого шару в процесі трибовзаємодії відділяється більша маса мінерального наповнювача. Інтенсивність лінійного зношування (рис. 3, б) даних епоксикомпозитів проявляє антибатну залежність порівняно з інтенсивністю вагового зношування, оскільки руйнування поверхневого шару полягає в основному у втраті більш важкої фази (базальтового волокна), тоді як загальне руйнування поверхневого шару епоксикомпозитного матеріалу наповненого базальтовим супертонким волокном є незначним.

Поверхня трибоконтакту епоксикомпозитів наповнених базальтовим супертонким волокном (рис. 4, а) має низьку шорсткість без видимих слідів руйнування поверхні та підтверджує високу зносостійкість епоксикомпозиту, що пояснюється формуванням фактичної площі контакту за рахунок наявності значної кількості частинок наповнювача, зносостійкість якого вища зносостійкості матриці.



а



б



в



г

Рис.4. Поверхня трибоконтакту епоксикомпозитів наповнених: а - базальтовим супертонким волокном (10 мас. ч); б - скловолокном (7,5 мас.ч); в - базальтовим тонким волокном (8 мас.ч); г - скловолокном (12,5 мас.ч.)

На поверхні трибоконтакту епоксикомпозитів наповнених базальтовим тонким волокном (рис. 4, б) присутні ділянки руйнування поверхні невеликої глибини, що виникли за рахунок протікання процесів схоплювання та виривання локальних ділянок. На одному краю зразка видима ділянка сколювання, що вказує на крихкість епоксикомпозитного матеріалу.

При аналізі поверхні трибоконтакту епоксикомпозиту наповненого скловолокном з невисоким вмістом наповнювача (7,5 мас.ч.) (рис. 4, в) не зафіксовано магістральних макротріщин, поверхня тертя є рівномірною, без видимих дефектів та ознак руйнування поверхні, що вказує на високу зносостійкість епоксикомпозиту.

З збільшенням вмісту скловолокна інтенсивність зношування зростає. Це зумовлено неповним змочуванням частинок наповнювача з утворенням пор і порожнин у граничних шарах, що викликає при фрикційній взаємодії катастрофічне руйнування поверхневого шару (рис. 4, г) з накопиченням продуктів зношування біля кромки зразка на виході поверхні з трибоконтакту.

Висновки. В процесі розробки нових фрикційних матеріалів доцільно використовувати в якості наповнювачів базальтові волокна та скловолокна, які вирізняються широкою сировинною базою та забезпечують підвищення фізико-механічних характеристик епоксикомпозитних матеріалів за рахунок підвищення вмісту більш твердої фази та формування додаткових фізико-хімічних зв'язків. Введення до складу епоксиполімерної матриці скловолокна дозволяє підвищити в основному динамічні характеристики матеріалу, тоді як твердість та зносостійкість знижуються через погане змочування наповнювача та низьку адгезійну міцність. Використання базальтового супертонкого волокна є найбільш доцільним в діапазоні 8–10 мас.ч., що сприяє формуванню оптимальної структури епоксикомпозитів з вмістом більш твердої фази, яка забезпечує зростання механічних та трибо технічних характеристик за рахунок утворення додаткових хімічних зв'язків.

В подальших дослідженнях необхідно дослідити комплексний вміст скловолокна та базальтового супертонкого волокна на формування структури епоксикомпозитних матеріалів триботехнічного призначення, що дозволить отримати матеріал з високою зносостійкістю та високим коефіцієнтом тертя.

Список використаних джерел:

1. Гутников С.И., Лазорьяк Б.И., Селезнев А.Н. Стекловолокна, Москва, 2010. – 406 с.
2. Закалов О.В., Закалов І.О. Основи тертя і зношування в машинах. – Тернопіль, 2011.
3. Косторнов А.Г. Триботехническое материаловедение. – Луганск: Видавництво «Ноулідж», 2012. – 696 с.
4. Наполнители для полимерных композиционных материалов: Справочное пособие; Пер. с англ./ Под ред. П.Г. Бабаевского. – М.: Химия, 1981. – 736 с.
5. Богданович П.Н., Прушак В.Я. Трение и износ в машинах: Учеб. для вузов. – М.: Выш. шк., 1999. – 374 с.
6. Кіндрачук М.В., Лабунець В.Ф., Пашечко М.І., Корбут Є.В. Трибологія: – К: Вид-во Нац. авіац. ун-ту «НАУ-друк», 2009. – 392 с.
7. Барбарина Т.М., Сухов М.П., Шелудяков Н.А. / Стекловолокнистые строительные материалы. – Москва: Издательство литературы по строительству, 1968. – 316 с.
8. Гоголева О.В., Петрова П.Н., Попов С.Н., Охлопкова А.А. Трение и износ: износостойкие композиционные материалы на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена и базальтовых волокон. – Том 36, № 4, 2015. – С. 394-398.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 666.233

А. Л. Майстренко¹, О. М. Сизоненко², Н. О. Олійник¹,
Г. А. Базалій¹, А. С. Торпаков², Є. В. Липян²

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України¹

Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України²

ПРОГНОЗУВАННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ФІЗИЧНИХ МЕТОДІВ ДЛЯ РОЗКРИТТЯ ПРОДУКТІВ СИНТЕЗУ АЛМАЗУ

Наведено результати дослідження впливу фізичних методів на сумарну характеристику крупності продуктів дезінтеграції і ступінь розкриття алмазграфітового матеріалу, який отримано з продуктів синтезу (ПС) різних типів, а також рекомендації для прогнозування їх застосування. Експериментально встановлено, що дезінтеграція ПС високовольтними електричними розрядами (ВЕР) дозволяє найбільш повно розкрити матеріал. Прогнозований ступінь розкриття продуктів синтезу алмазу можна досягти на рівні 0,98–0,99 при параметрах ВЕР обробки, що забезпечують тиск на стінці розрядної камери ~ 53 МПа та сумарній енергії, виділеній у одиниці об'єму суспензії, від 100 до 550 кДж/л.

Ключові слова: продукт синтезу, дезінтеграція, імпульсна обробка, високовольтний електричний розряд, характеристики крупності, ступінь розкриття

Форм. 1. Рис. 2. Табл. 1. Літ. 7.

А. Л. Майстренко, О. Н. Сизоненко, Н. А. Олейник,
Г. А. Базалій, А. С. Торпаков, Е. В. Липян

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ФИЗИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ДЛЯ РАСКРЫТИЯ ПРОДУКТОВ СИНТЕЗА АЛМАЗА

Представлены результаты исследования влияния физических методов воздействия на суммарную характеристику крупности продуктов дезинтеграции и степень раскрытия алмазграфитового материала, полученного из продуктов синтеза (ПС) различных типов, а также рекомендации для прогнозирования их применения. Экспериментально установлено, что дезинтеграция ПС высоковольтными электрическими разрядами (ВЭР) позволяет наиболее полно раскрыть материал. Прогнозируемой степени раскрытия продуктов синтеза алмаза можно достигнуть на уровне 0,98–0,99 при параметрах ВЭР обработки, обеспечивающих давление на стенке разрядной камеры ~ 53 МПа и суммарной энергии, выделенной в единице объема суспензии, от 100 до 550 кДж/л.

Ключевые слова: продукт синтеза, дезинтеграция, импульсная обработка, высоковольтный электрический разряд, характеристики крупности, степень раскрытия

A. L. Maistrenko, O. N. Sizonenko, N. A. Oliinyk,
G. A. Bazaliy, A. S. Torpakov, Y. V. Lypian

PREDICTION OF EFFICIENCY OF PHYSICAL METHODS FOR OPENING OF SYNTHESIS PRODUCTS OF DIAMOND

The results of studies of the effect of physical methods of influence on the total size characteristic of disintegration products and the degree of opening of diamond-graphite material, obtained from various types of synthesis products (SP), as well as recommendations for the prediction of their application are presented in the article. It is experimentally found out, that PS disintegration by high voltage electric discharges (HVED) allows achievement of the fullest degree of material opening. Predicted degree of opening of diamond synthesis products can be achieved at level of 0,98–0,99 at parameters of HVED treatment that provide pressure on the wall of discharge chamber of ~ 53 MPa and total energy, released in unit of suspension volume, in range from 100 up to 550 kJ/l.

Keywords: synthesis product, disintegration, pulse treatment, high voltage electrical discharge, the characteristics of particle size, degree of opening

Постановка проблеми. Продукти синтезу алмазу (ПС) – композиційні матеріали технологічного призначення, містять алмаз, металічну і графітову складові; розрізняються структурою, складом металів-розчинників (Ni–Mn, Fe–Co, Fe–Ni та ін.), вмістом, розмірами та якістю синтезованих алмазів.

Переробка ПС спрямована на руйнування ПС, вилучення алмазної сировини, її сортування і класифікацію з отриманням спектру порошків алмазу. Широко відомі ресурсозберігаючі способи переробки – багатостадійні процеси, спрямовані на розкриття ПС (створення суміші вільних дисперсних складових ПС) з мінімальним застосуванням хімічних обробок матеріалу шляхом послідовного застосування механічного подрібнення, розчинення металічної складової, термохімічної дезінтеграції; та вилучення алмазу із застосуванням гравітаційного розподілу алмазу і графіту, хімічного очищення алмазного концентрату [1].

Відомо, що техніко-екологічні показники переробки ПС залежать від якості алмазного концентрату, на яку, в свою чергу, впливає ефективність підготовки ПС до збагачення, тобто селективність дезінтеграції та ступінь розкриття зростків кристалів алмазу і складових ПС.

Тому вирішення шляхів досягнення максимального ступеня розкриття ПС при мінімальному застосуванні хімічних методів обробки являється актуальним завданням.

Мета роботи. Дослідження впливу фізичних методів дезінтеграції на ступінь розкриття ПС алмазу і прогнозування ефективності їх застосування.

Методи досліджень. Дослідження проведено на ПС, отриманих у ростовій системі Ni–Mn–C, двох типів: ПС, що використовують для виготовлення алмазних порошків марок АС10 та вище (ПС першого типу), і ПС для виготовлення порошків марок АС4–АС6 (ПС другого типу). Продукти синтезу у вигляді композиційних матеріалів мають гомогенну структуру, розрізняються розмірами і міцністю синтезованих алмазів. З ПС першого типу виготовляють порошки алмазу зернистістю від 50/40 до 630/500, з показником міцності до 180 Н, з ПС другого типу – зернистістю до 250/200 з показником міцності до 9,2 Н. В роботі досліджували мікроструктуру ПС; моделювали елементарний об'єм ПС; проводили аналіз напружено-деформованого стану моделі гранули, навантаженої діаметрально прикладеним стиском; досліджували вплив фізичних методів дезінтеграції ПС після розчинення металеві складової (алмазографітового матеріалу) на ступінь розкриття ПС та розподіл за розмірами продуктів дезінтеграції.

В роботі використано комплекс відомих експериментальних методів дослідження: методи оптичної та растрово-електронної мікроскопії з залученням мікрорентгеноспектрального аналізу на приладі "CAMSCAN-4DV" з приставкою "Link-3000"; хімічний, гравіметричний методи, ситовий аналіз; методи математичної статистики, метод скінчених елементів з використанням програмного комплексу спрямованого на вирішення тривимірних задач термопружності, методи реєстрації швидкоплинних процесів. Ефективність застосування фізичних та механічних методів для дезінтеграції ПС оцінювали за результатами визначення ступеня розкриття ПС алмазу після розчинення металеві складової ПС (алмазографітового матеріалу). Ступінь розкриття встановлювали за методикою [2]. Ступінь розкриття оцінювали за критерієм Фоменка, який розраховували за результатами гравітаційного розподілу алмазу і графіту. Критерій Фоменка може змінюватись від 0 (зовсім не розкритий матеріал) до 1 (повністю розкритий матеріал).

В роботі застосовували два фізичних методи дезінтеграції: механічну дезінтеграцію подрібненням алмазографітового матеріалу у роторній дробарці конструкції ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України; імпульсну обробку високовольтними електричними розрядами у воді, яку виконували на експериментальному стенді конструкції ІПТ НАН України (м. Миколаїв). Для порівняння виконували термохімічну дезінтеграцію – рідиннофазну обробку матеріалу сумішшю концентрованих сірчаної і азотної кислот.

Результати та їх обговорення. Для обґрунтованого прогнозування ефективності застосування фізичних методів розкриття ПС було проведено моделювання руйнування ПС на різних стадіях його переробки. Для цього було досліджено мікроструктуру ПС. Встановлено, що мікроструктура ПС являє собою кристали розмірами до 630 мкм і зростки алмазів, які розташовані в металічній матриці, що містить карбіди марганцю голчастої форми (до 50 мкм) та евтектику (твердий розчин нікель – марганець – карбід марганцю – вуглецева фаза), евтектичні карбіди розмірами 5–10 мкм [1]. Товща прошарків матриці навколо кристалів від 3 до 600 мкм. З урахуванням результатів дослідження було запропоновано фізико-механічну модель структури елементарного об'єму ПС у вигляді трьохшарової кулі. Ядро – алмаз, наступний прошарок – пружна та однорідна металічна (Ni_{0,40}–Mn_{0,60}) оболонка, далі графітова оболонка. Розміри прошарків кулі прийнято рівними середньоквадратичним значенням розподілу розмірів складових ПС. При діаметральному навантаженні моделі напруги сягають максимуму у локальній зоні навантаження, напруги поблизу алмазу – значно менші. Таким чином, подрібнення елементарного об'єму ПС призводить до руйнування графітової оболонки без розкриття алмазу. Після розчинення металічної складової (вміст металу знижується до 8–9 мас.%, пористість складає 17 об'ємн. %) модель являє собою одношарову графітову оболонку з алмазною кулею. Руйнування цієї оболонки під впливом розтягуючих напруг (максимальних на внутрішній поверхні оболонки) відбувається при навантаженнях, що менші у 3 рази, ніж для трьохшарової кулі. Руйнування забезпечує ідеальні умови розкриття кристалів алмазу. Результати моделювання напруженого стану структури елементарного об'єму ПС обґрунтували необхідність зміни структурного стану ПС шляхом розчинення металічної складової ПС для високого ступеню розкриття ПС фізичними методами, що було підтверджено експериментально [1].

Відомо, що в складних полікомпонентних матеріалах забезпечення селективного розкриття зростків можливо: за попереднім розміщенням зв'язків у зонах контакту; застосуванні до матеріалу, що руйнують, на різних стадіях дозованих за величиною навантажень, які забезпечують руйнування слабшого компоненту; розколювання зростків у слабших місцях, переважно у площинах зростання. Ідея попереднього розміщення реалізується при організації подрібнення за допомогою електроімпульсної дії ВЕР. Довжина ударної хвилі має бути співрозмірною з частинками матеріалу. При обробці у міжзеренному просторі створюється концентрація локальних напруг. Такі умови реалізуються при дії ВЕР у рідині, де тривалість імпульсу тиску, що виникає, може бути на 1 – 2 порядки меншою, ніж тривалість механічної або вибухової дії [4].

При ВЕР обробці продукту синтезу алмазу основним фактором дії є тиск хвилі стиснення-розтягнення [3]. Тому режими ВЕР обробки ПС потрібно обирати з огляду на межу міцності алмазу ($\sigma_p=145$ МПа) та графітової оболонки ($\sigma_p \approx 11,2$ МПа) щоби забезпечити руйнування оболонки без руйнування алмазу. З огляду цього, була виконана теоретична оцінка значень амплітуди тиску на фронті хвилі стиснення-розтягнення згідно моделі, наведеної у роботі [5]. Параметри обробки були підібрані згідно [6] так, щоб амплітуда тиску хвилі стиснення на стінці розрядної камери складала ~ 53 МПа. Просторовий розподіл амплітуд хвилі тиску у об'ємі розрядної камери у обраному режимі ВЕР обробки наведено на рис. 1.

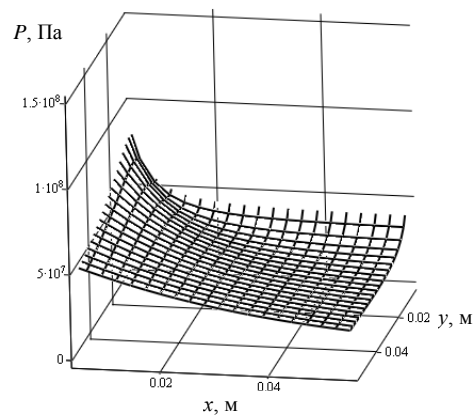


Рис. 1 Просторовий розподіл амплітуд хвилі тиску у об'ємі розрядної камери

Результати досліджень впливу фізичних методів дезінтеграції на технологічні характеристики алмазграфітового матеріалу (сумарну характеристику крупності та ступінь розкриття) наведено на рис. 2 та у табл. 1. Для порівняння наведено результати, отримані при термохімічній обробці.

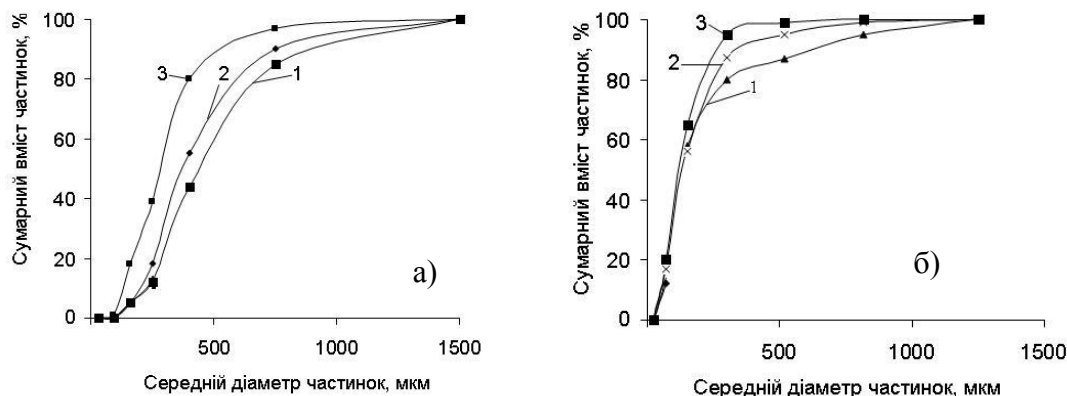


Рис. 2. Сумарна ситова характеристика алмазграфітового матеріалу, отриманого з ПС алмазу, призначеного для виробництва порошків марок АС10 та вище (а), марок АС4–АС6 (б) після дезінтеграції: термохімічної (1), механічної (2), ВЕР обробки (3).

Як випливає з рис. 2, руйнування алмазграфітового матеріалу в залежності від способу дезінтеграції веде до зміни форми та переміщення характеристики крупності в область менших розмірів в наступній послідовності: термохімічна обробка (крива 1) → механічна дезінтеграція

(крива 2) → ВЕР обробка (крива 3). Після всіх обробок кристали алмазу містяться у всіх класах крупності матеріалу. Частинки продуктів дезінтеграції концентруються (до 97% всієї маси алмазу) у класі крупності (–630+100) мкм (табл. 1).

Відомо, що традиційні механічні способи подрібнення за своєю фізичною організацією являються процесами неселективного руйнування. Найбільшого ступеня розкриття досягають у дробарках ударної дії. В момент удару виникає складне поле напруг і деформацій, що сприяє селективній дезінтеграції. Динамічний характер навантаження при високошвидкісному ударі, можливість вільного руйнування одиничних частинок, а також виводу продуктів руйнування з робочої зони, створюють передумови для раціональної організації ударної дезінтеграції. В дробарках ударного типу для руйнування використовують роздавлювання (стискання), зсув, згин, зколювання і т.п. При їх застосуванні забезпечується підвищена селективність розкриття матеріалу, але вони не в змозі забезпечити високі швидкості удару, та не дозволяють повністю розкрити мінерали [7].

Таблиця 1.

Основні технологічні характеристики алмазграфітового матеріалу після застосування різних способів його розкриття

Характеристики	Спосіб дезінтеграції алмазграфітового матеріалу з ПС для виготовлення порошків марок АС4–АС6 / АС10 і вище		
	Подрібнення	ВЕР обробка	Термохімічна обробка
Концентрація продуктів дезінтеграції (вихід) класу крупності (–630+100) мкм, %	70 / 75	78 / 94	75 / 60
Ступінь розкриття	0,60 / 0,95	0,98 / 0,99	0,95 / 0,95

Ступінь розкриття алмазграфітового матеріалу після різних видів обробки представлено в табл. 1. Як видно з результатів, механічна дезінтеграція алмазграфітового матеріалу у роторній дробарці не розкриває повністю алмаз. Ступінь розкриття ПС першого типу становить 0,95, що дорівнює ступеню розкриття після термохімічної дезінтеграції. Тому було проведено прогнозування результатів розкриття алмазграфітового матеріалу з ПС 1-го типу при механічній дезінтеграції в роторній дробарці з урахуванням параметрів ведення процесу. Прогнозування реалізовано з використанням планування експерименту на основі трьохфакторного плану 2^k . Факторами, що мали варіації, були: швидкість обертання ротору, відстань між билем та камерою, розмір розвантажувальної решітки. Функція відгуку – критерій Фоменка.

Встановлено, що при заданих параметрах камери та швидкості обертання ротору дробарки можна розрахувати ступінь розкриття матеріалу з похибкою не вище 8 % при вірогідності 0,95 за наступним рівнянням:

$$E_{\phi} = 1,1268 - 0,867 \cdot 10^{-4} - 36,16 \cdot 10^{-2} x_2 - 0,886 \cdot 10^{-2} x_3 + 1,284 \cdot 10^{-4} x_1 x_2 - 0,140 \cdot 10^{-4} x_1 x_3, \quad (1)$$

де: x_1 – швидкість обертання ротору, хв.^{-1} ; x_2 – відстань між билем та камерою, мм; x_3 – розмір розвантажувальної решітки, мм.

За необхідності переробки складних за вмістом тонковкраплених ПС другого типу виникають проблеми неповного розкриття алмазу. Ступінь його розкриття після механічної дезінтеграції дорівнює 0,60, що значно нижче, ніж після термохімічної обробки (0,95). Дійсно, нами експериментально встановлено, що дезінтеграція ПС дозволяє найбільш повно розкрити матеріал при ВЕР обробці. Ступінь розкриття алмазграфітового матеріалу ПС обох типів після ВЕР обробки склав 0,98–0,99 (табл. 1). Отримані результати можна пояснити застосуванням іншого механізму дії, ніж при механічній дезінтеграції. ВЕР обробка відбувається ударними хвилями, що генерують в робочому рідинному середовищі електророзрядними імпульсами високої потужності, зокрема, сформованими розрядами плазми, що поширюються у формі циліндричної осесиметричної хвилі стиску. Ударна хвиля при взаємодії з поверхнею матеріалу формує в об'ємі матеріалу напружений стан, головні напруги якого σ_r – стискаючі та σ_{θ} – розтягуючі. Розтягуючі напруги викликають розвиток мікротріщин, на утвореній поверхні адсорбуються молекули рідини, що не дозволяють змикатися краям мікротріщин (виконують розклинюючу дію).

Величину напруг, які виникають у ПС, можна регулювати змінюючи сумарну енергію виділену у одиниці об'єму суспензії завдяки зміні потужності імпульсу, що генерується. Експериментально встановлено, що у випадку, коли сумарна енергія виділена у одиниці об'єму суспензії від 100,0 до 550,0 кДж/л, сформовані напруги не перевищують міцності матеріалу, відбувається накопичування втомлювальних напруг, які в остаточному рахунку призводять до руйнування матеріалу з високим ступенем розкриття. Якщо сумарна енергія виділена у одиниці об'єму суспензії нижче за 100,0 кДж/л, накопичування втомлювальних напруг здійснюється надто довго, руйнування ПС не призводить до розкриття матеріалу. Якщо сумарна енергія виділена у одиниці об'єму суспензії вище за 550,0 кДж/л, напруги сформовані в момент взаємодії ударної хвилі з поверхнею матеріалу перевищують міцність матеріалу, руйнування проходить за короткий час без накопичування втомлювальних напруг. Така обробка ПС призводить до невисокого ступеню розкриття матеріалу та руйнування алмазу.

Співвідношення маси матеріалу до маси рідинного (робочого) середовища є важливим фактором обробки. В центрі фронту хвилі стиску може бути розташовано лише дуже мала маса матеріалу, тому, при співвідношенні маси матеріалу до маси рідинного середовища нижче за 1:2, або вище за 1:25, завдяки тому, що в першому випадку маса матеріалу не має змоги вільного переміщення, а в другому випадку, завдяки тому, що матеріал дуже рідкий при будь яких значеннях енергії, обробка матеріалу призводить до низького ступеня розкриття.

Висновки. Досліджено вплив методів дезінтеграції на ступінь розкриття ПС алмазу і прогнозування ефективності їх застосування. Результатами моделювання напруженого стану структури елементарного об'єму ПС обґрунтовано можливість досягнення високого ступеня розкриття ПС після розчинення металічної складової за рахунок застосування фізичних методів механічної дезінтеграції в універсальній роторній дробарці та ВЕР обробки.

Прогнозовану ступінь розкриття ПС для виготовлення алмазних порошків марок АС10 та вище на рівні 0,95 можна досягти при механічній дезінтеграції в універсальній роторній дробарці за оптимальними параметрами: швидкість обертання ротору – 2720 хв.⁻¹; відстань між билем та камерою – 1,3 мм; розмір розвантажувального отвору – 1,8 мм. Ступінь розкриття в залежності від режимів руйнування можна розрахувати з похибкою менше 8 % за одержаним рівнянням регресії.

Експериментально встановлено, що дезінтеграція ПС дозволяє найбільш повно розкрити матеріал при ВЕР обробці. Ступінь розкриття алмазографітового матеріалу ПС для виготовлення алмазних порошків марок АС4–АС6, АС10 та вище на рівні 0,98–0,99 можна досягти при застосуванні ВЕР обробки при параметрах обробки, що забезпечують тиск на стінці розрядної камери ~ 53 МПа та сумарній енергії, виділеній у одиниці об'єму суспензії, від 100 до 550 кДж/л.

Список використаних джерел:

1. Майстренко А. Л. Обоснование концепции избирательного разрушения продукта синтеза алмаза / А. Л. Майстренко, Н. В. Новиков, Г. П. Богатырева, Н. А. Олейник // Сверхтвердые материалы. – 2005. – № 1. – С. 17–27.
2. Богатырева Г. П. Выбор критерия оценки раскрытия продукта синтеза алмаза / Г. П. Богатырева, Н. А. Олейник // Сверхтвердые материалы. – 1995. – № 1. – С. 65–70.
3. Богатырева Г. П. Дезинтеграция продукта синтеза алмаза ударными волнами, генерируемыми в жидкости электроразрядными импульсами большой мощности / Г. П. Богатырева, А. Л. Майстренко, О. Н. Сизоненко [и др.] // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2009. – Вып. 12. – С. 191–198.
4. Майстренко А. Л. Практика и перспективы применения физических методов раскрытия продуктов синтеза алмаза / А. Л. Майстренко, О. М. Сизоненко, Н. О. Олейник, Г. А. Базалий // Мінералогічний журнал. – 2013. – № 2. – С. 159–163.
5. Sizonenko O. N. Variation in the Particle Size of Fe–Ti–B4C Powders Induced by High-voltage Electrical Discharge / O. N. Sizonenko, G. A. Baglyuk, A. I. Raichenko [et al.] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. Vol. 51, Issue 3 (2012), P. 129–136.
6. Пат. 47738 Україна, МПК (2006.01) C01B 31/06. Спосіб видобування синтетичних алмазів / Г. П. Богатырьова, А. Л. Майстренко, О. М. Сизоненко [та ін.]. – № u200907756; заявл. 23.07.2009; опубл. 25.02.2010, Бюл. № 4.
7. Биленко Л. Ф. Приоритетные направления повышения селективности раскрытия минералов в процессах подготовки руды к обогащению / Вісник НТУ «ХП». Серія: Хімія, хімічна технологія та екологія. – 2012. – № 59 (965). – С. 3–11.

Стаття надійшла до редакції 20.04.2016.

УДК 621.763.

В.М. Малець*Луцький національний технічний університет***РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОБРОБКИ ЗОВНІШНІМИ ЕНЕРГЕТИЧНИМИ ПОЛЯМИ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ НАПОВНЕНИХ ВИСОКОДИСПЕРСНИМИ ЧАСТИНКАМИ ЗАЛІЗА**

В статті досліджено умови формування епоксикомпозитних покриттів наповнених високодисперсними частинками заліза. Підтверджено ефективність використання електромагнітного та ультразвукового випромінювання для модифікації композицій на основі епоксидної матриці. В роботі визначено оптимальний режим формування епоксидних композитних матеріалів з підвищеною ударною міцністю.

Ключові слова: епоксикомпозитне покриття, високодисперсний порошок, електромагнітне поле, ультразвукове випромінювання, ударна міцність.

В.М. Малец**РОЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ВНЕШНИМИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ПОЛЯМИ ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИТОВ НАПОЛНЕННЫХ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ЖЕЛЕЗА**

В статье исследованы условия формирования эпоксидных композитных покрытий наполненных высокодисперсными частицами железа. Подтверждена эффективность использования электромагнитного и ультразвукового излучения для модификации композиций на основе эпоксидной матрицы. В работе определен оптимальный режим формирования эпоксидных композитных материалов с повышенной ударной прочностью.

Ключевые слова: эпоксикомпозитное покрытие, высокодисперсный порошок, электромагнитное поле, ультразвуковое излучение, ударная прочность.

V. Malets**DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY OF PROCESSING EPOXY COMPOSITES FILLED WITH HIGHLY-DISPERSED PARTICLES OF IRON BY EXTERNAL ENERGY FIELDS**

The paper presents research of influence on conditions of formation polymer composites filled with highly dispersed particles and methods to improve the shock strength epoxy composite coating. Confirmed efficiency electromagnetic and ultrasound radiations for modification of composite materials based on epoxy matrix filled with highly dispersed particles of iron. Modification by physical fields accelerates the process curing systems result of intense movement of components contributing to uniform distribution in the bulk composite. Intensifies degassing processes in the epoxy matrix promotes the formation of defect-free coatings. Removing gas inclusions contributes to temperature increase because of its heating system absorbed energy. The work established the optimal mode of formation of epoxy compositions for maximum values of the shock strength.

Keywords: epoxy composite coating, highly dispersed particles, electromagnetic field, ultrasonic radiation, impact strength.

Постановка проблеми. Розвиток сучасної науки та промисловості визначається можливостями створення нових захисних покриттів на основі полімерних композитних матеріалів наповнених високодисперсними порошками [1]. Отримання композитних матеріалів з наперед заданими високими експлуатаційними характеристиками є одним із найважливіших завдань при розробці захисних покриттів. Це забезпечується шляхом направленою регулювання структурної сітки епоксидної матриці, досягненням термодинамічної, кінетичної та механічної сумісності інгредієнтів системи, науково обґрунтованим введенням структурно активних компонентів, а також ефективним зовнішнім впливом на систему на різних етапах її формування [2, 3]. При цьому важливу роль відіграють силові фізичні поля, з допомогою яких змінюють структуру реактопластів і композиту в цілому. Залежно від етапу технологічного процесу зовнішній вплив здійснюють на епоксикомпозит на стадіях формування, тверднення та експлуатації.

Попередня обробка полімерної композиції у магнітному полі та ультразвуковим опроміненням дає можливість зменшити внутрішні напруження в системі, підвищити когезійну, адгезійну міцність матеріалу [4]. Обробка епоксидної композиції в магнітному полі є ефективною при використанні наповнювачів феро- та парамагнітної природи. При цьому відбувається орієнтація макромолекул реактопласту навколо частинок наповнювача внаслідок електромагнітної взаємодії диполів полімеру з магнітним полем. Це забезпечує формування в композиті орієнтованих шарів в'язучого з підвищеною адгезійною міцністю. Дисперсні частинки феромагнітної природи, на відміну від діамагнетиків, мають незкомпенсований магнітний момент (для парамагнетиків величина моменту є незначною). При накладанні зовнішнього магнітного

поля абсолютна величина моменту зростає, а напрям його змінюється у напрямку напруженості магнітного поля, відповідно, частка намагнічується і розміщується вздовж градієнту поля [5–7].

Ультразвукова обробка здійснює позитивний вплив на структуру та фізико-механічні властивості епоксикомпозитів незалежно від магнітної сприйнятливості наповнювача. Ультразвукова обробка прискорює процес тверднення системи внаслідок інтенсивного переміщення компонентів, що сприяє їх рівномірному розподілу в об'ємі композиту. При цьому відбувається краще змочування наповнювача внаслідок збільшення питомої площі поверхні дисперсних частинок, що призводить до зниження в'язкості обробленої ультразвуком композиції. Також ультразвукова обробка інтенсифікує процеси дегазації в епоксидній матриці, що сприяє формуванню бездефектних покриттів, особливо при отриманні високонаповнених систем з високим вмістом газових включень і високою в'язкістю композиції. Видалення газових включень пов'язане з підвищенням температури системи внаслідок її розігріву поглинутою енергією [8].

Постановка завдання. Метою роботи є розробка технології формування епоксикомпозитів наповнених високодисперсним порошком залізапри додатковій ультразвуковій та електромагнітній обробці композицій на стадії формування.

Викладення основного матеріалу. В якості в'язучої фази полімеркомпозиту використано епоксидну смолу марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), що являє собою рідкий реакційноздатний олігомерний продукт на основі дигліциділового ефіру дифенілпропану. Смола епоксидно-діанова ЕД-20 – в'язка рідина світло-жовтого кольору без видимих механічних включень, розчиняється в толуолі, ацетоні і їх сумішах, із спиртамивзаємодіє – бутиловим, етил- і бутилцелозольним. При нагріванні смоли до 600 °С і вище виділяється незначна кількість летких речовин – епіхлоргідрину і толуолу. Покриття на основі смоли ЕД-20 характеризуються високою адгезією до металу, скла, кераміки, високою твердістю, еластичністю, високими діелектричними властивостями, стійкістю в агресивних середовищах.

Для тверднення епоксидних композицій використано поліетиленполіамін (ПЕПА) (ТУ 6-02-594-70). Він призначений для структурування епоксидних смол при кімнатній та понижених температурах в умовах підвищеної вологості. Процес тверднення полягає у тому, що амініні групи, які знаходяться на кінцях молекул вступають у реакцію з епоксидною смолою.

В якості наповнювача використано карбонільне залізо марки Р-20 (ГОСТ 13610-79) – дрібнодисперсний порошок чистого заліза (середній діаметр частинок становить 2,5...5 мкм), який отримують шляхом термічного розкладання пентакарбонілу заліза з наступним рафінуванням в струмі водню. Має високі фізико-хімічні характеристики – підвищену електропровідність, стійкість до дії корозії, а також характеризується високими показниками пластичності. Містить частинки сферичної форми щільної структури без гострих виступів, високої дисперсності – 2,5 мкм. Хімічний склад: 0,7...0,9 % С, 0,6...0,9 % N, 0,8...1,2 % O₂, 96,9...97 % Fe.

Формування матеріалу полягало в отриманні однорідної композиції, до складу якої входили необхідні компоненти. Композицію формували двома способами: I – до епоксидної смоли вводили отверджувач ПЕПА (12 мас. ч. на 100 мас. ч. ЕД-20) та порошок заліза (10 мас. ч.) з механічним вимішуванням складових на кожному етапі та піддавали впливу ультразвукового або електромагнітного випромінювання; II – до епоксидної смоли вводили наповнювач (10 мас. ч.), здійснювали механічне вимішування компонентів та піддавали впливу ультразвукового або електромагнітного випромінювання. Після обробки вводили отверджувач ПЕПА (12 мас. ч.).

Обробку ультразвуком здійснювали в лабораторній ультразвуковій установці в середовищі води при частоті 20 кГц. Підготовлену полімерну композицію у посудині розташовували на відстані 10 мм від джерела ультразвукових хвиль. Схема обробки композиції ультразвуком зображена на рисунку 1. Для вивчення впливу електромагнітного поля використовували лабораторний електромагнітний змішувач. Обробку здійснювали в повітряному середовищі при частоті 50 МГц. Підготовлену композицію розташовували над джерелом електромагнітних хвиль. Оптимальна тривалість обробки складала 5 хв.

Тверднення матеріалу проведено за наступним режимом: витримка протягом 24 год за температури 18 °С; 1 год з витримкою за температури 70 °С, 1 год – за температури 100 °С, 4 год – за температури 130 °С.

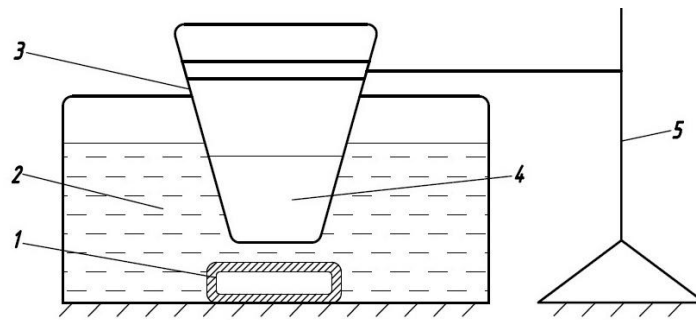


Рис. 1. Схема обробки композиції ультразвуком: 1 – джерело випромінювання; 2 – середовище (вода); 3 – контейнер; 4 – композиція; 5 – штатив

Для визначення оптимального режиму формування епоксикомпозитів наповнених високодисперсними частинками заліза вибрано методику дослідження ударної міцності покриттів на сталевих пластинах розміром 60 x 200 мм, згідно методики [9], суть якої полягає у кількісному визначенні енергії удару, необхідної для наскрізного пошкодження захисних покриттів при падінні з певної висоти ударника з наконечником каліброваного розміру ($d = 8$ мм). Для визначення ударної міцності захисних покриттів застосовували установку, схема якої зображена на рисунку 2.

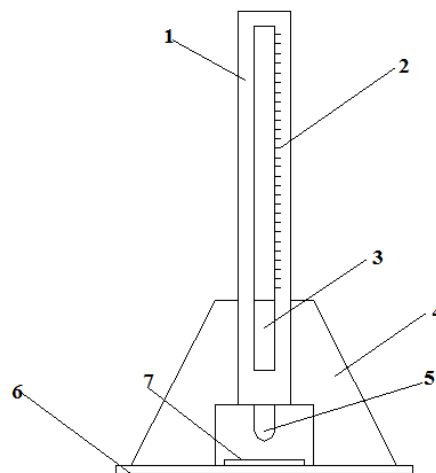


Рис. 2. Схема установки досліджень на ударну міцність: 1 – направляюча частина; 2 – шкала; 3 – змінний вантаж; 4 – опора; 5 – бійник; 6 – плита; 7 – досліджуваний зразок

В епоксиполімерах без попередньої обробки зафіксовано мінімальні значення ($A = 7,89$ Дж) міцності на удар (рис. 3) порівняно з епоксиполімерами, композиції яких піддавали обробці у фізичних полях, що пов'язано з утворенням додаткових фізико-механічних зв'язків при зовнішньому впливі випромінювання. Значне підвищення на 33 % ударної міцності епоксиполімерів відбувається у випадку попередньої обробки композиції з отверджувачем ультразвуком та на 27 % у випадку впливу електромагнітного випромінювання. Експериментально встановлено, що введення в епоксидну смолу твердника після обробки зовнішнім полем призводить до підвищення ударної міцності ($A = 15-17$ Дж) покриття матеріалу на 45...55 %, оскільки при дії ультразвукового або електромагнітного полів спостерігається підвищення температури композиції та зменшення її в'язкості, в результаті чого після додавання ПЕПА зростає ймовірність утворення більшої кількості хімічних зв'язків між макромолекулами твердника та епоксидної смолою.

Випробування на ударну міцність показали, що максимальні значення границі міцності при динамічному навантаженні характерні для покриттів епоксикомпозитів наповнених високодисперсним порошком заліза, що піддавалось впливу ультразвукового випромінювання ($A = 19,3$ Дж) при введенні твердника до обробки зовнішнім фізичним полем. Ударна міцність епоксикомпозитної системи зростає у випадку застосування ультразвукової обробки, яка забезпечує вищий ступінь однорідності епоксикомпозиту внаслідок інтенсифікації взаємодії

складових системи та зниження дефектності системи в цілому. Аналіз поверхні підтверджує дані результати, оскільки зона руйнування покриття характеризується утворенням пошкодження без тріщин та відшарувань(рис. 4, а).

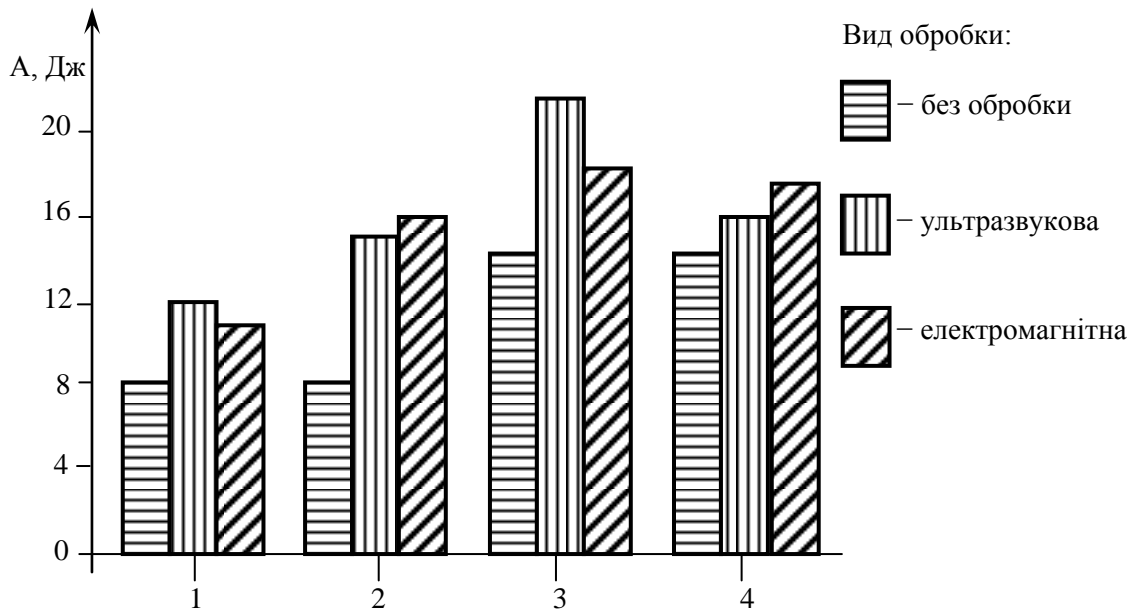


Рис. 3. Залежність ударної міцності епоксиполімерів (1, 2) та епоксикомпозитів наповнених порошком заліза (3, 4) від способу введення отверджувача: 1, 3 – I-спосіб; 2, 4 – II-спосіб

Введення отверджувача в епоксикомпозит після обробки призводить до зменшення ударної міцності на 30 % ($A = 15$ Дж) для ультразвукової обробки, оскільки обробка композиції зовнішнім полем без отверджувача призводить до утворення первинних вузлів зшивання між кінцевими групами епоксидної складової та гідроксильними групами на поверхні частинок наповнювача, які при наступному введенні ПЕПА руйнуються через механічне вимішування з наступним повторним структуруванням системи та утворенням агломератів частинок наповнювача. Відповідно це підтверджується утворенням наскрізного пошкодження покриття з утворенням областей відшарувань і поширенням тріщин, що призводить до крихкого руйнування покриття і супроводжується викришуванням великих ділянок (рис. 4, б).

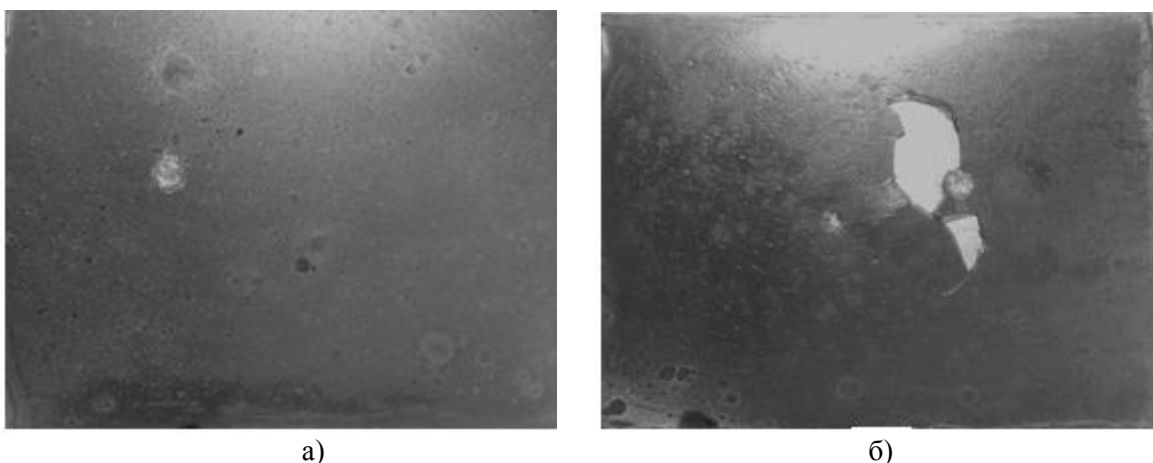


Рис. 4. Загальний вигляд поверхні епоксикомпозитних покриттів наповнених порошком заліза оброблених ультразвуковим випромінюванням після досліджень на ударну міцність:
а – отверджувач ПЕПА введено в композицію до обробки; б – отверджувач ПЕПА введено в композицію після обробки

Експериментально встановлено, що ударна міцність епоксикомпозитів наповнених високодисперсним порошком заліза оброблених електромагнітним полем не залежить від способу введення твердника в композиційну систему, оскільки спостерігаються незначні зміни даної характеристики.

Висновки. Експериментально підтверджено ефективність обробки зовнішніми фізичними полями епоксикомпозитних матеріалів наповнених високодисперсними порошками, які інтенсифікують процес структурування та підвищують фізико-механічні властивості епоксикомпозитних покриттів. Внаслідок обробки композицій магнітним полем підвищується температура композиції, що зумовлює значне зниження в'язкості та полегшує заповнення пор на поверхні субстрату, відповідно площа контакту та адгезійна міцність зростає.

Високі значення ударної міцності отримано при формуванні епоксидних композицій з додатковою обробкою ультразвуком при введенні ПЕПА 12 мас. ч. до обробки (режим І). Ультразвукова обробка прискорює процес тверднення системи внаслідок інтенсивного мікропереміщення компонентів, що сприяє їх рівномірному розподілу в об'ємі композиту, та інтенсифікує процеси дегазації в епоксидній матриці. Спосіб введення твердника до обробки зовнішніми фізичними полями є оптимальним для формування розроблених епоксикомпозитних покриттів, оскільки, під час даного формування спостерігається підвищення механічних характеристик епоксикомпозитних матеріалів наповнених високодисперсним порошком заліза.

Список використаних джерел:

1. Стухляк П.Д., Букетов А.В., Редько О.І. Епоксидно-діанові композити: технологія формування, фізико-механічні і теплофізичні властивості: монографія. – Тернопіль: Крок, 2011. – 165 с.
2. Букетов А. В. Розробка полімеркомпозиційних захисних покриттів із самоорганізуючою структурою: дис. кандидата тех. наук: 05.02.01. / Букетов Андрій Вікторович. – Луцьк, 2001. – 168 с.
3. Букетов А.В. Розробка та впровадження епоксикомпозитних покриттів з підвищеними експлуатаційними характеристиками / А.В. Букетов, О.О. Сапронов, Л.Л. Моїсеєнко, Т.І. Івченко // Науковий вісник НЛТУ: збірник науково-технічних праць. – Львів: НЛТУ. – №24.01. – 2014. – С. 141-146.
4. Кербер М. Л. Полимерные композиционные материалы. Структура. Свойства. Технологии: учебное пособие / Кербер М. Л. – СПб.: Профессия, 2008. – 560 с.
5. Васильев В. В. Композиционные материалы. Справочник / Васильев В.В. – М.: Машиностроение, 1990. – 512 с.
6. Андреева А. В. Основы физикохимии и технологии композитов: Учеб. пособие для вузов / Андреева А. В. – М.: ИПРЖР, 2001. – 192 с.
7. Мамуня Є. П Структура і електричні властивості електропровідних полімерних композицій / Мамуня Є. П, Василенко С. Л., Лебедев Є.В // Композ. полімер. матеріали. – 2003.– Т. 25, № 1.
8. Гаркуша О. М. Структурні особливості та властивості полімерних нанокompозитів при низьких концентраціях наповнювача / О.М. Гаркуша, С. М. Махно, Г.П. Приходько, Ю.І. Семенцов, М. Т. Картель // Хімія, фізика та технологія поверхні. – 2010. –Т. 1. № 1.
9. Система антикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу захисні покриття. Методи випробування покриттів в лабораторних умовах. ВБН В.2.3-00018201.01.02.01-96. – Київ: Державний комітет нафтової, газової та нафтопереробної промисловості України, 1996.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.762

В.А. Маслюк, Г.А. Баглюк, Е.С. Караїмчук, М.І. Підпригора
Інститут проблем матеріалознавства НАН України

ВПЛИВ ДОБАВОК БОРИДУ НІКЕЛЮ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНОГО СПЛАВУ ЗАЛІЗО-ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИЙ ФЕРОХРОМ

Приведені результати дослідження впливу вмісту бориду нікелю у вихідній шихті та температури спікання на особливості структури та механічні властивості спеченої карбідосталі Fe - 65 % - високовуглецевий ферохром ФХ-800 - 35 % (мас.). Показано, що легування базового матеріалу бором призводять до активації процесу ущільнення і зниження на 50-80 °С його температури спікання. Для всіх складів спечених композитів структура матеріалу суттєво гетерогенна та складається з твердих включень з мікротвердістю 14,5-16 ГПа (що відповідає твердості складного залізо-хромового карбіду (Fe,Cr)₇C₃), та металевої матриці з мікротвердістю 5,5-6,5 ГПа (що відповідає мікротвердості хромистого фериту, в якому розчинений вуглець). Максимальні значення густини (7,47 г/см³) і твердості (77,1 HRA) має сплав із вмістом 5 % Ni₃B, тоді як максимальною міцністю на згин (1757 МПа) відзначається карбідосталь, що не містить добавок Ni₃B.

Ключові слова: карбідосталь, ферохром, спікання, структура, бор, твердість, міцність, густина.

В.А. Маслюк, Г.А. Баглюк, Е.С. Караїмчук, М.І. Підпригора

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК БОРИДА НИКЕЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННОГО СПЛАВА ЖЕЛЕЗО-ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫЙ ФЕРРОХРОМ

Приведены результаты исследования влияния содержания бориды никеля в исходной шихте и температуры спекания на особенности структуры и механические свойства спеченной карбидостали Fe - 65 % - высокоуглеродистый феррохром ФХ-800 - 35 % (масс.). Показано, что легирование базового материала бором приводят к активации процесса уплотнения и снижению на 50-80 °С температуры спекания. Для всех составов спеченных композитов структура материала существенно гетерогенная и состоит из твердых включений с микротвердостью 14,5-16 ГПа (что отвечает твердости сложного железо-хромового карбида (Fe,Cr)₇C₃), и металлической матрицы с микротвердостью 5,5-6,5 ГПа (что отвечает микротвердости хромистого феррита, в котором растворён углерод). Максимальные значения плотности (7,47 г/см³) и твердости (77,1 HRA) имеет сплав с содержанием 5 % Ni₃B, тогда как максимальной прочностью на изгиб (1757 МПа) отличается карбидосталь, не содержащая добавок Ni₃B.

Ключевые слова: карбидосталь, феррохром, спекание, структура, бор, твёрдость, прочность, плотность.

V.A. Masliuk, G.A. Bagliuk, E.S. Karaimchuk, M.I. Pidoprigora

THE EFFECT OF NICKEL BORIDE ADDITIVES ON THE PROPERTIES OF THE SINTERED ALLOY IRON-HIGH-CARBON FERROCHROME

The results of investigations of the effect of nickel boride content in the initial mixture and sintering temperature on the features of structure and mechanical properties of the sintered Fe (65%) - high-carbon ferrochrome FX-800 (35%) (wt.) carbide reinforced steel. It is shown that the doping of the base material with boron lead to activation of compaction process and reduce the sintering temperature to 50-80 °C. For all compositions of the sintered alloy material structure was substantially heterogeneous and consists of solid inclusions with microhardness of 14,5-16 GPa (which corresponds to the hardness of complex iron-chromium carbide (Fe,Cr)₇C₃), and metal matrix with microhardness of 5.5-6 5 GPa (corresponding to microhardness of chromium ferrite with dissolved carbon). The maximum density value (7.47 g / cm³) and hardness (77,1 HRA) is an alloy containing 5% Ni₃B, whereas the maximum bending strength (1757 MPa) differs composite without Ni₃B additives.

Keywords: carbide reinforced steel, ferrochrome, sintering, structure, boron, hardness, strength, density.

Вступ

Одним з перспективних порошкових матеріалів для роботи в умовах тертя, абразивного зношування корозійних середовищ і підвищених температур є порошкові карбідохромові сплави зі зв'язкою на залізній основі, а саме зносостійкі матеріали типу вуглецева сталь – карбід хрому та залізо – високовуглецевий ферохром [1].

Разом з тим підвищення попиту на деталі і покриття з порошкових зносо-корозійностійких матеріалів все частіше викликає необхідність пошуку замітника карбіду хрому, що стає все більш дорогим і дефіцитним. Тому розробники, що спеціалізуються в галузі порошкової металургії все частіше звертаються до хромистих феросплавів, значно дешевших і доступніших джерел хрому. З цієї точки зору зацікавленість спеціалістів визиває високо-вуглецевий ферохром марки ФХ800, що характеризується високою твердістю, жаростійкістю і підвищеною крихкістю, яка дозволяє досить легко механічним подрібненням отримувати з нього порошок [3]. Крім того вартість утворення однакового об'єму карбідів для хрому значно нижча ніж для інших елементів [2].

Порошкові матеріали на основі системи Fe-Cr-C були досліджені авторами шляхом визначення умов їх отримання, структури фізико-механічних та триботехнічних властивостей

[3,4,5] та показано, що в сплавах такого складу твердою складовою є складний залізо-хромовий карбід типу $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$, а металевою – твердий розчин вуглецю в хромистому фериті.

Відомо, що для активації процесу спікання і підвищення фізико-механічних властивостей порошкових зносостійких матеріалів на основі заліза ефективно використовується добавка бору та боровмістних лігатур [6]. Оскільки основу композиційного матеріалу складає залізо, або вуглецева сталь, виникає доцільність дослідження впливу добавок бору на структуру та властивості матеріалу залізо - високовуглецевий ферохром ФХ-800.

Метою цієї роботи було дослідження впливу добавок бору в кількості 0,2- 0,4 мас на температуру спікання і формування структури та фізико-механічних властивостей порошкової карбідосталі Fe - 65 % - високовуглецевий ферохром ФХ-800 - 35 % (мас.).

Матеріали та методика експерименту

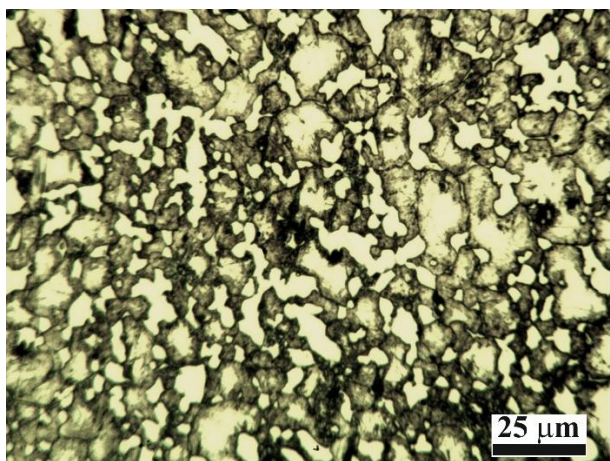
Для проведення досліджень кусковий високовуглецевий ферохром ФХ800 піддавали дворазовому гартуванню у воду з температури 1050 °С і наступному механічному подрібненню спочатку в молотковій дробарці, а потім - в кульовому млині. Фракційний склад порошку після подрібнення, визначений методом ситового аналізу згідно ISO 4497–83, показав, що 70 % частинок мають розміри менше 60 мкм.

Бор в карбідосталь вводили у вигляді бориду нікелю Ni_3B . Вибір бориду нікелю в якості легуючої добавки пояснюється тим, що окрім бору, нікель чинить позитивний вплив на сплави на залізній основі, розширюючи аустенітну область, знижує температуру початку і кінця мартенситного перетворення підвищує окалиностійкість і опір корозії.

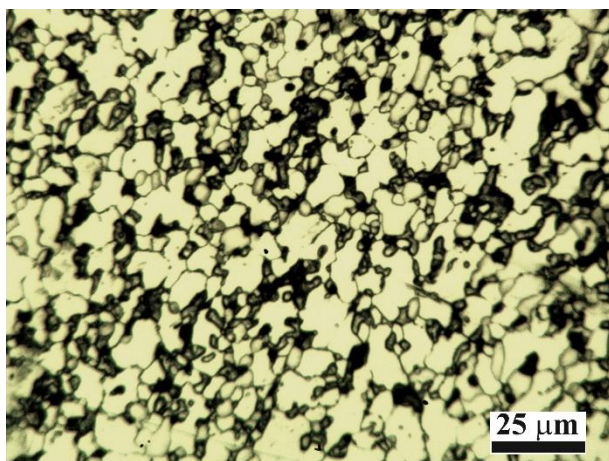
Порошкові суміші готувати в кульовому млині у середовищі спирту за режимом наведеним у [4]. Зразки пресували в закритій прес-формі при тиску 800 МПа. Спікання проводили у вакуумній електропечі при температурах 1150-1300 °С протягом 45 хвилин. Твердість і міцність на згин визначала за стандартними методиками, які використовуються для тестування спечених порошкових матеріалів і твердих сплавів, на випробувальній машині Ceramtest system при кімнатній температурі. Структуру матеріалу досліджували на оптичному мікроскопі XJL-17 та скануючому електронному мікроскопі JEOL Superprobe 733.

Результати експерименту та їх обговорення

Аналіз мікроструктури сплавів Fe–ФХ-800 (рис. 1) показав, що для всіх складів композитів вона суттєво гетерогенна і відноситься до матрично-наповненого типу з мікротвердістю твердих включень 14,5-16 ГПа, що відповідає твердості складного залізо-хромового карбиду $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$, а мікротвердість металевої матриці – 5,5-6,5 ГПа, що близько до мікротвердості хромистого фериту, в якому розчинений вуглець.



а



б

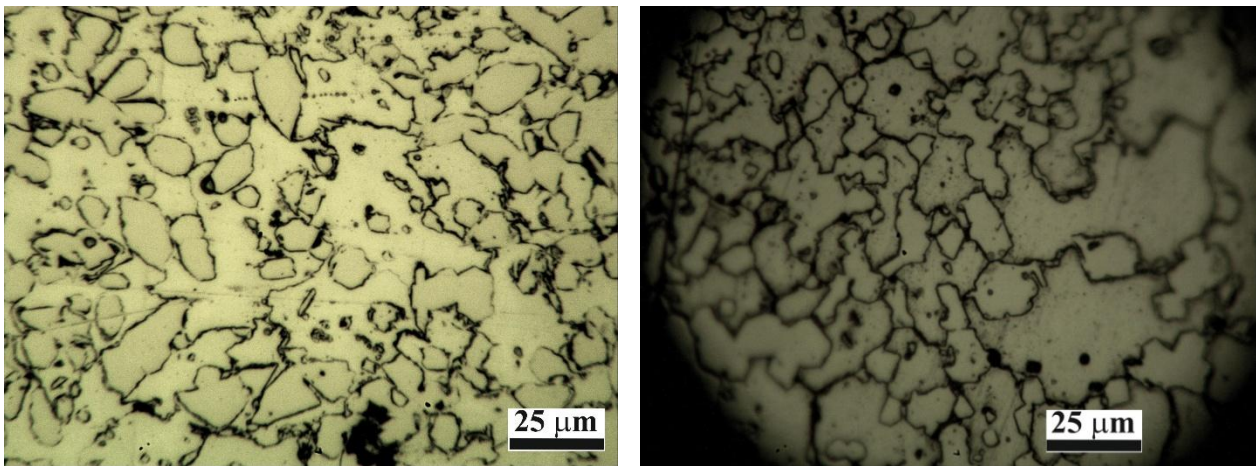


Рис. 1. Мікроструктура сплавів 65 % Fe – 35 % ΦX800 (а), Fe – 35 % ΦX800 – 3,0 % Ni₃B (б), Fe – 35 % ΦX800 – 5,0 % Ni₃B (в), Fe – 35 % ΦX800 – 7 % Ni₃B (г)

Мікрорентгеноспектральний аналіз карбідосталі з 3% Ni₃B показав, що вона має 3-х фазну структуру і складається із матричної фази на основі заліза легованого 6,5-6,6 % (мас.) Cr, вуглецевого ферохрому з 35-36 % Cr і фази на основі хрому, яка містить від 13 до 26 % Fe (рис. 2).

Дослідження впливу температури спікання на густину, твердість і межу міцності на згин та пористість показало (рис.3), що із збільшенням температури спікання від 1150 до 1300 °C вказані властивості змінюються за різними закономірностями – близькими до лінійного (сплави без добавок Ni₃B) або за кривими з пологими максимумами (сплави з добавками Ni₃B). Такий хід залежностей є типовим для порошкових матеріалів, спікання яких відбувається спочатку в твердій, а потім за участю рідкої фази.

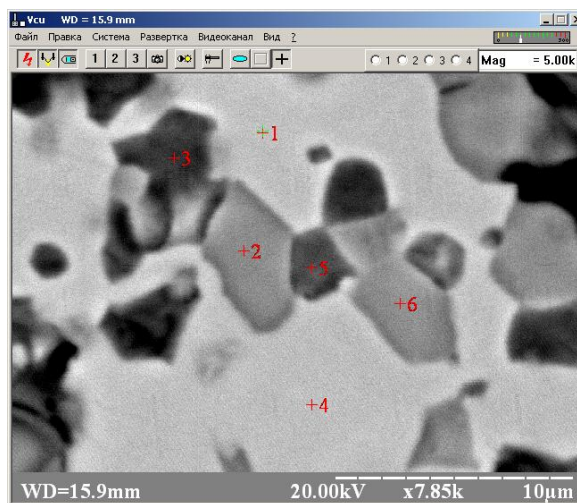
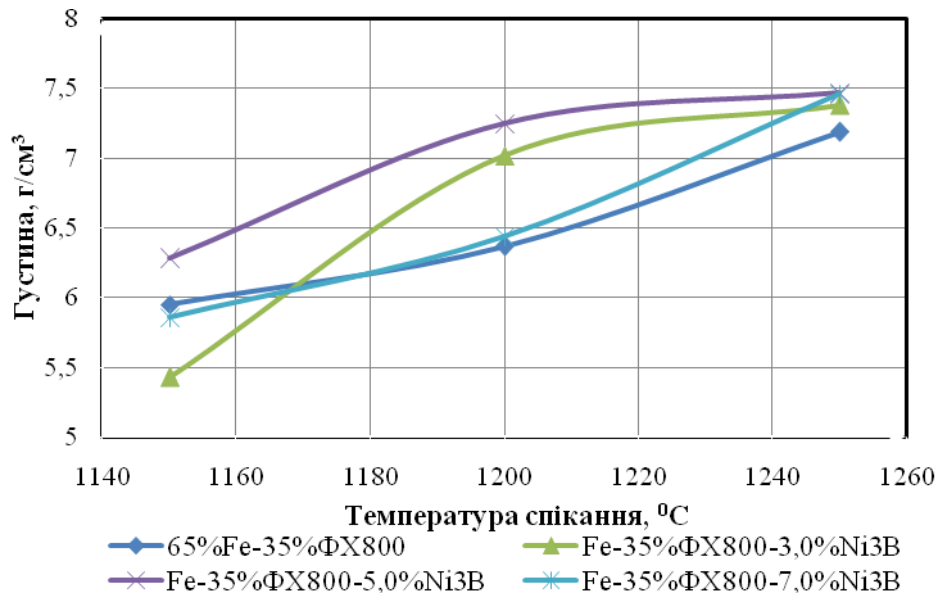
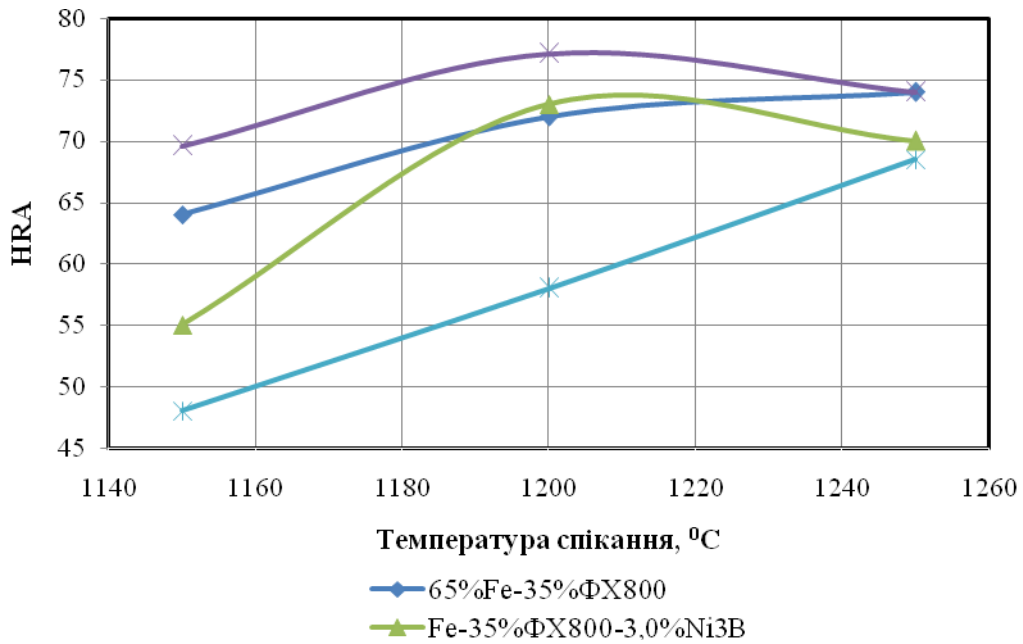


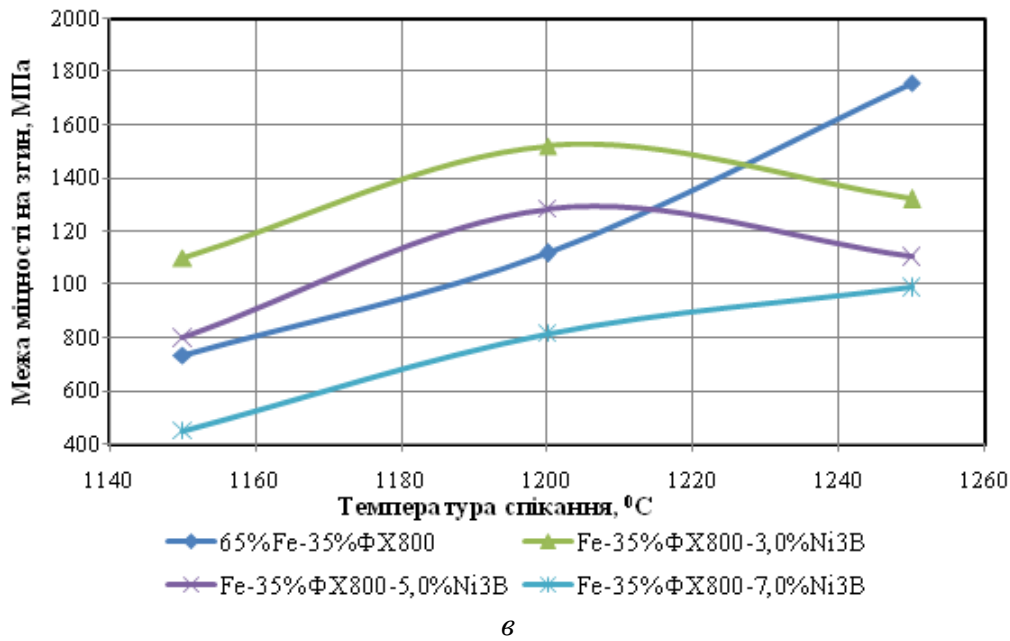
Рис. 2. Мікроструктура карбідосталі Fe – 35 % ΦX800 – 3,0 % Ni₃B в режимі «СОМРО»



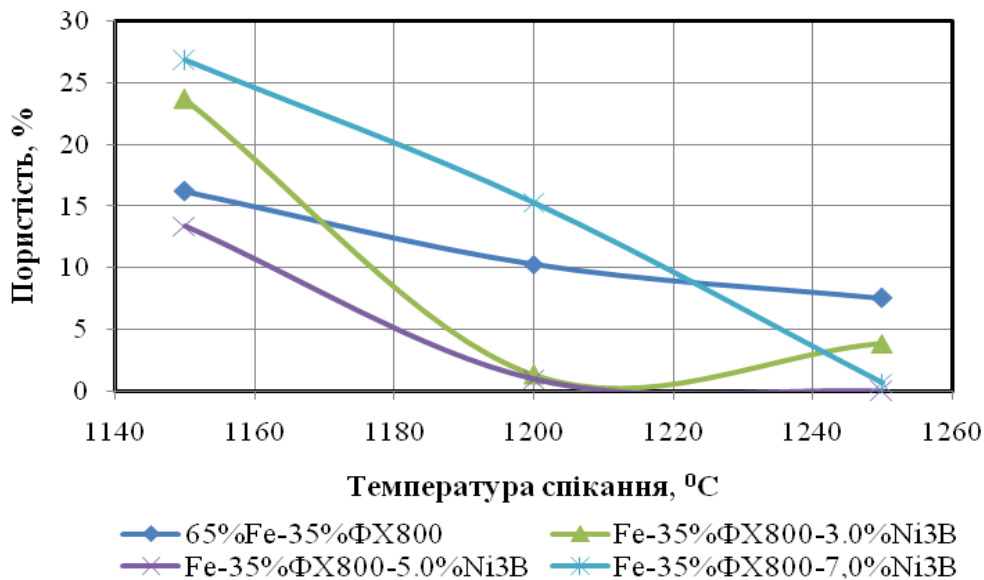
a



б



6



2

Рис. 3. Залежність густини (а), твердості (б), межі міцності на згин (в) та пористості (г) від температури спікання

Опуклість кривих для сплавів з добавками Ni_3B свідчить про те, що перехід від твердофазного до рідкофазного спікання у них проявляється більш чітко, що є наслідком активації процесу ущільнення за рахунок збільшення кількості рідкої фази в результаті плавлення евтектики в системі Fe-Cr-B-C (~ 1180 °C).

Аналогічним чином з підвищенням температури спікання зростають також твердість (рис. 3,б) і межа міцності на згин (рис. 3,в). При цьому максимальні густина ($7,47$ г/см³) і твердість (77,1HRA) має сплав із вмістом 5 % Ni_3B , що в перерахунку на повний склад карбідосталі складає 0,3 % В, характерно, що саме при такому вмісті бору забезпечується і поміжне зниження (на ~ 50 °C) температури спікання сплаву. Разом з тим, як видно з рис.3,в максимальною міцністю на згин (1757 МПа) відзначається карбідосталь, що не містить добавок Ni_3B . Очевидно, це пов'язано з утворенням в сплавах що містять добавки бориду нікелю, складних боридів і карбоборидів заліза-хрому, типу Fe_2B , FeB , $Fe_2(B,C)$ [7].

Висновки

Легування базового матеріалу Fe- 35 % ФХ800 з добавками бору (0,2-0,4 % мас) приводять до активації процесу ущільнення і зниження на 50-80°C його температури спікання. В той же час введення легуючої добавки у вигляді Ni₃B при збереженні практично однакової твердості (74-77HRA) і густини (7,2-7,4 г/см³) приводить до падіння межі міцності на згин карбідосталі на 13-15%.

Оптимальний вміст бору, що забезпечує найкраще поєднання густини, мінімальну пористість, твердість і межу міцності на згин хромистої карбідосталі складає (0,2-0,3% мас). Розроблені матеріали завдяки достатній твердості і міцності на згин рекомендуються для виготовлення і зміцнення деталей машин і механізмів працюючих в умовах абразивного зношування і корозійноактивних середовищ.

Література

1. Маслюк В.А. Безвольфрамовые твердые сплавы и содержащие карбиды хрома карбидостали // Порошковая металлургия. – 2014. - №3/4. – С.47-57.
2. Дорофеев Ю.Г. Динамическое горячее прессование пористых порошковых заготовок. Ю.Г. Дорофеев. – М. : Металлургия, 1977. – 216 с.
3. Клименко В.Н. Спекание, структурообразование и свойства порошковых материалов системы карбид хрома – железо / В.Н. Клименко, В.А. Маслюк, Ю.В. Самброс // Порошковая Металлургия. – 1986. - № 8. – С. 39-44.
4. Маслюк В.А. Структура та властивості порошкових матеріалів композиції залізо – високо вуглецевий ферохром / В.А. Маслюк, А.А. Бондар, В.В. Курась та ін. // Порошковая Металлургия. – 2013. - № 5/6. – С. 66-74.
5. Маслюк В.А. Порошковые твердые сплавы хромистые карбидостали на основе системы Cr – Fe–C / В.А. Маслюк, Р. В. Яковенко, О. А. Потогиевская та др. // Порошковая металлургия. – 2013. - № 1/2. – С. 60-74.
6. Туров Ю. В. Структурообразование при спекании порошковых композиций железо – карбид бора / Ю.В. Туров, Б.М. Хусид, А.Г. Ворошнин и др. // Порошковая металлургия. – 1991. - № 6. – С. 25-31.
7. Баглюк Г.А. Получение боросодержащих порошковых сталей с использованием лигатур и карбида бора / Г. А. Баглюк, С. Г. Напара-Волгина, А.Н. Орлова и др. // Порошковая металлургия. – 2010. - № 11/12. – С. 47-54.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 534.29+539.5

В.А. Мащенко*Рівненський державний гуманітарний університет***ВІДБИВАННЯ ТА ЗБУДЖЕННЯ АКУСТИЧНИХ ХВИЛЬ НА МЕЖІ РІДИНИ І ПРУЖНОГО СЕРЕДОВИЩА З ВІД'ЄМНИМ КОЕФІЦІЄНТОМ ПУАССОНА**

Розглянуто відбивання акустичної хвилі та збудження поздовжніх і поперечних акустичних хвиль на плоскій межі рідини та однорідного пружного середовища з від'ємним коефіцієнтом Пуассона. Оговорені умови виникнення критичних кутів в залежності від фізичних параметрів рідини та пружного середовища. Показана можливість керування повним відбиванням падаючої хвилі від межі контактуючих середовищ.

Ключові слова: поздовжня та поперечна акустичні хвилі, від'ємний коефіцієнт Пуассона, коефіцієнти відбивання та збудження акустичних хвиль.

В.А. Мащенко**ОТРАЖЕНИЕ И ВОЗБУЖДЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН НА ГРАНИЦЕ ЖИДКОСТИ И УПРУГОЙ СРЕДЫ С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ПУАССОНА**

Рассмотрено отражение акустической волны и возбуждение продольной и поперечной волн на плоской границе жидкости и однородной упругой среды с отрицательным коэффициентом Пуассона. Оговорены условия возникновения критических углов в зависимости от физических параметров жидкости и упругой среды. Показана возможность управления полным отражением падающей волны от границы контактирующих сред.

Ключевые слова: продольная и поперечная акустические волны, отрицательный коэффициент Пуассона, коэффициенты отражения и возбуждения акустических волн.

V. Mashchenko**REFLECTION AND EXCITATION OF ACOUSTIC WAVES ON THE BORDER LIQUID AND ELASTIC MEDIUM WITH NEGATIVE POISSON'S RATIO**

Reflection acoustic wave and the excitation of longitudinal and transverse waves at a plane boundary of the fluid and homogeneous elastic medium with a negative Poisson's ratio. Conditions for the emergence of critical angles, depending on the physical parameters of the liquid and elastic medium. The possibility of controlling the full reflection of the incident wave from the boundary of the contacting media.

Key words: longitudinal and transverse acoustic waves, negative Poisson's ratio, reflection and excitation coefficients acoustic waves.

Постановка проблеми. При падінні акустичної хвилі з рідини на межу ізотропного пружного середовища, крім відбитої хвилі, в останньому збуджуються дві хвилі: поздовжня (I) і поперечна (t). Розподіл енергії між падаючою і відбитою та збудженими хвилями визначається структурно-механічними параметрами середовищ: густиною (ρ), швидкостями поширення поздовжньої (v_l) та поперечної (v_t) хвиль, відповідно коефіцієнтом Пуассона (ν) пружного середовища, і кутом падіння акустичної хвилі з рідини [8].

Аналіз останніх досліджень та публікацій. В роботі [2], для поставленої задачі, проведений аналіз можливих значень коефіцієнту відбивання акустичної хвилі та коефіцієнтів збудження хвиль у пружному середовищі в залежності від швидкостей поширення та кута падіння. Графіки кутових залежностей енергетичних коефіцієнтів відбивання і прозорості для різних значень співвідношення між густинами та швидкостями поширення відповідних хвиль наведені в роботі [9].

Постановка завдань. На сьогоднішній день відомий цілий клас матеріалів – „ауксетики”, які володіють від'ємним коефіцієнтом Пуассона [5]. Питання поширення пружних хвиль в таких матеріалах мають велике значення в багатьох прикладних областях, зокрема у сейсмоакустиці і дефектоскопії. Теоретичні та експериментальні дослідження процесів відбивання та збудження пружних хвиль на межі рідини і твердого тіла проведені в діапазоні додатних значень коефіцієнта Пуассона і не розглядають випадки $\nu < 0$. Відповідно, метою роботи є розрахунок коефіцієнту відбивання акустичної хвилі та коефіцієнтів збудження поздовжньої та поперечної хвиль в залежності від величини ν пружного ауксетика.

Виклад основного матеріалу. Розглянемо задачу падіння плоскої хвилі із рідини на поверхню пружного середовища з від'ємним коефіцієнтом Пуассона. Потенціал пружної монохроматичної хвилі, хвильовий вектор якої лежить в площині xz , представимо у вигляді скалярної функції координат без врахування фазового множника $\exp(i(\xi x - \omega t))$, де ξ – горизонтальна компонента хвильового вектора, ω – циклічна частота (індекси „1” і „2”,

відповідно, будуть визначати параметри хвилі у рідині та пружному середовищі).

В рідині потенціал визначимо наступним чином:

$$\varphi(x, z) = \varphi_1 e^{i\alpha_1 z} + \varphi_2 e^{-i\alpha_1 z}, \quad (1)$$

де $\alpha_1 = \sqrt{k_1^2 - \xi^2}$, $k_1 = \omega/v_1$, $\text{Im}\alpha_1 \geq 0$, k_1 – хвильовий вектор акустичної хвилі в рідині, v_1 – швидкість поширення.

У пружному середовищі потенціали поздовжньої та поперечної хвиль будуть мати наступний вигляд:

$$\begin{aligned} \tilde{\varphi}(x, z) &= \tilde{\varphi}_1 e^{i\alpha_2 z} + \tilde{\varphi}_2 e^{-i\alpha_2 z}, \\ \tilde{\psi}(x, z) &= \tilde{\psi}_1 e^{i\beta_2 z} + \tilde{\psi}_2 e^{-i\beta_2 z}, \end{aligned} \quad (2)$$

де $\alpha_2 = \sqrt{k_{t2}^2 - \xi^2}$, $k_{t2} = \omega/v_{t2}$, $\text{Im}\alpha_2 \geq 0$; $\beta_2 = \sqrt{k_{l2}^2 - \xi^2}$, $k_{l2} = \omega/v_{l2}$, $\text{Im}\beta_2 \geq 0$, k_{t2} – хвильовий вектор поздовжньої хвилі, k_{l2} – хвильовий вектор поперечної хвилі, v_{t2} – швидкість поширення поздовжньої хвилі, v_{l2} – швидкість поширення поперечної хвилі [2].

Величини ξ , α_1 , α_2 , β_2 визначаються через кут падіння акустичної хвилі (θ) та хвильові числа, причому на межі виконується закон Снеліуса [8] $k_1 \sin \theta = k_{t2} \sin \theta_t = k_{l2} \sin \theta_l = \xi$: θ_t – кут між хвильовим вектором k_{t2} і нормаллю в середовищі „2”, θ_l – кут між хвильовим вектором k_{l2} і нормаллю в середовищі „2”, $\xi = k_1 \sin \theta$, $\alpha_1 = k_1 \cos \theta$, $\alpha_2 = \sqrt{k_{t2}^2 - k_1^2 \sin^2 \theta}$, $\beta_2 = \sqrt{k_{l2}^2 - k_1^2 \sin^2 \theta}$.

Граничні умови на межі: рівність нормальних зміщень в рідині і твердому тілі, рівність нормальних, рівність нулю тангенціальних напруг в твердому тілі [3]:

$$\begin{aligned} \alpha_1 V + \alpha_2 W_l + \xi W_t &= \alpha_1, \\ \rho_1 V + \mu(k_{t2}^2 - 2\xi^2)W_l - 2\mu\xi\beta_2 W_t &= -\rho_1, \\ 2\xi\alpha_2 W_l - (k_{t2}^2 - 2\xi^2)W_t &= 0. \end{aligned} \quad (3)$$

Величини V , W_l , W_t мають наступний фізичний зміст, V – коефіцієнт відбивання хвилі акустичної хвилі від межі пружного середовища $V = \varphi_1/\varphi_2$; W_l – коефіцієнт збудження поздовжньої хвилі у пружному середовищі $W_l = \tilde{\varphi}_1/\varphi_2$; W_t – коефіцієнт збудження поперечної хвилі у пружному середовищі $W_t = \tilde{\psi}_1/\varphi_2$; μ – модуль зсуву середовища.

Із співвідношень (3) коефіцієнт відбивання та коефіцієнти збудження поздовжньої та поперечної хвиль визначаються наступним чином [3]:

$$\begin{aligned} V &= \frac{\alpha_1 m \left((k_{t2}^2 - 2\xi^2)^2 + 4\xi^2 \alpha_2 \beta_2 \right) - \alpha_2 k_{t2}^4}{\alpha_1 m \left((k_{t2}^2 - 2\xi^2)^2 + 4\xi^2 \alpha_2 \beta_2 \right) + \alpha_2 k_{t2}^4}, \\ W_l &= \frac{2\alpha_1 k_{t2}^2 (k_{t2}^2 - 2\xi^2)}{\alpha_1 m \left((k_{t2}^2 - 2\xi^2)^2 + 4\xi^2 \alpha_2 \beta_2 \right) + \alpha_2 k_{t2}^4}, \\ W_t &= \frac{4\xi^2 \alpha_2 \beta_2 k_{t2}^2}{\alpha_1 m \left((k_{t2}^2 - 2\xi^2)^2 + 4\xi^2 \alpha_2 \beta_2 \right) + \alpha_2 k_{t2}^4}, \end{aligned} \quad (4)$$

де $m = \rho_2/\rho_1$.

Результати та обговорення. Теоретичні розрахунки за співвідношеннями (4) проведені для реальних середовищ: пісковик Weber [10], термопластичний поліуретан (ТПУ) і металонаповнені (W, Mo) композиції на його основі [1], коефіцієнт Пуассона яких змінюється в досить широких межах (рис. 1а – 3а). Параметри середовищ з $\nu < 0$ представлені в табл. 1. Модельною рідиною слугувало силіконове масло ПФМС – 4 ($\rho_1 = 1005,74$ кг/м³, $v_1 = 1395$ м/с) [7], що використовується для як імерсійна рідина в експериментальній установці при вимірюваннях швидкостей поширення поздовжніх та поперечних хвиль в твердих тілах [6].

Коефіцієнт Пуассона при відомих швидкостях поширення v_{t2} та v_{l2} визначається за співвідношенням [4]:

$$v = \frac{2 - \left(\frac{v_{t1}}{v_{t2}}\right)^2}{2 \left(1 - \frac{v_{t1}^2}{v_{t2}^2}\right)} \quad (5)$$

Таблиця. 1

Параметри середовищ з від'ємним коефіцієнтом Пуассона

Середовище	Матеріал	ν	v_{l2} , м/с	v_{t2} , м/с	ρ_2 , кг/м ³	$\rho_2 v_{l2} \cdot 10^{-6}$, кг/(м ² ·с)	$\rho_2 v_{t2} \cdot 10^{-6}$, кг/(м ² ·с)
1	Пісковик Weber	-0,09	2450	1800	2151	5,27	3,87
2	ТПУ+W	-0,24	1775	1370	9888	17,55	13,55
3	ТПУ+Мо	-0,39	1755	1405	4603	8,08	6,47
4	ТПУ	-1	1635	1415	1107	1,81	1,56

У більшості випадків швидкість звуку в рідині менше за швидкість поздовжніх хвиль в пружному середовищі. При цьому вона може бути як більшою так і меншою за швидкість поперечних хвиль у тому ж пружному середовищі.

При умові, що $v_{t2} < v_l < v_{t2}$ (середовище 2), маємо один критичний кут падіння $\theta = \arcsin(v_l/v_{t2})$. При збільшенні кута падіння θ вище критичного значення θ_c будуть комплексними, при цьому, поздовжня хвиля в пружному середовищі буде неоднорідною хвилею, що біжить вздовж межі і спадає при віддаленні від неї. Значення θ_c при всіх θ завжди будуть дійсними, а в середовищі буде поширюватися звичайна поперечна плоска хвиля.

У випадку $v_l < v_{t2} < v_{t2}$ (середовища 1, 3, 4) маємо два критичні кути: для поздовжньої хвилі $\theta = \arcsin(v_l/v_{t2})$ і для поперечної хвилі $\theta = \arcsin(v_{t1}/v_{t2})$. При $\theta > \arcsin(v_l/v_{t2})$ обидва кути θ_l, θ_t будуть комплексними, а поздовжня і поперечна хвилі у пружному середовищі будуть неоднорідними хвилями. При цьому $|V| = 1$ і має місце повне відбивання (рис. 1б).

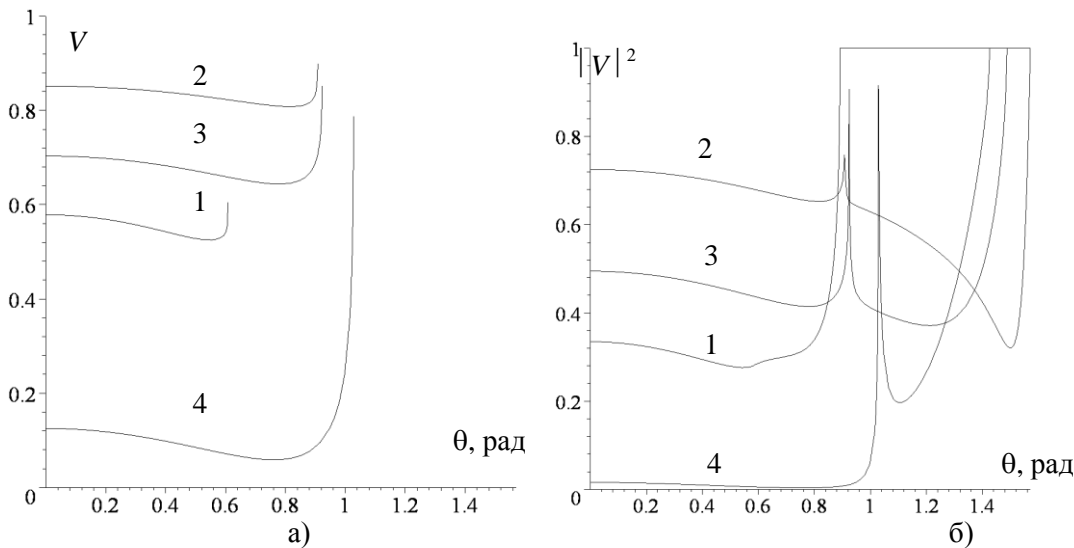


Рис. 1. Залежності коефіцієнту відбивання V (а) та $|V|^2$ (б) при падінні акустичної хвилі із рідини на поверхню середовищ 1 – 4.

Значення величин V, W_l, W_t , крім кута падіння, залежать від акустичних жорсткостей для поздовжньої ($\rho_2 v_{l2}$) та поперечної ($\rho_2 v_{t2}$) хвиль в середовищах з $\nu < 0$ (табл. 1). При нормальному падінні акустичної хвилі величина V зростає із збільшенням акустичної жорсткості для поздовжньої хвилі в ряді 4, 1, 3, 2, а величина W_l , відповідно, аналогічно спадає (рис. 1а, 2а). Функціональні залежності коефіцієнту збудження поперечної хвилі в пружному середовищі, в залежності від кута падіння θ , характеризуються наявністю локального мінімуму, значення якого залежить від величини $\rho_2 v_{t2}$ і зростає аналогічно в ряді 4, 1, 3, 2 (рис. 3а).

Отримані значення V, W_l, W_t дозволяють розрахувати, нормальні до межі, компоненти

вектора густини потоку потужності у відбитій хвилі (I_r) в рідині та у поздовжній (I_l) і поперечній (I_t) хвилях в пружному середовищі за наступними співвідношеннями [2]:

$$\frac{I_r}{I} = |V|^2, \quad (6)$$

$$\frac{I_l}{I} = \frac{\rho_1}{\rho} \operatorname{tg} \theta \operatorname{ctg} \theta_l |W_l|^2, \quad (7)$$

$$\frac{I_t}{I} = \frac{\rho_1}{\rho} \operatorname{tg} \theta \operatorname{ctg} \theta_l |W_t|^2, \quad (8)$$

де I – нормальна до межі компонента вектора густини потоку потужності в падаючій пружній хвилі. Співвідношення (6) – (8) відповідно мають зміст тільки при дійсних значеннях θ_l , θ_t .

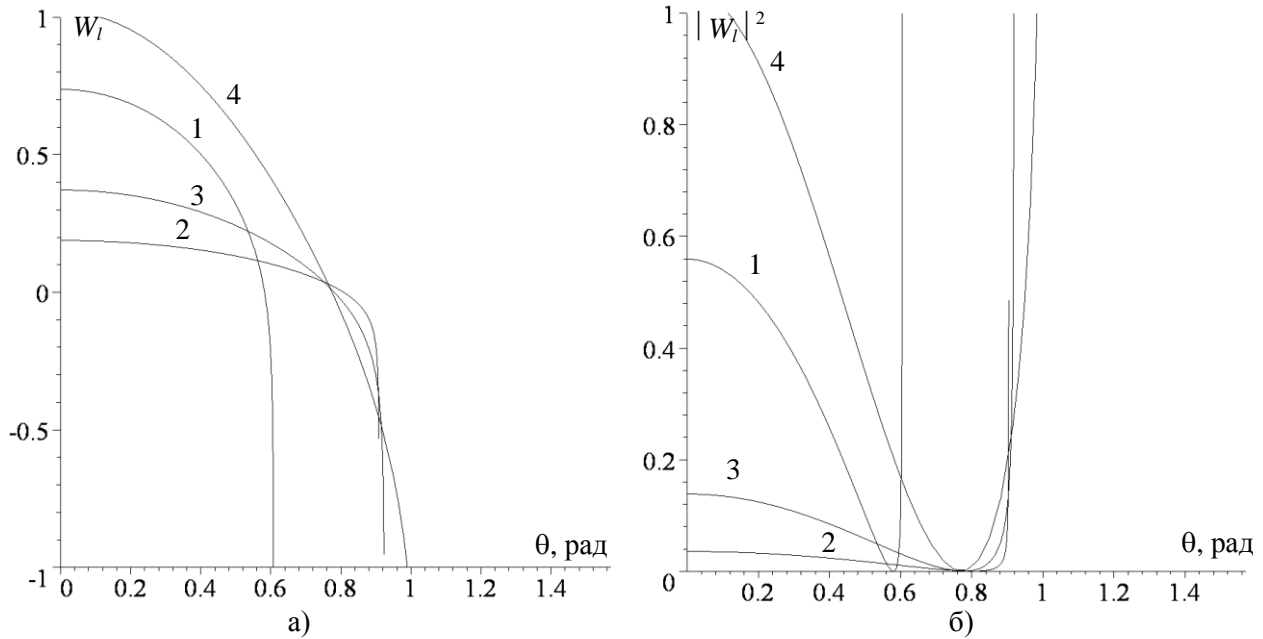


Рис. 2. Залежності коефіцієнту збудження W_l (а) та $|W_l|^2$ (б) при паданні акустичної хвилі із рідини на поверхню середовищ 1 – 4.

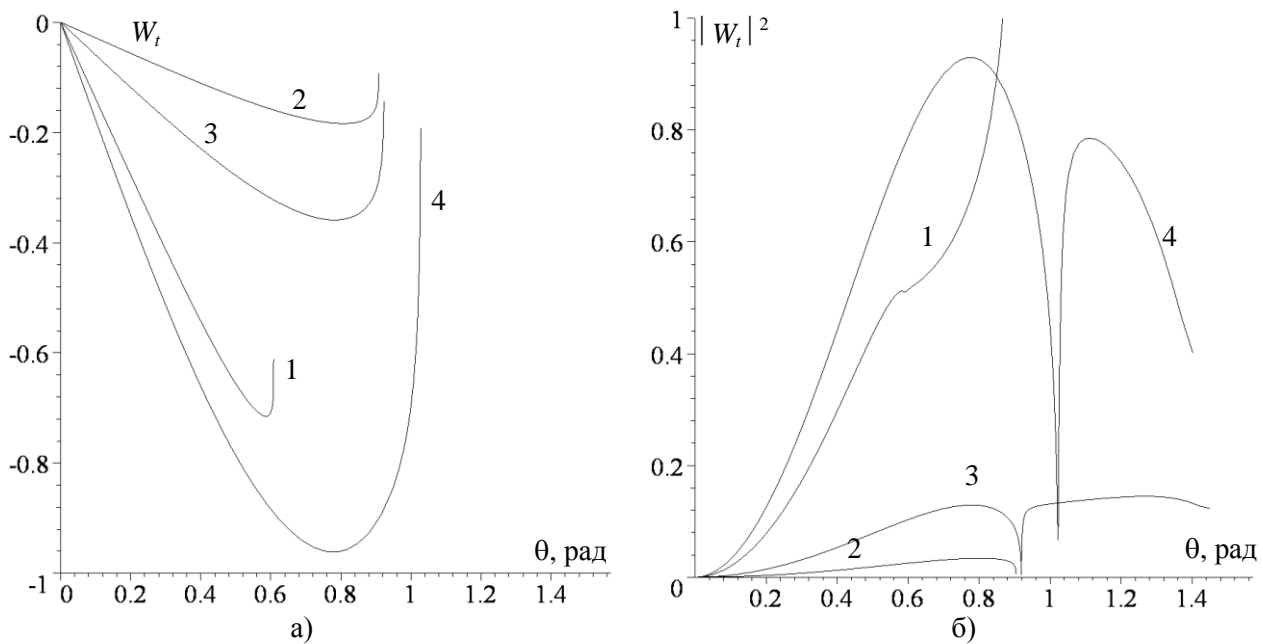


Рис. 3. Залежності коефіцієнту збудження W_t (а) та $|W_t|^2$ (б) при паданні акустичної хвилі із рідини на поверхню середовищ 1 – 4.

Теоретичні розрахунки за співвідношеннями (6) – (8) представлені на рис 1б та рис. 4. Отримані функціональні залежності показують, що при збільшенні кута падіння процес передачі енергії від падаючої акустичної хвилі до збуджених поздовжньої і поперечної хвиль в пружному середовищі є не однозначним.

Наявність локальних мінімумів і максимумів для відношення величин I_l/I , I_t/I , в околі критичних кутів, визначається структурно-механічними параметрами пружних середовищ. Аналіз отриманих результатів показує, що в аспекті трансформації пружної енергії, найбільш ефективним є середовище з коефіцієнтом Пуассона $\nu = -1$.

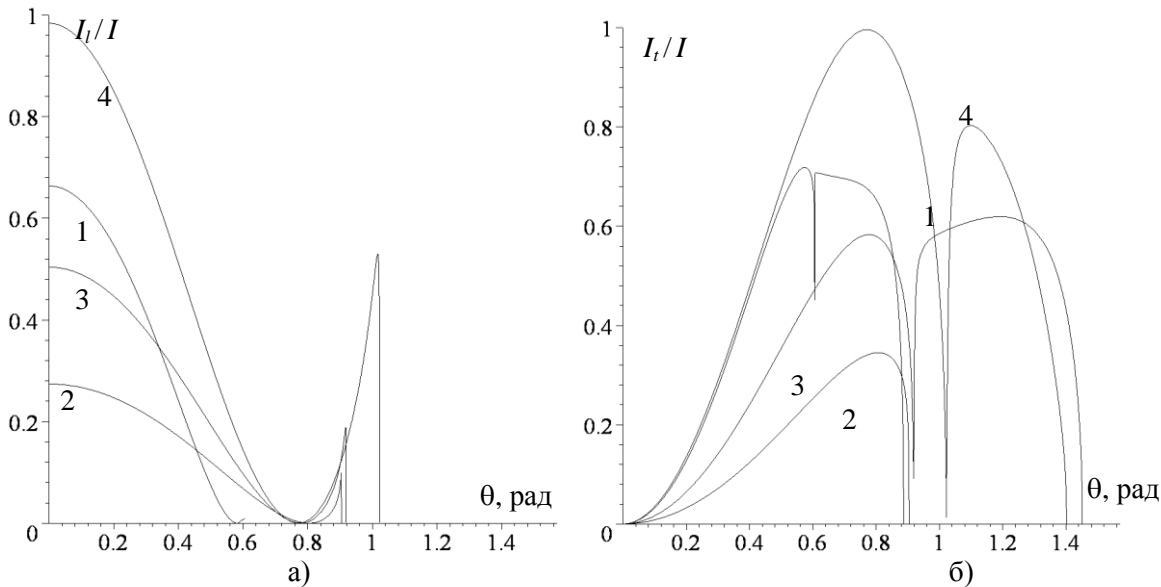


Рис. 4. Залежності енергетичних коефіцієнтів збудження поздовжньої хвилі (а) та поперечної хвилі (б) при падінні акустичної хвилі із рідини на поверхню середовищ 1 – 4.

Висновки. Характер залежностей коефіцієнту відбивання та коефіцієнтів збудження при падінні акустичної хвилі на межу поділу залежить від величини коефіцієнта Пуассона та акустичних жорсткостей контактуючих середовищ. Критичні кути, при яких збуджені у пружному середовищі хвилі стають неоднорідними, визначаються діапазоном швидкостей поширення відповідних хвиль у контактуючих середовищах. В такому випадку реалізуються додаткові можливості для керування явищем повного відбивання падаючої хвилі, що дає можливість на основі ауксетиків створювати акустичні хвилеводи.

Перспективою подальших досліджень є задача відбивання поздовжньої та поперечної хвиль, які падають із пружного середовища з $\nu < 0$ на межу з рідиною, що із розглянутою задачею, в цілому, забезпечить можливість повного аналізу процесів проходження акустичної хвилі через ауксетик.

Список використаних джерел:

1. Плоскі хвилі на вільній поверхні полімерного пружного тіла з від'ємним коефіцієнтом Пуассона / В.А. Мащенко, О.М. Волошин, Б.Б. Колупаєв, С.М. Іванішук // Фізика конденсованих високомолекулярних систем. Наукові записки Рівненського державного гуманітарного університету. – Вип. 9. – Рівне: РДГУ, 2002. – С. 36-38.
2. Бреховских Л.М. Акустика слоистых сред / Л.М. Бреховских, О.А. Годин. – М.: Наука, 1989. – 416 с.
3. Исакович М.А. Общая акустика / М.А. Исакович. – М.: Наука, 1973. – 496 с.
4. Ландау Л.Д. Теория упругости / Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. – М.: Наука, 1985. – 245 с.
5. Материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона (обзор) / Д.А. Конёк, К.В. Войцеховски, Ю.М. Плещачевский, С.В. Шилько // Механика композитных материалов и конструкций (Москва). – 2004. – Т. 10. – № 1. – С. 35 – 69.
6. Колупаєв Б.С. Релаксационные и термические свойства наполненных полимерных систем / Б.С. Колупаєв. – Львов: Вища школа, 1980. – 204 с.
7. Таблицы физических величин. Справочник / Под. ред. акад. И.К. Кикоина. – М.: Атомиздат, 1976. – 1008 с.
8. Физическая акустика / Под. ред. У. Мезон. Т. I. – М.: Мир, 1966. – 592 с.
9. Ergin K. Energy ratio the seismic waves reflected and refracted at a rock-water boundary / K. Ergin // Bull. Seismol. Soc. Amer. – 1952. – V. 42. – N. 10. – P. 349-372.
10. Mavko G. Estimating grain-scale fluid effects on velocity dispersion in rocks / G. Mavko, D. Jizba // Geophysics. – 1991. – V. 56. – P. 1940-1949.

Стаття надійшла до редакції 20.04.2016.

УДК 674.817-41: 692.23

М.Д. Мельничук, В.М. Скуба, Д.А. Гусачук, П.О. Лисюк

Луцький національний технологічний університет

РОЗРОБКА МОНОЛІТНОГО ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ СПУЧЕНОГО ПЕРЛІТУ

У статті приведено результати дослідження оптимального складу монолітного теплоізоляційного матеріалу на основі спученого перліту родовища «Фогош» (Закарпатська обл., Україна). Досліджено основні фізико-механічні властивості даного матеріалу та відповідність стандарту. Встановлено, що досліджуваний монолітний термоперліт відповідає вимогам ДСТУ та може бути рекомендований, як теплоізоляційний матеріал для ізоляції енергетичного і нагрівального технологічного устаткування з температурою робочої поверхні від +370 до +870К.

Ключові слова: спучений перліт, монолітний термоперліт, рідке скло, теплоізоляція

М.Д. Мельничук, В.М. Скуба, Д.А. Гусачук, П.О. Лисюк

РАЗРАБОТКА МОНОЛИТНОГО ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВАНИИ ВСПУЧЕННОГО ПЕРЛИТА

В статье приведены результаты исследования оптимального состава монолитного теплоизоляционного материала на основе вспученного перлита месторождения «Фогош» (Закарпатская обл., Украина).. Исследованы основные физико-механические свойства данного материала и соответствие стандарту. Установлено, что исследуемый монолитный термоперлит соответствует требованиям ГОСТ и может быть рекомендован, как теплоизоляционный материал для изоляции энергетического и нагревательного технологического оборудования с температурой рабочей поверхности от +370 до +870К.

Ключевые слова: вспученный перлит, монолитный термоперлит, жидкое стекло теплопроводность

M. Melnychuk, V. Skuba, D. Husachuk, P. Lysiuk

DEVELOPMENT OF MONOLITHIC HEAT-INSULATING MATERIAL BASED ON EXPANDED PERLITE

The article presents the results of a study of the optimal composition of the monolithic heat-insulating material based on expanded perlite of deposit "Fogosh" (Zakarpatski region, Ukraine). The basic physical and mechanical properties of this material and compliance with the standard are investigated. It is established that the investigated monolithic thermal perlite meets the requirements of State standards of Ukraine and can be recommended as thermal insulation material for insulation and energy and heating process equipment with the working surface temperature from +370 to +870K.

Keywords: expanded perlite, monolithic thermal perlite, liquid glass, thermal insulation

Постановка проблеми. Спучений перлітовий пісок використовується в якості утеплювача, як у чистому вигляді, так і в теплоізоляційних виробках: будівель, споруд, обладнання. Легкий (45 ... 200 кг/м³) і негорючий пористий матеріал, що працює за температур від -273 ° до +900 ° С.

Лідером у виробництві спученого перліту та продукції з нього є США, де щорічно виробляється близько 7 млн м³ цього продукту. До 2005 року лідерство у цій сфері належало Греції, також великими виробниками на ринку є Японія та Китай.

В Україні функціонує з 1960 року родовище перліту «Фогош» (Закарпатська обл.), запаси якого становлять 13,4 млн. тонн. Закарпатське родовище відоме не лише в Україні, а й далеко за її межами. В Україні перліт переважно застосовують, як засипну теплоізоляцію у чистому вигляді та близько 30% у виробництві сухих будівельних сумішей компаніями «Кнауф Гіпс», «СМС-Кнауф» (Молдова), «Хенкель», «Артіль». Аналіз зарубіжного і вітчизняного досвіду застосування спученого перліту показує, що крім традиційних сфер застосування цього матеріалу, відомих як в Україні, так і за кордоном, з'явилися та інтенсивно розвиваються нові напрямки, які поки мало освоєні.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. В ході досліджень було проаналізовано наукові статті таких вчених як Г.М. Самадова, У.Р. Усманова, С.В. Бухаров [1], в наукових роботах яких було досліджено теплоізоляційні властивості матеріалів на основі перліту. За останні 15 років інститутом "Теплопроект" (Росія) були розроблені і пройшли всі необхідні екологічні та вогняні випробування такі теплоізоляційні матеріали на основі перліту, як лігноперліт, епсоперліт, термоперліт і перлітодіатоміт [2-3]. На сьогодні в Росії відбувається запуск промислових потужностей для виготовлення термоперліту. Досить обмежений об'єм опублікованих праць присвячених дослідженню монолітних теплоізоляційних матеріалів на основі перліту, очевидно, що такого роду дослідження становлять великий комерційний інтерес і автори приховують отримані результати.

Постановка завдань. На основі викладеного можна сформулювати завдання дослідження, яке полягає в визначенні оптимального складу, способу формування монолітних матеріалів наповнених спученим перлітом, проведення досліджень на визначення теплопровідності, водопоглинання та сорбційної вологості, міцності на стиск.

Виклад основного матеріалу дослідження. Для отримання даного матеріалу першочергово необхідно визначити його склад та співвідношення компонентів. Для усунення зайвої вологи композиція виливалась в форми з сітчастим дном. Сушили композит за кімнатної температури та за температур: 90 °С, 120 °С, 140 °С. Використовували форми з суцільним та сітчастим дном.

Експерименти з розробки оптимального складу матеріалу проводилися з використанням симплекс-гратчастого плану (Шеффе) третього порядку. В якості вихідних величин визначалися стандартні фізико-механічні показники для теплоізоляційних матеріалів відповідно до ГОСТ 17177-94: Y1 - щільність матеріалу, ρ , кг / м³; Y2 - міцність на стиск за 10% -вої лінійної деформації $[\sigma_{10}]$, МПа; Y3 – коефіцієнт теплопровідності. Варіаційними факторами в експерименті являлись (у перерахунку на 1 м³ готового матеріалу): X1 - кількість наповнювача в абсолютно сухому стані, кг; X2 - кількість в'язучого, % від X1; X3 - кількість пластифікатора, % від X1.

Оптимальним складом композиції вважали такий, у якому досягали мінімальної густини і теплопровідність за задовільних значень механічної міцності.

Композиції з кращими значеннями показників представлені в таблиці 1.

Таблиця 1

Масові співвідношення компонентів

№ композиції	1	2	3	4	5
Кількість наповнювача, %	90	80	70	60	50
Кількість в'язучого, %	5	10	15	20	25
Кількість пластифікатора, %	5	10	15	20	25

Компоненти додавались в наступній послідовності: спочатку замішувався пластифікатор, туди додавалась в'язуча речовина, після чого поступово вмішувався перліт.

Для усунення зайвої вологи композиція виливалась в форми з сітчастим дном. Сушили композит за кімнатної температури та за температури 90 °С, 120 °С, 140 °С. Використовували форми з суцільним та сітчастим дном.

Дослідження на водопоглинання матеріалу (згідно ГОСТ 14457 – 90) полягає в вимірюванні маси води, вбраної зразком сухого матеріалу, частково зануреним у воду рисунок 1, протягом заданого часу [5].



Рис.1 Зразки досліджуваних матеріалів

У ванну на сітчасту підставку поміщали зразок і фіксували його положення сітчастим вантажем. Потім заливали у ванну воду температурою 22 °С так, щоб рівень води був вищий навантажувача на 20...40 мм. Через 24 години після заливання води зразок переносили на підставку і через 30 секунд зважували на сухому піддоні. Масу води, що витекла з зразка під час зважування в піддон, включали в масу насиченого водою зразка.

На рисунку 2 показані результати вимірювання водопоглинання. Можна спостерігати, що за різного вмісті в'язучого водопоглинання практично однакове. І не відповідає стандарту. Тобто за рахунок високої

адсорбції перліту матеріал вбирає багато води. Тому потребує гідрофобізації поверхневого шару, що дозволить значно зменшити водопоглинання перлітного матеріалу теплоізоляції, це може бути реалізовано, шляхом введення кремнійорганічних добавок.

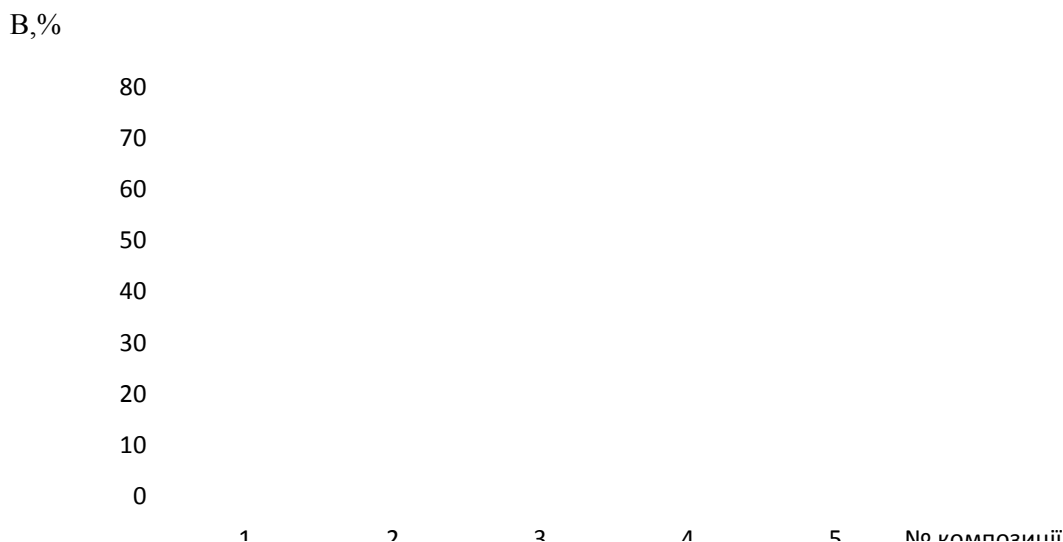


Рис.2 Діаграма коефіцієнта водопоглинання для різних композицій

Суть методу визначення сорбційної вологості (згідно ГОСТ 17177 – 94) полягає в вимірюванні маси води, адсорбованої зразком сухого матеріалу при певних умовах протягом заданого часу.

Пробу масою 35 г поміщали у попередньо висушений і зважений стаканчик і висушували до постійної маси відповідно до розділу, зважують і до проведення випробування зберігають в ексікаторі над хлористим кальцієм. Склянку з пробою матеріалу поміщали над водою в ексікатор і витримують протягом 24 або 72 год. Потім склянку з пробою матеріалу виймають з ексікатора і зважують. Обсяг проб матеріалу, одночасно поміщених в ексікатор, не повинен перевищувати 50 % обсягу повітряного простору в ексікаторі.

Сорбційну вологість $W_{\text{сорб}}$ в відсотках визначали за формулою:

$$W_{\text{сорб}} = \frac{m_1 - m_2}{m_2 - m_3} \times 100\% ,$$

де m_1 – маса склянки з пробою після витримання над водою;

m_2 – маса склянки с пробою після висушування до постійної маси;

m_3 – маса склянки.

На рисунку 3 зображено результати дослідження сорбційної вологості.

Сорбційна
вологість, %

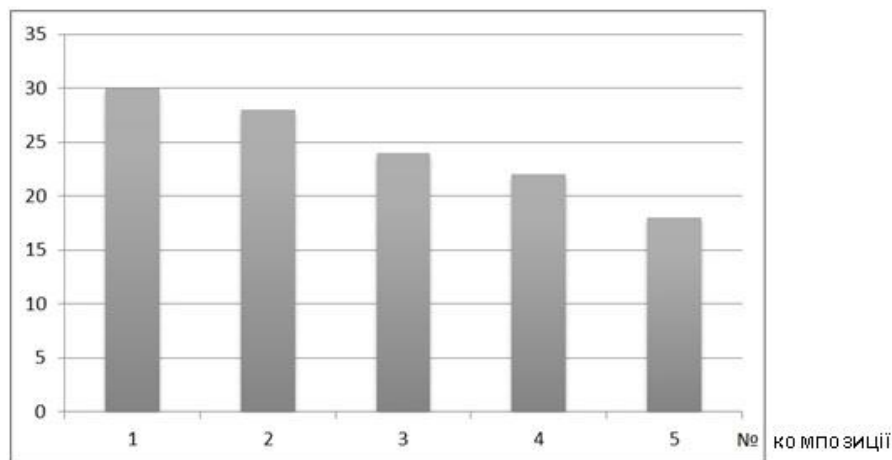


Рис.3 Діаграма сорбційної вологості для різних композицій

Згідно діаграми сорбційної вологості спостерігається лінійна залежність поглинання води за умови збільшення вмісту в'язучого, це можна пояснити тим що в кожному зразку зменшується кількість відкритих пор і поглинання відбувається все менше.

Морозостійкість зразків визначали за ДСТУ Б В.2.7-47-96 Будівельні матеріали. Бетони. Методи визначення морозостійкості. Загальні вимоги.

На рисунку 4 зображено результати дослідження морозостійкості.

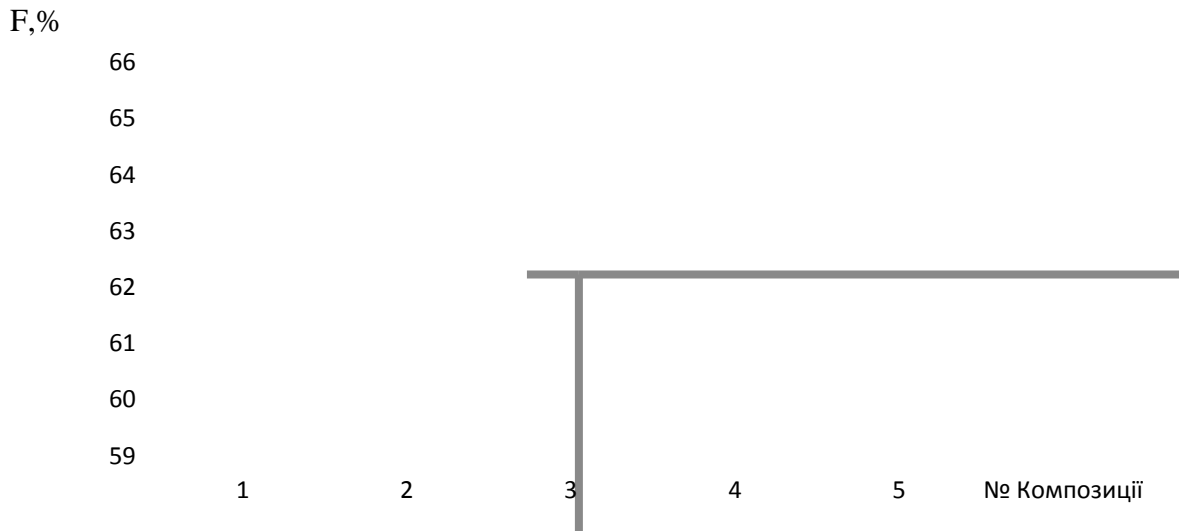


Рис.4 Діаграма морозостійкості для різних композицій

Згідно діаграми спостерігається лінійне зростання морозостійкості за збільшення в'язучого рідкого скла. Одержані дані дають змогу припустити, що за відсутності деструктивних процесів хімічної взаємодії компонентів перліту такий матеріал має вищі характеристики морозостійкості порівняно з перлітом сипучим.

Дослідження міцності на стиск проводили за відомою методикою. Межу міцності на стиск розраховували за формулою

$$R = \frac{P}{S},$$

де P - руйнуюче зусилля, кг;

S - площа зразка, см².

Результати дослідження границі міцності на стиск представлено на рисунку 5.

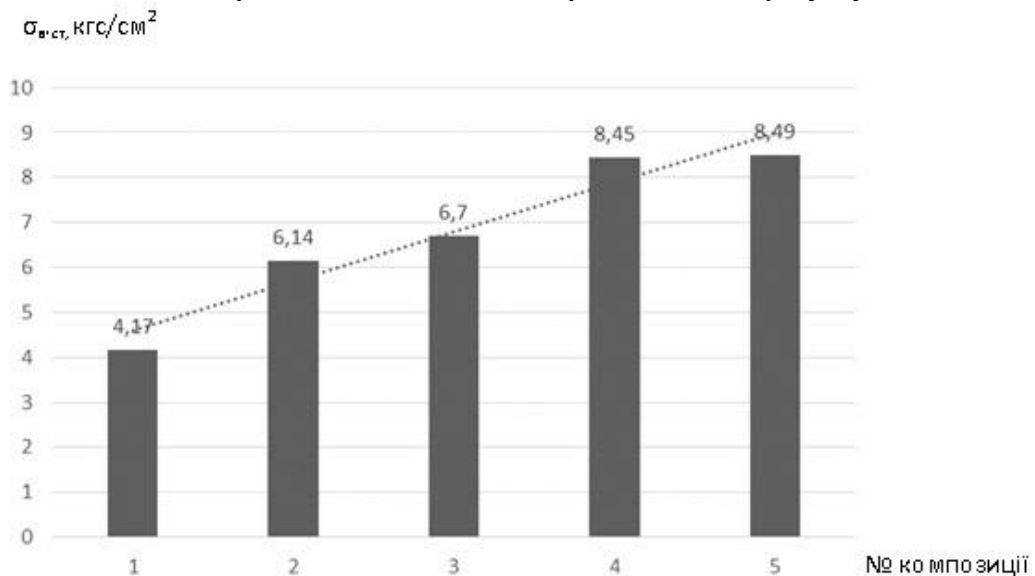


Рис. 5 Залежність зміни границі міцності на стиск для різних композицій

Згідно залежності зі збільшенням вмісту в'язучого покращується міцність матриці, цьому сприяє рідке скло, саме тому композиція витримує вищі навантаження

Визначення теплопровідності здійснювали методом імітаційного моделювання. Зразок поміщається між нагрівачем та охолоджуючим середовищем, так як це показано на рисунку 6.

Тепловий потік проходить від нагрівача II через досліджувані зразки і відводиться протікає через холодильник III водою. Холодильник являє собою ємність зі спіральними канавками, що створюють циркуляцію охолоджувальної води, яка забезпечує однакову температуру на охолоджуваних поверхнях досліджуваних зразків. Для зменшення втрат теплоти через торцеві поверхні зразків у навколишнє середовище передбачений теплоізоляційний кожух I, з асбоцементу. Гарячі спаї 1 і 2 термопар розташовані на зовнішній поверхні (яка охолоджується), гарячі спаї з 3 по 6 термопари розташовані на внутрішній поверхні (яка нагрівається) зразка, гарячий спай 7 термопари встановлений на зовнішній поверхні теплоізоляційного кожуха і служить для визначення теплових втрат через торцеву поверхню зразків.

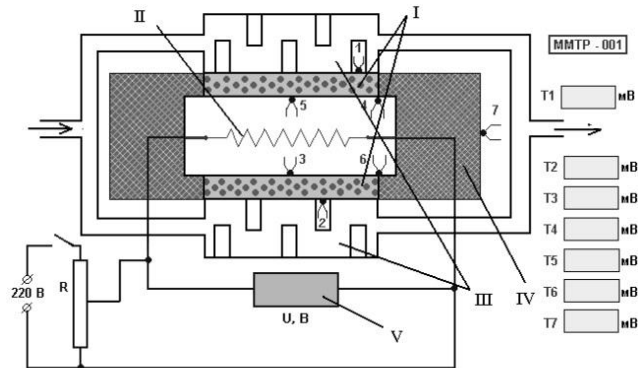


Рис. 6 Експериментальна установка для визначення теплопровідності (1,2,3,4,5,6,7 – спаї термопари)

Значення теплопровідності визначали за формулою:

$$\lambda = \frac{q \cdot \delta}{t_{c_1} - t_{c_2}}$$

де λ – коефіцієнт теплопровідності;
 q – густина теплового потоку, Вт/м²;
 δ – товщина стінки, м;
 t_{c_1} і t_{c_2} – температура на стінках, °С;

На рисунку 7 зображено результати вимірювання теплопровідності, у вигляді гістограми.

λ , Вт/м·°С

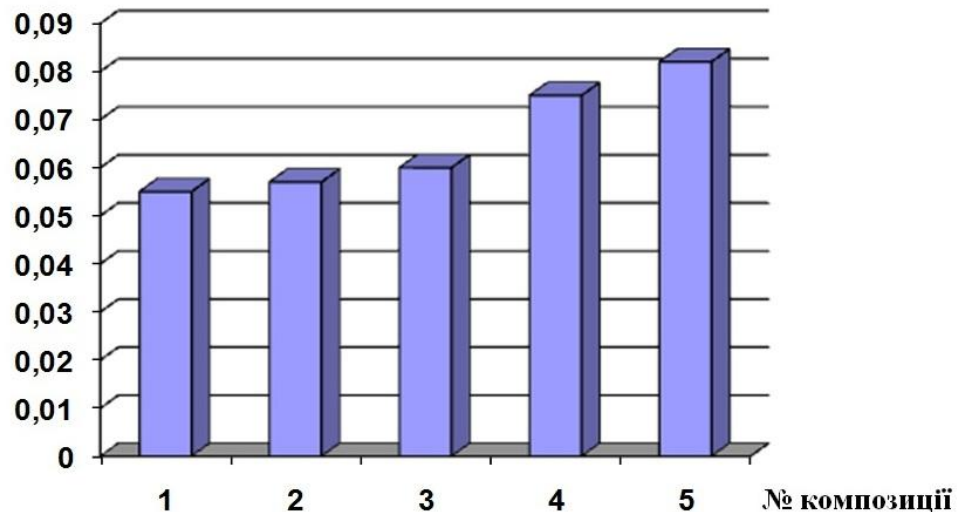


Рис.7 Діаграма коефіцієнта теплопровідності для різних композицій

Як свідчать результати досліджень найкращими характеристиками володіє композиція №3 (теплопровідність – 0,060 Вт/м·°С, водопоглинення – 72 %, сорбційна вологість – 24%, границя міцності на стиск – 6,7 кгс/см².), що забезпечують відповідний склад, спосіб формування та режим відпалу. В даному зразку було використано невелику кількість рідкого скла, та пластифікатора, рідке скло розподілене рівномірно. Сорбційна вологість також покращується за рахунок хороших гігроскопічних властивостей рідкого скла.

Висновки.. Композиція матеріалу під номером 3, найкраще відповідає вимогам ДСТУ до теплоізоляційних матеріалів і за питомою густиною і за теплопровідністю. Однак дані зразки не пройшли випробування на водопоглинання, тому потребує додаткових заходів гідрофобізації для застосування у промислових та житлових будівельних конструкціях. Монолітний матеріал на основі перліту з використанням в якості в'язучого рідкого скла витримав випробування міцності на стиск і може бути рекомендований, як теплоізоляційний матеріал для ізоляції енергетичного і нагрівального технологічного устаткування з температурою робочої поверхні від + 370 до + 870 К.

1. Самадова Г.М., Усманов У.Р., Усманов Р., Назаров Х.М. Исследование возможности получения термперлитовых теплоизоляционных материалов на основе обсидано-перлитовых пород / Доклады академии наук Таджикистана. Физическая химия. -2013. – том 56 №9. – С.708-713
2. Овчаренко Е.Г. Утеплители на основе вспученного перлита. / журнал Строительные материалы XXI века. Технологии. Оборудование. -2003. №2.- С.18-21.
3. Ермолина, А. В., Миронов, П. В. Теплоизоляционный материал на основе древесно-волоконистых продуктов / Химия растительного сырья. – 2011. – № 3. – С. 197-200.
4. Гнип И.Я., Кершулис В.И., Веялис С.А. Теплофизические свойства эковаты // Строительные материалы. 2000. №11. С. 25-27.

УДК 621.762

Миницкий А.В.¹, Сосновский Л.А.², Лобода П.И.¹¹Национальный технический университет Украины «КПИ»²Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины**ДОПРЕССОВКА БРИКЕТОВ ИЗ СМЕСЕЙ НА ОСНОВЕ ПОРОШКА ЖЕЛЕЗА**

Брикеты из пяти смесей на основе порошка железа прессовали при 700 МПа в разъемной пресс-форме и подвергали безазорной допрессовке при 700 МПа в той же пресс-форме. Прочность при раздавливании недопрессованных брикетов ниже, чем допрессованных, что может быть обусловлено не только общим приростом плотности. Показана возможность достижения низкой пористости отожженных и затем допрессованных брикетов, изначально содержащих 1,0-1,5 мас.% графита и стеарат цинка. Изготовление из них малопористых средненагруженных изделий возможно и целесообразно. Установлены условия, необходимые для изготовления спеченных заготовок – длинномеров из смеси железа с 4 мас.% графита, предназначенных для изготовления изделий механической обработкой.

Ключевые слова: порошок, прессование, допрессовка, отжиг, пористость, железо, графит, стеарат цинка.

Мініцький А.В., Сосновський Л.О., Лобода П.І.

ДОПРЕСОВКА БРИКЕТІВ ІЗ СУМІШЕЮ НА ОСНОВІ ПОРОШКУ ЗАЛІЗА

Брикети з п'яти сумішею на основі порошку заліза пресували при 700 МПа в роз'ємній прес-формі і піддавали безазорній допресовці при 700 МПа в тій же прес-формі. Міцність при роздавлюванні недопресованих брикетів нижче, ніж допресованих, що може бути обумовлено не тільки загальним приростом щільності. Показана можливість досягнення низької пористості відпалених і потім допресованих брикетів, спочатку містять 1,0-1,5 мас.% графіту і стеарат цинку. Виготовлення з них малопористих середньонавантажених виробів можливо і доцільно. Встановлено умови, необхідні для виготовлення спечених заготовок - довгомірів з суміші заліза з 4 мас.% графіту, призначених для виготовлення виробів механічною обробкою.

Ключові слова: порошок, пресування, допресовка, відпал, пористість, залізо, графіт, стеарат цинку.

Minitsky A.V., Sosnovsky L.A., Loboda P.I.

REPEATED PRESSING OF BRIQUETTES FROM A MIXTURE OF IRON POWDER BASED

Briquettes of five mixtures of an iron-based powder was pressed at 700 MPa in the split mold and subjected gapless repeated pressing at 700 MPa in the same mold. Crushing strength briquettes non repeated pressing lower than repeated pressing that may be caused not only increase overall density. The possibility of achieving low porosity and then annealed repeated pressing briquettes, initially containing 1.0-1.5 wt.% graphite and zinc stearate. Manufacturing of these products low porosity medium loaded possible and appropriate. The conditions required for the manufacture of sintered components - long-length products of iron mixed with 4% by weight of graphite, intended for the manufacture of mechanical processing.

Keywords: powder pressing, repeated pressing, annealing, porosity, iron, graphite, zinc stearate.

Постановка проблеми. Одним из вызовов современности является давно прогнозируемый ресурсно-энергетический кризис [1], требующий адекватной организационно-технологической реакции противодействия. Несомненно, она должна включать жесткие ограничения по широкому использованию дорогих и дефицитных легирующих элементов [2] и по производству деталей с низкими функциональными свойствами. Применительно к порошковой металлургии железа – это улучшение функциональных свойств спеченных изделий, достигаемое преимущественно посредством совершенствования технологии их изготовления. Последнее может состоять в проведении допрессовки полученных порошковых брикетов; несмотря на давнюю известность [3–5] и внешнюю тривиальность этого технологического приема, он исследован недостаточно и мало используется.

Постановка задач. Целью настоящей работы являлось исследование результатов допрессовки брикетов из смесей на основе порошка железа и выявление благоприятных условий для ее использования.

Изложение основного материала. Использовали порошки: железо марки ПЖРВ 200.28, графит завальевский ГС-4, карбид хрома Cr_3C_2 ТУ 6-09-03-33-75 дисперсностью ~5 мкм, стеарат цинка марки «С». Смесей смешивали вручную в ступке с получением смесей следующего состава (мас. %): 1) Fe – 99,4, Zn стеар – 0,6; 2) Fe – 98,4, графита – 1,0, Zn стеар – 0,6; 3) Fe – 96,0, Гр – 4,0; 4) Fe – 94,4, Cr_3C_2 – 5,0, Zn стеар – 0,6; 5) Fe – 91,0, Cr_3C_2 – 5,0, Гр – 4,0. Смесей использовали в виде навесок массой 8,3 г.

Прессование и безазорную допрессовку смесей проводили по известной методике [5] в одной и той же разъемной пресс-форме с рабочим диаметром 10 мм. Для одностадийного

двухстороннего прессования пресс-форму устанавливали на две резиновые пластины. После прессования при 700 МПа проводили распрессовку пресс-формы и определяли плотность брикетов по результатам гидростатического взвешивания. После этого брикеты подвергали допрессовке при том же давлении (700 МПа) и определяли их плотность повторно. Прочность брикетов определяли при их сжатии в вертикальном положении. На рис. 1а приведена пористость спрессованных брикетов в сравнении с их же пористостью после допрессовки.

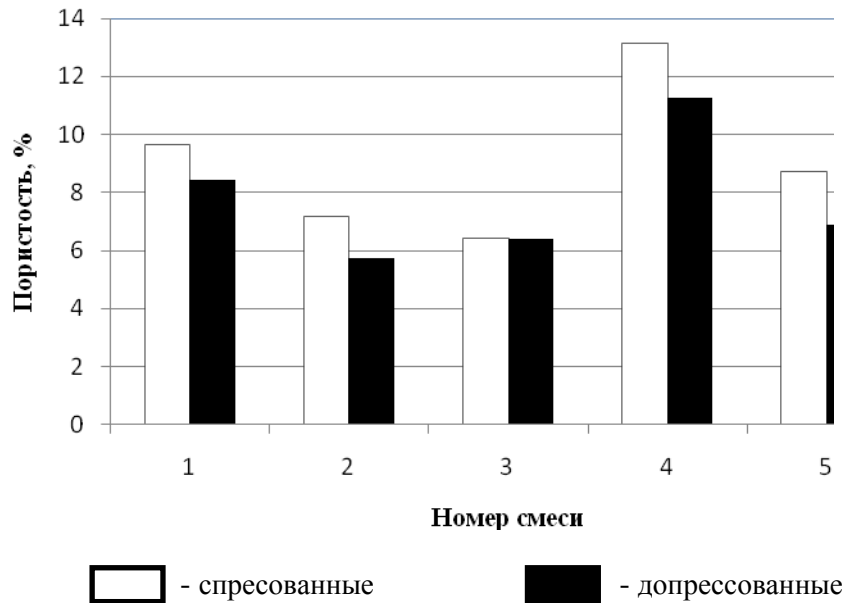


Рис. 1а. Пористость исходных и допрессованных брикетов в зависимости от состава смеси (мас. %): 1) Fe – 99,4, Zn стеар – 0,6; 2) Fe – 98,4, графита – 1,0, Zn стеар – 0,6; 3) Fe – 96,0, Гр – 4,0; 4) Fe – 94,4, Cr₃C₂ – 5,0, Zn стеар – 0,6; 5) Fe – 91,0, Cr₃C₂ – 5,0, Гр – 4,0.

На рис. 1 б приведено давление раздавливания тех же брикетов при их вертикальном нагружении.

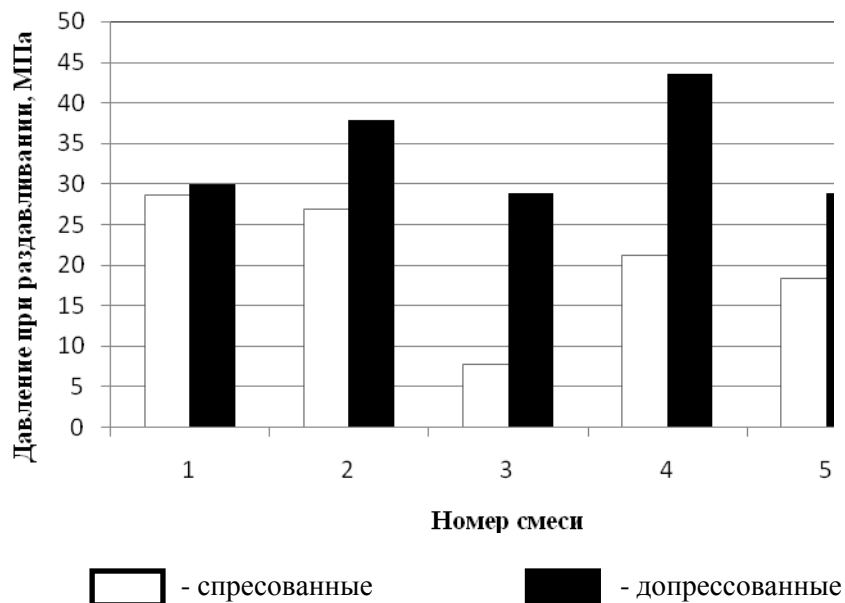


Рис. 1 б. Давление раздавливания исходных и допрессованных брикетов смесей разного состава.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что добавка Cr₃C₂ существенно снижает, а добавка графита существенно повышает уплотняемость порошка железа, что соответствует известным данным [6, 7]. Добавка 4,0 мас.% графита (смесь 3) увеличивает уплотняемость железа

значительнее, чем 0,6 мас.% стеарата цинка, что соответствует данным работы [7]. Эта же добавка графита приводит к минимальному падению пористости при допрессовке, что можно полагать естественным ввиду высокой уплотняемости смеси.

Из данных рис.1 б следует, что прочность при вертикальном нагружении допрессованных брикетов больше, чем исходных (не подвергнутых допрессовке). Этот прирост прочности сравнительно невелик для составов 1, 2, 5, и по-видимому, может быть объяснен некоторым снижением пористости брикетов. Однако для составов 3 (самая высокая уплотняемость) и 4 (самая низкая уплотняемость) неожиданно высокий прирост прочности объяснить только этой причиной затруднительно. По-видимому, может быть еще одна, не менее значимая причина, состоящая в следующем. При допрессовке брикета в той же самой пресс-форме изменяется его диспозиция-расположение по отношению к пресс-форме и пуансонам, т.е. при допрессовке возникает новая эпюра давлений прессования, меняющая зональное распределение давлений, и соответственно участков образования дефектов упаковки частиц. Возможно, такая суперпозиция давлений при допрессовке устраняет самые крупные дефекты, наиболее существенно снижающие прочность брикетов. По-видимому, корректность этой причины существенного повышения прочности брикетов можно проверить только посредством моделирования.

Часть полученных брикетов отжигали в водороде при 800 °С в течение 1 часа, спекание брикетов также проводили в водороде при 1100 °С в течение 1 часа. Реализовывали разные очередности отжига, спекания и допрессовки. На рис. 2 представлена пористость брикетов, подвергнутых таким комбинированным обработкам.

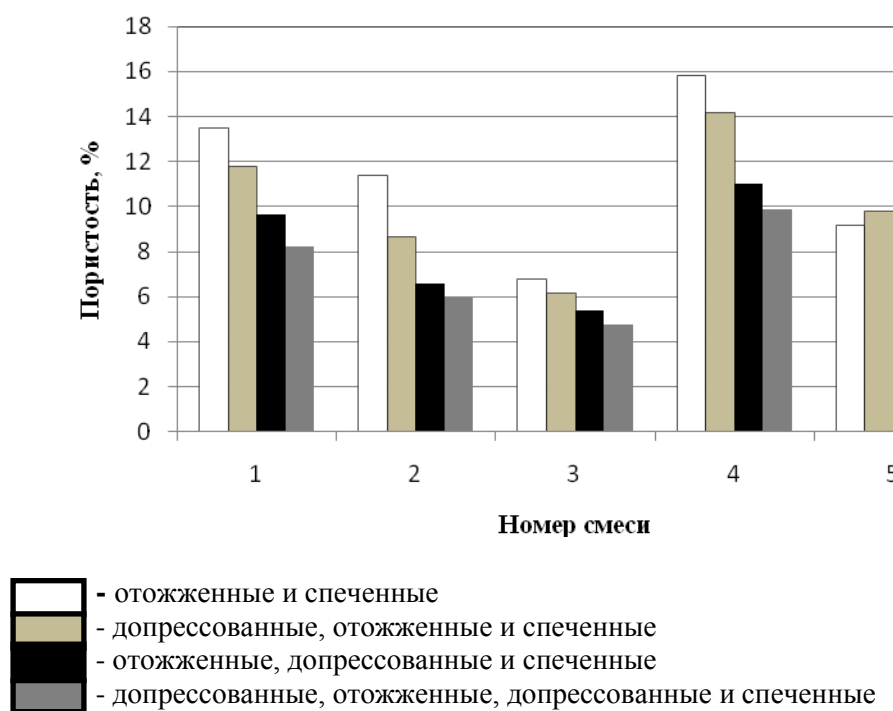


Рис. 2. Пористость брикетов из смесей разного состава, подвергнутых различным видам обработки: допрессовка, отжиг и спекание.

Приведенные данные показывают, что максимальная пористость, что достаточно естественно, оставалась у брикетов состава 4. Минимальная пористость после допрессовки отожженных брикетов реализована для состава 3 (с 4,0 мас. % графита). Полученные в этом эксперименте данные показали, что добавка 1,0 мас.% графита может быть принципиально важной для повышения плотности отожженных (не содержащих стеарата цинка) брикетов. Для проверки этого предположения провели контрольный эксперимент с использованием другой разъемной пресс-формы диаметром 10 мм, в которой проводили прессование и допрессовку при 700 МПа. Отжиг брикетов перед их допрессовкой проводили не в водороде, а в негерметизированном контейнере [8], т.е. в отличных и существенно менее стерильных условиях. На рис. 3 представлены значения пористости брикетов из порошка железа и его смесей с 0,3, 0,6, 0,9, 1,6 и 4,0 мас. % графита, допрессованных в неотожженном и отожженном состояниях.

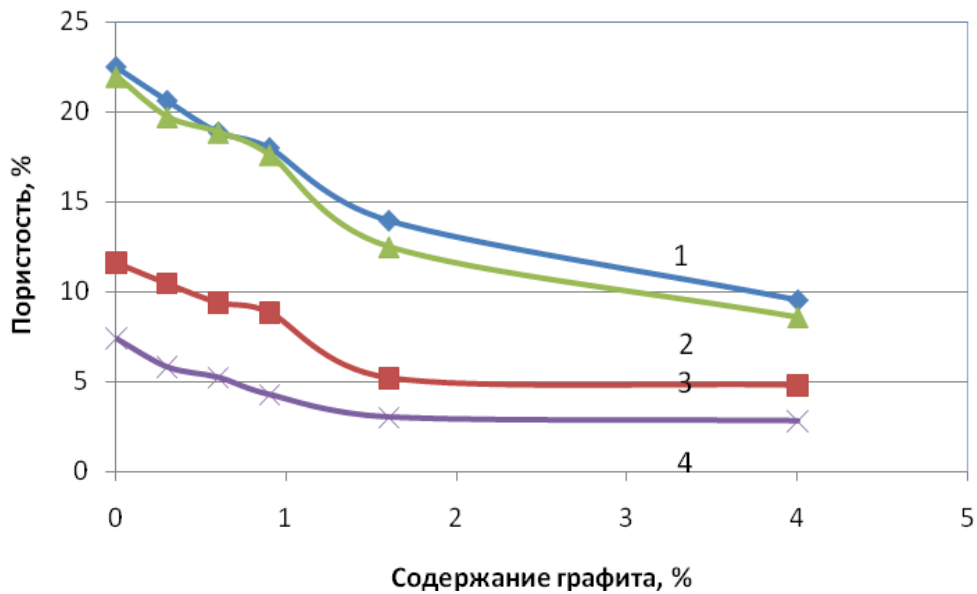


Рис. 3. Зависимость пористости брикетов на основе железа от содержания графита: 1 – спрессованные при 700 МПа, 2 – отожженные при 800 °С, 3 – допрессованные при 700 МПа, 4 – отожженные при 800 °С и допрессованные при 700 МПа

Приведенные данные свидетельствуют о том, что графит не только повышает уплотняемость железа, что давно и надежно установлено [6, 7], но и не снижает прирост уплотняемости брикетов при их допрессовке, облегчая реализацию низкой пористости. Допрессовка смеси с 4,0 мас.% графита также приводит к снижению пористости, что противоречит данным рис. 1. Это свидетельствует о реальных различиях использованных пресс-форм являющихся формально идентичными. Таким образом, контрольный эксперимент подтвердил полученные данные только частично.

На рис. 4 представлено давление выталкивания брикетов из смесей составов 1-5 при изготовлении их прессованием в неразъемной пресс-форме диаметром 10 мм. Давление выталкивания рассчитывали посредством деления максимального усилия выталкивания на боковую (образующую) поверхность брикета.

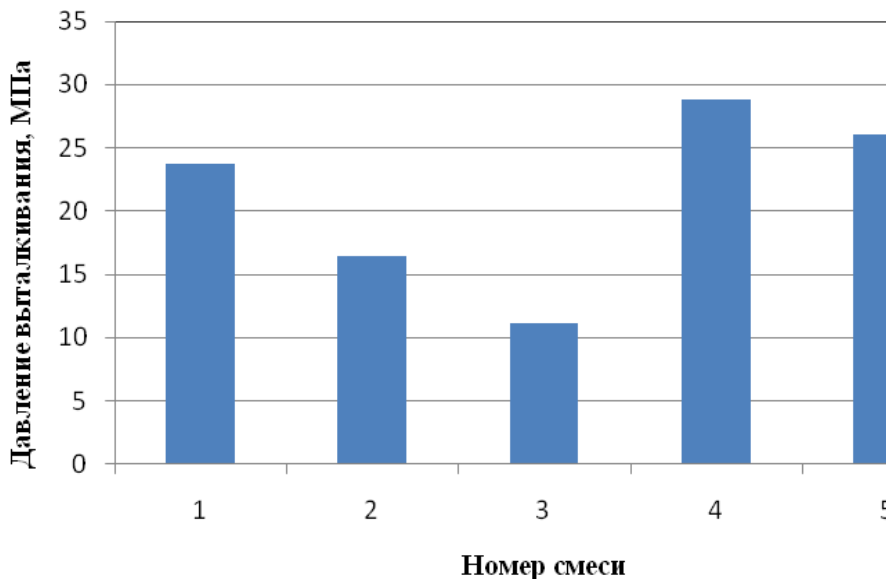


Рис. 4. Давление выталкивания брикетов из смесей разного состава, спрессованных при 700 МПа в неразъемной пресс-форме.

Приведенные данные показывают, что минимальное внешнее контактное трение о рабочую поверхность пресс-формы имеют брикеты состава 3, вообще не содержащие стеарата цинка. Однако, является недостаточно низким при проведении прессования брикетов с высоким Н/d, что требовало проверки приемов его дополнительного снижения.

Экспериментально было установлено, что смазывание пресс-формы животным жиром позволило снизить давление выталкивания в ~ 2 раза. Нанесение на полученные брикеты с Н/d ~ 3 комбинированной смазки и допрессовка этих брикетов при 700 МПа в неразъемной пресс-форме диаметром 10,5 мм позволили уменьшить его еще в ~ 10 раз. Установлено, что проведенная таким образом допрессовка брикетов состава (мас. %): Fe – 96,0 графит – 4,0 не снизила их пористость. Спеченные недопрессованные и допрессованные брикеты имеют хорошую механическую обрабатываемость. Таким образом, указанное снижение внешнего контактного трения создает возможность изготовления длинномерных железграфитовых прутков и труб в качестве заготовок для малосерийного изготовления антифрикционных втулок.

Приведенные в настоящей работе данные позволяют наметить следующую, одну из разумных технологических реакций на, по-видимому, уже необратимый ресурсно-энергетический кризис.

Необходимо детально исследовать влияние допрессовки отожженных брикетов из смесей на основе порошка железа, содержащих 1,0 – 3,0 мас. % графита и 0,6 – 0,9 мас. % стеарата цинка, на возможность достижения ими пористости 2 – 5 %. Состояние закрытой пористости брикетов снижает требования к их защите от окисления при спекании. Это может создать дополнительные условия необходимые для выпуска широкой номенклатуры и значительного тоннажа средненагруженных изделий без использования дорогих и дефицитных легирующих безвозвратно теряемых при переплаве изношенных изделий.

Выводы.

1. Допрессовка брикетов приводит к повышению их прочности, что может быть обусловлено как повышением плотности так и уничтожением при допрессовке части дефектов, снижающих прочность брикетов.

2. Допрессовка отожженных брикетов, изначально содержащих 1,0 – 1,5 мас. % графита и стеарата цинка, позволяет снизить их пористость достаточно для изготовления средненагруженных изделий.

3. Показана возможность изготовления спеченных брикетов–длинномеров из порошковой смеси, содержащей 4,0 мас. % графита, из которых можно получать изделия механической обработкой.

Список использованных источников:

1. Дементьев В.А., Кузьмин В.И., Лебедев Б.Д., Матвеев Ю.А. Прогноз критических ситуаций в развитии мирового сообщества и военно-политических конфликтов. М.: Военное изд-во, 1995. – 160 с.
2. Чернышов Л.И., Левина Д.А. Порошковая металлургия – трудности и перспективы современного этапа развития / Порошковая металлургия, 2013. - №11/12. – с. 144-151
3. G. Bockstiegel, Arch. Eisenhüttenwesen, 28, 3, 167, 1957.
4. Артамонов А.Я. Влияние условий обработки на физико-механическое состояние металлокерамических материалов. Киев: Наук. Думка, 1965. – 263 с.
5. Мартынова И.Д. Физические особенности пластической деформации пористых тел. /Реологические модели и процессы деформирования пористых порошковых и композиционных материалов. Киев: Наук. думка, 1985. – с. 98–105
6. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. – К.: Наукова думка, 1980. – 404 с.
7. Мамедов В. А., Мамедов А. Т. Свойства высокоплотных порошковых материалов на основе железа, спрессованных без стеарата цинка // Порошковая металлургия. – 2003. - №5/6 – С. 33-36.
8. Сосновский Л.А., Баглюк Г.А., Власова О.В. Особенности спекания без использования проточных газовых сред в контейнере с неполной герметизацией // Порошковая металлургия, 2013. №1/2. – С. 129–137

Стаття надійшла до редакції 20.04.2016.

УДК 621.762

О.В. Михайлов, Е.В. Картузов*Институт проблем материаловедения НАН Украины***МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ЗАЩИТНУЮ
КОНСТРУКЦИЮ, С АМОРТИЗИРУЮЩИМ СЛОЕМ ИЗ ГРАНУЛ ПЕНОАЛЮМИНИЯ**

Моделируется процесс ударного нагружения защитной конструкции с амортизирующим слоем из гранул пеноалюминия. Использован комбинированный метод, сочетающий континуальный и дискретный подходы. Установлено, что на динамическую реакцию защитного слоя влияют начальная пористость частиц и условия трения между ними. Отсутствие трения между пористыми частицами приводит к интенсификации уплотнения материала в направлении, перпендикулярном воздействию ударника.

Ключевые слова: ударное нагружение, пеногранулы, динамическая реакция, компьютерное моделирование.

О.В. Михайлов, Е.В. Картузов**МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ УДАРНОГО ВПЛИВУ НА ЗАХИСНУ
КОНСТРУКЦІЮ, ЩО МІСТИТЬ АМОРТИЗУЮЧИЙ ШАР З ГРАНУЛ СПІНЕНОГО
АЛЮМІНІЮ**

Моделюється процес ударного навантаження захисної конструкції з амортизуючим шаром з гранул спіненого алюмінію. Використаний комбінований метод, що поєднує континуальний і дискретний підходи. Встановлено, що на динамічну реакцію захисного шару впливають початкова пористість частинок і умови тертя між ними. Відсутність тертя між пористими частинками призводить до інтенсифікації ущільнення матеріалу в напрямку, перпендикулярному дії ударника.

Ключові слова: ударне навантаження, спінені гранули, динамічна реакція, комп'ютерне моделювання.

O. V. Mikhailov, E. V. Kartuzov**SIMULATION OF THE PROCESS OF IMPACT ON THE PROTECTIVE
CONSTRUCTION WITH SHOCK-ABSORBING LAYER FROM AL FOAM GRANULES**

Process of impact loading of protective construction with shock-absorbing layer from Al foam granules is considered. Combined method joining continuum and discrete approaches is employed. It is found out that particles' initial porosity and friction conditions among those particles affect on dynamic response of protective layer. Absence of friction among porous particles brings material densification to intensification in the direction perpendicular to projectile's impact.

Keywords: impact loading, foam granules, dynamic reaction, computer modeling.

Введение. Металлические вспененные материалы применяются в качестве защитных элементов при динамическом воздействии. Они характеризуются наличием большой пористости и способностью поглощать значительное количество энергии при ударе. Одним из перспективных материалов такого класса является вспененный алюминий.

Форма защитных элементов и соединение между ними могут быть различными. Как правило, применяют элементы, имеющие призматическую форму. В то же время, проводятся исследования по возможности использовать элементов сферической формы. В связи с этим, исследование особенностей поведения защитных конструкций, содержащих такие элементы, является актуальным.

Постановка задачи и методика моделирования. Рассмотрен процесс ударного воздействия на защитную конструкцию, содержащую слой из большого количества пористых частиц сферической формы.

Расчетная схема ударного воздействия приведена на рис.1. Защитная конструкция состоит из двух стальных пластин, между которыми помещены частицы из вспененного алюминия. Слева и справа пластины жестко закреплены. Горизонтальное перемещение частиц ограничено боковыми стенками. Динамическое воздействие осуществляется стальным ударником, движущимся в вертикальном направлении. Скорость ударника равнялась 870 м/с.

Рассматривали влияние на динамическую реакцию защитной конструкции двух параметров: начальной внутренней пористости частиц и величины контактного трения между ними. Начальная пористость частиц принимала значения 0.2, 0.5 и 0.7. Коэффициент трения по Кулону равнялся 0.3 и 0 (отсутствие трения).

Для возможности сравнить характер уплотнения пористого материала в различных областях защитного слоя полагали, что начальная пористость всех частиц одинакова. Кроме того, рассматривали регулярную упаковку частиц.

Слой из пеноалюминия представляет собой бипористую среду. Он характеризуется пористостью, обусловленной пространством между частицами, а также внутренней пористостью самих частиц. Моделирование процессов деформирования бипористых материалов имеет ряд особенностей. С одной стороны, необходимо рассматривать процессы деформирования пористых частиц. С другой стороны – необходимо учитывать взаимодействие этих частиц между собой.

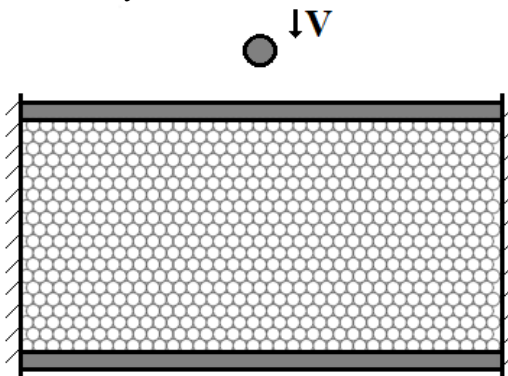


Рис. 1. Расчетная схема ударного воздействия

При моделировании процессов деформирования бипористых материалов использован комбинированный метод моделирования, сочетающий континуальный и дискретный подходы [1-4]. Поведение материала защитного слоя рассматривается на двух масштабных уровнях. Деформирование каждой пористой частички рассматривается в рамках континуального подхода. Используются соотношения теории пластичности пористого тела [5] и метод конечных элементов. Защитный слой в целом рассматривается как совокупность большого количества таких объектов, взаимодействующих друг с другом при наличии контактного трения (рис.2).

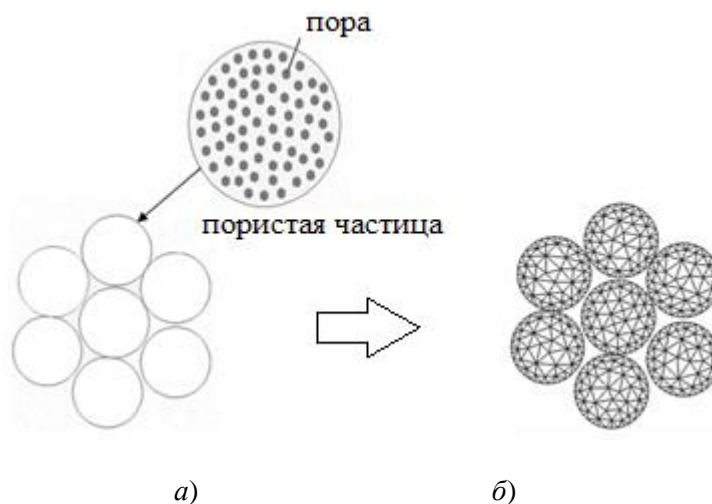


Рис. 2. К построению расчетной модели:

а – совокупность пористых частиц; б - совокупность конечно- элементных моделей частиц

В связи с необходимостью проведения большого количества трудоемких и длительных вычислений рассматривали двухмерную постановку задачи (плоско-деформированное состояние, форма частиц пеноалюминия и ударника - цилиндрическая).

Результаты моделирования. На рис.3 приведено распределение величины скорости перемещения материала защитной конструкции и ударника. Начальная внутренняя пористость частиц пеноалюминия равнялась 0.2 и 0.5. Текущее время ударного воздействия в обоих случаях было одинаковое.

При меньшей начальной пористости частиц (равна 0.2) сопротивление защитной конструкции ударному воздействию возрастает (рис.3,а). Ударник проник на меньшую глубину. Скорость его перемещения значительно уменьшилась (до 21.62 м/с). В то же время, перемещение

материала распространяется на всю глубину слоя из пеноалюминия и доходит до нижней стальной пластины, что приводит к ее деформированию.

При увеличении начальной пористости частиц (равна 0.5) ударник глубже проник в защитную конструкцию (рис.3,б), Скорость перемещения ударника уменьшилась менее значительно (до 45.21 м/с). В то же время, перемещение материала пеноалюминия происходит только в верхней части защитного слоя. Нижняя часть защитной конструкции практически неподвижна.

Анализ эквивалентных напряжений, возникающих в защитной конструкции, свидетельствует, что при уменьшении начальной пористости частиц силовое воздействие на нижнюю стальную пластину возрастает.

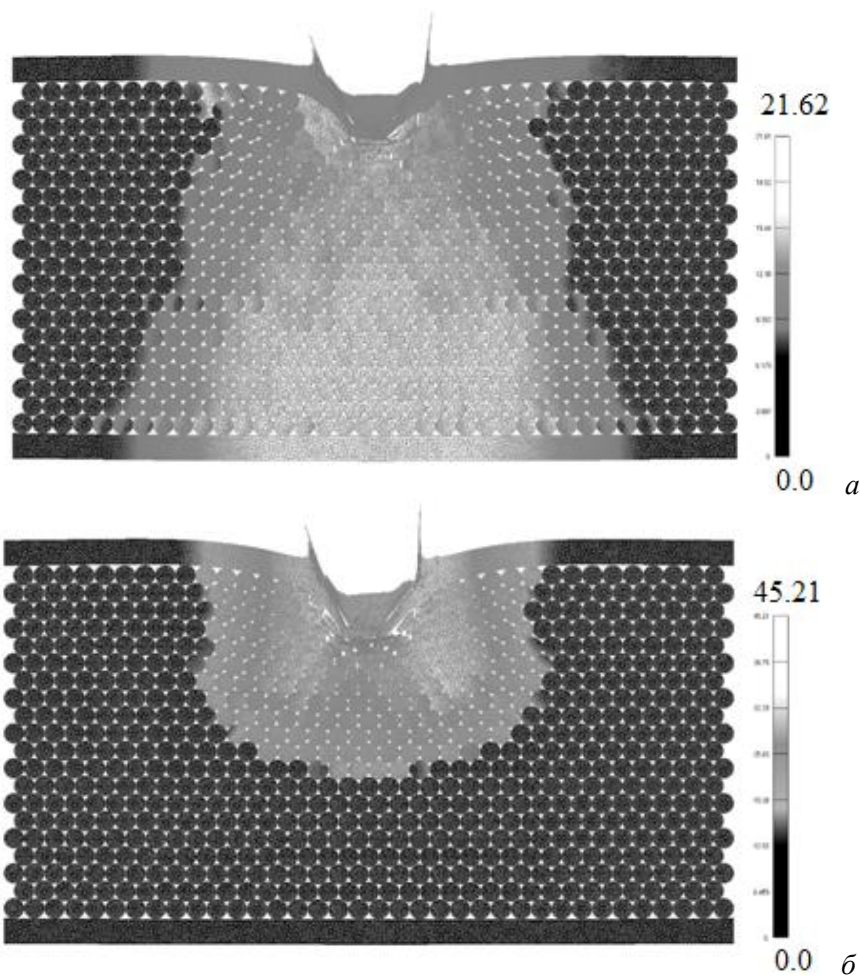


Рис. 3. Распределение величины скорости перемещения материала защитной конструкции и ударника, м/с: а - начальная пористость частиц равнялась 0.2; б - 0.5

Таким образом, с одной стороны, уменьшение начальной пористости частиц приводит к повышению сопротивляемости защитной конструкции, но при этом ударное воздействие через нее передается (что нежелательно).

С другой стороны - увеличение начальной пористости предотвращает передачу ударного воздействия через защитную конструкцию. Перемещение материала происходит только в верхней части защитного пористого слоя. Однако в этом случае торможение ударника происходит менее интенсивно, и, при определенных условиях, слой пеноалюминия не позволит обеспечить достаточное поглощение энергии удара, что может привести к разрушению защитной конструкции.

Указанные факторы необходимо учитывать при выборе начальной пористости частиц защитного слоя. Она должна принимать промежуточные, компромиссные значения.

На рис.4 приведено распределение величины пористости частиц после удара. Рассмотрено влияние начальной пористости на характер уплотнения. Начальная пористость частиц равнялась 0.2 и 0.7.

Если пористость частиц мала, то процесс уплотнения захватывает большее количество частиц (рис.4,а). В то же время, частицы уплотняются незначительно и передают воздействие в направлении удара.

Если пористость частиц велика, то процесс уплотнения захватывает меньшее количество частиц (рис.4,б), в которых происходит интенсивное уплотнение, приводящее к значительному поглощению энергии удара. Область ударного воздействия распространяется на меньшую глубину защитного слоя.

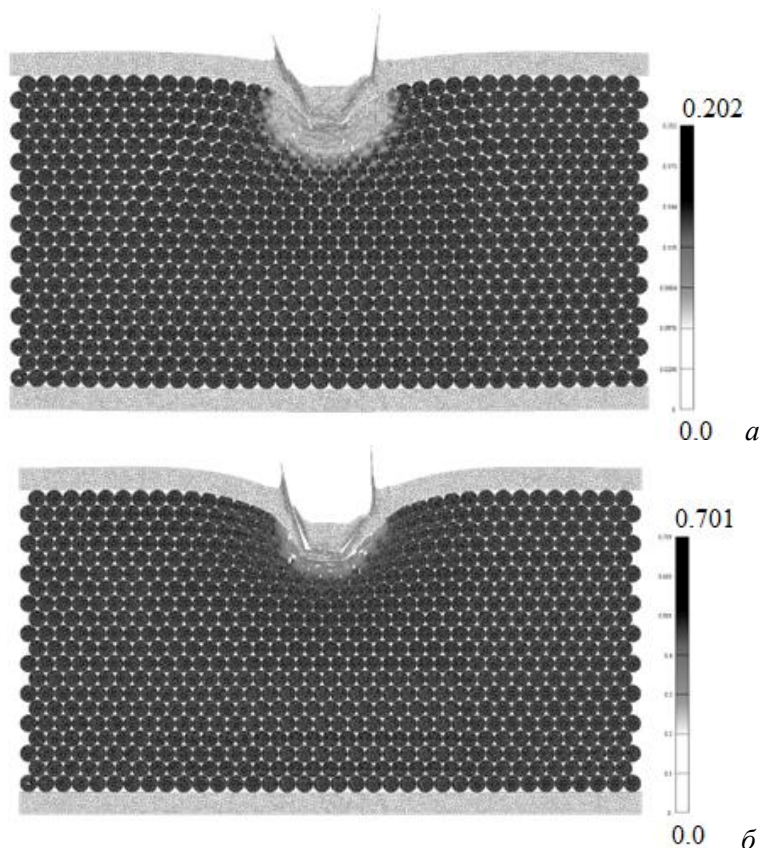
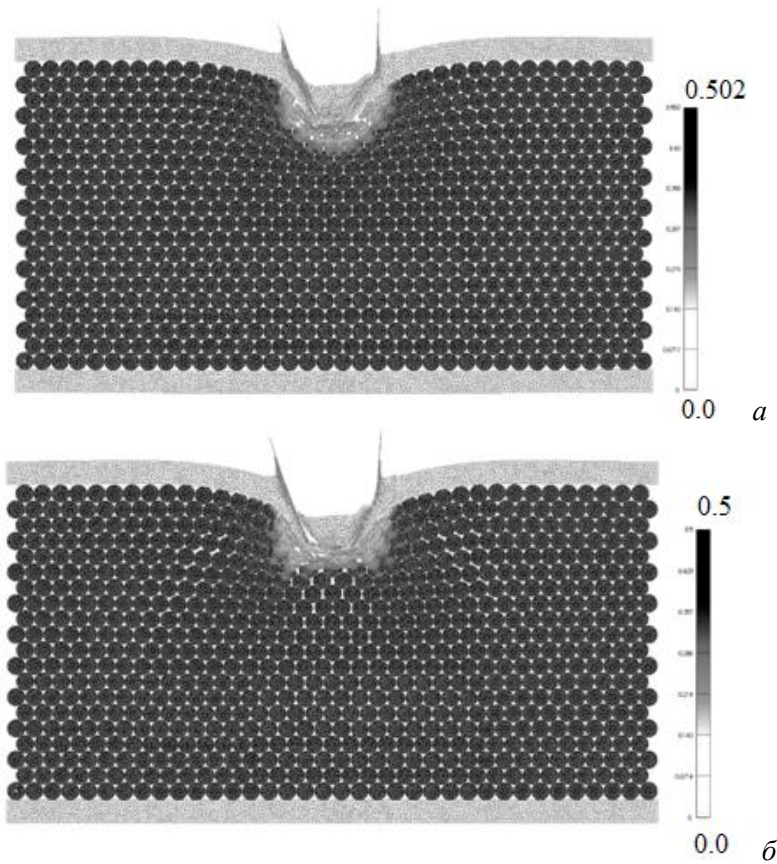


Рис. 4. Распределение пористости частиц после удара - влияние начальной пористости: а - начальная пористость частиц равнялась 0.2; б - 0.7

Условия контактного трения между частицами пеноалюминия оказывают влияние на их уплотнение при ударном воздействии. На рис. 5 приведены данные по распределению пористости частиц после удара, которые иллюстрируют это влияние. Начальная пористость частиц равнялась 0.5. Условия трения отличались.

Если трение между частицами существенно (коэффициент трения равен 0.3), то уплотнение частиц происходит непосредственно под ударником (рис.5,а).

Отсутствие трения (коэффициент трения равен 0) приводит к интенсификации уплотнения материала в направлении, перпендикулярном воздействию ударника (рис.5,б). В этой области возрастает скорость горизонтального перемещения материала частиц. Эквивалентные напряжения, возникающие в нижней стальной пластине, с уменьшением коэффициента трения между частицами также уменьшаются.



**Рис.5. Распределение пористости частиц после удара - влияние трения между частицами:
а - коэффициент трения равнялся 0.3; б - 0.0**

Заклучение.

Динамическая реакция защитного слоя, состоящего из частиц вспененного алюминия, зависит от двух рассмотренных параметров: величины начальной пористости частиц и условий трения между ними. Меняя значения этих параметров, можно оптимизировать свойства создаваемых защитных конструкций.

Список источников литературы

1. Михайлов О.В. Особливості розподілу густини при пресуванні агломерованих нано-порошкових систем / О.В. Михайлов, А.Л. Максименко, М.Б. Штерн // Наукові нотатки: Міжвузівський збірник (за напрямом "Інженерна механіка"), Випуск 20. - Луцьк, травень 2007. - С. 305-310.
2. Mikhailov O.V. Peculiarities of density distribution during pressing of agglomerated nano-powder systems / O.V.Mikhailov, M.B.Shtern, A.L.Maximenko // Modern technologies of ceramic materials and their investigation, Polish Ceramic Bulletin, CERAMICS, Vol.101, 2008, Poland, Krakow, P. 49-56.
3. Михайлов О.В. Моделирование уплотнения бипористых порошковых изделий, имеющих наклонные к направлению пресования поверхности матрице // Математические модели и вычислительный эксперимент в материаловедении - Киев: ИПМ им.И.Н.Францевича НАН Украины, 2011, № 13 - С. 90-95
4. Михайлов О.В. Влияние схемы уплотнения на распределение остаточной пористости и характер деформирования частиц при пресовании бипористых порошковых сред в жесткой матрице // Математические модели и вычислительный эксперимент в материаловедении - Киев: ИПМ им.И.Н.Францевича НАН Украины, 2012, № 14 - С. 92-98
5. Штерн М.Б., Михайлов О.В. Модифицированные модели деформирования порошковых материалов на основе пластичных и труднодеформируемых порошков // Вісник національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут», Серія Машинобудування. – № 62. – 2011. - С. 13-19

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.762:678 -19

В.В. Пастернак*Луцький національний технічний університет***АНАЛІТИЧНА АПРОКСИМАЦІЯ ДАНИХ КОМП'ЮТЕРНО-ІМІТАЦІЙНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ЗАПОВНЕННЯ ПРЕС-ФОРМ ЧАСТКАМИ РІЗНОЇ ФОРМИ**

Досліджено функціональні залежності пористості і структури в результаті комп'ютерно-імітаційного моделювання засипок різноманітних за формою і розмірами часток у прес-формі.

Ключові слова: структурно-неоднорідні матеріали, модельні форми часточок, комп'ютерно-імітаційна модель, насипка-упаковка часток, пористість, бункер.

В.В. Пастернак**АНАЛИТИЧЕСКАЯ АПРОКСИМАЦИЯ ДАННЫХ КОМПЬЮТЕРНО-ИМИТАЦИОННОГО МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАПОЛНЕНИЕ ПРЕСС-ФОРМ ЧАСТИЦАМИ РАЗЛИЧНЫХ ФОРМ**

Исследованы функциональные зависимости пористости и структуры с помощью компьютерно-имитационного моделирования засыпок различных по форме и размерам частиц в пресс-форме.

Ключевые слова: структурно-неоднородные материалы, модельные формы частиц, компьютерно-имитационная модель, насыпка-упаковка частиц, пористость, бункер.

V.V. Pasternak**ANALYTICAL APPROXIMATION OF DATA OF COMPUTER-SIMULATION MODELING OF FILLING OF MOLDS WITH PARTICLES OF DIFFERENT SHAPES**

Functional dependence of porosity and structure as a result with computer-simulation modeling of fillings are various forms and sizes of the particles in the mold are investigated.

Key words: structurally inhomogeneous materials, model forms of particles, a computer-simulation model, the filling-packing of particles, porosity, bunker.

Постановка проблеми. Виробництво деталей методами порошкової металургії полягає у максимальному наближенні форми і розмірів заготовок до готової деталі. При виготовленні таких виробів з необхідним комплексом властивостей потрібно контролювати параметри їх структури в процесі реалізації технології на всіх її етапах. Це стосується, в першу чергу, операції засипки часток в прес-форми. Відомо, що реальні порошки мають різноманітну форму і широку гаму по гранулометричному складі. У разі використання частинок регулярної форми, отримуємо заготовки з більш-менш однорідним розподілом густини за об'ємом. Інша ситуація при використанні частинок нерегулярної форми. Дослідити структурні та фізико-механічні характеристики заготовок, отриманих за допомогою таких частинок в натурних експериментах складно через велику різноманітність порошків, різну форму та розміри часток. Тому дослідження первинної структури заготовок на базі частинок різної форми методом комп'ютерно-імітаційного моделювання є актуальним завданням матеріалознавства.

Аналіз останніх публікацій. Аналіз літературних джерел свідчить про те, що дослідження структурних та фізико-механічних властивостей матеріалів за допомогою комп'ютерно-інформаційних технологій поглиблюється. Про це свідчать роботи таких вчених як: L.A. Pilato, M.J. Michno, P.M. Кадушнікова, А.Р. Бекетова, О.С. Комарова [1, 2, 3]. Характерним для цих робіт є те, що у них моделюються структурні характеристики матеріалів з частинками регулярної форми. Однак, закономірності формування структури та властивостей матеріалів залежать від геометричних факторів часток порошку. Крім того, аналіз сучасних технологічних процесів порошкової металургії показує, що наявність кореляційних зв'язків між складовими шихти, структурною будовою та властивостями забезпечується всіма операціями технологічного процесу. Початковим етапом технології є заповнення прес-форм порошком, який визначає не тільки розміри, форму, густину, продуктивність, безпеку і культуру праці, але й впливає на ряд найважливіших властивостей готового продукту. Тому, модельні експерименти прогнозування властивостей матеріалів від способів засипки прес-форм з використанням комп'ютерно-імітаційного моделювання є актуальним завданням.

Мета даної роботи: виявити функціональні залежності пористості і структури на основі комп'ютерно-імітаційного моделювання засипок різноманітних за формою і розмірами часточок в прес-формі.

Основні результати дослідження. Прогнозування фізико-механічних властивостей структурно-неоднорідних матеріалів базується на кількісній моделі їх мікроструктури, яка дозволяє встановити співвідношення між пористістю і структурою часток. Структурні характеристики матеріалів дозволяють оцінити якість готової деталі, а також служать опорною точкою при побудові апроксимаційних залежностей фізичних характеристик від пористості.

На рис. 1. зображені модельні форми часток.

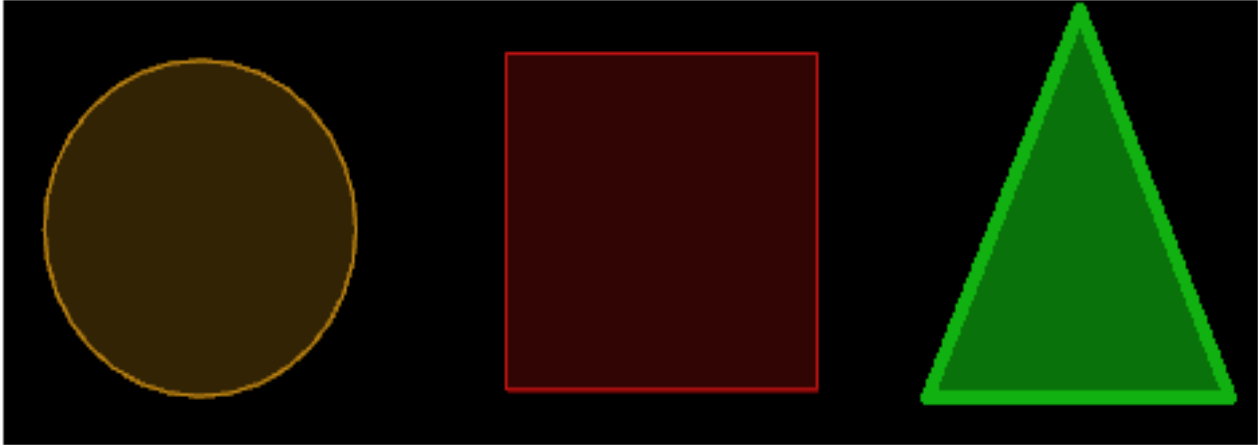


Рис. 1. Модельні форми часток, де:
а) сферичної форми; б) сфероквадрат; в) трикутної форми.

Очевидно, що фізико-структурні характеристики матеріалів залежать від форми частинок. При дослідженні цих характеристик нами використані частинки, що наведені на рисунку 1. Алгоритм заповнення контейнера модельними частками полягає в тому, що кожний елемент в упаковці описується дев'ятьма узагальненими координатами: трьома координатами центру, довжинами трьох півосей і трьома кутами Ейлера [4, 5]. Умови неперетину сфер основ одного циліндра з сферами основи іншого, буде мати вигляд:

$$(x_{ki} - x_{pj})^2 + (y_{ki} - y_{pj})^2 + (z_{ki} - z_{pj})^2 \geq (R_i - R_j)^2 \quad (1)$$

Також має виконуватися умова: відстань між точкою основи заданого перпендикуляра і точкою, з якої опущений цей перпендикуляр, повинна бути не меншою за суму радіусів обох циліндрів:

$$(x_{pij}^0 - x_{pij})^2 + (y_{pij}^0 - y_{pij})^2 + (z_{pij}^0 - z_{pij})^2 \geq (R_i - R_j)^2 \quad (2)$$

У запропонованій комп'ютерно-імітаційній моделі описуються нестационарні динамічні процеси вільної насипки-упаковки часток. Переміщення кожної частинки у двовимірній постановці задачі описується диференціальними співвідношеннями плоского руху

$$m_i \frac{d^2 x_i}{dt^2} = T_{xi}, \quad m_i \frac{d^2 y_i}{dt^2} = -m_i g + T_{yi}, \quad J_i \frac{d^2 \varphi_i}{dt^2} = M_i, \quad (3)$$

де m_i – маса i -ої частинки (пропорційна до її об'єму чи площі); J_i – її центральний момент інерції; T_{xi} , T_{yi} – компоненти головного вектора зовнішніх сил, що діють на частинку з боку інших часток та з боку стінок бункера; M_i – сума моментів цих сил відносно центра мас частинки.

Невідомі компоненти зусиль взаємодії між частками визначаються із умов неперетину типу (1), (2). Для спрощення моделювання вважається, що взаємодія часток відбувається шляхом абсолютно непружного гладкого удару. Інтегрування отриманої системи диференціальних рівнянь із заданими на кожному кроці обмеженнями здійснювався за допомогою методів Рунге-Кутта 4 порядку зі сталим кроком.

На рисунку 2 показано інтерфейс розробленої комп'ютерної програми, що використовується для моделювання засипки прямокутного контейнера частками різноманітних за формою і розмірами. Перевірка адекватності запропонованої моделі шляхом співставлення комп'ютерних та натурних експериментів показала їх задовільну збіжність.

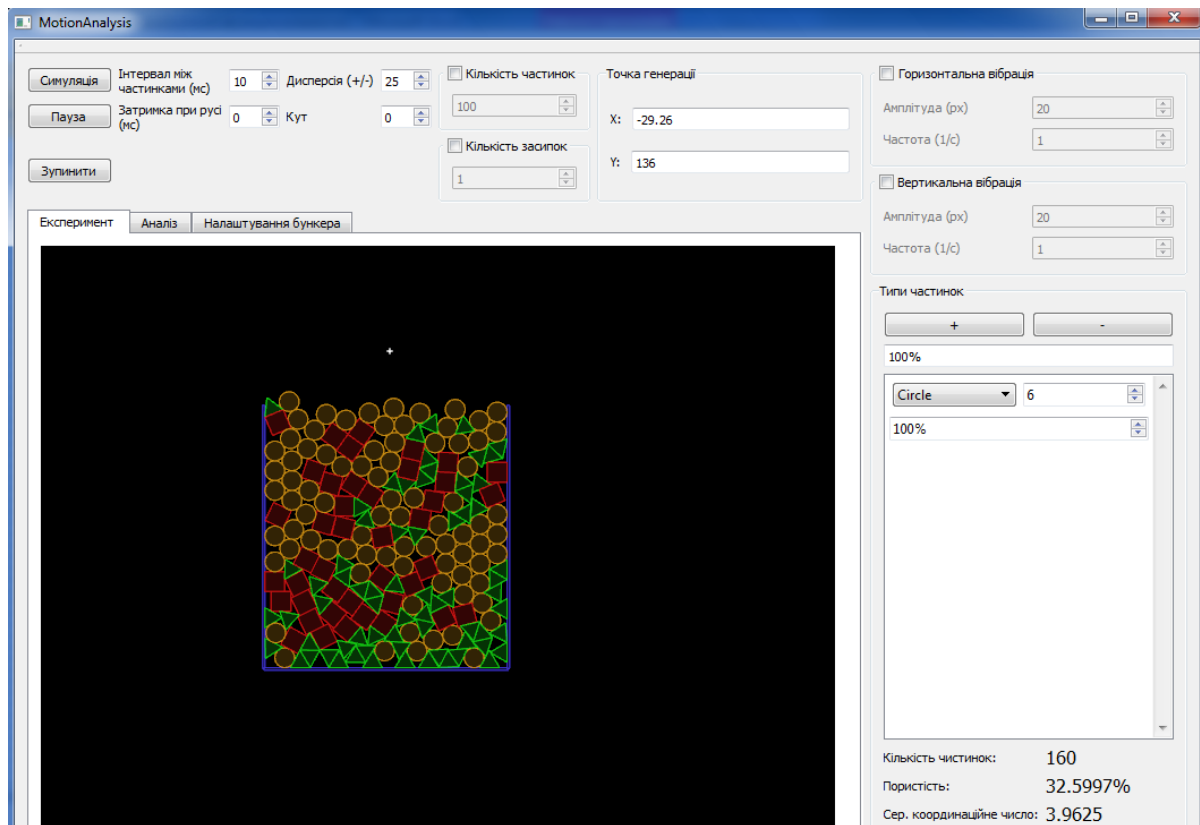


Рис. 2. Заповнення частинок за різною формою та розмірами

Побудовані програмні засоби (комп'ютерно-імітаційні моделі) дають можливість здійснювати імітацію процесів засипки порошкових матеріалів. Проте для отримання необхідних у практиці залежностей властивостей СНМ від розмірів часток, їхньої форми, розмірів бункера тощо треба здійснити серію експериментів і за знайденими та вхідними параметрами побудувати певні функціональні зв'язки. Отримані результати комп'ютерної засипки опрацьовані за допомогою методу найменших квадратів [6].

Припустимо, що дані експериментів апроксимуються функцією

$$y = f(x; a_0, a_1, \dots, a_m) \quad (4)$$

незалежної змінної x та $(m + 1)$ параметрів a_0, a_1, \dots, a_m . Ці параметри є сталими, але наперед невідомі і потребують визначення. Для цього здійснюється низка вимірювань величин x та y . Підставляючи їх у рівняння (4) отримаємо рівняння між параметрами a_0, a_1, \dots, a_m :

$$y_i = f(x_i; a_0, a_1, \dots, a_m) \quad (i = 1, 2, \dots, n), \quad (5)$$

де x_i та y_i – відповідні одне одному виміряні значення, а n – кількість вимірювань. Якби значення x та y знаходилися точно, то для пошуку $(m + 1)$ параметра необхідно було б здійснити $(m + 1)$ вимірювань. Проте насправді ці значення містять похибку, а тому жодні $(m + 1)$ вимірювань не дадуть можливість визначити істинні значення параметрів. Тому зазвичай, здійснюють більшу кількість вимірювань ($n > m + 1$), в результаті чого кількість рівнянь (5) буде більшою за кількість невідомих параметрів. У цьому випадку система (5) буде, загалом, несумісною, тобто точні розв'язки яких-небудь $(m + 1)$ рівнянь із системи можуть не задовольняти решту рівнянь. Таким чином завдання полягає в тому, щоб знайти такі значення невідомих параметрів, які будуть якнайкраще задовольняти ці рівняння. Тобто, треба знайти найбільш імовірні значення параметрів.

Оскільки рівняння (5) у цьому випадку задовольнятимуться неточно, то будемо мати

$$y_i - f(x_i; a_0, a_1, \dots, a_m) = \varepsilon_i \quad (i = 1, 2, \dots, n), \quad (6)$$

де ε_i – відхилення вимірних значень y_i від обчислених за формулою (4). Принцип найменших квадратів стверджує, що найімовірнішими значеннями параметрів будуть ті, за яких сума квадратів відхилень ε_i буде найменшою.

$$\sum_{i=1}^n [y_i - f(x_i; a_0, a_1, \dots, a_m)]^2 = \min \quad (7)$$

Розглянемо методику відшукування коефіцієнтів для степеневих функцій виду

$$y = ax^b \quad (8)$$

Відомо, що функції такого типу представляються прямою у подвійно-логарифмічній шкалі. Дійсно, логарифмуючи вираз (8) та враховуючи потім вирази $\lg x = X$, $\lg y = Y$, $\lg a = A$, отримуємо рівняння

$$Y = A + bX \quad (9)$$

Застосовуючи до модифікованого рівняння (9) процедуру (7) методу найменших квадратів отримуємо систему двох лінійних алгебричних рівнянь для визначення невідомих коефіцієнтів A та b :

$$\begin{cases} nA + b \sum_{i=1}^n \lg x_i = \sum_{i=1}^n \lg y_i, \\ A \sum_{i=1}^n \lg x_i + b \sum_{i=1}^n (\lg x_i)^2 = \sum_{i=1}^n \lg x_i \lg y_i. \end{cases} \quad (10)$$

При цьому відповідно до означення $a = 10^A$.

Використаємо співвідношення (8) та (10) для побудови функціональної залежності пористості від відносної ширини бункера для частинок різної форми, згідно даних таблиці 1 у формі

$$Q(w) = aw^b \quad (11)$$

де $w = W/d$ – безрозмірна відносна ширина бункера; W – ширина бункера (мкм); d – діаметр частинок (мкм); a, b – параметри, що потребують визначення. Вихідні параметри та отримані результати наведені у таблиці 1.

Таблиця 1

Залежність пористості від ширини та висоти прямокутного бункера

Розміри бункера (мкм)		Середня пористість Q в залежності від діаметра часток (мкм)		
Ширина	Висота	10	14	24
200	500	22,55	24,18	26,18
300	500	21,05	22,64	24,9
400	500	20,30	22,05	24,08
500	500	19,49	21,9	22,45
600	500	19,56	21,80	22,1

Підставляючи подані у таблиці 1 дані у рівняння (10) отримуємо апроксимацію пористості у вигляді: для круглих частинок – $Q(w) = 35,72w^{-0,147}$; для квадратних частинок – $Q(w) = 30,15w^{-0,279}$; для трикутних частинок – $Q(w) = 21,8w^{-0,053}$.

На основі здійсненої серії числових експериментів (15 точок) та методу найменших квадратів отримано такі значення невідомих параметрів: для круглих частинок – $a = 35,72$; $b = -0,147$; для квадратних частинок – $a = 30,15$; $b = -0,279$; для трикутних частинок – $a = 21,8$; $b = -0,053$.

На рис. 3. зображено залежність (11) (суцільні криві), а також отримані на підставі числових експериментів дискретні значення пористості для конкретних значень відносної ширини бункера.

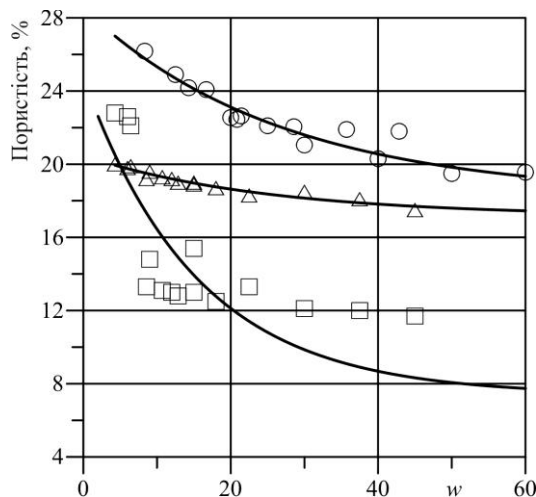


Рис. 3. Залежність пористості Q по відношенню до розміру часток від ширини квадратної прес-форми, отримана шляхом апроксимації (суцільні криві) даних числового експерименту, де: 1 – круглі частинки; 2 – трикутні частинки; 3 – квадратні частинки

Із рис. 3. видно достатньо добру узгодженість отриманої функційної залежності (11) із даними числових експериментів. Це свідчить про те, що отримані результати підкоряються певним залежностям, отже, додатково підтверджує їхню достовірність. З іншого боку, запропонований підхід дає можливість отримати зручні для використання в інженерній практиці формули, що пов'язують основні фізико-механічні характеристики СНМ із параметрами вихідних сумішей та технологічних процесів.

Висновки:

На основі розробленої комп'ютерно-імітаційної моделі можливо вирішувати структурно-імітаційні задачі по таких напрямках:

- прогнозування закономірностей формування структури та властивостей матеріалів з урахуванням їх форми та розмірів;
- встановлення кореляційних зв'язків між складовими, будовою та властивостями;
- моделювання процесів руйнування на полієдричних структурах із заданими фізико-механічними властивостями;
- дослідження структурно-неоднорідних матеріалів без постановки дорогого і трудомісткого експерименту, що дозволяє ввести безвідходне виробництво виробів широкого цільового призначення, зберігати енергію та матеріали, скорочувати трудові затрати за рахунок зменшення кількості технологічних операцій та автоматизації процесів.

Слід відмітити, що здійснені обчислення вказують на те, що зі збільшенням ширини бункера пористість СНМ зменшується. Шляхом апроксимації даних числових експериментів з'ясовано, що залежність пористості від відносної ширини бункера добре описується степеневою функцією.

Література:

1. Pilato L. A. Advanced Composite Materials / L. A. Pilato, M. J. Michno, – В.: 1994. – 194 р.
2. Кадушников Р.М. Разработка и применение двумерной модели Монте-Карло для исследования структуры порошковых материалов при прессовании / Р.М. Кадушников, А.Р. Бекетов. – П.: Порошковая металлургия, 1997. – 230 с.
3. Комаров О.С. Технология конструкционных материалов / О.С. Комаров, В.М. Ковалевський. – М.: Металлургия, 2005. – 560 с.
4. Рудь В.Д. До моделювання структури матеріалів / В.Д. Рудь, В.В. Шиберко // Актуальні проблеми комп'ютерних технологій. – Х.: АПКТ, 2014. – С. 295–301.
5. Рудь В.Д. Структурные характеристики заготовок при заполнении пресс-форм частицами нерегулярной формы / В.Д. Рудь, Л.М. Самчук, Н.М. Гулиева, В.В. Шиберко // Proceedings of the International Scientific and Practical Conference «Science and Education – Our Future (November 24-26, 2014) Abu Dhabi». – Dubai.: Rost Publishing, 2014. – P. 18 – 24.
6. Корн Г. Справочник по математике / Г. Корн, Т. Корн. – М.: Наука, 1978. – 832 с.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.923

Петраков Ю.В., Шуплецов Д.К.*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»***ІМІТАЦІЙНЕ МОДЕЛЮВАННЯ КОРЕКЦІЇ ФОРМОУТВОРЕННЯ
ПРИ КОНТУРНОМУ ФРЕЗЕРУВАННІ**

Запропонований метод проектування скорегованої траєкторії формоутворення контуру деталі на верстаті з ЧПК, заснований на імітаційному моделюванні процесу циліндричного фрезерування в пружній технологічній обробляючій системі з використанням натурних даних вимірювань контуру, що був оброблений на першому проході та розробленої математичної моделі силових і пружних характеристик процесу.

Ключові слова: імітаційне моделювання, корекція траєкторії формоутворення, циліндричне фрезерування.

Петраков Ю.В., Шуплецов Д.К.**ИМИТАЦИОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КОРРЕКЦИИ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПРИ
КОНТУРНОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ**

Предложен метод проектирования скорректированной траектории формообразования контура детали на станке с ЧПУ, основанный на имитационном моделировании процесса цилиндрического фрезерования в упругой технологической обрабатывающей системе с использованием натуральных данных измерений контура, который был обработан на первом проходе и разработанных математических моделей силовых и упругих характеристик процесса.

Ключевые слова: имитационное моделирование, коррекция траектории формообразования, цилиндрическое фрезерование.

Petrakov Y.V., Shuplevcov D.K.**IMITATION SIMULATION OF FORMING CORRECTION FOR CONTOUR MILLING**

Proposed design method the adjusted trajectory formation contour parts on the CNC machine, based on a simulation model of the process of milling cylindrical in elastic technological machining system using field measurement data of a contour that was processed during the first pass and the mathematical models for force and elastic characteristics of the process.

Keywords: imitation design, correction of trajectory of forming, cylindrical milling.

Вступ. Процес різання завжди відбувається в пружній технологічній обробляючій системі (ТОС), є замкненим і квазістаціонарним. Замкненість процесу різання в ТОС пояснюється наявністю впливу деформації, викликані силою різання, на параметри шару припуску, який зрізується, що, в свою чергу, провокує зміну сили різання і так далі. Квазістаціонарність обумовлюється постійними змінами головних збурень, що діють на процес, зміною жорсткості ТОС при переміщенні вузлів верстату за формоутворюючою траєкторією тощо. Тому при обробці складних поверхонь деталей машин, завжди викликає проблема забезпечення необхідної точності форми, яка часто вирішується призначенням додаткових проходів, хоча такий метод може давати позитивний результат тільки при розташуванні похибки в «плюс».

Відомі методи налагодження процесу оброблення різанням з використанням так званих «пробних проходів» [1, 2]. Проте, як показує аналіз, такі методи найчастіше застосовуються для визначення оброблюваності матеріалів, режиму різання і тільки в найпростіших випадках (токальне оброблення циліндричних поверхонь) для корекції положення інструменту за результатами вимірів на пробному проході. Корекція управляючих програм для оброблення складних поверхонь, розглядається з метою усунення колізій, що виникають в особливих місцях формоутворення, пов'язаних з формуванням гострих кутів профілю, різкою зміною напрямку руху [3, 4].

Відомі методи управління точністю оброблення за апостеріорною інформацією, коли корекція траєкторії формоутворення на наступній деталі розраховується за результатами вимірювань попередньо обробленої деталі [5]. Ясно, що забезпечення необхідної точності оброблення складних поверхонь унікальних виробів, які виготовляються в одиничному виробництві, не може бути досягнене таким методом і наразі залишається актуальною науково-технічною проблемою.

Мета роботи. Розробити спосіб корекції формоутворюючої траєкторії та відповідну методику, втілену у програмному забезпеченні, яка спроможна в автоматичному режимі виконати розрахунки скорегованої формоутворюючої траєкторії на останньому проході за результатами вимірів поверхні на попередньому проході.

Для досягнення мети необхідно вирішити наступні задачі:

1. Забезпечити вимірювання обробленої поверхні деталі в автоматичному режимі, безпосередньо на верстаті з ЧПК.
2. Розробити математичну модель утворення похибки внаслідок пружних деформацій ТОС при різанні, зокрема, при циліндричному контурному фрезеруванні.
3. Розробити математичну модель розрахунку скорегованої за результатами вимірів управляючої програми для виконання останнього проходу.

Основна частина. Для досягнення мети роботи в основу була покладена гіпотеза, яка, до речі, знайшла підтвердження в попередніх експериментах, виконаних на кафедрі Технології машинобудування НТУУ «КПІ» [6]. Гіпотеза полягає в припущенні, що вся необхідна для проектування скорегованої управляючої програми інформація (жорсткості ТОС за відповідними осями координат, параметри і характеристики процесу різання тощо) міститься у вимірах поверхні деталі, обробленої на попередньому проході. Також був запропонований метод визначення необхідної інформації за такими вимірами і метод проектування скорегованої траєкторії, що базується на імітаційному моделюванні процесу оброблення.

Таким чином, необхідною умовою використання методу є оброблення поверхні деталі мінімум за два проходи.

Для вирішення першої задачі вимірювань обробленої поверхні безпосередньо на верстаті з ЧПК з формуванням необхідного для подальшого застосування формату файлу можна використовувати модуль PowerINSPECT OMV [7]. Проте для апробації запропонованої методики на першому етапі було вирішено виконувати вимірювання безпосередньо на верстаті з ЧПК три координатним щупом при рухах за спеціальною управляючою програмою. Така управляюча програма має бути підготовлена з перерахунку масиву траєкторії, що представляє еквідистанту центру фрези до контуру деталі в траєкторію, яка є еквідистантою центру кульки вимірювального щупа.

Для вирішення другої задачі розроблення математичної моделі утворення похибки від пружних деформацій в процесі контурного фрезерування можна скористатися схемою за рис.1, де показане фрезерування довільного контуру. В процесі моделювання необхідно визначити головну характеристику процесу різання – швидкість видалення припуску (MRR – Material Removal Rate [8]) і складові сили різання, що діють за відповідними осями координат.

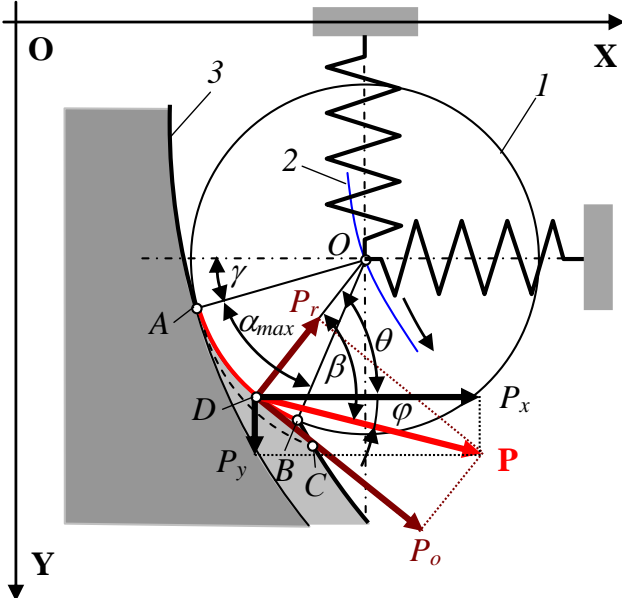


Рис.1. Схема фрезерування контуру

При контурному фрезеруванні побудова моделі процесу різання проводиться у відповідності до загальних принципів, що впливають з аналізу замкненої ТОС [5]. На схемі показане положення фрези 1 з центром у точці O при русі за геометричною (теоретичною) еквідистантою 2 до оброблюваного контуру 3 деталі. Пунктирною лінією позначена траєкторія зубу фрези при переміщенні за еквідистантою на величину подачі на зуб, а площа поперечного перетину припуску, що при цьому зрізується, показана фігурою ABC . На підставі чисельного моделювання процесу фрезерування, який представлений у роботі [9], можна вважати, що вектор \mathbf{P} сили різання прикладений в точці D , яка знаходиться за кутом $2\alpha/3$ (де α – кут дуги різання) від кута γ нахилу нормалі до контуру в точці A формоутворення контуру.

Для визначення дуги різання використовується алгоритм, блок-схема якого представлена в роботі [9]. Оскільки моделювання виконується чисельними методами, контур заготовки і траєкторія еквідистанти мають бути представлені цифровими масивами $[x_s]_i, [y_s]_i$ і $[x_e]_j, [y_e]_j$ відповідно для чого застосовується спеціальна процедура перетворення з заданим кроком [5, 9].

Для поставленої задачі необхідно визначити максимальну величину окружної складової сили різання. Отже, зуб фрези рухається за поверхнею різання, яка у перетині, перпендикулярному

вісі фрези, представляється дугою (початок у точці A , кінець у точці C – дивись рис.1), яка визначається центральним кутом α_{max} різання:

$$\alpha_{max} = \arccos\left(1 - \frac{H}{R_\phi}\right), \quad (1)$$

де H – глибина різання (товщина шару припуску, що зрізується), R_ϕ – радіус фрези.

Поточна товщина шару, що зрізується, може бути знайдена з геометричних співвідношень трикутника ACB . Якщо, з деяким наближенням, вважати ΔACB прямокутним, а $\angle BAC \approx \alpha$, то товщина a шару, що зрізується, дорівнює:

$$a = S_z \sin \alpha, \quad (2)$$

де S_z – подача на зуб фрези.

Таким чином, максимальна величина окружної складової сили різання може бути визначена за наступною залежністю:

$$P_o = C_p \cdot B \cdot S_z^{1-k} \sin^{1-k} \alpha_{max}, \quad (3)$$

де C_p , k – емпіричні коефіцієнт і показник ступеня, величини яких визначаються за таблицею 1 [10].

Таблиця 1

Дані для визначення окружної складової сили різання

	Матеріал заготовки	C_p	k
1	Сталь 20Х	1200	0,36
2	Сталь 40	1350	0,29
3	Сталь 40Х	1550	0,28
4	Чавун НВ100	440	0,40
5	Чавун НВ170	690	0,34
6	Чавун НВ195	770	0,33
7	Алюміній Ал9	250	0,52

Враховуючи, що при циліндричному фрезеруванні радіальна складова $P_r = 0,4P_o$, маємо:

$$P = \sqrt{P_r^2 + P_o^2} = P_r \sqrt{1,4}. \quad (4)$$

Складові P_x і P_y сили різання можна визначити за залежностями, що впливають з геометричних співвідношень рис.1:

$$P_y = P \sin \varphi, \quad P_x = P \cos \varphi, \quad (5)$$

де $\varphi = \beta - \theta = \arctan(2,5) - \gamma - 2\alpha/3$, де γ – кут нахилу нормалі до контуру в точці A формоутворення.

Таким чином, при моделюванні оброблення контуру автоматично створюються цифрові масиви $[P_x]$ і $[P_y]$ відповідних складових сили різання. Після цього, використовуючи цифрові масиви складових $[\delta_x]$ і $[\delta_y]$ похибки, що виникла на першому проході і була виміряна, розраховуються цифрові масиви $[C_x]$ і $[C_y]$ жорсткості за відповідними осями координат:

$$[C_x] = [\delta_x] / [P_x], \quad [C_y] = [\delta_y] / [P_y], \quad (6)$$

де $[P_x]$ і $[P_y]$ – цифрові масиви відповідних складових сили різання, що були визначені на етапі моделювання процесу фрезерування.

Далі виконується моделювання зрізування припуску на другому проході і за його результатами визначається скорегована траєкторія, що усуває похибку від пружних деформацій ТОС.

Послідовність алгоритму включає в себе 2 етапи, 1-й етап – це оброблення деталі на верстаті та її вимірювання, 2-й етап – виконання корекції управляючої програми у програмному забезпеченні, що включає в себе імітаційне моделювання оброблення на 1-му проході, розрахунок цифрових масивів складових сил різання за наведеною вище методикою та цифрових масивів жорсткостей, імітаційне моделювання зрізування припуску на 2-му проході, та корекція траєкторії

на 2-му проході. Результатом роботи програми є G – код, що вже є скорегованим для виконання 2-го проходу на верстаті з ЧПК.

Для проведення попередніх експериментів з реалізації запропонованого методу була розроблена прикладна програма «Моделювання зрізування припуску при контурному фрезеруванні», інтерфейс якої в стані моделювання зрізування припуску на першому проході заготовки представлений на рис.2. Зліва інтерфейсу розташовані віконця для завдання вихідних параметрів процесу фрезерування та ТОС, справа вікно анімації процесу моделювання, знизу – віртуальний осцилограф для відображення зміни характеристик процесу у часі, прив'язаному до довжини еквідистанти, під осцилографом – розташоване вікно для вибору матеріалу заготовки та кнопки управління.

При натисканні кнопки «Процес» відбувається моделювання фрезерування припуску у відповідності до вихідних даних, а в графічному вікні і вікні віртуального осцилографа виконується анімація рухів, яка в точності відображає параметри системи на будь-якому кроці моделювання. Крім того, в процесі руху фрези на кожному кроці моделювання відображаються точки *A* і *B* початку і кінця дуги різання.

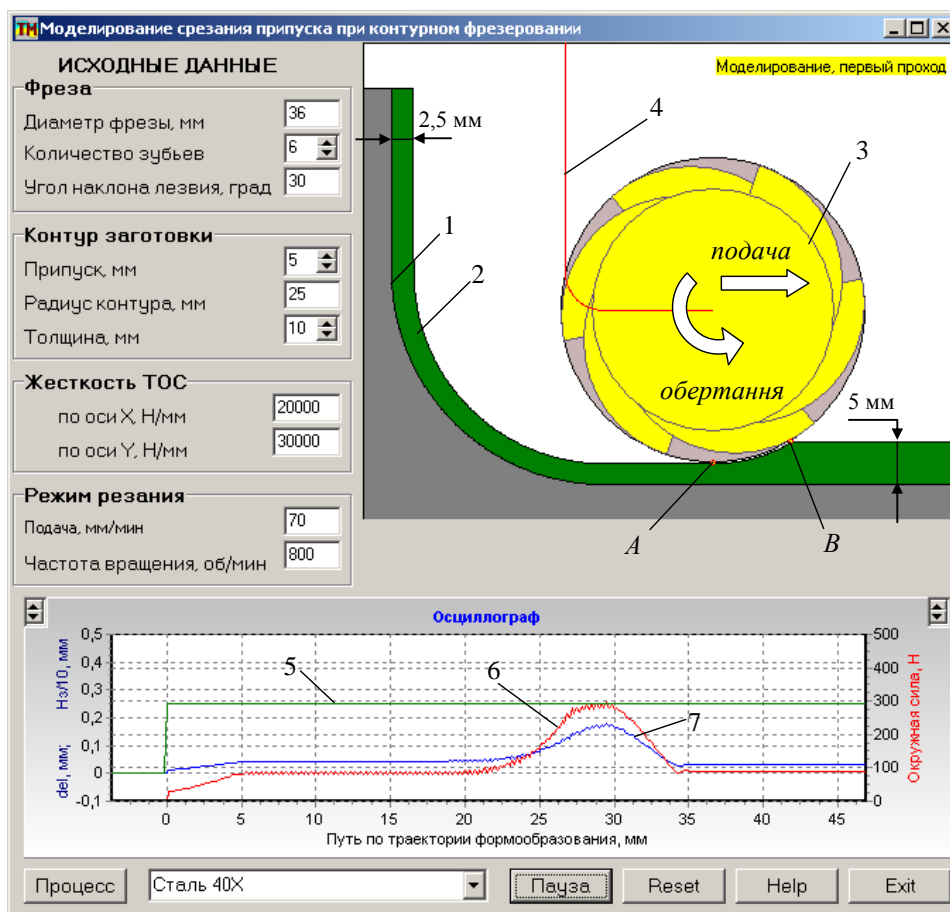


Рис.2. Інтерфейс в кінці моделювання фрезерування на першому проході

Контур деталі 1, що фрезерується, складається з двох прямих і дуги кола, а припуск 2 розташований еквідистантно на відстані 5 мм до нього. На першому проході центр фрези 3 рухається за теоретичною еквідистантою 4, а на екрані віртуального осцилографа представляються наступні графіки: лінія 5 – задана глибина різання (H_z), лінія 6 – окружна складова сили різання, лінія 7 – похибка (Δ) контуру від пружних деформацій, виміряна за нормаллю.

Як і очікувалось, процес є суттєво нестационарним – при постійній глибині різання за контуром окружна складова сили різання змінюється майже у 3 рази від 100Н на прямолінійних ділянках до 300Н на дузі кола. Відповідно, це провокує зміну похибки формоутворення від пружних деформацій від 0,03мм до 0,18мм. Ясно, що такий характер похибки не може бути скомпенсований ніякими коректорами, чи іншими засобами безпосередньо зі стійки ЧПК верстата.

На наступній стадії моделюється процес вимірювань контуру, що утворився. Дані вимірювань зберігаються в програмі у вигляді відповідних цифрових масивів для розрахунку

скорегованої траєкторії переміщення центру фрези на другому проході. Розрахунки виконуються у відповідності з принципом управління за апіорною інформацією через передатні функції замкненої пружної системи за координатними осями. Враховуючи істотну нелінійність моделі, ці передатні функції мають визначатися числовими методами на кожному елементарному кроку моделювання:

$$W_x = \delta_x / x_\phi, \quad W_y = \delta_y / y_\phi. \quad (7)$$

Таким чином, координати скорегованої траєкторії знаходяться за залежностями:

$$x_k = x_m (1 + W_x), \quad y_k = y_m (1 + W_y). \quad (8)$$

На наступному етапі, за розробленим алгоритмом, виконується імітаційне моделювання процесу зрізування припуску на другому проході. Необхідність такого етапу викликана тим, що основна характеристика процесу фрезерування – MRR – і, як наслідок, окружна складова сили різання, пружна деформація ТОС змінюються. Тому саме отримані на цьому етапі дані будуть використовуватись для розрахунку скорегованої траєкторії.

Нарешті, після автоматичного виконання всіх необхідних процедур, пов'язаних з розрахунками скорегованої траєкторії виконується імітаційне моделювання фрезерування з корекцією. На осцилографі (рис.3,а) представлені ті ж самі характеристики (лінія 1 – глибина різання, лінія 2 – окружна складова сили різання, лінія 3 – похибка ТОС від пружних деформацій). Для порівняння на осцилографі збережена похибка ТОС від пружних деформацій, що спостерігалася при моделюванні другого проходу без корекції формоутворюючої траєкторії – лінія 4. Отже за корекції спостерігається суттєве зниження (приблизно у 20 разів) похибки, яка була викликана пружними деформаціями ТОС.

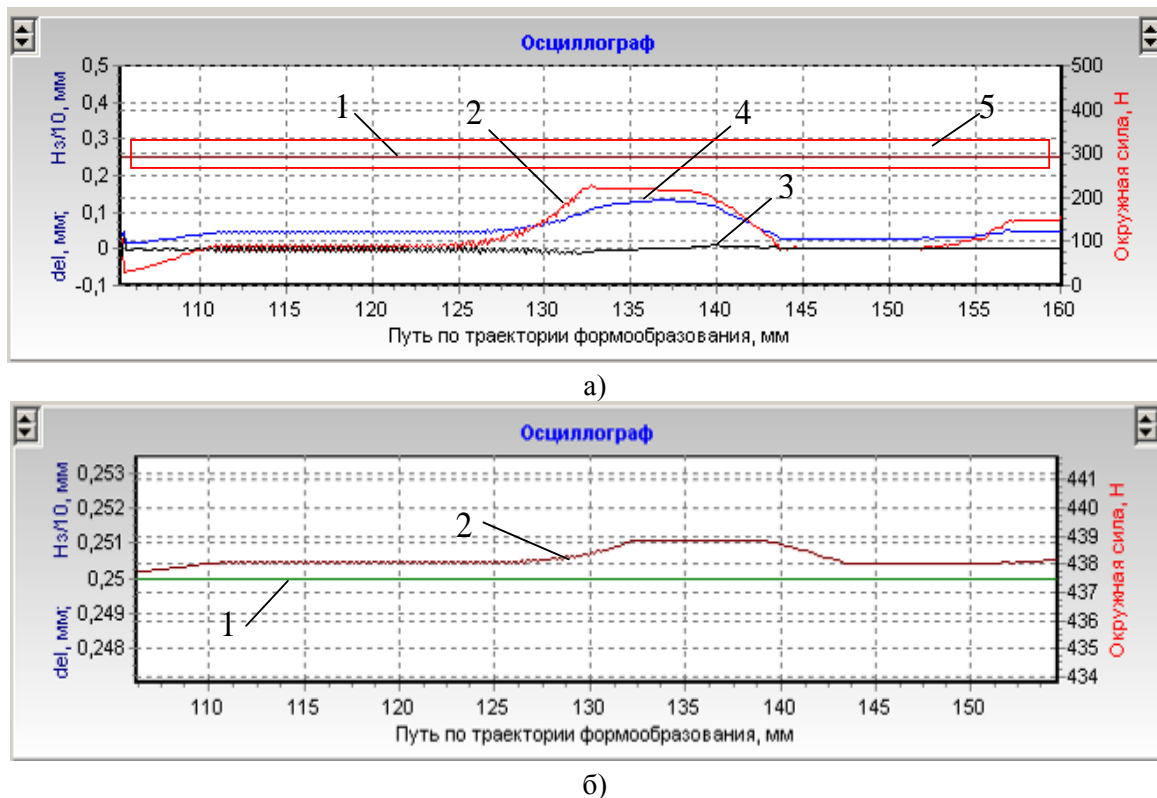


Рис.3 Інтерфейс програми в кінці моделювання з корекцією траєкторії

Така корекція відображається на зміні заданої глибини різання за формоутворюючою траєкторією на другому проході (рис.3,б), де лінією 1 позначена задана глибина різання на першому проході (2,5мм), а лінією 2 – задана глибина різання на другому проході з корекцією формоутворюючої траєкторії.

Висновки

1. Розроблена методика визначення сили різання і пружних деформацій при контурному фрезеруванні, яка ґрунтується на визначенні головної характеристики процесу різання – швидкості видалення припуску і ураховує замкненість ТОС.
2. Розроблений алгоритм забезпечення точності фрезерування контурів деталей методом управління за апостеріорною інформацією, що передбачає оброблення контуру за два проходи з вимірюванням контуру після першого проходу, моделюванням процесу фрезерування, подальшому обробленні отриманої за вимірами інформації і обробленням контуру на другому проході за автоматично спроектованим скорегованим файлом управління.
3. Моделювання переконливо продемонструвало можливість та ефективність такого управління – похибка знижена більш ніж у 20 разів. Планується проведення натурних експериментів для остаточного підтвердження отриманих результатів та створення спеціального програмного продукту для виконання корекції за результатами вимірів безпосередньо на верстаті з ЧПК.
4. Запропонована методика проектування скорегованої траєкторії може бути застосована для оброблення складних 3D форм, деталей в одиничному виробництві, коли нестационарність процесу різання і недостатня жорсткість пружної ТОС приводять до значних похибок формоутворення.

Список використаних джерел:

1. Корсаков В.С. Точность механической обработки / М., Машиностроение, 1961, 374 с.
2. Справочник технолога-машиностроителя. в 2-х Т / Под ред. А. М. Дальского, А. Г. Косиловой, Р. К. Мещерякова, А. Г. Сулова - М.:Машиностроение-1, 2003, 944с.
3. Залого В.А., Криворучко Д.В., Голдун Д.Г. Методика коррекции управляющих программ для обработки методом концевго фрезерования на станках с ЧПУ / Сумы 2005, <http://zavantag.com/docs/298/index-1238809.html>.
4. Вэй Пью Маунг. Повышение эффективности контурной обработки на станках с ЧПУ путём коррекции траектории и режимов резания: диссертация ... кандидата технических наук: 05.02.08 / Вэй Пью Маунг; [Место защиты: Московский государственный технологический университет "Станкин" <http://stankin.ru/science/dissertatsionnye-sovety/d-212-142-01/vey-po-maung/Диссертация.pdf>]. - Москва, 2014.- 165 с.
5. Петраков Ю.В., Драчев О.И. Автоматическое управление процессами резания / ТНТ, 2014, 408с.
6. Петраков Ю.В., Ковальчук Д.П. Повышение точности токарной обработки на станках с ЧПУ / Вісник НТУУ «КПІ», Машинобудування №68, Київ, 2013, с.134-138.
7. Веретнов А. Контроль точности обработки изделий на станках с ЧПУ при помощи PowerINSPECT OMV / ж. САПР и графика, июнь, 2012, с.76-79.
8. Tian-Syung Lan, Kuei-Shu Hsu The Implementation of Optimum MRR on Digital PC-Based Lathe System / The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2007, V.35, pp.248-254.
9. Петраков Ю.В., Мацківський О.С. Моделювання фрезерування кінцевими фрезами / Вісник НТУУ «КПІ», серія машинобудування, №73, Київ, 2015, С.78-83.
10. Справочник технолога-машиностроителя. в 2-х Т / Под ред. А. М. Дальского, А. Г. Косиловой, Р. К. Мещерякова, А. Г. Сулова - М.:Машиностроение-1, 2003, 944с.

Стаття надійшла до редакції 16.04.2016.

Г.Л. Петросян, А.К. Карапетян
ОСОБЕННОСТИ УЧЕТА НАЧАЛЬНОЙ МАЛОЙ ПОРИСТОСТИ В ШЕЙКЕ
РАСТЯНУТОГО КРУГЛОГО ОБРАЗЦА

Определены постепенные изменения пористости материала до и после образования шейки круглого образца в различных точках наименьшего поперечного сечения. Используются известные в литературе теоретические и экспериментальные данные, которые учитывают изменение напряженного состояния в шейке. Задача решается с использованием формулы определения приращения пористости согласно теории пластического течения пористого материала. Численные данные определены в программной среде MS EXCEL.

Ключевые слова: рост пористости материала, шейка образца круглого сечения, линейное и объемное напряженные состояния.

G.L. Petrosyan, A.GH. Karapetyan
CALCULATION PECULIARITIES OF SMALL INITIAL POROSITY IN THE STRETCHED
ROUND SPECIMEN'S NECK

Gradual changes of the material porosity before and after formation of a neck of a round sample at different points of the smallest cross section are defined. The theoretical and experimental data known from the literature take into account the change in stress state in the neck. The problem is solved, using a formula, determining the increment of porosity of the porous material of the plastic flow theory. The numerical data are defined in the MS EXCEL software environment.

Keywords: increment of porosity of the material, neck of the round cross section sample, linear and volumetric stress state.

Г.Л. Петросян, А.К. Карапетян
ОСОБЛИВОСТІ ОБЛІКУ ПОЧАТКОВОЇ ДРІБНОЇ ПОРИСТОСТІ В ШИЙЦІ
РОЗТЯГНУТОГО КРУГЛОГО ЗРАЗКА

Визначено поступових змін пористості матеріалу до і після утворення шийки круглого зразка в різних точках найменшого поперечного перерізу. Використано відомі в літературі теоретичні та експериментальні дані, які враховують зміну напруженого стану в шийці. Завдання вирішується з використанням формули визначення приросту пористості відповідно до теорії пластичної течії пористого матеріалу. Чисельні дані визначені в програмному середовищі MS EXCEL.

Ключові слова: зростання пористості матеріалу, шийка зразка круглого перетину, лінійне і об'ємне напружені стану.

Введение. Испытание на растяжение пластичного образца круглого поперечного сечения является важнейшим методом определения механических свойств материала. При больших пластических деформациях в образце образуется шейка, где происходит довольно сложная концентрация напряжений: объемное неоднородное напряженное состояние, из-за чего начальная микропористость в сплошном материале возрастает, в неметаллических включениях различного происхождения образуются дополнительные поры, которые, соединяясь друг с другом, образуют трещины, и образец разрушается.

Целью настоящей работы является разработка алгоритма исследования процесса постепенного изменения пористости круглого образца до и после образования шейки с использованием теории текучести пористых материалов и на его основе определение соответствующих численных данных в программной среде MS EXCEL.

Для решения задачи используются известные в литературе экспериментальные данные стального образца [1]. Сначала рассматривается случай однородного деформирования образца, затем, когда на образце образуется шейка и меняется его напряженное состояние, с использованием упрощенных формул исследования напряженного состояния и уравнения определения приращения пористости теории текучести пористых материалов [2] получаются значения пористости в различных степенях однородной деформации образца и различных точках наименьшего поперечного сечения шейки.

Задача решается в следующей последовательности:

1. Используется построенный по данным для стали 20Г2 [1] реальный график материала – зависимости осевого среднего напряжения от логарифмической деформации, который начиная от точки образования шейки (рис. 1, $\bar{\varepsilon}_i = 0,3$) до разрушения образца с начальным радиусом $r_0 = 3\text{mm}$ был аппроксимирован по прямой штриховой линией. Для его построения были определены среднее напряжение в момент разрушения $(\sigma_z)_m = F_p/A_p$ и соответствующие им интенсивности логарифмической деформации $\bar{\varepsilon}_i = \ln(A_0/A_p)$, где F_p и A_p – соответственно сила и площадь

поперечного сечения в момент разрушения, а A_0 - начальная площадь поперечного сечения с радиусом r_0 . Отметим, что начальный участок реального графика (сплошная линия) до появления шейки на образце (рис. 1, точка $\bar{\varepsilon}_i = 0,3$) был построен по методике [2].

2. Для построения части диаграммы деформирования материала (ДДМ) стали 20Г2 (рис. 1, начиная от точки $\bar{\varepsilon}_i = 0,3$ - сплошная линия) были использованы геометрические данные шейки различных растянутых образцов из работ [1, 3], обработанные значения которых приведены в табл. 1, а график зависимости r_{10}/ρ от $\bar{\varepsilon}_i$ показан на рис. 2. Причем этот график был представлен в виде формулы

$$r_{10}/\rho = 0,76(\bar{\varepsilon}_i)^2 - 0,23\bar{\varepsilon}_i, \quad (1)$$

где r_{10} - радиус наименьшего поперечного сечения шейки, а ρ - радиус кривизны его внешней поверхности.

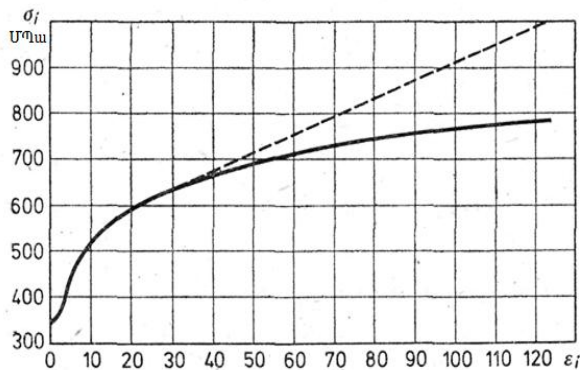


Рис. 1. График зависимости истинных напряжений (пунктирная линия от точки $\bar{\varepsilon}_i = 0,3$) и ДДМ (сплошная линия) для стали 20Г2 [1]

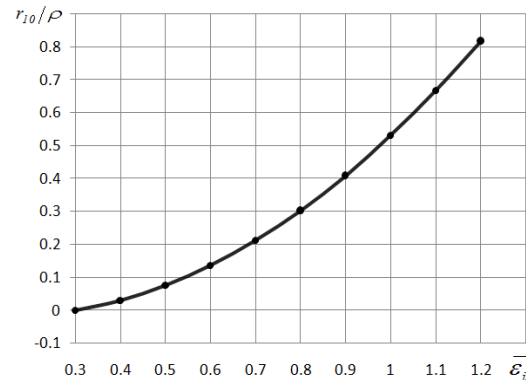


Рис. 2. График зависимости r_{10}/ρ - $\bar{\varepsilon}_i$, построенный по экспериментальным данным [1,3]

Следует отметить, что, имея начальный радиус образца r_0 и степень его деформирования (значения $\bar{\varepsilon}_i$), можно определить радиус наименьшего сечения шейки образца. Так как

$$\bar{\varepsilon}_i = \ln \frac{A_0}{A_n} = \ln \frac{r_0^2}{r_{10}^2}, \quad \text{то имеем}$$

$$r_{10} = \sqrt{r_0^2 / e^{\bar{\varepsilon}_i}}, \quad (2)$$

где A_n - площадь наименьшего поперечного сечения шейки.

С помощью полученной формулы определим значения r_{10i} , соответствующие каждой степени деформации. Для образца с начальным радиусом 3 мм в программной среде MS EXCEL получены численные значения r_{10i} и ρ_i , данные которых приведены в табл. 1.

На элемент образца до появления шейки действует основной компонент напряженного состояния σ_z ($\sigma_z = F/A$), только в направлении оси z, а радиальные и окружные напряжения равны нулю $\sigma_r = \sigma_t = 0$, следовательно, для интенсивности напряжения σ_i [2] получим

$$\sigma_i = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}, \quad \sigma_i = \sigma_z = F/A, \quad (3)$$

где F - растягивающая образец сила; A - площадь его поперечного сечения, соответствующая данной степени деформирования; $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ - главные напряжения.

Таблиця 1

Геометрические данные шейки растянутого образца в зависимости от $\bar{\varepsilon}_i$

$\bar{\varepsilon}_i$	r_{10}/ρ	r_{10}	ρ
0,3	0	2,58	∞
0,4	0,03	2,46	82,0
0,5	0,08	2,34	29,3
0,6	0,14	2,22	15,9
0,7	0,21	2,11	10,0
0,8	0,30	2,01	6,7
0,9	0,41	1,91	4,7
1,0	0,53	1,82	3,4
1,1	0,67	1,73	2,6
1,2	0,82	1,65	2,0

3. После образования шейки в наименьшем поперечном сечении возникает объемное напряженное состояние, которое, в соответствии с [4] определяется следующими формулами:

$$\sigma_z = \sigma_{in} \left(1 + \frac{r_{10}^2 - r^2}{2r_{10}\rho} \right), \quad \sigma_r = \sigma_\theta = \sigma_{in} \frac{r_{10}^2 - r^2}{2r_{10}\rho}, \quad (4)$$

где r - текущий радиус наименьшего поперечного сечения шейки, а σ_{in} - интенсивность напряжения в шейке образца, определяемая по следующей формуле [2,4]

$$\sigma_{in} = \frac{F/\pi r_{10}^2}{1 + (r_{10}/(4\rho))}, \quad (5)$$

что позволяет после образования шейки построить ДДМ стали 20Г2 (рис. 1, сплошная линия).

На рис. 3 показаны графики осевых σ_z (кривые 1), а также равных друг другу радиальных и окружных $\sigma_r = \sigma_t$ (2) напряжений в наименьшем сечении шейки, полученных по формуле (4) для различных степеней деформирования образца, изготовленного из стали 20Г2 с начальным радиусом 6,0 мм: а) $\bar{\varepsilon}_i = 0,9$, $r_{10} = 1,91 \text{ мм}$, $\rho = 4,7 \text{ мм}$, б) $\bar{\varepsilon}_i = 1,2$, $r_{10} = 1,65 \text{ мм}$, $\rho = 2,0 \text{ мм}$.

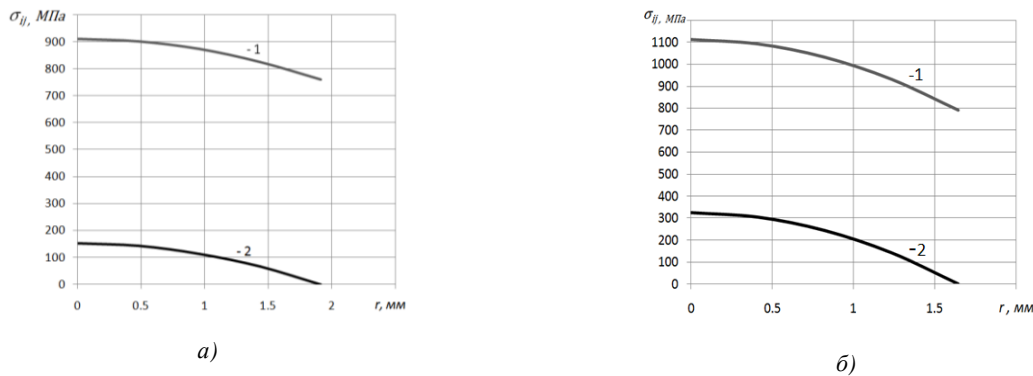


Рис. 3. Эпюры распределения напряжений σ_z (кривая 1) и $\sigma_r = \sigma_t$ (кривая 2) в наименьшем сечении шейки при: а - $\bar{\varepsilon}_i = 0,9$ и б - $\bar{\varepsilon}_i = 1,2$

Как видно из рисунка, с возрастанием степени деформирования образца неоднородность распределения напряжения также увеличивается.

4. Теперь определим величины приращения и изменения пористости материала в различных степенях однородной деформации образца и распределения пористости по наименьшему поперечному сечению при появлении шейки. Для этого используем следующую формулу определения приращения пористости материала теории течения пористых материалов [4]:

$$dv = \frac{9v^m \sigma_0 d\bar{\varepsilon}_i}{(1-v)^{3n-1} \sigma_i}, \quad (6)$$

где $\sigma_0 = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ - среднее напряжение; m и n - параметры пористости.

В случае однородной деформации образца $\sigma_0 = \sigma_z/3 = \sigma_i/3$, следовательно, формула определения приращения пористости материала примет следующий вид:

$$dv = \frac{3v^m \overline{d\varepsilon_i}}{(1-v)^{3n-1}}. \quad (7)$$

Для решения задачи используем также следующие формулы [4]:

$$\overline{\varepsilon_i} = \int d\varepsilon_i = \sum_{i=1}^k \Delta\varepsilon_i, \quad v_i = v_{i-1} + \Delta v_i. \quad (8)$$

Отметим, что применение инженерного метода решения задач с использованием теории течения пористых материалов [4] нами осуществляется впервые, в то время как по деформационной теории пластичности пористых материалов было опубликовано несколько работ, в том числе [5-7].

Численные расчеты проводились постепенным нагружением образца путем выбора $\overline{\Delta\varepsilon_i} = 0,1$ в случае $m = 1, n = 0,25$ [4] и $v_0 = 0,01$. При этом расчет с помощью формулы (7) является более упрощенным. Что касается выполнения расчетов по формуле (6), то сначала при помощи рис. 1 для каждого значения $\overline{\varepsilon_i}$ определяются соответствующие значения σ_i , а затем по (6) - значений Δv_i . В конце каждой ступени деформирования по формулам (8) находят значения $\overline{\varepsilon_i}$ и v_i .

Формулы, введенные в программной среде MS EXCEL соответственно до и после появления шейки, имеют вид

$$v = (3 * \text{POWER}(C3, F3) * D3) / (\text{POWER}(1 - C3, (3 * G3 - 1))), \\ v = (9 * \text{POWER}(C3, F3) * H3 * D3) / (\text{POWER}(1 - C3, (3 * G3 - 1)) * E3).$$

При однородной деформации (до появления шейки) в различных точках поперечного сечения значения $\Delta v_1, \Delta v_2, \Delta v_3$ остаются постоянными, величины которых представлены в табл. 2.

Таблица 2

Данные по определению пористости материала в случае однородной деформации

$\Delta\varepsilon_i = 0,1, v_0 = 0,01$			
σ_i	$\overline{\varepsilon_i}$	Δv	v
525	0,1	0,002992	0,012992
600	0,2	0,003885	0,016887
645	0,3	0,005042	0,021929

Так как после появления шейки напряженное состояние в поперечном сечении от линейного становится осевым, следовательно, меняются также значения σ_0 (напряжения $\sigma_z, \sigma_r = \sigma_\theta$ в разных точках шейки принимают разные значения, см. формулы (4) и рис. 3). Поэтому в данной степени деформации в разных точках шейки Δv_i также будет принимать разные значения (табл. 3 и 4). Их значения определены в точках наименьшего поперечного сечения шейки с радиусами $r_{10} = 1,91 \text{ мм}$ и $r_{10} = 1,65 \text{ мм}$, причем в первом случае $\sigma_i = 750 \text{ МПа}$, а во втором - $\sigma_i = 790 \text{ МПа}$.

Таблица 3

Данные по определению пористости материала при

$$\varepsilon_i = 0,9, r_{10} = 1,91 \text{ мм}, m = 1, n = 0,25$$

r	v_{i-1}	σ_z	$\sigma_\theta = \sigma_r$	σ_0	Δv_i	v_i
0	0,102360	915	155	408,3	0,048210	0,150570
0,48	0,100881	906	146	399,3	0,046404	0,147285
0,96	0,096535	877	116	369,7	0,041214	0,137749
1,43	0,089584	828	68	321,3	0,033291	0,122875
1,91	0,080445	760	0	253,3	0,023633	0,104078

Таблиця 4

Данные по определению пористости материала при

$$\varepsilon_i = 1,2, r_{10} = 1,65mm, m = 1, n = 0,25$$

r	v_{i-1}	σ_z	$\sigma_\theta = \sigma_r$	σ_0	Δv_i	v_i
0	0,356848	1113	323	586,3	0,213560	0,570408
0,41	0,342264	1093	303	566,3	0,198889	0,541153
0,82	0,301224	1032	242	505,3	0,158692	0,459916
1,23	0,241304	931	141	404,3	0,103848	0,345152
1,65	0,173362	790	0	263,3	0,049591	0,222953

На основе этих данных построен график распределения пористости материала в наименьшем поперечном сечении шейки образца (рис.4).

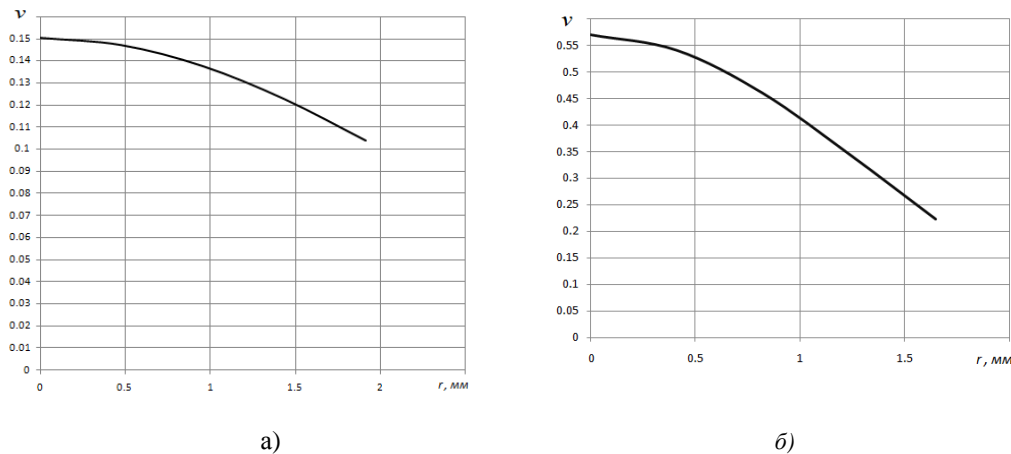


Рис. 4. График распределения пористости материала в наименьшем поперечном сечении шейки: а) $\varepsilon_i = 0,9, r_{10} = 1,91mm$, б) $\varepsilon_i = 1,2, r_{10} = 1,65mm$

Таким образом, с использованием теории пластического течения пористого материала разработан алгоритм исследования процесса постепенного изменения пористости круглого образца до и после образования шейки, на основе чего в программной среде MS EXCEL определены соответствующие численные значения. Анализ полученных данных показал, что до появления шейки 1% начальная пористость во всех точках поперечного сечения стала $\approx 2,2\%$, а после появления шейки в разных точках поперечного сечения она начинает возрастать с разной интенсивностью. Причем опасная точка находится в центре наименьшего поперечного сечения шейки, где значение пористости в момент разрушения образца становится равным $\approx 57\%$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Малинин Н.Н., Петросян Ж.Л.** Напряжения в наименьшем сечении шейки растянутого круглого образца // Известия вузов. Сер. Машиностроение. – 1967. - № 6. - С. 34-39.
2. **Малинин Н.Н.** Прикладная теория пластичности и ползучести. -М.: Машиностроение.- 1975.- 400 с.
3. **Бриджмен П.** Исследование больших пластических деформаций и разрыва: Пер. с англ. - М.: Иностран. лит., 1955.- 444 с.
4. **Петросян Г.Л.** Пластическое деформирование порошковых материалов. - М.: Metallurgy, 1988. - 153 с.
5. **Петросян Г.Л., Петросян А.Г., Левонян Г.Л.** Особенности определения пористости спеченного кольца большого диаметра после его раскатки// Сборник трудов международной научно-технической конференции ПМ 2012 - „Порошковая металлургия: Ее сегодня и завтра“, посвященной 60-летию института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины.- Киев, 2012 (27-30 ноября 2012, Киев).- С.104.
6. **Петросян Г.Л., Карапетян А.К., А.К. Арустамян А.К.** Исследование распределения пористости в образце прямоугольного сечения в случае больших пластических деформаций // Межвузовский зборник НАУКОВИ НОТАТКИ («Машиностроение и металлообработка», «Инженерная механика», «Металлургия и материаловедение»), Луцьк, 2013, Випуск N41, Том 2.- С. 90-95.
7. **Петросян Г.Л., Петросян А.Г., Левонян Г.Л.** Усовершенствование инженерного метода использования формулы для определения пористости спеченных материалов// Материалы секции “Наука и технологии будущего” Международного конгресса, посвященного 160-летию со дня рождения выдающегося русского инженера В.Г. Шухова, 17-18 апреля 2014 года. - М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2015.- С. 211-217.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.762

О.Ю. Повстяной, В.Д. Рудь*Луцький національний технічний університет*

**ВИЗНАЧЕННЯ РОЗПОДІЛУ ГУСТИНИ
ПОРИСТОГО ПРОНИКНОГО ЦИЛІНДРА ЗА РАДІУСОМ
ПРИ РАДІАЛЬНО-ІЗОСТАТИЧНОМУ ПРЕСУВАННІ**

Проведено аналіз та розрахунок розподілу густини за радіусом пористого проникного пустотілого циліндра, який отриманий методом радіально-ізостатичного пресування. Через певні аналітичні розрахунки визначено фактори, які сприяють неоднорідності розподілу густини при даному виді пресування для пористих проникних матеріалів. Авторами статті доведено, що для отримання оптимального поророзподілення за січенням пористого проникного матеріалу, яке забезпечує максимальне значення експлуатаційних характеристик, необхідно використовувати таку схему пресування, яка дозволяє зв'язати структурні характеристики даного матеріалу з основними режимами роботи їх.

Ключові слова: пористий проникний матеріал, радіально-ізостатичне пресування, розподіл густини, пористість, поле напружень, девіатор напружень.

А.Ю. Повстяной, В.Д. Рудь*Луцький національний технічний університет*

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ
ПОРИСТОГО ПРОНИЦАЕМОГО ЦИЛИНДРА ЗА РАДИУСОМ
ПРИ РАДИАЛЬНО-ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ**

Проведен анализ и расчет распределения плотности по радиусу пористого пронцаемого пустотелого цилиндра, полученный методом радиально-изостатического прессования. Через аналитические расчеты определены факторы, которые способствуют неоднородности распределения плотности при данном виде прессования для пористых пронцаемых материалов. Авторами статьи доказано, что для получения оптимального порораспределения за сечением пористого пронцаемого материала, которое обеспечивает максимальное значение эксплуатационных характеристик, необходимо использовать такую схему прессования, которая позволяет связать структурные характеристики данного материала с основными режимами работы их.

Ключевые слова: пористый пронцаемый материал, радиально-изостатическое прессование, распределение плотности, пористости, поле напряжений, девиатор напряжений.

O. Povstyanoy, V. Rud'*Lutsk National Technical University*

**DEFINITIONS DISTRIBUTION DENSITY
POROUS PERMEABLE CYLINDER RADIUS AT RADIAL-ISOSTATIC PRESSING**

The analysis and calculation of density distribution radius porous permeable hollow cylinder, which is obtained by radial isostatic pressing. A certain analytical calculations of the factors that contribute to heterogeneity in the density distribution of this type of pressing for porous permeable materials. The authors demonstrated that for optimal porosity by section pole permeable porous material that provides the maximum performance, it is necessary to use such a scheme of pressing, which allows you to link structural characteristics of the material of the main modes of them.

Keywords: permeable porous material, radial-isostatic pressing, distribution density, porosity, field stress deviator stresses.

Вступ. Сучасний стан розвитку порошкової металургії характеризується процесом неперервного збагачення її новими ідеями отримання пористих проникних матеріалів (ППМ) [1, 2]. Однак, рішення цих задач методами порошкової металургії обмежені, з однієї сторони, технологічними можливостями відомих прийомів та методів отримання фільтруючих матеріалів [3, 4], а з другої, залежностями ряду властивостей від параметрів виготовлення [5, 6]. Крім того, на практиці при створенні ППМ зі заданим комплексом експлуатаційних характеристик виникають труднощі, які пов'язані з обмеженими властивостями традиційних технологій виготовлення.

Тому для отримання оптимального поророзподілення за січенням ППМ, яке б забезпечило максимальне значення експлуатаційних характеристик, необхідно використовувати таку схему пресування, яка дозволила би зв'язати структурні характеристики ППМ з основними режимами роботи їх та спрогнозувати оптимальне поророзподілення ППМ.

Отже, для практичного створення потрібної пористої структури ППМ, яка буде відповідати оптимальному поєднанню експлуатаційних характеристик, необхідно встановити взаємозв'язок між технологічними режимами отримання і оптимальним поророзподіленням за радіусом ППМ.

Актуальність дослідження. Метод радіально-ізостатичного пресування полягає в тому, що на відміну від більш поширеного осьового пресування в жорстких матрицях, зусилля до порошку

прикладається у радіальному напрямку. Однією із переваг даного методу вважають рівномірність розподілу густини по об'єму пресовки. Дійсно, затрати на протидію зовнішньому тертю у випадку радіального пресування, з цієї точки зору, виявилися на порядок менші. Ця обставина і стала першопричиною при виборі методу отримання довгих циліндричних пустотілих виробів.

Саме цим керувалися Б.А. Борокі В.Д. Мейерсон у своїх роботах [7, 8], де описувався даний метод. Згодом, їх послідовники та прибічники почали шукати теоретичне виправдання однорідності розподілу густини. Щоправда, вже на початку 80-х років думки дослідників дещо розійшлися, хоча більшість схилилась на користь того, що густина має розподілятися рівномірно по радіусу.

Певним виправданням цього факту були публікації М.Б. Штерна та І.Ф.Мартінової, де даний результат покладался в основу обчислень, спрямованих на визначення робочого тиску за умов радіального обтиснення [9, 10]. У той же час, більш послідовний підхід, який запропонував О.В.Михайлов, ґрунтувався на застосуванні методу скінчених елементів не підтверджував рівномірного розподілу густини по радіусу [11]. Даний результат було отримано обчислювальним шляхом, різниця у поглядах певний час зберігалась.

Постановка задачі. Саме тому, на підставі вищенаведеного, *метою даної роботи* є проведення спеціального дослідження, яке спрямоване на вирішення питання про розподіл густини за радіусом при радіально-ізостатичному пресуванні циліндричних заготовок.

За рекомендацією член-кор. НАН України М.Б. Штерна для досягнення постановленої мети були поставлені наступні *задачі*:

- дати опис геометричній моделі процесу пресування ППМ та розрахувати напруження та швидкості деформацій при цьому;
- визначити поле густини пустотілого ППМ.

Основний зміст роботи. Для досягнення даної мети використаємо континуальну теорію пластичності пористого тіла у модифікації, запропонованої у роботах [12, 13]. При цьому буде отриманий результат, який матиме відносно простий аналітичний вигляд, що дозволить аналізувати фактори, які сприяють неоднорідності розподілу густини.

Геометричну модель ППМ у вигляді пустотілого циліндру представлено на рисунку 1.

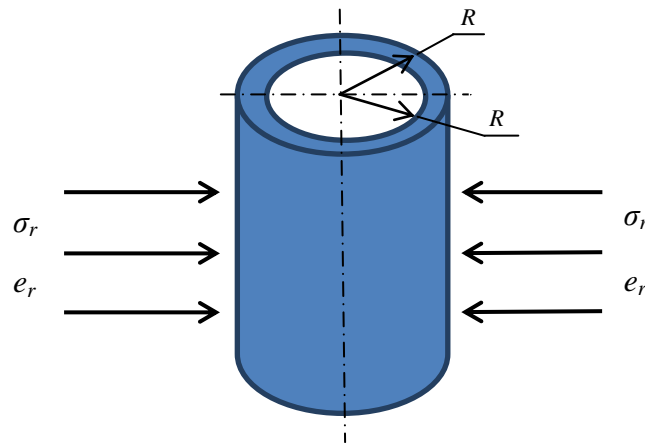


Рисунок 1 – Геометрична модель прикладання напружень на ППМ у вигляді пустотілого циліндру

Припускаємо, що циліндр на рисунку 1 перебуває під дією радіального обтиснення, яке прикладене на його зовнішній поверхні $r=R_2$. Його внутрішня поверхня також циліндрична з радіусом $r=R_1$ є нерухоною. Завдяки опору, який чинить металевий порошок радіальному переміщенню, у ньому виникають напруження $\sigma_r, \sigma_z, \sigma_\varphi$. Дотичні напруження не є визначальними і в подальшому ігноруються.

У свою чергу радіальна дія, що визначається швидкістю v_r обумовлює існування швидкостей деформацій $e_r = \frac{\partial v_r}{\partial r}$, а також $e_\varphi = \frac{v_r}{r}$. Ці компоненти разом із компонентою осьової

деформації $e_z = \frac{\partial v_z}{\partial z}$ задовольняють рівняння збереження маси (рівняння нерозривності).

$$e = e_z + e_r + e_\varphi \quad (1)$$

Де e – швидкість зміни об'єму, яка пов'язана зі швидкостями зміни пористості та густини виразом:

$$e = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial \rho}{\partial t} = \frac{1}{1-\theta} \frac{\partial \theta}{\partial t} \quad (2)$$

Згідно із відомими технологіями радіального обтиснення, висота на змінюється, тому далі вважатимемо, що $e_z = 0$

Далі також будуть використані перші два інваріанти тензорів напружень та швидкостей деформацій, які подаються у вигляді:

$$p = \frac{1}{3}(\sigma_z + \sigma_r + \sigma_\varphi) \quad (3)$$

$$\gamma = \frac{1}{\sqrt{3}} \sqrt{(e_r - e_\varphi)^2 + (e_z - e_\varphi)^2 + (e_r - e_z)^2} \quad (4)$$

$$\tau = \frac{1}{\sqrt{3}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_\varphi)^2 + (\sigma_z - \sigma_\varphi)^2 + (\sigma_r - \sigma_z)^2} \quad (5)$$

Далі використаємо модель пластичності пористого тіла, яке вільне від впливу трьох інваріантів або параметрів Лоде–Надаї. Тому компоненти девіаторів напружень та швидкостей деформацій подібні. Це виражається наступною тензорною рівністю:

$$\frac{\sigma_z - \sigma_r}{\sigma_z - \sigma_r} = \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{e_r - e_\varphi} = \frac{\sigma_\varphi - \sigma_z}{e_\varphi - e_z} \quad (6)$$

Зокрема, її наслідком є рівність:

$$\frac{\sigma_z - \sigma_r}{e_z - e_r} = \frac{\sigma_\varphi - \sigma_z}{e_\varphi - e_z} \quad (7)$$

Слід підкреслити, що процес деформування, який має місце при радіально-ізостатичному пресуванні, відповідає плоскій течії. Тому, незважаючи на відсутність осової компоненти швидкості, осова компонента тензора напружень відмінна від нуля і легко визначається з рівняння (7):

$$\sigma_z = \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{e_r - e_\varphi} e_z + \frac{e_r \sigma_\varphi - e_\varphi \sigma_r}{e_r - e_\varphi}, \quad (8)$$

яке за допомогою умови $e_z = 0$ набуває вигляду:

$$\sigma_z = \frac{e_r \sigma_\varphi - e_\varphi \sigma_r}{e_r - e_\varphi} \quad (9)$$

Далі особливу роль відіграватимуть інтенсивності девіаторів швидкостей деформацій та напружень:

$$\gamma = \frac{\sqrt{e_r^2 + (e_r - e_\varphi)^2 + e_\varphi^2}}{\sqrt{3}} \quad (10)$$

$$\tau = \gamma \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{e_r - e_\varphi} \quad (11)$$

Внаслідок сформульованих спрощень набувають конкретного вигляду вирази для середнього тиску та інтенсивності девіатора напружень:

$$p = \frac{1}{3} \left(\frac{e_r(\sigma_r + 2\sigma_\varphi) - e_\varphi(2\sigma_r + \sigma_\varphi)}{e_r - e_\varphi} \right) \quad (12)$$

$$\tau = \frac{\sqrt{e_r^2 + (e_r - e_\varphi)^2 + e_\varphi^2}}{\sqrt{3}} \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{e_r - e_\varphi} \quad (13)$$

Основна ідея побудови розв'язку полягає у застосуванні двох етапів. На першому з них виходимо з припущення, що поле густини є однорідним.

У дійсності вона не є однорідно розподіленою. От саме для того, щоб цю неоднорідність визначити, ми повертаємось до рівнянь, які описують поверхню навантаження [14].

Отже, почнемо із припущення, що густина розподілена однорідно. Із рівняння нерозривності (1) за умови, що $e_z = 0$, в цьому випадку впливає, що:

$$e_r = \frac{1}{2} e - \frac{b}{r^2} \quad (14)$$

$$e_\varphi = \frac{1}{2} e + \frac{b}{r^2} \quad (15)$$

$$v_r = \frac{1}{2}er + \frac{b}{r} \quad (16)$$

Рівняння (19) – (21) містять швидкість зміни об'єму e та константу інтегрування b . Для того, щоб визначити цю константу використовуємо умову:

$$v_r = 0 \quad \text{якщо} \quad r = R_1 \quad (17)$$

$$0 = \frac{1}{2}eR_1 + \frac{b}{R_1} \quad (18)$$

Задовольняючи цю умови, знаходимо:

$$b = -\frac{1}{2}eR_1^2 \quad (19)$$

Звідси виводимо ряд рівностей:

$$e_r = \frac{1}{2}e + \frac{\frac{1}{2}eR_1^2}{r^2} \quad (20)$$

$$e_\varphi = \frac{1}{2}e - \frac{\frac{1}{2}eR_1^2}{r^2} \quad (21)$$

$$e_r - e_\varphi = \frac{R_1^2}{r^2}e \quad (22)$$

Тепер переходимо до визначення поля напружень. Із цією метою ми використовуємо рівняння (20)–(22):

$$\sigma_r - \sigma_\varphi = \frac{3(e_r - e_\varphi)\sigma_r}{2e_r - e_\varphi + 3e\chi} = \frac{3\frac{R_1^2}{r^2}\sigma_r}{\left(\frac{1}{2} + \frac{3R_1^2}{2r^2}\right) + 3\chi}, \quad (23)$$

а також рівняння квазістатки, яке часто називають рівнянням рівноваги:

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{r} = 0 \quad (24)$$

Підставляючи (23) у (24), приходимо до простого звичайного диференціального рівняння:

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{6R_1^2 \sigma_r}{3rR_1^2 + r^3(1+6\chi)} = 0 \quad (25)$$

Загальний розв'язок рівняння (25) можемо подати у вигляді, який включає невідому константу інтегрування C :

$$\sigma_r = \frac{r^2 + 3R_1^2 + 6r^2\chi}{r^2} C \quad (26)$$

Для її знаходження використовуємо той факт, що за відсутності внутрішньої порожнини, напруження буде розподілене рівномірно та буде рівним радіальному тиску p_{rad} :

$$R_1 = 0: \sigma_r = (1 + 6\chi)C = p_{rad} \quad (27)$$

За його допомогою знаходимо всі компоненти тензору напружень та інваріанти напруженого стану:

$$\sigma_r = \frac{r^2 + 3R_1^2 + 6r^2\chi}{r^2} \frac{p_{rad}}{(1+6\chi)} \quad (27)$$

$$\sigma_\varphi = \sigma_r - \frac{3\frac{R_1^2}{r^2}}{\left(\frac{1}{2} + \frac{3R_1^2}{2r^2}\right) + 3\chi} \sigma_r \quad (28)$$

$$\sigma_r - \sigma_\varphi = \frac{3 \frac{R_1^2}{r^2}}{\left(\frac{1}{2} + \frac{3R_1^2}{2r^2}\right) + 3\chi} \sigma_r \quad (29)$$

$$p = \frac{6\chi}{1+6\chi} p_{\text{rad}} \quad (30)$$

$$\tau = -\frac{\sqrt{6 + \frac{18R_1^2}{r^4}}}{1+6\chi} p_{\text{rad}} \quad (31)$$

$$\frac{p^2}{\psi} + \frac{\tau^2}{\varphi} = (1 - \theta) \sigma_m \quad (32)$$

$$\varphi = 1 \quad (33)$$

$$\chi = \psi = \frac{a}{\theta} \quad (34)$$

$$p = \frac{6\chi}{1+6\chi} p_{\text{rad}} \quad (41)$$

$$\tau = -\frac{\sqrt{6 + \frac{18R_1^2}{r^4}}}{1+6\chi} p_{\text{rad}} \quad (35)$$

Значення P_{rad} знаходимо, розв'язуючи однорідну задачу про радіальне стиснення циліндра, який не містить порожнину. Розв'язок представлений послідовністю наступних рівнянь:

$$e_z = 0 \quad (36)$$

$$e = 2e_r \quad (37)$$

$$\gamma = -\sqrt{\frac{2}{3}} e_r \quad (38)$$

$$p = +\sqrt{1 - \theta_0} \frac{2e_r \psi}{\sqrt{\left(-\sqrt{\frac{2}{3}} e_r\right)^2 \varphi + (2e_r)^2 \psi}} \sigma_m \quad (39)$$

$$\tau = \sqrt{1 - \theta_0} \frac{-\sqrt{\frac{2}{3}} e_r \varphi}{\sqrt{\left(-\sqrt{\frac{2}{3}} e_r\right)^2 \varphi + (2e_r)^2 \psi}} \sigma_m \quad (40)$$

$$\sigma_r = p - \frac{\tau}{\sqrt{6}} \quad (41)$$

Отже,

$$P_{\text{rad}} = \sigma_r = -\frac{\sqrt{1 - \theta_0} \sigma_m \sqrt{\varphi + 6\psi}}{\sqrt{6}} \quad (42)$$

Підставляючи значення φ та ψ та пам'ятаючи, що пористість відповідає рівномірному її розподілу, отримаємо:

$$p_{\text{rad}} = -\sqrt{1 - \theta_0} \sigma_m \sqrt{\frac{1}{6} + \frac{a}{\theta_0}} \quad (43)$$

На підставі результатів, які отримані раніше, можна безпосередньо перейти до визначення поля густини. Тому скористуємось першим із визначальних співвідношень – рівнянням (5). Зауважимо, що раніше ми ним ще не користувались. Подамо його спершу у вигляді:

$$\frac{p^2}{a} \theta + \tau^2 = (1 - \theta) \sigma_m \quad (44)$$

Звертає на себе увагу той факт, що воно містить інваріанти тензора напружень, які є нелінійними функціями r . Саме це рівняння є лінійним відносно пористості θ . Слід зауважити, що в даному випадку це значення пористості вже є наступним наближенням до істинного поля густини. Попереднім, або нульовим наближенням, було $\theta = \theta_0$.

Розв'язуючи це рівняння відносно θ , отримаємо рівняння для уточненого поля густини:

$$\theta = \frac{a(\sigma_m^2 - \tau^2)}{p^2 + a\sigma_m^2} \quad (45)$$

Після підстановки у нього отриманих значень для p , τ , p_{rad} маємо:

$$\theta = \frac{a \left(\sigma_m^2 - \left(\frac{\sqrt{\epsilon + \frac{18R_2^4}{r^4}}}{1 + \epsilon\chi} p_{rad} \right)^2 \right)}{\left(\frac{\epsilon\chi}{1 + \epsilon\chi} p_{rad} \right)^2 + a\sigma_m^2} \quad (46)$$

Для конкретних обчислень перш за все необхідно знайти величину θ_0 , яка є нульовим наближенням до пористості. Із цією метою використовуємо закон збереження маси:

$$\theta_0 = 1 - \frac{R_{2i}^2}{R_2^2} (1 - \theta_i) \quad (47)$$

Тут і надалі R_{2i} – це початковий радіус заготовки перед радіально-ізостатичним навантаженням, θ_i – початкова пористість.

Параметр a доцільно визначити із експерименту на всебічне стиснення, апроксимуючи криву «тиск–пористість» у вигляді $p = \frac{a}{\theta}$. Параметр σ_m доцільно вважати рівним тиску, який відповідає зменшенню пористості на 25% від початкового значення (тобто, якщо вона була спочатку рівна 0,5, то σ_m рівне тому тиску, коли пористість дорівнюватиме 0,375)

Вигляд розрахункової залежності пористості наведений на рисунку 2. Як видно з розрахунків та проведення практичного дослідження пористість змінюється при зміні радіусу циліндричної заготовки ППМ (пустотілого циліндру), який виготовлений методом радіально-ізостатичного пресування.

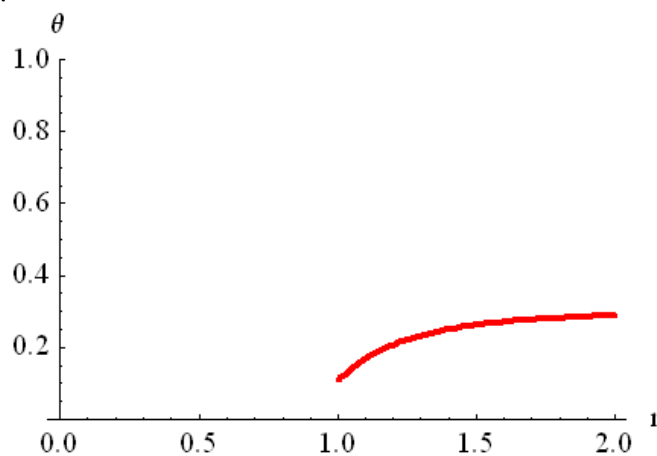


Рисунок 2 – Залежність пористості θ від радіусу r (см) заготовки

Висновки. Авторами даного наукового дослідження було проведено аналіз та розрахунок розподілу густини за радіусом пустотілого ППМ, який отриманий методом радіально-ізостатичного пресування. Під час проведення теоретичних розрахунків отримані результати, який

дозволяє аналізувати фактори, що сприяють неоднорідності розподілу густину. Це і показано у ході проведення розрахунків.

Подальші роботи будуть спрямовані на перевірку адекватності даної математичної моделі та експериментальне обґрунтування виведеної теорії.

ЛІТЕРАТУРА

1. Белов С.В., Витязь П.А., Шелег В.К. и др. Пористые проникаемые материалы. Справочник. – М.: Металлургия, 1987. – 332 с.
2. Шибряев Б.Ф. Пористые проникаемые порошковые материалы. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.
3. Анащенко М.П., Пилинович Л.П., Савич В.В., Рак А.Л. Пористые материалы из металлических порошков для очистки питьевой, технической и сточной воды // Новые ресурсосберегающие технологии и улучшения экологической обстановки в легкой промышленности и машиностроении: Тез. докл. межд. конф. – Витебск, 1998. – с.269-271.
4. Витязь П.А., Капцевич В.М., Кусин Р.А. Фильтрующие материалы: свойства, области применения, технология изготовления. – Мн.: НИИ ПМ с ОП, 1999. – 304 с.
5. Витязь П.А., Шелег В.К. Капцевич В.М. Прогнозирование свойств спеченных пористых материалов с переменной по сечению пористостью бидисперсной глобулярной модели. – Мн.: Вышэйшая школа, 1980, - Вып.4. – с.68-72.
6. Федорченко И.М., Филатова Н.А. Фильтрующие свойства высокопористых материалов, изготовленных из железного порошка с несферической формой частиц // Порошковая металлургия. – 1962. – № 3. - С. 49-54.
7. Борок Б.А., Ольхов И.И. Порошковая металлургия // Уч. для вузов, - Металлургиздат. – 1948. – 144 с.
8. Борок Б.А. [Гидростатическое прессование](#) металлических порошков. [Порошковая металлургия](#). — Доклады 4-го Всесоюзного совещания по вопросам [порошковой металлургии](#). – Металлургиздат. – 1956. – С.187—203.
9. Штерн М.Б. [про залежність густину–тиск та розподілі густини при пресуванні порошків](#) / Штерн М.Б. // Порошкова металургія. – 2014 - №03/04. – с.19-29.
10. Штерн М.Б., Михайлов О.В. Численное моделирование процесов пресования порошковых изделий сложной формы в жестких матрицах: влияние схемы пресования на распределение плотности // Порошковая металлургия. – 2002. – № 11/12. – С. 29-36.
11. Михайлов О.В. Моделювання ущільнення біпористих порошкових виробів, що мають похілі до напрямку пресування поверхні / Михайлов О.В. // Математичні моделі і обчислювальний експеримент в матеріалознавстві - Київ: ІПМ ім.І.М.Францевича НАН України. – 2011. - №13 - С.90-95.
12. Штерн М.Б. Развитие теории пластичности пористых тел // Порошковая металлургия. - № 9. - 1992. -С. 19 – 29
13. Штерн М.Б., Дудунов В.Д. Определение ресурса пластичности порошковых материалов на основе модели пластического течения пористых тел. I. Критерий исчерпания ресурса пластичности // Порошковая металлургия. – 1999. – №11/12. – С.31-40.
14. А.В. Кузьмов Влияние третьего инварианта на свойства и структуру определяющих соотношений порошковых материалов / А.В.Кузьмов, М.Б.Штерн // [Порошковая металлургия](#). – 2003. - №7-8. - С.1-10.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.002.3:621.89

T. Roik, Iu. Vitsiuk*National Technical University of Ukraine "Kyiv Polytechnic Institute"***EFFECT OF THE MAKING TECHNOLOGY ON THE PROPERTIES OF NICKEL COMPOSITE ANTIFRICTION MATERIALS FOR PARTS OF PRINTING MACHINES**

In a paper the effect of the developed making technology on the properties of new antifriction composite materials based on powder nickel alloy EP975 with solid lubricant CaF₂ for friction parts of high speed printing equipment has been presented. In an article it has been shown the features of hot isostatic-pressing technology using. It was demonstrated the efficiency of developed making technology with the next heat treatment for new high speed bearings of printing machines Heidelberg Speedmaster SM-102-FPL and KBA Rapida-105. It is confirmed by the results of complex experimental and industrial tests.

Keywords: making technology, powder nickel alloy, antifriction composite material, properties, friction parts, printing machines.

Т.А. Роїк, Ю.Ю. Віцюк**ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ НІКЕЛЕВИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ АНТИФРИКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ДРУКАРСЬКИХ МАШИН**

У статті наведено результати досліджень впливу розробленої технології виготовлення на властивості нових антифрикційних композиційних матеріалів на основі порошкового нікелевого сплаву ЕП975 з твердим мастилом CaF₂ для деталей тертя високошвидкісного друкарського обладнання. Показано особливості застосування технології гарячого ізостатичного пресування. Продемонстрована ефективність розробленої технології одержання з наступною термічною обробкою для високошвидкісних підшипників друкарських машин Heidelberg Speedmaster SM-102-FPL та KBA Rapida-105, що підтверджено результатами експериментів і промислових випробувань.

Ключові слова: технологія виготовлення, порошковий нікелевий сплав, антифрикційний композиційний матеріал, властивості, деталі тертя, друкарські машини.

Т.А. Роик, Ю.Ю. Вицюк**ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НА СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПЕЧАТНЫХ МАШИН**

В статье представлены результаты исследования влияния разработанной технологии изготовления на свойства новых антифрикционных композиционных материалов на основе порошкового никелевого сплава ЭП975 с твердой смазкой CaF₂ для деталей трения высокоскоростного печатного оборудования. Показаны особенности использования технологии горячего изостатического прессования. Продемонстрирована эффективность разработанной технологии получения с последующей термической обработкой для высокоскоростных подшипников печатных машин Heidelberg Speedmaster SM-102-FPL и KBA Rapida-105, что подтверждено результатами экспериментов и промышленных испытаний.

Ключевые слова: технология изготовления, порошковый никелевый сплав, антифрикционный композиционный материал, свойства, детали трения, печатные машины

Problem. Now existent antifriction parts (especially of cast alloys) for units of high-speed printing equipment aren't capable to satisfy the modern severe operating conditions of such equipment, for example, rotary printing machines [1–4]. It concerns the bearing materials for friction units, which are fall under influence of contact interaction different kinds. Stable work and machine life are determined by resistance of friction pairs to intensive wear at different exploitation conditions [1–4]. Most heavy operating conditions are high loading (3.0–5.0 MPa) and rotation speeds up to 10000 rpm [3]. Such conditions are characteristic of the high-speed offset printing cylinders' friction units in apparatus Heidelberg Speedmaster SM–102–FPL and KBA Rapida–105, Germany. Antifriction parts have a life cycle only near 0.5–1.5 year in friction units of these machines. It is connected with their unsatisfactory antifriction properties. This is due to the imperfections of the existing production technologies. Action of the increased loads, high speeds of rotation, influence of environment (oxygen of air) are the aggressive factors, which cause the intensive wear rate of the friction units in printing equipment [1–4].

Therefore, the problem of creating new technologies is very important for obtaining highly-effective antifriction parts for heavy operating conditions and requires the complex studies. The solution to this problem will open up opportunities to obtain highly wear-resistant friction parts for printing machines, which will significantly increase their service life.

Analysis of latest research and publications. Now the great variety of cast and composite bearing materials based on ferrous and non-ferrous alloys have been developed and used in heavy operating conditions [1–4]. Their intensive wear and high friction coefficient were connected with imperfection of manufacturing technologies. Moreover a high cost unites these materials. Also cast materials, such as, cast iron, bronze, the non-ferrous alloys are unable to combine different additives in a composition, which would form a strong matrix and contain antiscoring additives, such as sulfides, oxides, chalcogenides and fluorides [4–6]. Therefore known antifriction parts are not able to ensure the contact surface's high quality [1–3].

At high rotation speeds of printing machines any liquid lubricant is disabled because of liquid lubricant throwing out from friction zone by centrifugal forces. It is especially important to protect the friction surfaces from the increased wear and frictional seizure. Numerous studies show that using solid lubricants as a component of materials improves the tribotechnical characteristics of plain bearings [5, 6]. For instance, calcium fluoride CaF_2 as thermal and chemical stable substance is widely used as a solid lubricant to improve frictional contact, especially in heavy-duty conditions [5, 6].

These arguments were a reason for complex researches, which were directed for studying the effect of the developed making technology on the properties of new composite materials based on powder nickel alloy EP975 with solid lubricant CaF_2 for friction parts of high-speed printing equipment.

Moreover, it is a theoretical and practical importance to establish a structure and properties, distribution of CaF_2 over the metal matrix, and its effect on the friction behavior of nickel alloy EP975-based materials in extreme operating conditions of printing machines such as loadings 3.0–5.0 MPa and rotation speeds up to 10000 rpm.

Such scientifically grounded material science approach opens the possibility of prognostics and control of materials' functional properties.

Setting targets. The *objective* of the present paper is to study the effect of the developed making technology on the physical mechanical and tribotechnical properties of new antifriction composite materials based on powder nickel alloy EP975 with solid lubricant CaF_2 for friction parts of high speed offset printing machines.

Presentation of the material. The subjects of study were new composite nickel alloy EP975-based materials with known solid lubricant CaF_2 additions, mas.%: powder nickel alloy EP975 + (4.0–8.0) CaF_2 [1, 8].

Examination Techniques. Structure was studied using raster electron microscope; calcium fluoride in the matrix was identified using scanning electron microscopy (SEM). The physical and mechanical properties of the samples were determined as well [9]. Tribological tests were performed on a VMT-1 friction testing machine (rotation speeds $V = 7000 - 9000$ rpm and pressure $P = 1.5-5.0$ MPa), counterface is made of EI 961 stainless steel (HRC = 52–54); shaft–pin friction pair.

Sample making. The starting powder nickel alloy EP975 has been produced by powder spraying method of melted metal by argon stream [1, 2]. Dispersed metal drops were crystallized as spherical particles with dimensions from 10 to 750 μm . Usually optimum dimensions of fractions are in the range of 37-250 μm . In our case powders of alloy EP975 there were of 50-250 μm . The powders of solid lubricant CaF_2 after drying at a temperature of 120°C for 1 h had a particle size of 100 μm . Chemical composition of the researched materials has been presented in table 1 [1, 8].

Table. 1.

Chemical composition of materials

Components, mas.%									
C	W	Cr	Mo	Ti	Al	Nb	Co	Ni	CaF_2
0,038-0,076	8,65-9,31	7,6-9,5	2,28-3,04	1,71-2,09	4,75-5,13	1,71-2,59	9,5-11,4	basis	4.0-8.0

Thus, in our experiments we researched bearing compositions—EP975+(4.0-8.0)% CaF_2 .

The hard spherical powder particles of high-alloyed nickel alloy EP975 are the real microingots that exclude the problem of liquation at once. This problem is characteristic for the cast nickel alloys obtained by traditional technology [1, 4–6].

The method of hot isostatic-pressing (HIP) was used for manufacture of new bearing materials because the traditional technology of powder metallurgy doesn't ensure minimum porosity.

Hot isostatic pressing (or gas-static pressing) is executed on the special presses – gasostat. Hot isostatic pressing is carried out in a liquid (hydrostatical) or gas (gas-static) environment. A working environment is forced to hermetic chamber by compressors and creates pressure of the few thousand atmospheres. The isostatic pressing can combine high pressure with a high temperature that allows combining the process of forming and sintering [1, 2].

First of all, initial components of the sprayed powders of nickel alloy EP975 and solid lubricant (CaF_2) are mixed up during 4-6 hours. And then mixed powders are loaded to the special steel containers. The process of hot isostatic pressing was carried out at $1210 \pm 10^\circ\text{C}$, during 4 hours, under pressure of argon up to 140 MPa. Hot isostatic-pressing allows obtaining enough dense materials, almost without pores. The blanks had a relative density 99.9%.

After the hot isostatic pressing a heat treatment was carried out for optimization of dispersible phases' morphology in the structure of materials and for obtaining a necessary level of physical mechanical and antifriction properties. Heat treatment includes hardening - heat to 1240°C during 4 hours, cooling with speed a 40 degrees/hour with a furnace to 1200°C , and then cooling on air. After a hardening an ageing was carried out at 910°C during 16 hours on air.

HIP with a next heat treatment ensured the formation of the reinforcing phases in a structure, which increase material' physical-mechanical properties (combination of strength and plasticity) and improve a friction part's operating reliability. Microstructure of new composite bearing material EP975+8% CaF_2 after heat treatment is presented on figure 1.

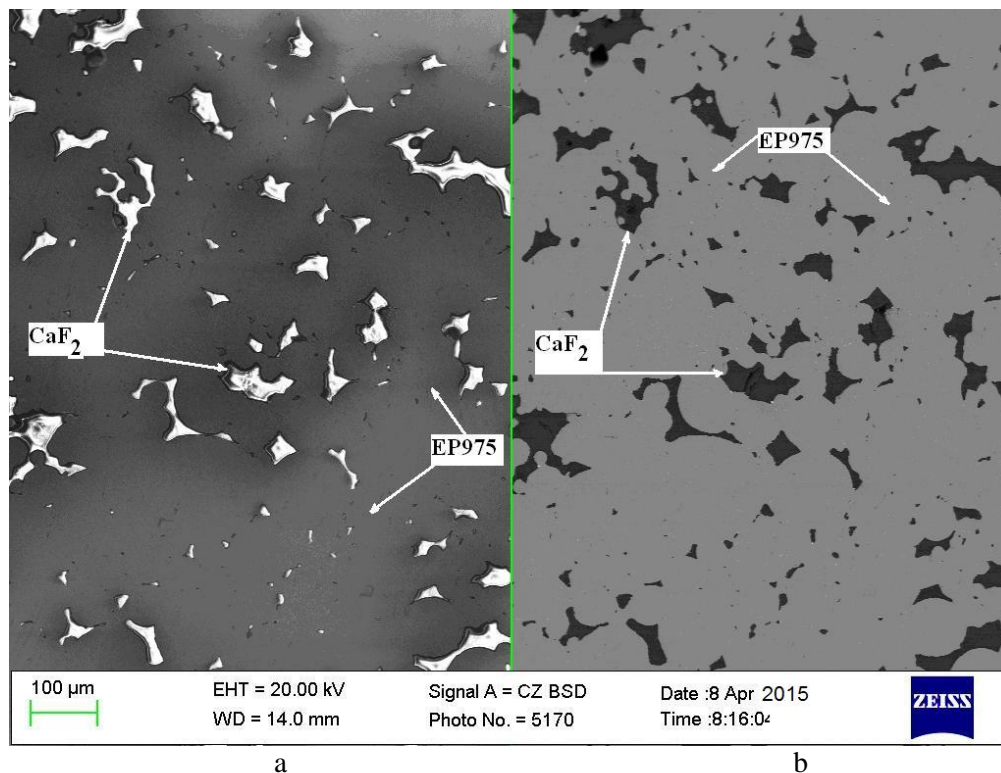


Figure 1. Microstructure of material EP975 + 6% CaF_2 (raster electron microscope): a) image in secondary electrons; b) phase contrast image

The structure of material is heterogeneous. There is a metallic matrix with inclusions of solid lubricant CaF_2 . Solid lubricant CaF_2 particles were uniformly arranged [1, 2, 8].

Presence of alloy elements big number in a nickel matrix gives new bearing materials a high level of physical and mechanical and tribotechnical properties. Physical-mechanical and antifriction properties of new materials have been presented at table 2 in a comparison with known Ni-powder material [1], which was applied in analogue conditions.

Table. 2.

New composite bearing materials' physical and mechanical and antifriction properties

Material, mass. %	Bending strength, σ_s , MPa	Impact bend KC, J/m ²	Hardness, HB, MPa	Friction coefficient	Wear, μ /km (V=9000 rpm)	Limit load, MPa	Limit rotation speed, rpm
EP975+ 4% CaF ₂	540–610	600–650	2550–2600	0.26	52	5	10000
EP975+ 6% CaF ₂	550–600	550–600	2500–2600	0.24	41	5	10000
EP975+ 8% CaF ₂	520–570	520–550	2540–2600	0.27	54	5	10000
Ni+(18-45%) MoB ₂ +ZrB ₂ + 5%(CaF ₂ or BaF ₂) sintered alloy[1]	240–300	350–520	850–950	0.39–0.47	580–720	1.5	500–600

Analyzing table 2 evidently we can see new high-speed bearing materials based on powder alloy EP975 with the addition of CaF₂ have higher properties in a comparison with the known material [1] and they are able to operate at higher rotation speeds and loads. This is due to the differences in their manufacturing technologies.

During tribological tests the dense friction films were formed on the contact surfaces, both on the surface of researched materials and counterface (figure 2). These films are uniformly coated with the friction surfaces.

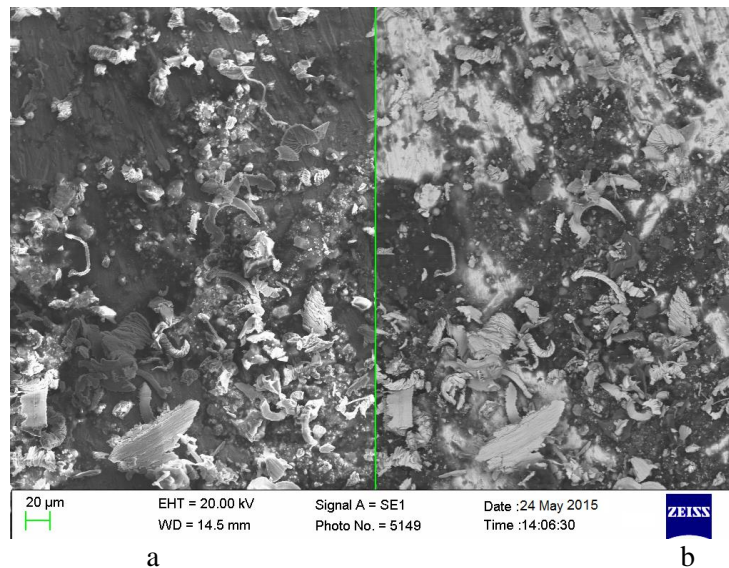


Figure 2. Friction surface of material EP975 + 6% CaF₂ (electron microscope): a) image in secondary electrons; b) phase contrast image

The scanning electron microscopy images of the friction surfaces after tribological tests shows a presence of thin dense layer (friction film) (figure 2).

The formed friction films probably consist of the solid lubricant CaF₂, big number of alloy elements from examined material, steel counterface and oxygen of air. During friction process the different chemical reactions take place between O₂ of air, the examined specimen's elements and EI961 stainless steel counterface at high rotation speeds and loads. These films provide a high level of the

friction pair's antifriction properties (table 2) due to the balance between the temps of their formation and destruction at such exploitation conditions.

Such chemical processes result to the formation of friction films, which defend contact pair against intensive wear and stabilize a work of friction unit in printing machine.

Conclusions. It was researched an effect of developed manufacturing technology on the physical mechanical and tribological properties of new composite antifriction materials based on powder nickel alloy EP975 with solid lubricant CaF_2 for friction parts of high speed offset printing machines.

New effective antifriction materials based on powder Ni-alloy EP975– CaF_2 system with high physical mechanical and tribotechnical properties perform well in more severe conditions than known sintered alloy. This is due to the essential differences in their manufacturing technologies.

First of all the developed technology ensures a minimizing porosity that excludes internal oxidizing at the heavy exploitation condition, and second, new technology provides not only high density but also high properties of composite materials. This is a very essential factor to operate at high rotational speeds and loads due to high structural strength of the part.

During friction process the dense friction films are formed on the contact surfaces. Friction films consist of the chemical elements both the examined composite material and counterface of steel EI961. Solid lubricant CaF_2 and oxygen of air are very important participants in the film formation process at high rotational speeds and loads.

Formed friction films are determining factor for the trouble-free operation of bearings. They can minimize friction between bearing and shaft and ensure durability of the friction unit. It depends on the phase composition and phase combinations in formed films.

Our next steps will be directed to studying of these phases' nature and their quantitative ratio in friction films.

Also it's necessary to research friction films after tribological tests of materials under different loads, speeds of sliding, temperatures and then to identify phases that are presented in friction films and which can provide the best antifriction properties at heavy operating conditions.

Solution of these problems will allow forecasting and controlling composite materials' functional properties in wide range of loads and rotation speeds depending on the type of printing equipment.

References:

1. Киричок П.О., Роїк Т.А., Гавриш А.П. та ін. Новітні композиційні матеріали деталей тертя поліграфічних машин: Монографія/ П.О. Киричок, Т.А. Роїк, А.П. Гавриш, А.В. Шевчук, Ю.Ю. Віщюк. - К.: НТУУ КПІ, 2015.- 428 с.
2. Гавриш О.А., Віщюк Ю.Ю., Роїк Т.А. та ін. Новітні технології виробництва стандартизованих виробів: Монографія/ О.А. Гавриш, Ю.Ю. Віщюк, Т.А. Роїк, А.П. Гавриш, С.В. Войтко. - К.: НТУУ „КПІ”.-2012.-204 с.
3. Roik T., Gavrish A., Kyrychok P. Vitsuk Yu., Askerov M. Physical Mechanical And Tribotechnical Properties Of New Composite Bearings For Printing Equipment //Journal of Science of the Gen. Tadeusz Kościuszko Military Academy of Land Forces, Wroclaw, Poland.-№2(172), 2014.- p.p. 141-149.
4. Kaczmar J.W., Pietrzak K., Wlosinski W. The production and application of metal matrix composite materials//Journal of Materials Processing Technology, Elsevier Science, Volume 106, Issues 1-6, 2000, p.p. 58-67.
5. Jianxin D. and Tongkun C. Self-lubricant mechanisms via the in situ formed tribofilm of sintered ceramics with CaF_2 additions when sliding against hardened steel// J. Refract. Met. Hard Mater., 25, No. 2.-2007, p.p. 189–197.
6. Liang Jian, Xiong Dang Sheng. Tribological properties of nickel-based self-lubricating composite at elevated temperature and counterface material selection //Wear, Volume 265, Issues 3-4, 2008, p.p. 533-539.
7. Конопка К., Роїк Т. А., Гавриш А. П., Витсук Ю.Ю., Мазан Т. Effect of CaF_2 surface layers on the friction behavior of copper-based composite//Powder Metallurgy and Metal Ceramics.- Springer/New York: Volume 51, Number 5-6.-2012, p.p. 363-367.
8. Патент України № 60521, МПК C22C33/02 (2011.01) Композиційний підшипниковий матеріал /Т. А. Роїк, А. П. Гавриш, П.О. Киричок, О.А. Гавриш, Ю.Ю. Віщюк, О. О. Мельник.-опубл. 25.06.2011, Бюл. № 12.
9. Wejrzanowski T. /Computer program Micrometer, Mater. Sci., Number 23, (2005), p.p. 28–34.

Name, position office, academic degree, academic status of article reviewers.

Velichko Olena Mikhailivna – Head of Reprography Department of NTUU “KPI”, Professor, Doctor of Technical Sciences.

Стаття надійшла до редакції 23.03.2016.

УДК 621.998.77

В.Д. Рудь, І.В. Савюк, Л.М. Самчук, Ю.С. Повстяна

Луцький національний технічний університет

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ВІДХОДІВ МАШИНОБУДУВАННЯ В ЯКОСТІ ВИХІДНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СТАЛЕВИХ ВИЛИВКІВ

У статті проаналізовано методи та способи утилізації і переробки залізної окалини. Досліджено властивості окалини сталі 18Х2Н4МА кувалдно-штампувального виробництва ПАТ «Ковельсьільмаш», проведено експериментальне дослідження можливості використання окалини в якості основного компонента металотермічної шихти та визначено основні складники матеріалу отриманого в результаті металотермічної реакції

Ключові слова: окалина, шихта, терміт, переробка, залізо

В.Д. Рудь, И.В. Савюк, Л.М. Самчук, Ю.С. Повстяная

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ОТХОДОВ МАШИНОСТРОЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ ИСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

В статье проанализированы методы и способы утилизации и переработки железной окалины. Исследованы свойства окалины стали 18Х2Н4МА кузнечно-штамповочного производства ОАО «Ковельсельмаш», проведено экспериментальное исследование возможности использования окалины в качестве основного компонента металлотермитной шихты и определены основные составляющие материала полученного в результате металлотермитной реакции

Ключевые слова: окалина, шихта, термит, переработка, железо

V. Rud', I. Saviuk, L. Samchuk, Y. Povstyana

PERSPECTIVES OF WASTE ENGINEER AS A STARTING MATERIAL FOR MANUFACTURING STEEL CASTINGS

The article analyzes the methods and means of disposal and processing of iron scale. The properties 18H2N4MA scale steel forging, stamping production of "Kovelsilmash". The experimental research the possibility of using scale as a major component metaltermite charge and the main ingredients of material derived from metaltermite reaction

Keywords: scale, blend, termite, refining, iron

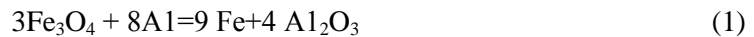
Зменшення покладів залізної руди та водночас збільшення потреб у ній зумовлюють людство переглянути ставлення до переробки та повернення у виробництво відходів металургійного та механообробного виробництва, більшість з яких за вмістом корисних компонентів конкурентоспроможні з первинною сировиною та можуть бути використані в технологічних процесах.

Зазвичай, відходи металургійних та металообробних підприємств у відсотках розподіляються наступним чином [1]: шлаки — 57 – 63; мінеральні відходи (лом вогнетривів та вхідні компоненти) – 4 – 6; металобрухт – 15 – 17; пил, шлам, окалина – 9 – 13; інші – 2 – 4. Значна кількість шлаків у відходах металургійних та металообробних підприємств містить від 45% до 52% заліза, 6,0-9,5% вуглецю з невеликим вмістом цинку (0,5-4%). Цю сировину можна використовувати при агломерації та у конверторному виробництві сталі. Однак, 90% відходів після різних металургійних процесів складуються разом в одних шламонакопичувачах де вони зберігаються.

Особливої уваги в аспекті використання відходів заслуговує окалина кувалдно-штампувального виробництва, так звана суха окалина. Така окалина містить до 70 % заліза, в той час як залізна руда 45-60 %, що робить переробку окалини економічно вигідним [2]. Щорічно в Україні утворюється до 120 тис. тонн сухої окалини, з яких близько 10 % використовується у подальших технологічних процесах. Основним напрямком використання окалини є використання її в аглошихті доменного виробництва [3]. Таке використання окалини дозволяє підвищити продуктивність доменних печей за рахунок підігріву їх шляхом спалювання аглошихти з вмістом окалини. Широко використовуваний спосіб переробки окалини – брикетування [4-6]. Такий спосіб утилізації окалини дозволяє економічно утилізувати сировину, отримати сировину для доменного процесу та покращити екологічну ситуацію на підприємстві. Проте, навіть при такому застосуванні левова частка окалини іде у відходи.

Робота присвячена переробці окалини сталі 18Х2Н4МА кувалдно-штампувального виробництва ПАТ «Ковельсьільмаш» шляхом відновлення оксидів металів алюмінієм.

При алюмотермічному процесі проходить відома реакція [7]:



Процес протікає зі значним екзотермічним ефектом, температура реакції досягає 2700 °С, у результаті чого утворений шлак і оксид алюмінію розплавляються. Вихід чистого металу складає 55-65% від початкової маси суміші [7].

Первинна окалина - сіра залізовмісна речовина пластинчастої форми з гострими краями різного розміру, тому попередня її підготовка проводилась за технологією приведеною в праці [8], яка передбачає попереднє її просушування, подрібнення та розподіл часток окалини за розмірами.

Хімічний склад окалини сталі 18X2H4MA: 58-59% оксиду заліза, 40-48% залізо (ферит) і 1,5-2,0% оксиди легуючих елементів. Процес гарячої обробки сталі, що супроводжується утворенням окалини, короткочасний, і ферит не зазнавав внутрішнього окислення. Дифрактограма порошкової суміші окалини сталі 18X2H4MA наведена на рис.1.

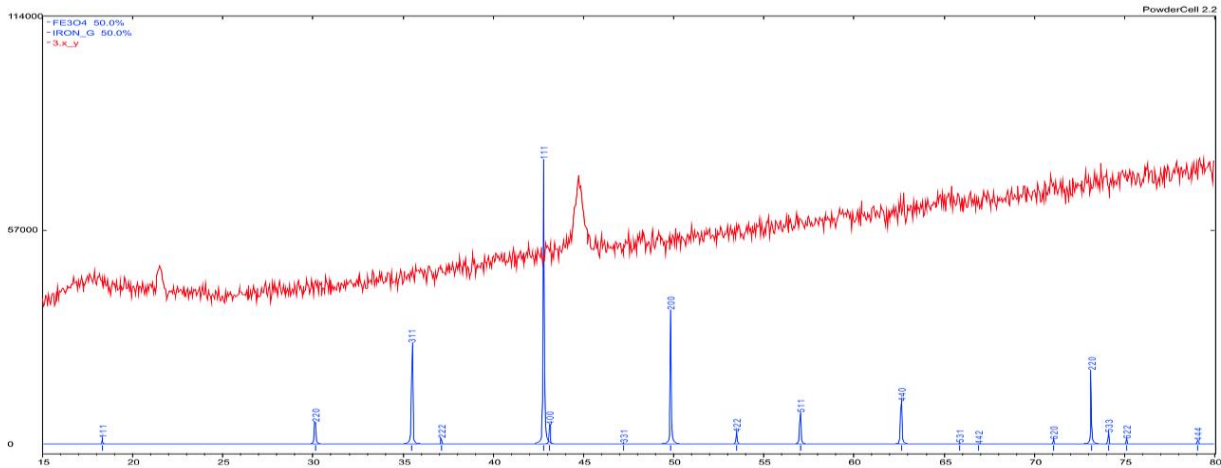


Рис.1. Дифрактограма порошкової суміші окалини сталі 18X2H4MA.

На дифрактограмі представлено 2 графіки: нижній – стандартний, вибирається із міжнародної бази даних відповідно до певного матеріалу, а верхній – відображає результати проведення аналізу даного. По осі X відображається кут повороту зразка 2θ, по Y – інтенсивність відбивання рентгенівського проміння зразком. Результати дослідження показали наявність оксиду заліза Fe₃O₄, що свідчить про придатність окалини для використання у термітних шихтах.

Алюмотермітна суміш готувалась з попередньо підготовленого порошку окалини фракцією 0,4-0,5 мм. та порошку алюмінію ПА-2 ГОСТ 6058-73 в пропорції 77:23 %. В якості запальної суміші використовувалась суміш порошоків BaO₂ та Al в пропорції 5:1. Спалювання суміші проводили у спеціально розробленому тиглі з вогнетривкої цегли. При згоранні шихти в насипному стані спостерігалось нерівномірне поширення хвилі горіння та недогорання часток окалини. На рис. 2 наведено фотографії отриманого матеріалу після спалювання суміші у насипному вигляді.

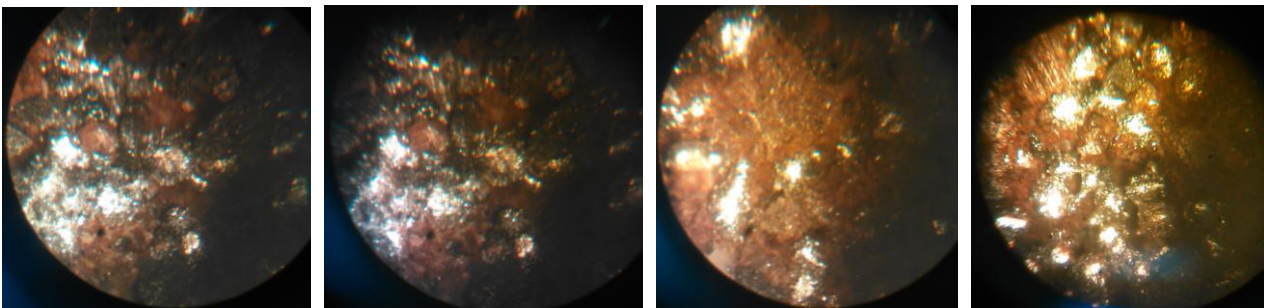


Рис. 2. – Фотографії матеріалу отриманого при спалюванні термітної суміші у насипному вигляді при збільшенні x 125

Як видно з рис. 2., коричневі включення в матеріалі – недогорівші частки окалини. Це явище пояснюється тим, що при змішуванні компонентів відбувався нерівномірний розподіл часток в суміші через велику різницю в атомних масах. Недогорання терміту також може спричиняти недостатній зв'язок між компонентами шихти.

Тому, було прийнято рішення спресувати суміш у таблетки. Таке технічне рішення забезпечує більш тісний зв'язок між компонентами суміші, що в свою чергу суттєво впливає на проходження термітної реакції, скорочуючи час її проходження та призводить до повного згорання матеріалу

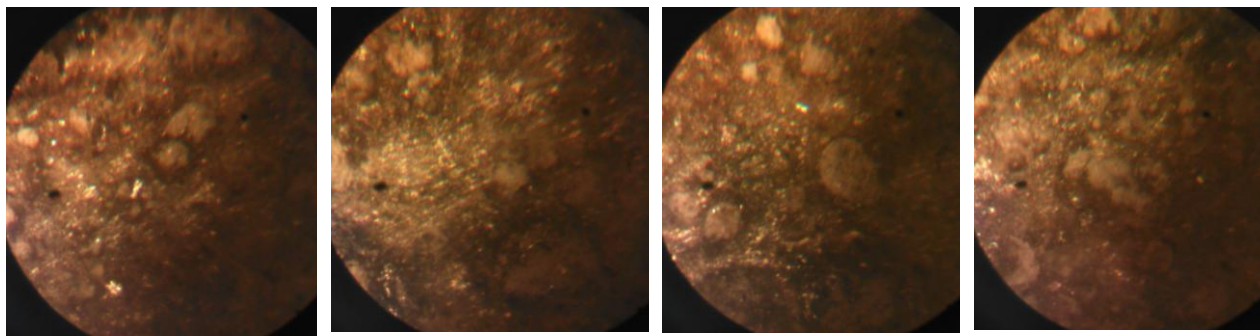


Рис. 3. – Фотографії матеріалу отриманого при спалюванні спресованої термітної суміші при збільшенні x 125

За рахунок покращення зв'язків між компонентами суміші кількість виходу чистого металу збільшилась з 51 до 63 % від загальної маси. Отриманий матеріал характеризується монолітною структурою, високою твердістю та міцністю. З метою визначення якості матеріалу На мікροаналізаторі РЭММА-102 проведено поелементний аналіз складу матеріалу, результати якого представлені у таблиці 1

Таблиця 1.

Хімічний склад отриманого матеріалу

№ зразка	Елемент, %							
	C	Si	Cr	Mo	Mn	Ni	Fe	Al
1	0,43	0,21	0,22	0,19	-	-	98,94	-
2	0,29	0,22	0,19	0,15	-	0,08	99,02	0,05
3	0,33	0,25	0,3	0,2	0,07	0,02	98,73	0,1
4	0,29	0,24	0,24	0,16	-	-	99,03	0,04

Як видно з таблиці 1, основним компонентом матеріалу є залізо. Матеріал за хімічним складом відповідає хромистій сталі 40X13. Зменшений вміст вуглецю позитивно впливає на механічні властивості матеріалу. Це пояснюється зменшенням кількості та покращенням форми вуглецю при одній і тій же структурі основної металічної маси. Перевага такого методу переробки окалини в тому, що при додаванні легуючих елементів в шихту можливо отримати матеріал з заданими хімічними та механічними властивостями [9,10]. Використання окалини в термітних шихтах дозволяє суттєво здешевити процес отримання термітних матеріалів та отримати дешевий метал з заданими хімічними та фізичними властивостями. Важливу роль при відновленні в нерухомому шарі грає режим нагріву і попередня підготовка шихти: ретельне змішування і дисперсність матеріалів. Подрібнення матеріалів і збільшення площі поверхні контакту при ретельному змішуванні зерен оксидів заліза і частинок алюмінію призводять до значного прискорення процесу відновлення

Отриманий злиток представлений на рис. 4



**Рис. 4 – Матеріал отриманий в результаті метало термітної реакції композиту
окалина - алюміній**

Як показали дослідження в роботі [9] так звані термітні сталі мають хороші литтєві властивості, що дозволяє використовувати дану технологію для виготовлення виливків заданої форми безпосередньо на місці збору окалини.

Висновки. Як показали дослідження, використання в якості основного компоненту термітної шихти окалини сталі дозволяє отримувати матеріал з заданими хімічними та фізичними властивостями, при чому з порівняно низькими затратами на його отримання. при впровадженні запропонованої технології у виробництво можливо практично повністю повернути окалину кувальньо-штампувального виробництва у технологічні процеси.

Список використаних джерел:

1. Кріпак С.М. Автореферат дисертації на здобуття наукового ступеню кандидата технічних наук / Удосконалення технологічних процесів підготовки металургійної сировини з метою утилізації замасленої прокатної окалини, Дніпропетровськ, 2006. – 25 с.
2. Семиноженко В. П. Промышленные отходы: проблемы и решения / В. П. Семиноженко, Д. В. Сталинский, А. М. Касимов : монография. – Х. : Индустрия, 2011. – 544 с.
3. Сталинский Д.В. Переработка и возврат в производство замасленной окалины / Д.В. Сталинский, А.М. Касимов, А.З. Рыжавский, В.А. Бодштейн. Энерго и ресурсосбережение. Переработка отходов. Экология и промышленность №4, 2014. – с. 72 - 76.
4. И. П. Добровольский. Перспективная технология переработки шламов конверторного производства стали и замасленной окалины / П. Н. Рымарев. Вестник Челябинского государственного университета, (189). Экология. Природопользование № 8, 2010. с. 40–45.
5. Мироненко Ю.О. Удосконалення технології утилізації окалини на ТОВ «Лозівський кузнечно-механічний завод» / О.Ю. Мироненко, Т.С. Дитиненко. Физические и компьютерные технологии : труды 19-й междунар. науч.-практ. конф. – Х.: ГП ХМЗ «ФЭД», 2014. – с. 170-177.
6. Малашенкова А.В. Усовершенствование технологии подготовки и утилизации замасленной окалины прокатного производства. / Сталь. №8, - 2009.
7. Стеценко В.Ю. Метоллотермическая переработка стружки алюминиевых сплавов, окалины и доменного присада. / Литье и металлургия 3 (62), 2011. – с. 176-177.
8. Rud V.D., Research of dispersion degree of scale of die forging steel 18X2H4MA after fine crushing in tumbling mill / Povstiana Yu.S., Saviuk I.V., Samchuk L.M. Metallurgical and Mining Industry, № 2, 2016. с. 121-125.
9. Жигуц Ю.Ю. Службові властивості легованих чавунів, синтезованих комбінованими процесами / Лазар В.Ф. Науковий вісник Мукачівського державного університету, Журнал наукових праць №17 Природничі і технічні науки. (12) 2014, с. 5-11.
10. Ю.Ю.Жигуц / технология получения термитной стали марки 70Л. «МЕТАЛУРГІЯ». Випуск 1 (31), 2014. с. 49-53

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 004.42(07)

В.Д. Рудь, Н.А. Хрystинець*Луцький національний технічний університет***ЕТАПИ ФОРМУВАННЯ ГРАДІЄНТНИХ МАТЕРІАЛІВ З ПОРОШКІВ САПОНІТУ ТА ШЛАМУ НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ МЕТОДОМ ВІБРОСЕГРЕГАЦІЇ**

У статті проаналізовано основні вимоги щодо вібраційної сегрегації порошкових сумішей на вібростенді з дебалансними збудниками із змінною амплітудою коливань. Визначено фізико-хімічні властивості порошків для віброформування. Запропоновано підхід для визначення коефіцієнту неоднорідності суміші.

Ключові слова: вібросегрегація, порошкові суміші, гранулометричний склад, сапоніт, шлам, неоднорідність, дебаланси

В.Д. Рудь, Н.А. Хрystинець**ЭТАПЫ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ПОРОШКОВ САПОНИТА И ШЛАМА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ВИБРОСЕГРЕГАЦИИ**

В статье проанализированы основные требования к вибрационной сегрегации порошковых смесей на вибростенде с дебалансными возбудителями с переменной амплитудой колебаний. Определены физико-химические свойства порошков для виброформирования. Предложен подход для определения коэффициента неоднородности смеси.

Ключевые слова: вибросегрегація, порошкові суміші, гранулометричний склад, сапоніт, шлам, неоднорідність, дебаланси

V. Rud, N. Khrystynets**THE STEPS OF FORMING A GRADIENT OF MATERIALS FROM POWDERS OF SAPONITE AND SLUDGE STAINLESS STEEL METHOD OF VIBROSEGREGATION**

The article analyzes the basic requirements for vibratory segregation of powder mixtures on a shaker with unbalanced pathogens with variable amplitude. Defined physico-chemical properties of powders for vibroforming. The approach for determining the coefficient of heterogeneity of the mixture.

Key words: vibrosegregation, powder mixture, particle size distribution, saponite, sludge, heterogeneity, debalance

Постановка проблеми. Значна частина порошків, що використовується у галузі порошкової металургії, має широкий спектр властивостей: густина, розмір, форма, феромагнітні властивості, пружність часток, гранулометричний склад тощо. У технологічних процесах формування виробів з таких матеріалів першою необхідністю є врахування вище згаданих властивостей. Якщо, наприклад, знехтувати властивостями часток різного гранулометричного складу у монодисперсних чи полідисперсних сумішах, то при формуванні заготовок з них може суттєво змінитись якість готового виробу. Як показали дослідження [1,2], на основі порошків, які ідентичні за одними властивостями (густиною, насипною щільністю), але відрізняються іншими властивостями (фактором форми часток), отримують заготовки з кардинально різними структурними і експлуатаційними характеристиками. При вібраційному формуванні до цих властивостей можна додати ще вплив різних режимів вібраційної машини (наприклад, амплітуди, частоти, віброприскорення). Якщо врахувати усі ці параметри, то теоретичний опис поведінки часток порошків буде представляти собою складну математичну модель n-го порядку. Тому, доцільно обирати кілька факторів у якості основних для побудови адекватної моделі поведінки часток сипкого середовища. Дана робота направлена на вивчення процесу сегрегації двокомпонентних сумішей з різним гранулометричним складом з урахуванням технологічних параметрів вібраційного стенду з двома дебалансними збудниками із змінною амплітудою коливань.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Одним із напрямків сучасного матеріалознавства є виготовлення пористих фільтруючих матеріалів на основі металевих порошків. Такі фільтри більш стійкі проти окислення і дії підвищених температур, мають більшу механічну міцність, пружність і теплопровідність. Крім того, металеві фільтри легко відновлюють фільтруючу здатність. Технологічний процес виготовлення таких фільтрів повинен забезпечувати його високу продуктивність при забезпеченні максимальної ефективності експлуатаційних характеристик (ступінь очищення, тонкість фільтрації, корозійна стійкість). Використання багат шарових фільтрів дозволяє отримати весь комплекс таких властивостей. Формування багат шаровості фільтруючого матеріалу можна досягти наступними методами: послідовним формуванням шарів та почетровим спіканням кожного шару; методом седиментаційного осадження; електролітичним методом тощо. Перспективним методом вирішення проблеми формування градієнтних матеріалів

є метод вібросегрегації порошкових сумішей. Публікацій стосовно використання вібрації при формуванні градієнтних матеріалів обмаль.

Мета роботи: дослідити технологію виготовлення градієнтних проникливих матеріалів із застосуванням вібросегрегації з урахуванням фізико-хімічних властивостей порошкових матеріалів та технологічних характеристик вібраційного обладнання.

Основні результати дослідження. Для одержання якісних виробів велике значення має вибір матеріалів порошоків. В роботі використано два види порошоків: порошки мінералів (сапоніти) та металеві порошки сталі AISI 304. Порошки природного мінералу сапоніту $Mg[Si_4O_{10}](OH) \cdot nH_2O$ різного гранулометричного складу (рис.1) Ташківського родовища (Хмельницька область). Сапоніт відноситься до мінеральних ресурсів і володіє сорбційними, іонообмінними, каталітичними і фільтраційними властивостями [3], його запаси у Ташківському родовищі сягають десятки млн.т.

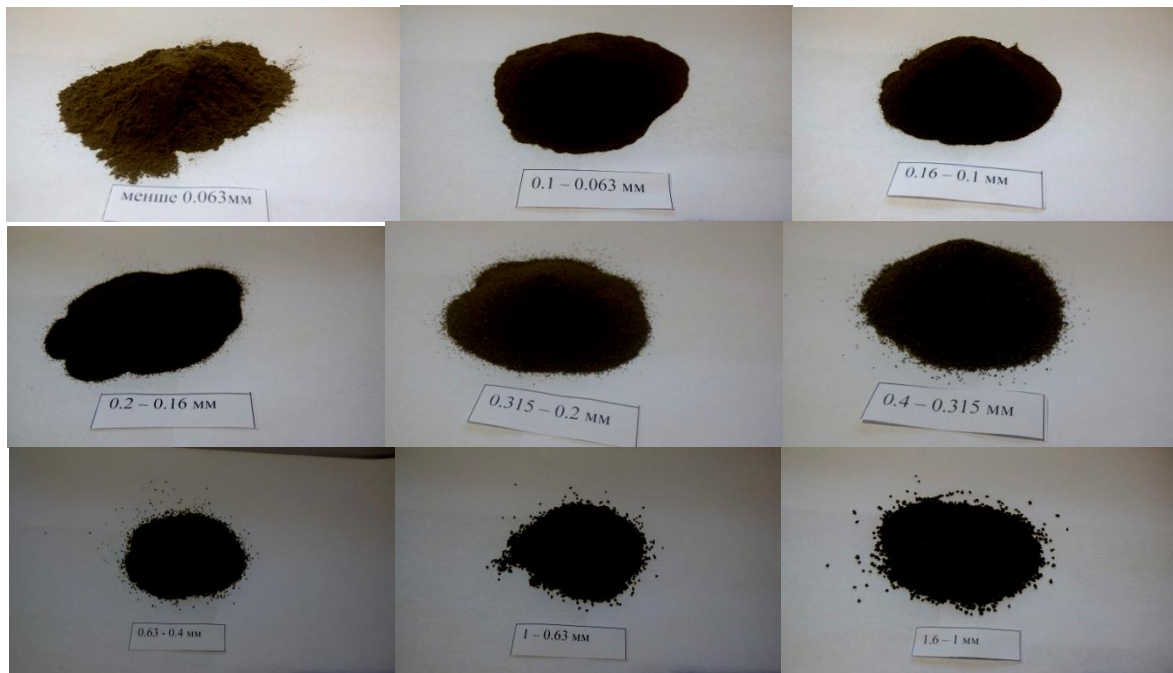


Рис. 1. Порошки сапоніту $Mg[Si_4O_{10}](OH) \cdot nH_2O$ різного гранулометричного складу

Деякі фізико-хімічні властивості використаного у роботі сапоніту представлені в таблиці 1:

Таблиця 1.

Деякі фізико – хімічні властивості сапоніту $Mg[Si_4O_{10}](OH) \cdot nH_2O$

Показники властивостей	Виміряні значення
Густина	3,05-3,15 кг/м ³
Насипна маса	0,96 кг/м ³
Гранулометричний склад	>2 мм – 5%; 1-2 мм – 32%; 0,5-1,0 мм – 9%; 0,25-0,5 мм – 14%; 0,1-0,25 мм – 11%; < 0,1 мм – 9%.

Металеві порошкові матеріали є відходами від виробництва ТзОВ «Модерн-Експо». Основними продуктами цього холдингу є торгові стелажі, складські стелажі, касові бокси, обладнання з нержавіючої сталі, холодильне і POS-обладнання. Зокрема, для виробництва харчового обладнання використовується нержавіюча сталь марки AISI 304 (аналог 08X18H10) з хімічним складом, який виражений у таблиці 2 та фізичними властивостями, які відображені у таблиці 3. Цей матеріал володіє відмінним загальним опором корозії, хорошою пластичністю та зварюваністю.

Таблиця 2.

Хімічний склад сталі AISI 304			
Хімічний склад у % сталі AISI 304 (аналог 08X18H10)			
C	до 0,8	Cr	17 - 19
Si	до 0,8	Ti	до 0,5
Mn	до 0,2	Cu	до 0,3
Ni	9 - 11	Fe	~69
P	до 0,035		

Таблиця 3.

Фізичні властивості сталі AISI 304		
Фізичні властивості	Температура	Значення
Щільність	4°C	7.93
Температура плавлення		1450
Питома теплоємність	20°C	500
Теплове розширення	20°C	15
Електрическое удельное сопротивление	20°C	0.80
Магнітна проникність	20°C	1.02
Модуль пружності	20°C	200

Серед відходів виробництва смуг і листів з нержавіючої сталі AISI 304 передбачена їх зачистка поверхні, в результаті чого утворюється дрібнодисперсний шлам (рис. 2) з частками абразиву, який містить такі цінні компоненти, як нікель (6-7 мас. %), хром (до 13 мас. %) і залізо (до 54 мас. %). Гранулометричний склад використаного шламу знаходиться в межах 0.1...0.063 мм.



Рис. 2. Зовнішній вигляд шламу нержавіючої сталі AISI 304

Аналіз результатів дослідження [4], показує, що вміст пороутворювача в межах 4-6% в порошкових металокерамічних сумішах значно підвищує формуємість досліджуваного порошку. В якості пороутворюючого компоненту в роботі було обрано порошок карбаміду $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$. Його вибір базувався на тому факті, що пороутворюючі добавки, які в процесі спікання будуть розчинятися без утворення рідкої фази при температурі нижче температури спікання, та не утворюють компонентів, які забруднюють основний матеріал.

Вплив технологічних параметрів на процес сегрегації досліджували за допомогою вібростенда конструкції Луцького НТУ, який має два бігармонічні збудники і здійснює поступальні коливальні рухи у напрямку осей ox та oy , а також з можливістю накладання крутильних коливань. Модель стенду представлена на рисунку 3. Принцип його будови наступний. Дебаланси 1 жорстко закріплено на валу 2, які, з одного боку з'єднано з валами електродвигунів через еластичні (компенсаційні) муфти. З протилежного боку вали з'єднані зубчато-пасовою передачею з передатним відношенням 1:2, тим самим створюючи два бігаморнічні збудники. Вали кріпляться до несучого тіла за допомогою фланцевих підшипникових вузлів. Несуче тіло зв'язано з нерухомою основою гвинтовими циліндричними пружинами. На несучому тілі експериментальної установки передбачено кріплення для робочого

органа (форми) у вигляді сталевій плити розмірами 400x500мм, на якій закріплено прозорий контейнер розмірами 200x300x20мм. Характерною конструктивною особливістю використаного вібростенду є залежності амплітуди горизонтальних і вертикальних коливань від відстані до роторів збудника. В роботі [5] показано, що при зменшенні цієї відстані відбувається пропорційне збільшення амплітуд.

Основи теорії формування виробів методом вільної засипки шихти у прес-форми висвітлені у роботах таких вчених, як Р.А. Андрієвський, В.Е. Берниковський, Е.В. Задорожний, А.С. Ільїн і інших.

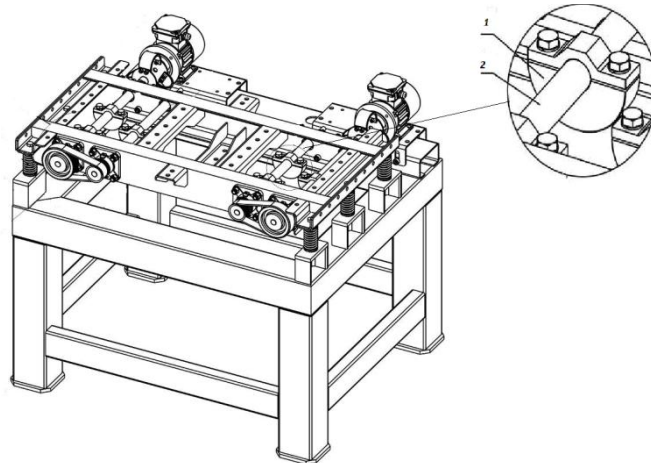


Рис. 3. Модель вібраційної машини з плоским характером руху робочого органа та бігармонічними збудниками

Алгоритм отримання заготовок методом вібраційного формування представлено схемою (рис.4):

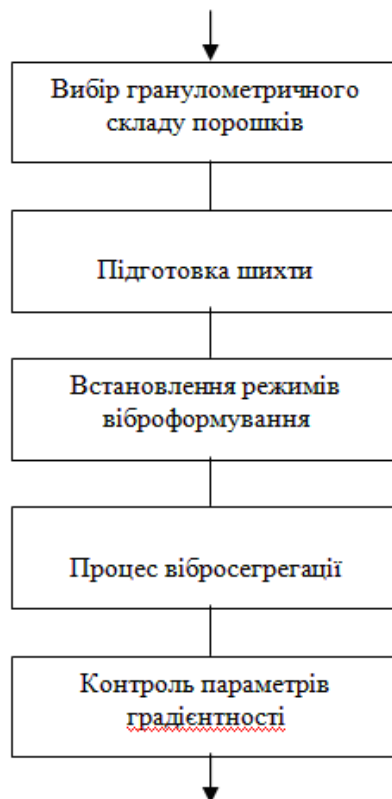


Рис. 4. Блок-схема формування суміші для вібросегрегації

Множина оцінювальних параметрів поведінки системи розглянута в роботі [6]. Для оцінки характеру взаємного розміщення часток порошкової суміші можна використовувати наступні критерії: міра розсіювання, ступінь змішування, стандартне відхилення, коефіцієнт якості,

дисперсія, міра неупорядкованості тощо. Контролюючим параметром градієнтності використано коефіцієнт неоднорідності суміші:

$$V_c = \frac{100}{\bar{c}} \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (c_i - \bar{c})^2} \quad (1)$$

де \bar{c} – середнє арифметичне значення концентрації ключового компонента в пробах (%); c_i – значення концентрації ключового компонента в i -тій пробі; n – число проаналізованих проб.

Для визначення коефіцієнту неоднорідності, об'єм скляного контейнера (рис. 5) умовно розбили (промаркували) на три представницькі елементи (елементарні об'єми), у кожному з яких фіксувалося значення концентрації ключового компонента c_i .

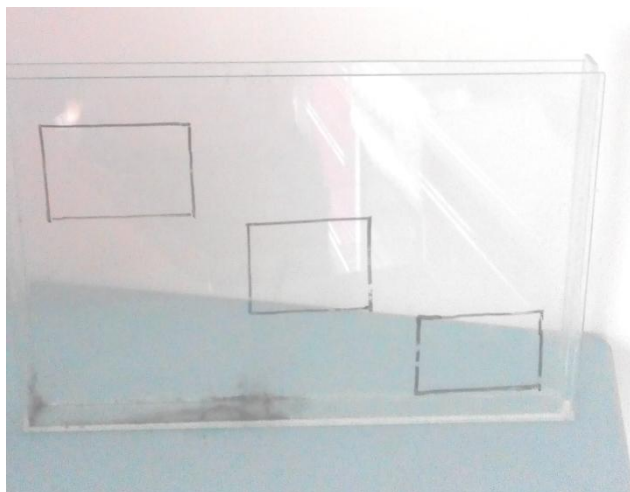


Рис. 5. Скляний контейнер з маркованими представницькими елементами для вібраційного формування порошків

Концентрацію ключового компонента визначали за допомогою програмного забезпечення ImageJ2x наступним чином. Стек у кількості 3-5 почасово-зв'язних зображень (рис.6) підлягали аналізу з подальшим визначенням величини концентрації ключового компонента (крупної фракції сапоніту) у загальному об'ємі суміші.

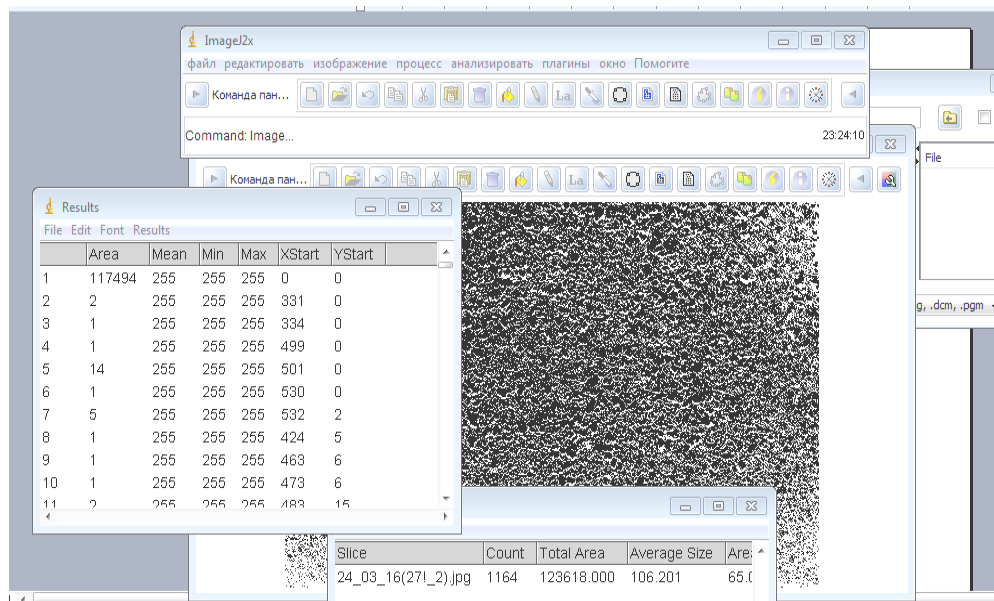


Рис. 6. Аналіз часток порошкової суміші за допомогою середовища ImageJ2x.

Ці значення використані для визначення коефіцієнту неоднорідності суміші для формування моделі поведінки часток. Параметри концентрації в різних представницьких елементах наведені на рисунку 7.

	V=	c	c _i	n		V=	c	c _i	n	
<i>ImageJ2</i> <i>x (3-21)</i>	49,21331	1,94E+04	2,33E+03	5	<i>ImageJ2</i> <i>x (1_03)</i>	10,02592	9,66E+01	1,02E+02	5	
			2,38E+04					9,20E+01		
			2,40E+04					1,11E+02		
			2,31E+04					9,00E+01		
			2,37E+04					8,80E+01		

Рис. 7. Розрахункові концентрації ключового компоненту у представницьких елементах в процесі сегрегації суміші.

Приведені результати використані для побудови моделі поведінки часток за допомогою C++Builder проекту. Модель представлена в роботі [6].

Висновки.

В роботі розроблено методику виготовлення градієнтних матеріалів за допомогою вібро-сегрегації. На прикладі порошоків сапоніту та шламу нержавіючої сталі побудовано модель в середовищі C++Builder. Запропоновано дослідну технологію виготовлення градієнтних матеріалів, яку, згідно договору про співпрацю, буде використано на ВАТ «Електротермометрія» м.Луцька.

Список використаних джерел:

1. Диагностика металлических порошков / В.Я.Буланов, Л.Я.Кватер, Т.В.Довгаль и др. М.: Наука, 1983. 278с.
2. Влияние свойств исходных порошков на структурные характеристики пористых материалов / В.К.Шелег, В.М.Капцевич, В.В.Савич и др.// Порошковая металлургия. 1990. №4. С.62-68.
3. Ганзюк, А.Я., Кулаков О.І. Дослідження сорбційних процесів на природному і кислотно активованому сапоніті // Вісник Хмельницького національного університету. – 2009. - № 2. – С. 85 – 90.
4. Повстяной О.Ю., Рудь В.Д., Заболотний О.В., Сичук В.А. Технологія отримання багатошарових порошкових фільтруючих матеріалів з відходів промислового виробництва. // Технологічні комплекси, № 2 (4), – 2011 – С. 385-392.
5. Силивонюк А.В. Експериментальне дослідження перехідних процесів вібраційних машин з дебалансними збудниками, що самосинхронізуються /А.В. Силивонюк // Сільськогосподарські машини: збірник наукових статей. – 2013. – №25. – С. 122–131.
6. Рудь В.Д., Христинець Н.А. Дослідження методу вібраційної сегрегації у формуванні градієнтної структури порошкових матеріалів. // Вісник Хмельницького національного університету, №3, - 2016

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК: 621.7.01

В.В. Савуляк, В.Г. Писаренко, Р.О. Мордач, М.О. Мордач

Вінницький національний технічний університет

ОЦІНКА РОЗСІЮВАННЯ ЗНАЧЕННЯ ВИКОРИСТАНОГО РЕСУРСУ ПЛАСТИЧНОСТІ
ДЛЯ ПРОЦЕСІВ ОБРОБКИ ТИСКОМ ЛИСТОВИХ МАТЕРІАЛІВ

Отримано залежність діапазону розкиду значень використаного ресурсу пластичності від похибки визначення граничних деформацій зсуву і розтягу, встановлена лінійна залежність між розсіюванням значень граничних деформацій та розсіюванням значень використаного ресурсу пластичності.

Ключові слова: деформація, ресурс пластичності, крива граничних деформацій, ймовірність.

В.В. Савуляк, В.Г. Писаренко, Р.А. Мордач, М.А. Мордач

ОЦЕНКА РАССЕЙЯНИЯ ЗНАЧЕНИЕ ИСПОЛЬЗОВАННОГО РЕСУРСА
ПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ ПРОЦЕССОВ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ ЛИСТОВЫХ
МАТЕРИАЛОВ

Получена зависимость диапазона разброса значений использованного ресурса пластичности от погрешности определения предельных деформаций сдвига и растяжения, установленная линейная зависимость между рассеиванием значений предельных деформаций и рассеиванием значений использованного ресурса пластичности.

Ключевые слова: деформация, ресурс пластичности, кривая предельных деформаций, вероятность.

V.V. Savulyak, V.G. Pisarenko, R.A. Mordach, M.A. Mordach

EVALYATE DISPERSION VALUES WERE USED PLACTICITY RESOURCE FOR
THE PROCESSE OF TREATING PRESSURE SHEET MATERIALS

The dependence of the values of the variation range of used resource of plasticity of the error in determining ultimate strains and shear strains, established a linear relationship between the dispersion values of limit deformation and scattering values of used resource of plasticity.

Keywords: deformation, resource plasticity, deformation curves, probability.

Постановка проблеми. Для розробки технологічних процесів обробки тиском необхідно мати інформацію про можливість досягнення шляхом формозміни заготовки кінцевого результату – виробу. Таку інформацію можна отримати на основі проведення теоретико-експериментальних досліджень та розрахунків або експериментальним шляхом – розглянувши та протестувавши різноманітні варіанти технології. Експериментальному вирішенню задачі притаманні класичні недоліки: суттєве здорожчання розробки технології через необхідність виготовлення різного за характеристиками інструменту та значну кількість випробувань; складність підбору оптимальних параметрів процесу тощо. Теоретично-експериментальний шлях досліджень дозволяє поєднати в собі характеристики реального матеріалу, отримані експериментальним шляхом, та теоретичні викладки, які дозволяють мінімізувати експериментальну складову дослідження.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Широкого розповсюдження набула феноменологічна теорія обробки тиском. Висновок про можливість отримання того чи іншого виробу методами пластичної деформації здійснюється на основі критерію ψ , який розглянутий в роботах Губіна С. І., Смирнова-Аляєва Г. А., Колмогорова В. Л., Деля Г. Д., Огороднікова В. А. та інших авторів. За цим критерієм можливість отримання заготовок з конкретного матеріалу, заданої геометрії та розмірів залежить від ступеню використання ресурсу пластичності під час обробки тиском.

Постановка завдань. В роботі поставлено мету - отримати залежність діапазону розкиду значень використаного ресурсу пластичності від похибки визначення граничних деформацій зсуву і розтягу, встановити залежність між розсіюванням значень граничних деформацій та розсіюванням значень використаного ресурсу пластичності.

Викладення основного матеріалу. В спрощеному вигляді використаний ресурс пластичності визначається за формулою [1]

$$\Psi = \int_0^{e_i} n \frac{e_i^{n-1}}{e_p(\eta)^n} de_i \leq 1, \quad (1)$$

де e_p – гранична деформація до руйнування; e_i – інтенсивність деформацій; $e_p(\eta)$ – крива граничних деформацій; $n = 1 + a \frac{d\eta}{de_i}$ – показник, який враховує характер зміни пластичності в залежності від швидкості зміни жорсткості (a – емпіричний коефіцієнт, дорівнює 0,2).

Крива граничних деформацій може бути апроксимована [2]:

$$e_p(\eta) = e_p(0) \cdot e^{(-\lambda\eta)}, \quad (2)$$

де $\lambda = \ln \frac{e_p(\eta=0)}{e_p(\eta=1)}$ та $e_p(0)$ і $e_p(1)$ – граничні деформації при відповідних значеннях η

(приймають, що $e_p(0)$ відповідає граничній деформації кручення (зсуву), а $e_p(1)$ – розтягу).

Визначення експериментальних значень граничної деформації матеріалу здійснюється шляхом випробувань. Для об'ємних металевих виробів стандартами передбачені типові зразки для випробувань на розтяг, стиск і зсув. Для листових матеріалів розроблені лише зразки для випробувань на розтяг. Неточність визначення граничних деформацій та побудови відповідної кривої можна віднести до дефектів або браку. Згідно з теорією японського вченого К. Ісікави, головним джерелом невідповідності (браку) є такі елементи: матеріал; обладнання; метод; середовище; персонал.

Розглянемо основні фактори, що впливають на розсіювання значення граничної деформації під час випробувань.

Матеріал – неомогенність структурного і фазового складу матеріалу, зернистість, переважний напрям орієнтації зерен, наявність порожнин, пор, мікротріщин, дефектів та інших факторів, кількість та розподіл яких по об'єму металу є величиною випадковою.

Машина – нежорсткість обладнання спричиняє додаткові зміщення та похибки у плавності та стабільності навантаження, що призводить до відхилення від статичних умов випробування.

Метод – за рахунок геометричної неточності зразків, змінності умов навантаження та похибок, пов'язаних з фіксацією початку руйнування, реальні умови експерименту відрізняються від номінальних.

Середовище – в переважній більшості випадків зовнішнє середовище в лабораторних та заводських умовах не здійснює суттєвого впливу на результати дослідження матеріалу за умови стабільної температури.

Персонал – суб'єктивність прийняття рішень та фіксації значень персоналом усувається застосуванням автоматизованого вимірювального комплексу.

Контроль – здійснюється вимірювальним інструментом після ідентифікації міток на зразках. Відповідно похибки, пов'язані з ідентифікацією та вимірюванням, переносяться на результати експериментальних значень.

Похибки, спричинені середовищем, обладнанням, персоналом та методами контролю можна віднести до систематичних та усунути їх. Таким чином залишається дві основні групи факторів, що впливають на розсіювання значень граничних деформацій – матеріал і метод.

На основі проведеного вище загального аналізу виділимо основні причини розсіювання значень граничних деформацій.

1. Складність отримання номінальних параметрів в процесі випробування (під номінальним параметром мається на увазі контрольовані величини, які очікується досягнути в процесі експерименту – показники напруженого стану).

2. Аналітичні залежності, які застосовують для апроксимації кривих граничної деформації мають обмежену область застосування і недостатньо добре співпадають на границях зони використання.

3. Реальний матеріал містить різноманітні включення та має неоднаковий та нерівномірний розподіл пошкоджень, що призводить до різної пластичності для окремих зразків, що не враховується при усередненні, але впливає на можливість отримання виробів пластичним деформуванням.

4. Неоднакова величина пластичного деформування матеріалу в процесі виготовлення напівфабрикату призводить до неоднакової міцності різних ділянок зразків і спричиняє відмінність показників напруженого стану від їх номінальних значень.

5. Неоднорідність структури є наслідком нерівномірного охолодження і деформації металу в процесі виготовлення та спричиняє різну пластичність окремих зон матеріалу, різну міцність.

6. Геометричні параметри експериментальних зразків відрізняються від номінальних параметрів.

7. В процесі випробувань зразків на розтяг в робочій зоні зразка утворюються шийка, яка спотворює показники напруженого стану та змінює траєкторію деформування, що призводить до неточності визначення граничної деформації на розтяг.

8. Відсутні стандартизовані зразки для випробувань листових матеріалів на зсув та стиск, які б дозволяли отримувати величину граничних деформацій в умовах, близьких до чистого зсуву та стиску.

В роботах [3, 4, 5] відмічено відхилення параметрів напруженого стану в зразках під час випробувань від номінальних значень та вказано, що в залежності від геометричних характеристик листових зразків величина розсіювання показників напруженого стану становить до 25% і вказує на можливість розсіювання реальних значень граничної деформації листових матеріалів під час обробки тиском.

Для оцінки впливу точності визначення кривої деформації на використаний ресурс пластичності проведемо оцінювальний розрахунок для умовного процесу холодного пластичного деформування заготовки зі сталі 20. В [6, 7] для сталі 20 вказані усереднені значення граничної деформації розтягу і зсуву та середньоквадратичні відхилення результатів експериментів, відповідно до яких варіація значень граничних деформацій становить близько $\pm 18\%$ відносно усередненої величини.

Для оцінювання впливу розсіювання значень граничних деформацій на розрахункову величину використаного ресурсу пластичності розглядалися комбінації крайніх точок граничної деформації розтягу і зсуву (комбінації розрахункових точок для апроксимації кривої граничних деформацій – $(e_{\min}^{\text{розтяг}}; e_{\min}^{\text{зсув}})$, $(e_{\max}^{\text{розтяг}}; e_{\min}^{\text{зсув}})$, $(e_{\min}^{\text{розтяг}}; e_{\max}^{\text{зсув}})$ і $(e_{\max}^{\text{розтяг}}; e_{\max}^{\text{зсув}})$) (рисунок 1). Для розглянутих кривих варіація значень δ приймалась: $\pm 5\%$, $\pm 10\%$, $\pm 15\%$, $\pm 20\%$, $\pm 25\%$, $\pm 30\%$.

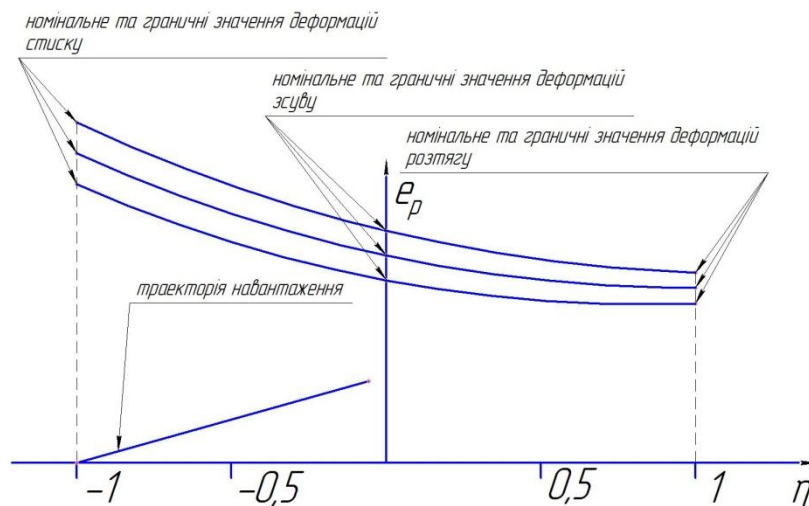


Рис. 1. – Крайні та усереднена криві граничної деформації сталі 20 та умовна траєкторія навантаження

Оскільки системні фактори, які впливають на розсіювання значень граничної деформації, є ідентичними, то приймали, що варіація граничних деформацій розтягу і зсуву однакова.

В якості умовної траєкторії навантаження приймалась пряма, що проходить між точками з координатами $(e_{u1}=0; \eta_1=-1)$ та $(e_{u2}; \eta_2)$. Розрахунок використаного ресурсу пластичності та апроксимацію кривої граничних деформацій виконували за виразами (1) та (2).

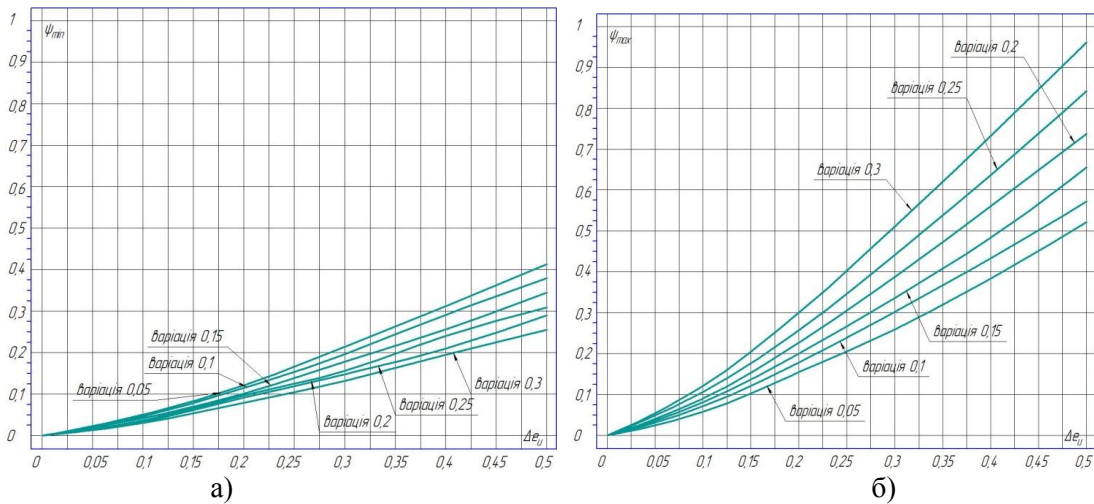


Рис. 2. – Залежність використаного ресурсу пластичності ψ від різниці інтенсивностей деформацій в кінцевій і початковій точках:
а – мінімальне значення ψ ; б – максимальне значення ψ

Результати розрахунку представлені у вигляді залежностей, приведених на рисунках 2 – 5.

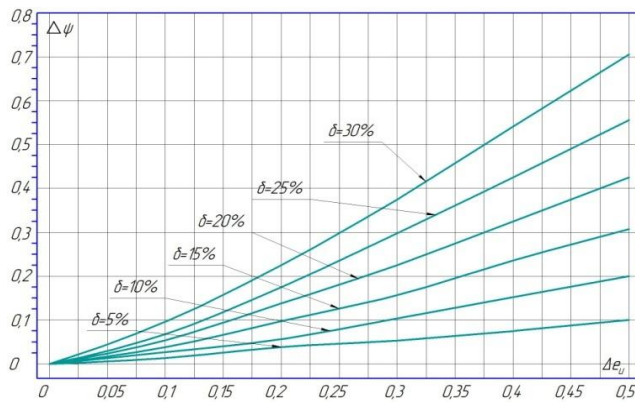


Рис. 3. – Залежність розсіювання використаного ресурсу пластичності $\Delta \psi$ від різниці інтенсивностей деформацій в кінцевій і початковій точках

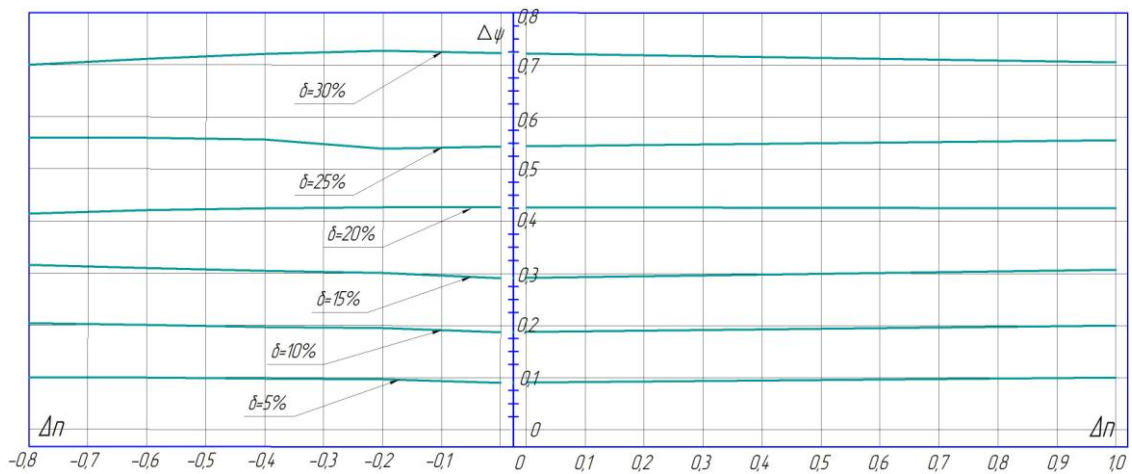


Рис. 4. – Залежність розсіювання використаного ресурсу пластичності $\Delta \psi$ від різниці показників напруженого стану $\Delta \sigma$

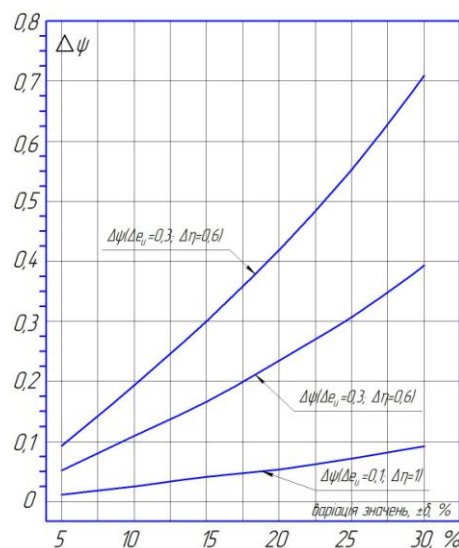


Рис. 5. – Залежність використаного ресурсу пластичності $\Delta\psi$ від величини варіації значень кривої граничних деформацій

Як слідує з рисунка 5 розсіювання значень використаного ресурсу пластичності прямо пропорційне до варіації граничних деформацій та істотно зростає при збільшенні крутизни підйому траєкторії навантаження. За умови значних деформацій вже при величині варіації близько 10% встановити адекватне значення використаного ресурсу пластичності неможливо. Отже, якщо в результаті експериментів на визначення граничної деформації зсуву, розтягу чи стиску розкид значень відносно математичного очікування перевищує 10%, то не можна робити однозначний висновок про можливість виготовлення деталі методами холодної пластичної деформації. З цього випливає, що під час проектування технології виготовлення виробів зі значною локалізацією деформацій та високим рівнем використання ресурсу пластичності слід застосовувати ймовірнісні підходи для визначення кількості можливого браку.

ВИСНОВКИ

1. Величина похибки розрахунку використаного ресурсу пластичності прямо пропорційно залежить від варіації значень граничних деформацій.
2. Збільшення інтенсивності деформацій призводить до збільшення розсіювання значень використаного ресурсу пластичності, в той же час різниця показників напруженого стану в початковій і кінцевій точці траєкторії навантаження практично не впливає на розкид значень використаного ресурсу пластичності.
3. Збільшення крутизни підйому траєкторії навантаження призводить до суттєвого збільшення розсіювання значень використаного ресурсу пластичності.
4. При величині розсіювання значень граничних деформацій понад 10% не можна провести адекватну теоретичну оцінку можливості виготовлення не бракованої продукції методами холодної пластичної деформації за умов значної формозміни.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Огородніков, В. А. Механіка процесів холодного формозмінювання з однопітними схемами механізму деформації: [текст] / В. А. Огородніков, В. І. Музичук, О. В. Нахайчук. – Вінниця: УНІВЕРСУМ-Вінниця, 2007. – 179 с.
2. Сивак, І. О. Пластичність металів при об'ємному напруженому стані: [текст] / І. О. Сивак, Е. І. Коцюбівська // Удосконалення процесів і обладнання обробки металів тиском в металургії і машинобудуванні: Тематичний зб. наук. пр. – Краматорськ-Хмельницький, 2007. – с. 73-76.
3. Писаренко В. Г. Зразки для випробувань листових металевих матеріалів на зсув. [Електронний ресурс] / В. Г. Писаренко, В. В. Савуляк, В. Є. Билічкіна. // Наукові праці Вінницького національного технічного університету. - Вінниця, 2014. - Вип. 1. - Режим доступу: http://nbuv.gov.ua/UJRN/VNTUV_2014_1_13
4. Писаренко В. Г. Вплив різновіщинності листових зразків для випробувань на розтяг на поверхню граничних деформацій [Електронний ресурс] / В. Г. Писаренко, В. В. Савуляк, В. Є. Билічкіна // Проблеми трибології. - Вінниця, 2014. - №4. - С. 106-111. - Режим доступу: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Ptl_2014_4_18
5. Писаренко В. Г. Вплив різновіщинності листових зразків для випробувань на розтяг на розкид значень результатів експериментів [текст] / В. Г. Писаренко, В. В. Савуляк // Міжвузівський збірник "Наукові нотатки". - Луцьк, 2015. - №50. - С. 154-158.
6. Колмогоров, В.Л.. Напряжения, деформации, разрушение: [текст] / В. Л. Колмогоров. – Л.: «Металлургия», 1970, – с. 229.
7. Огородніков, В.А. Параметры модели, формирующей карту материала в процессах обработки давлением: [текст] / Огородніков В. А., Алиева Л. И., Кожушаный В. М. Деревенько И. А. // Обработка материалов давлением: сборник научных трудов. – Краматорск: ДГМА, 2011. – №1(26) –С. 91-98.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 678.027.3

П.П. Савчук, Ю.М. Гребенчак, І.М. Ткачук
Луцький національний технічний університет

ВПЛИВ ТИСКУ ФОРМУВАННЯ ЗА ЕКСТРУЗІЇ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДЕРЕВО-ПОЛІМЕРНИХ КОМПОЗИТІВ

Досліджено вплив тиску формування на фізико-механічні властивості дерево-полімерного композиту. Результати показали значне покращення фізико-механічних властивостей таких як міцність за згину твердість, густина при збільшенні тиску формування. Встановлено суттєве зниження показників водопоглинання за збільшення тиску формування. Зроблено висновки, що покращення фізико-механічних властивостей відбувається за рахунок кращого проникнення полімеру в глибину наповнювача.

Ключові слова: дерево-полімерний композит (ДПК), екструзія, водопоглинання, фізико-механічні властивості.

П.П. Савчук, Ю.М. Гребенчак, І.М. Ткачук

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ФОРМИРОВАНИЕ ПРИ ЭКСТРУЗИИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДРЕВЕСНО-ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИТА

Исследовано влияние давления формирования на физико-механические свойства древесно-полимерного композита. Результаты показали значительное улучшение физико-механических свойств таких как прочность за сгиба твердость, плотность при увеличении давления формирования. Установлено существенное снижение показателей водопоглощения при увеличении давления формирования. Сделаны выводы, что повышение физико-механических свойств происходит за счет лучшего проникновения полимера в глубину наполнителя.

Ключевые слова: древесно-полимерный композит, экструзия, водопоглощение, физико-механических свойства

P.P. Savchuk, Yu.M. Hrebenchak, I.M. Tkachuk

INFLUENCE OF PRESSURE DURING EXTRUSION ON PHYSICO-CHEMICAL PROPERTIES OF WOOD-POLYMER COMPOSITE

There have been investigation the influence of pressure during extrusion on physicochemical properties of wood-polymer composite. The results showed significant increase physical and mechanical properties such as flexural strength, hardness, density during increase pressure. The significant reduction index of water absorption was determined during increase pressure. The conclusion that physical and mechanical properties were improved due to a better penetration of the polymer into the depth of the filler have been made.

Keywords: wood-polymer composite, extrusion, water absorption, physical and mechanical properties.

Постановка проблеми. Дерево-полімерний або дерево-пластиковий (ДПК) композит виготовлено із звичайного чи повторно переробленого пластику та дрібних частинок деревини (деревної муки) або волокон. Деревно-пластикові композити є відносно новими матеріалами в порівнянні з довгою історією природних пиломатеріалів або традиційних деревних композитів, таких як ДСП або ДВП. Широкого використання деревні полімерні композити набули в США. Вони виготовляються шляхом змішування деревних частинок (деревної муки) і переробленого пластику. Завдяки хорошим експлуатаційним властивостям північноамериканський ринок ДПК активно розвивається. У міру збільшення об'ємів та сфер використання ДПК розробляються нові безпечні для здоров'я та довкілля екологічні та біодеградельні матеріали на основі рослинних волокон чи порошоків. Процес екструзії деревно-пластикових композитів відрізняється від екструзії звичайних пластмас. При цьому полімер повинен охопити всю поверхню деревної частинки, проникнути в її пори і тим самим забезпечити щільну молекулярну взаємодію між деревиною і полімером. З огляду на це, важливим є склад суміші, технологічний рівень обладнання та величина тиску під час екструзії.

Технологія виготовлення зразків. В цілому, виготовлення зразків з ДПК – це двостадійний процес. Змішування деревної муки і полімеру (наприклад поліетилену високої щільності, поліетилену низької щільності та полівінілхлориду), їх змішують разом до тістоподібної консистенції – рецептури. Змішування може бути ручним для кожної порції чи технологічним (безперервним) процесом. Крім того, до основного інгредієнту – деревини додають різного роду речовини (зокрема стабілізатори, піноутворюючі речовини, барвники) для покращення кінцевих властивостей. Наприклад, мастила покращують зовнішній вигляд поверхні.

При литті під тиском розплавлений композит виштовхують в холодну форму, а під час пресування розплавлений композиційний матеріал знаходиться між двома половинами форми.

В даному випадку використали метод екструзії, при якому розплавлений композит виштовхується через фільтр у прес форму (рис. 1), оскільки більшість ДПК виробляється за

допомогою екструзії, під час якої використовуються різні типи екструдерів, щоб сформувати кінцеву форму матеріалу.



Рис.1 Установка для формування деревно-полімерного композиту методом екструзії

Визначення показників водопоглинання проводилось відповідно до ГОСТ 4650-80. Зразки для випробувань виготовляли механічною обробкою відповідно до ГОСТ 26277. Твердість, міцність на згин та густину визначали за ISO 2039-1 (DIN 53456), ГОСТ 9550-81 і ГОСТ 15139-69 відповідно.

Результати досліджень. Під час оцінювання технологічності термопластів головною характеристикою є показник текучості розплаву. Під цим розуміють певну масу розплаву полімеру (в грамах), яка витікає через калібрований капіляр стандартних розмірів під дією фіксованого навантаження за певної вибраної температури розплаву, визначеної для кожного полімеру. Ця методика є основою для рекомендацій щодо способу переробки полімерних матеріалів на виробі. Високий показник текучості розплаву позитивно впливає на однорідність матеріалу, а саме призводить до зменшення кількості пор, кращого зчеплення з поверхнею деревної частинки полімеру та кращого його проникнення в частинку, що в свою чергу забезпечує щільну молекулярну взаємодію між деревиною і полімером. Однак, видаленню бульбашок газу та забезпеченню однорідності матеріалу сприяє й тиск, що діє на зразок під час екструзії. На рис. 2 показано залежність густини деревно-полімерного композиту від тиску екструзії.

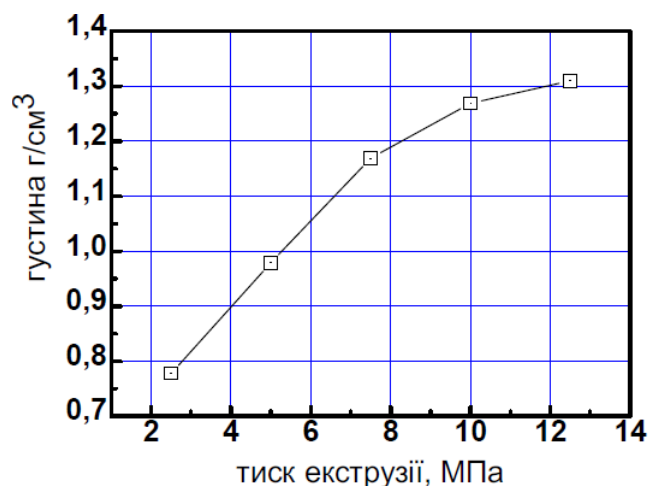


Рис.2 Вплив тиску за екструзії на густину деревно-полімерного композиту

Як видно із залежності, густина матеріалу збільшується з підвищенням тиску майже вдвічі, що в свою чергу позитивно впливає на показники водопоглинання. Адже, від густини матеріалу, а точніше від пористості залежить показник водопоглинання. Так при збільшенні тиску формування за екструзії дані показники знижуються майже у 12 разів (див. рис. 3). Такі відносно низькі значення водопоглинання можемо пов'язати з підвищенням густини композитного матеріалу, адже в основному поглинання води відбувається в зовнішніх шарах композиційних матеріалів і послідовно проникає вглиб матриці. Поглинання води ДПК залежить від пористості, кількості деревної муки і доступності зовнішньої води. Композити зазвичай пористі, а ступінь їх пористості визначається вологістю сировинного матеріалу і умовами переробки (в першу чергу локальним перегрівом), які визначають щільність (питому вагу) кінцевого виробу. Чим більший вміст вологи у вихідній сировині, тим вища кількість летючих продуктів, що утворюються при переробці; чим вища пористість, тим нижча щільність матеріалу і тим вищий показник поглинання води.

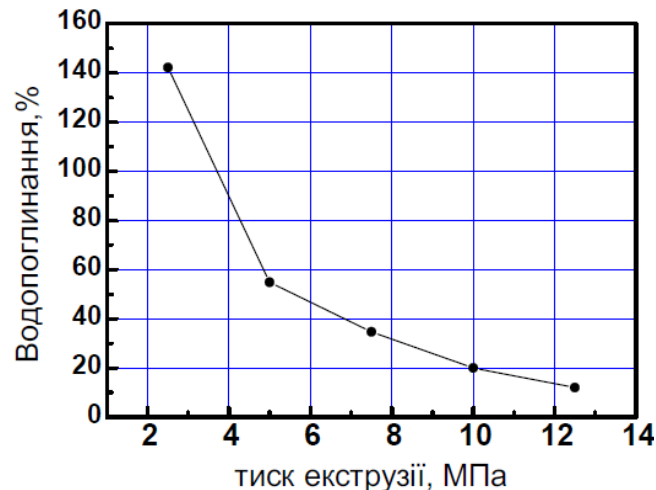


Рис.3 Вплив тиску за екструзії на показники водопоглинання дерево-полімерного композиту

Пори в композиційних матеріалах зазвичай відкриті і утворюють ланцюжки, що пронизують всю матрицю. Вода проникає всередину композиційної матриці дуже повільно. У деревині ж проникнення води відбувається швидше. Мінеральні наповнювачі, як правило, не поглинають воду або поглинають в дуже малій кількості, тому вони знижують показник водопоглинання. Що стосується полімеру, то чим нижчий його вміст, тим вищий показник поглинання води за такого ж хімічного складу. З огляду на це, збільшення вмісту полімеру в композиті веде до зменшення поглинання води.

Випробування на водопоглинання зразків полімерів, деревини і дерево-полімерних композитних матеріалів показало, що найбільш стійкими до поглинання вологи є чисті полімерні матеріали, але дерево-полімерні композити також мають достатньо низькі показники водопоглинання див рис. 3. Такі низькі показники (порівняно із звичайним деревом) є однією з найбільших переваг дерево-полімерних композитних матеріалів, а це в свою чергу відноситься насамперед до стійкості мікробіологічного розкладання. Для зменшення показника водопоглинання композиційного матеріалу намагаються до його хімічного складу додавати якомога більше полімерної складової настільки, наскільки це можливо. Густина (щільність) у ДПК вища, ніж у деревини і чистих полімерних матеріалів. Це пов'язано з вмістом в складі композиційних матеріалів мінеральних наповнювачів, а також з тим, що щільність деревної муки вища, ніж щільність звичайної деревини.

Загалом підвищення тиску екструзії сприяє покращенню якості всього композитного матеріалу, зокрема про це свідчать результати досліджень, представлені на рис. 2, 3 та показники міцнісних характеристик наведенні в рис. 4, 5. Як свідчать результати досліджень, за збільшення тиску екструзії зростає твердість композитного матеріалу майже в 1,5 рази (див. рис. 4), а міцність за згину майже у 7 разів (див. рис. 5). Таке підвищення даних характеристик зумовлене зменшенням пористості матеріалу зразка за рахунок збільшення сили тиску екструзії. Як відомо, наявність пор в матеріалі призводить до збільшення вмісту вологи, яка може виконувати роль пластифікатора збільшуючи гнучкість ланцюгів макромолекул в результаті послаблення внутрішньої та міжмолекулярної взаємодії. Крім того, волога впливає на деструкцію та

структурування полімеру в температурних інтервалах їхньої переробки. Підвищення твердості та міцності на згин зумовлене також зростанням міжмолекулярної взаємодії і зменшенням рухливості макромолекул.

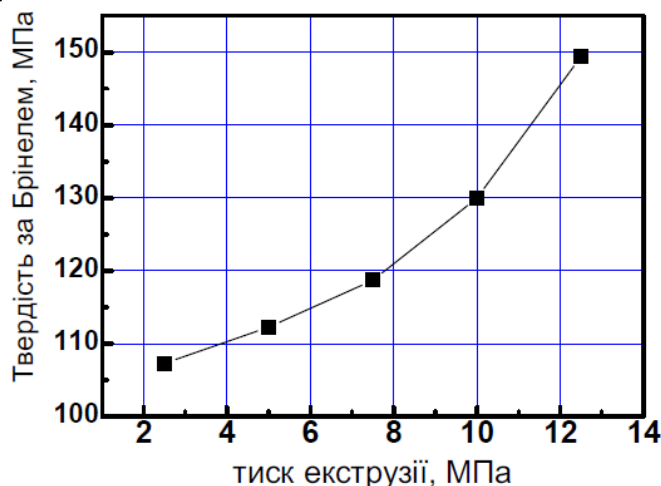


Рис.4 Вплив тиску за екструзії на твердість дерево-полімерного композиту

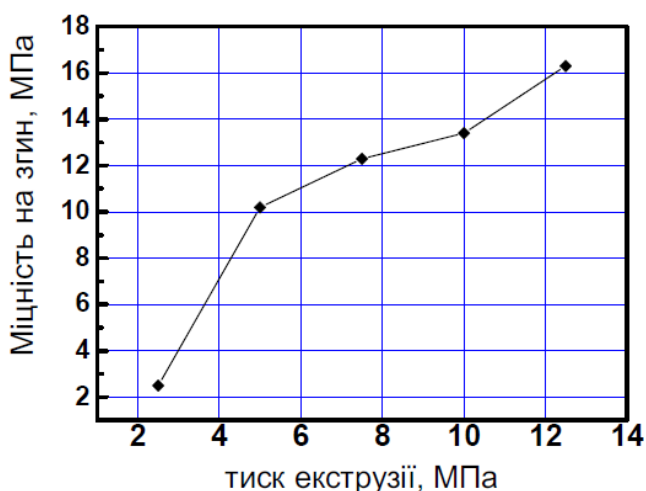


Рис.5. Вплив тиску за екструзії на міцність дерево-полімерного композиту

Висновки. Отже, досліджено вплив тиску формування на фізико-механічні властивості дерево-полімерного композиту. Зокрема, збільшення тиску формування за екструзії підвищує густину (щільність) дерево-полімерного матеріалу у 2 рази, твердість – у 1,5 рази, міцність за згину – у 7 разів. При цьому показники водопоглинання знижуються майже у 12 разів. Це призводить до кращих експлуатаційних характеристик, зокрема стійкості мікробіологічному розкладанню. Результати дослідження свідчать про те, що збільшення тиску формування, в цілому, покращує фізико-механічні властивості дерево-полімерних композитів за рахунок кращого проникнення полімеру в глибину наповнювача. Отримані результати підтверджуються іншими вітчизняними та закордонними працями [1-4] та ін.

Список використаних джерел:

1. Касперович О.М. Разработка технологии производства высоконаполненных древесно-полимерных компонентов / О.М. Касперович, В.В. Яценко, Е.С. Лосик // Труды БГТУ. – Минск. – 2012. – № 4. – С. 142–144.
2. Клесов А.А. Древесно-полимерные композиты / А.А. Клесов. – СПб.: НОТ, 2010. – 353 с
3. Касперович, О.М. Разработка технологии производства высоконаполненных древесно-полимерных компонентов / О.М. Касперович, В.В. Яценко, Е.С. Лосик // Труды БГТУ. – Минск. – 2012. – № 4. – С. 142–144.
4. Купчинов, Б.И. Технология конструкционных материалов и изделий на основе измельченных отходов древесины / Б.И. Купчинов, Н.В. Немогай, С.Ф. Мельников; под ред. В.А. Белого. – Минск: Наука і тэхніка, 1992. – 199 с.

Стаття надійшла до редакції 22.04.2016.

Сердюк О.В., Сивак І.О., Сухоруков С.І., Сивак Р.І.
ОЦІНКА ПЛАСТИЧНОСТІ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ МЕТАЛУ ПРИ
НЕМОНОТОННОМУ НАВАНТАЖЕННІ

Виконано аналіз напружено-деформованого стану в осередку деформації при обкочуванні циліндричної поверхні. Встановлено вплив різних способів обкочування на використаний ресурс пластичності з врахуванням немонотонності навантаження. Проведено експериментальну перевірку отриманих результатів методом мікротвердості.

Ключові слова: напружено-деформований стан, обкочування, ресурс пластичності, поверхневий шар металу, немонотонне навантаження.

Форм.10. Рис. 6. Літ. 5.

Сердюк О.В., Сивак І.О., Сухоруков С.І., Сивак Р.І.
ОЦЕНКА ПЛАСТИЧНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО ШАРА МЕТАЛА ПРИ
НЕМОНОТОННОМ НАГРУЖЕНИИ

Выполнен анализ напряженно-деформированого состояния в очаге деформации при обкатывании цилиндрической поверхности. Определено влияние разных способов обкатки на использованный ресурс пластичности с учетом влияния немонотонности нагружения. Проведено экспериментальную проверку полученных результатов метод микротвердости.

Ключевые слова: напряженно-деформированное состояние, обкатывание, ресурс пластичности, поверхностный слой металла, немонотонное нагружение.

Форм. 16. Рис.5. Лит.10

Serduk O.V., Sivak I.O., Syhorykov S.I., Sivak R.I.
ASSESSMENT OF PLASTIC BALL SURFACE METHANE AT NON-MONOTONOUS
LOADINGTHE

Analysis of the stress-deformation state in the deformation zone during obkatyvanii cylindrical surface. The effect of different methods used to break-plasticity resource for the effects of non-monotonous loading. An experimental verification of the results of the microhardness method.

Keywords: stress-deformation state obkatyvanii, plasticity resource, the surface layer of metal, non-monotonic loading.

Form. 16. Figure 5. Lit.10

Однією із важливих задач при виготовленні деталей є забезпечення високої якості робочих поверхонь і покращення фізико-механічних характеристик поверхневого шару їх матеріалу. Одним із найбільш економічних та ефективних шляхів вирішення цієї проблеми є зміцнення деталей поверхневим пластичним деформуванням (ППД), яке дозволяє повніше реалізувати потенційні властивості конструкційних матеріалів в реальних деталях складної будови та в деталях з концентраторами напружень [1, 2]. Найбільш поширеним способом ППД є обкочуванням роликом. При цьому можливі різні режими обробки, конструкція ролика та побудова самого процесу обкочування. Зокрема можливе обкочування за один прохід, за кілька проходів в одному напрямі, та за два або кілька проходів в різних напрямках переміщення ролика. При останньому способі виникає немонотонність навантаження при деформуванні поверхневого шару, внаслідок змінного напрямку переміщення ролика і зміни знаків напружень.

При пластичній деформації одночасно з процесами зміцнення ідуть процеси пластичного розрихлення. Установлено, що при значеннях величини використаного ресурсу пластичності $\psi > 0,6$ інтенсивність процесів накопичення пошкоджень значно перевищує інтенсивність зміцнення [3, 4]. Тому величина ψ при поверхневому пластичному деформуванні не повинна перевищувати цього значення.

В даній роботі поставлена задача досягти максимального зміцнення поверхневого шару металу при допустимому значенні величини ψ . Для досягнення поставленої мети в роботі використані переваги немонотонного навантаження, які полягають в тому, що при такому навантаженні зменшується інтенсивність накопичення пошкоджень, так як крім процесів пластичного розрихлення ідуть процеси заліковування [4].

Дана задача розв'язувалася за допомогою математичного моделювання методом скінченних елементів. В даній моделі розглядалося обкочування роликом діаметром 30 мм з профільним радіусом 5 мм сталюого валу (Сталь 45) діаметром 50 мм. Із отриманих результатів видно, що при вдавлюванні та обкочуванні напруження σ_x , σ_ϕ стискуючі, а напруження σ_z стискуюче під

роликом, але розтягуюче перед та після нього на поверхні деталі. Це підтверджує складний напружений стан в поверхневому шарі при вдавлуванні та обкочуванні деталі роликом.

У якості кількісної характеристики пластичності металу прийнята гранична деформація ϵ_p .

При холодній пластичній деформації значення ϵ_p залежать, в основному, від напруженого стану і його зміни в процесі пластичної деформації. Для кількісної оцінки впливу історії навантаження на величину граничної деформації ϵ_p при об'ємному напруженому стані нами використано три інваріантні характеристики напружено-деформованого стану в якості координат простору, в якому даний напружено-деформований стан досліджується. В даній роботі в якості таких характеристик прийняті наступні інваріантні величини: показник напруженого стану

$$\eta = \frac{I_1(T_\sigma)}{\sqrt{3I_2(D_\sigma)}} = \frac{3\sigma}{\sigma_u}, \tag{1}$$

де σ_u - інтенсивність напружень, яку визначали за формулою

$$\sigma_u = \frac{\sqrt{2}}{2} \sqrt{(\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + (\sigma_x - \sigma_y)^2 + 6(\tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2 + \tau_{xy}^2)}, \tag{2}$$

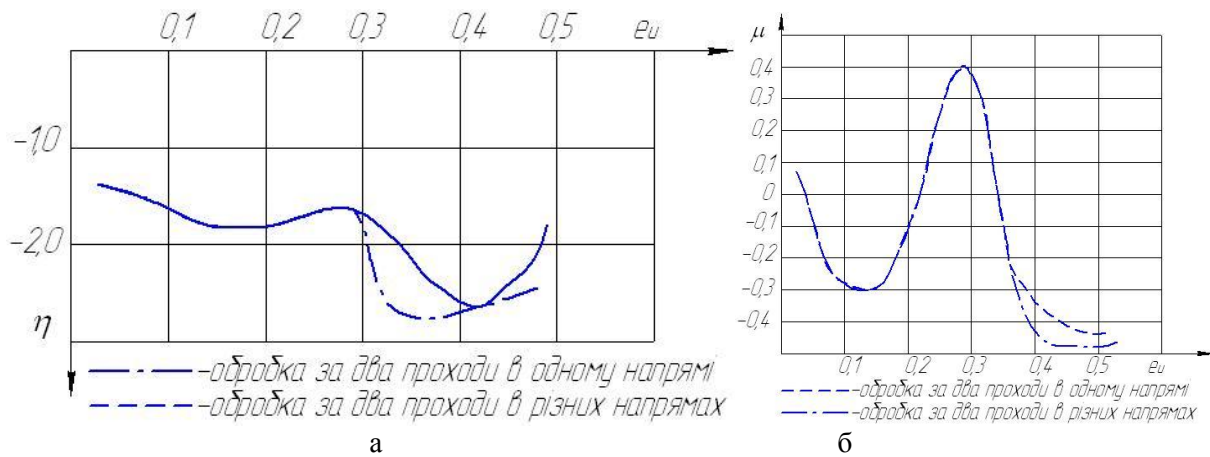


Рис.1. Залежність показника напруженого стану η (а) та параметр Надаї-Лоде μ (б) від ступеня деформації ϵ_u

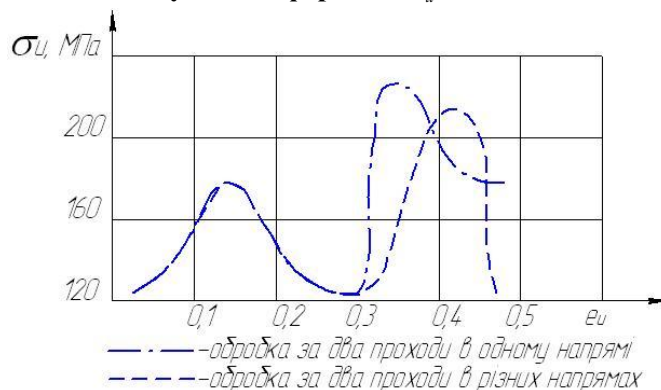


Рис.2. Залежність інтенсивності напружень від ступеня деформації ϵ_u

параметр Надаї-Лоде

$$\mu_\sigma = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \tag{3}$$

і ступінь деформації

$$e_u = \int_0^t \dot{\varepsilon}_u d\tau, \quad (4)$$

де $\sigma = \frac{1}{3} \sigma_{ij} \delta_{ij}$ – середнє напруження; t – час деформування, $\dot{\varepsilon}_u$ – інтенсивність швидкостей деформацій.

Отримані в результаті розрахунків за формулами (1), (3), (4) залежності показників напруженого стану η і μ_σ від ступеня деформації e_u для випадків, коли обкочування проводиться за два проходи в одну сторону та коли обкочування проводиться за два проходи в протилежних напрямках приведені на рис. 1. Аналогічні залежності для інтенсивності напружень σ_u приведені на рис. 2. Як видно із приведених результатів в обох випадках обкочування має місце немонотонність навантаження. Тому величину використаного ресурсу пластичності ψ в поверхневому шарі металу після обкочування розраховували за критерієм [4]:

$$\psi = \sqrt{\psi_{ij} \psi_{ij}}, \quad (5)$$

де ψ_{ij} – компоненти тензора пошкоджень.

Використання критерію (5) дозволяє врахувати вплив немонотонності навантаження на пластичність. Якщо використовувати головні компоненти тензора пошкоджень ψ_1, ψ_2, ψ_3 , то величина використаного ресурсу пластичності буде дорівнювати [5]:

$$\psi = \sqrt{\psi_1^2 + \psi_2^2 + \psi_3^2}. \quad (6)$$

Компоненти тензора пошкоджень ψ_1, ψ_2, ψ_3 розраховували за формулами [5]:

$$\begin{aligned} \psi_1 &= \int_0^{e_u} \left(1 - a + 2a \frac{e_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)} \right) \beta_1 \frac{de_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)}, \\ \psi_2 &= \int_0^{e_u} \left(1 - a + 2a \frac{e_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)} \right) \beta_2 \frac{de_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)}, \\ \psi_3 &= \int_0^{e_u} \left(1 - a + 2a \frac{e_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)} \right) \beta_3 \frac{de_u}{e_p(\eta, \mu_\sigma)}, \end{aligned} \quad (7)$$

де

$$\begin{aligned} \beta_1 &= -\frac{1}{\sqrt{6}} \frac{\mu_\sigma - 3}{\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}}, \\ \beta_2 &= \frac{1}{\sqrt{6}} \frac{2\mu_\sigma}{\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}}, \\ \beta_3 &= -\frac{1}{\sqrt{6}} \frac{\mu_\sigma + 3}{\sqrt{\mu_\sigma^2 + 3}}. \end{aligned} \quad (8)$$

Поверхню граничних деформацій $e_p(\eta, \mu_\sigma)$ яка входить в (7), (8) апроксимували для сталі 45 залежністю [5]

$$e_p(\eta, \mu_\sigma) = 0.42 \exp(0.51\mu_\sigma - 0.71\eta), \quad (9)$$

а історію навантаження, яка в (7) і (8) визначається характером залежності e_u від показників напруженого стану η і μ_σ задавали параметрично $\eta(e_u), \mu_\sigma(e_u), e_u$.

Отримані траєкторії навантаження для точки, в якій величина ψ приймає найбільші значення та поверхня граничних деформацій сталі 45 приведені на рис. 3, 4. Аналіз характеру отриманих траєкторій навантаження показує, що немонотонність має місце в обох випадках обкочування, однак при обкочуванні за два проходи в протилежних напрямках, немонотонність виражена значно сильніше.

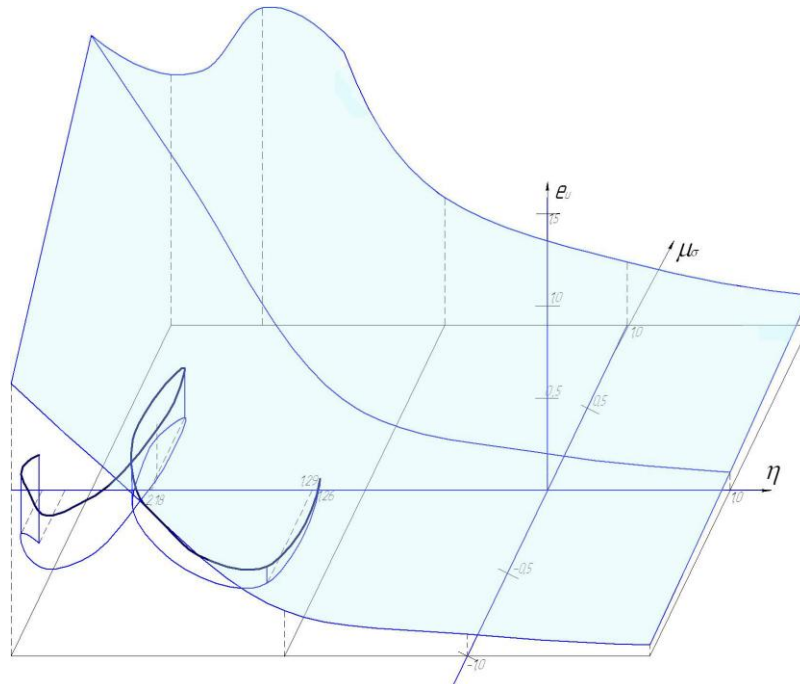


Рис.3. – Траєкторія навантаження при обкочуванні двічі в одному напрямі

Для обох випадків траєкторії, обумовлених різними умовами обкочування розраховано використаний ресурс пластичності ψ за формулою (6). При обкочуванні двічі в одному напрямкові (рис. 3) він складає 0,37, при обкочуванні в різних напрямках (рис. 4)— 0,25, і за таких же умов за один прохід —0,57. Отримані результати свідчать про те, що при немонотонному навантаженні інтенсивність накопичення пошкоджень зменшується.

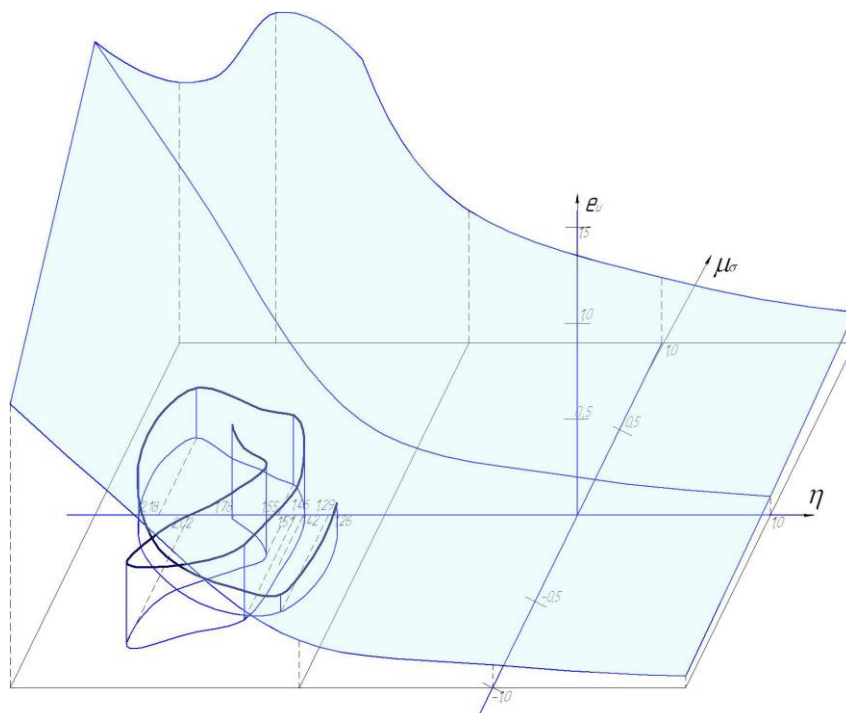


Рис.4. – Траєкторія навантаження при обкочуванні двічі в різних напрямках

Для перевірки отриманих результатів після обкочування тороїдальним роликком (рис.5) виконано експериментальне дослідження твердості поверхневого шару металу, які приведені в таблиці 1. Стан поверхні після ППД показано на рисунку 6.

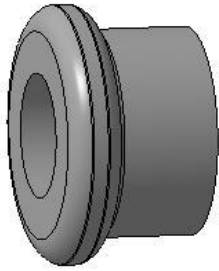


Рис.5. Інструменти для ППД

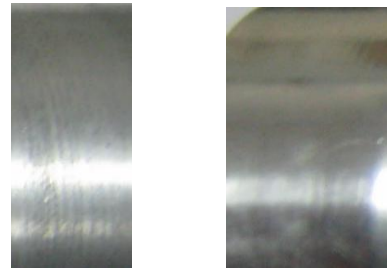


Рис.6. Поверхні після ППД

Таблиця 1

Твердість поверхневого шару

Вид обробки	Твердість, НВ
Вихідна	92,3
Обкатка інструментом тороїдальної форми за один прохід (рис. 6а)	125,4
Обкатка інструментом тороїдальної форми за два прохода в одному напрямку (рис. 6б)	132,6

Аналізуючи отримані результати можна зробити висновок, що немонотонність навантаження обумовлена тим, що перед роликком та після нього виникає хвиля, в якій мають місце напруження розтягу, тоді як під роликком виникає напружений стан всестороннього стиску. Крім того, при зміні напрямку обкочування змінюється знак дотичних напружень, що сприяє частковому заліковуванню мікротріщин і, відповідно, зменшенню величини використаного ресурсу пластичності.

Висновки. В статті виконано дослідження впливу різних способів обкочування на величину використаного ресурсу пластичності ψ в поверхневому шарі металу. Установлено, що при немонотонній пластичній деформації величина ψ , в порівнянні з монотонним деформуванням, зменшується на 35%, при інших рівних умовах. Отримані результати практично співпадають з результатами експериментальних досліджень.

Список використаних джерел:

1. Смелянский В.М. Исчерпание запаса пластичности металла в поверхностном слое деталей при обработке обкатыванием / В.М. Смелянский, Калпин Ю.Г., Баринов В.В. // Вестник машиностроения. -1990.-№8-С.34-38
2. Сердюк О.В. Моделирование процесса деформирования поверхностного слоя при обкатке цилиндрическим роликом / О.В. Сердюк // Обработка материалов давлением: сборник научных трудов. – 2012. - №3(32). – С.15-18.
3. Огородников В. А. Энергия. Деформации. Разрушение (задачи автотехнической экспертизы)/ В.А. Огородников, В.Б. Киселев, И.О. Сивак. – Винница : УНІВЕРСУМ - Винниця, 2005. – 204 с.
4. Дель Г.Д. Пластичность деформированного металла / Г.Д. Дель // Физика и техника высоких давлений.- 1982.- №11.- С.28-32.
4. Сивак Р.И. Условие разрушения металлов при немонотонном деформировании / Р.И. Сивак // Металлургическая и горнорудная промышленность.-Днепропетровск.-2011.-№7(272).-2011.-С.49-52
5. Сердюк О.В. Напряжено-деформованный стан в осередку деформації при вдавлюванні тороїдального ролика / О.В. Сердюк, І.О. Сивак, М.А. Карватко // Наукові нотатки: міжвузівський збірник. – Луцьк: Луцький національний технічний університет, 2013. – Вип. 40. – С.251-256. – (За галузями знань «Машинобудування та металообробка», «Інженерна механіка», «Металургія та матеріалознавство»).

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.7.02.(043.3)

Сичук В.А., Заболотний О.В.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВИЗНАЧЕННЯ ШОРСТКОСТІ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛІ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ПІСЛЯ АБРАЗИВОСТРУМЕНЕВОГО ОБРОБЛЕННЯ

В роботі запропоновано застосувати абразивоструменеве оброблення внутрішньої поверхні водолічильника виготовленого литтям. Наведено результати експериментальних досліджень стосовно оброблення поверхонь деталей на різних технологічних режимах.

Ключові слова: шорсткість, абразивоструменеве оброблення, обробна поверхня.

Сычук В.А., Заболотный О.В.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛИ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА ПОСЛЕ АБРАЗИВОСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ

В работе предложено применить абразивоструйную обработку внутренней поверхности счетчика воды изготовленного литьем. Приведены результаты экспериментальных исследований по обработке поверхностей деталей на различных технологических режимах.

Ключевые слова: шероховатость, абразивоструйная обработка, обрабатываемая поверхность.

Sychuk V., Zabolotnyi O.

EXPERIMENTAL STUDY OF SURFACE ROUGHNESS IDENTIFICATION OF CASTING PRODUCTS AFTER ABRASIVE JET PROCESSING

It was offered to apply abrasive jet processing of internal surface of water meter manufactured by molding. There were shown results of experimental studies about treatment of surfaces using different technological regimes.

Keywords: roughness, abrasive jet processing, processed surface.

Підвищення ефективності оброблення деталей з забезпеченням заданих характеристик є надзвичайно важливою задачею машинобудівних підприємств. Вирішення та дослідження даного питання значно підвищить продуктивність оброблення, знизить собівартість виготовлення деталей, сприятиме науковому розвитку в даній галузі народного господарства.

Оброблення корпусних деталей ливарного виробництва на даний час не повністю відповідає вимогам сучасних машинобудівних підприємств, які зазвичай використовують класичні методи оброблення, що в свою чергу в теперішніх ринкових умовах не є продуктивними та економічно вигідними.

Абразивоструменеве оброблення – сучасний, прогресивний метод оброблення, який стає все актуальнішим в технологічних процесах оброблення різноманітних деталей [1].

Для визначення оптимальних технологічних режимів абразивоструменевого оброблення

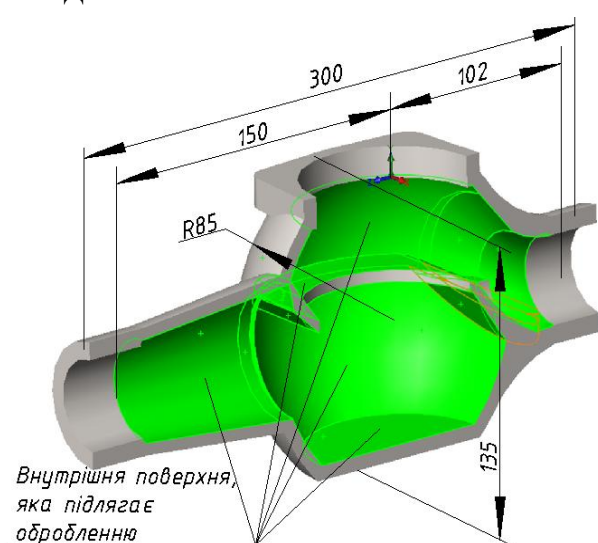


Рис. 1. Загальний вигляд корпусу водолічильника KB-10 з виділеною внутрішньою поверхнею, що підлягає обробленню (переріз)

було обрано проведення робіт внутрішньої поверхні водолічильника KB-10 (рис. 1).

Згідно базового технологічного процесу операція 170 - Дрібоструменева. Дана операція необхідна для оброблення внутрішніх поверхонь водолічильника KB-10 для усунення приливів, іржі, пригарів. Дані недоліки внутрішніх поверхонь є дуже небезпечними для експлуатації водолічильника оскільки, вода, яка буде протікати через водолічильник, з часом змиває дані нарости на внутрішній поверхні і вони мають схильність скупчуватися і закупорювати прохід води, або призводять до заклинювання оберտальної крильчатки, яка рахує витрату води.

Щоб досягнути максимальної продуктивності при обробці даної частини корпусу водолічильника виникла ідея замінити дрібоструменеве оброблення на абразивоструменеве оброблення як більш прогресивне та продуктивне.

Експериментальне абразивоструменеве оброблення внутрішніх поверхонь водолічильника КВБ-10 полягає у застосуванні різних змінних технологічних параметрів таких як: фракційний склад абразивних частинок, тиск суміші основного потоку абразивних частинок і повітря, час оброблення поверхні.

Наведемо опис проведення одного із серії експериментів на приклад оброблення поверхні №18.

1. При проведенні експерименту необроблену внутрішню поверхню корпусу водолічильника було розрізано на 60 окремих невеликих шматочків. Необроблена поверхня №18 зображена на рис. 2.

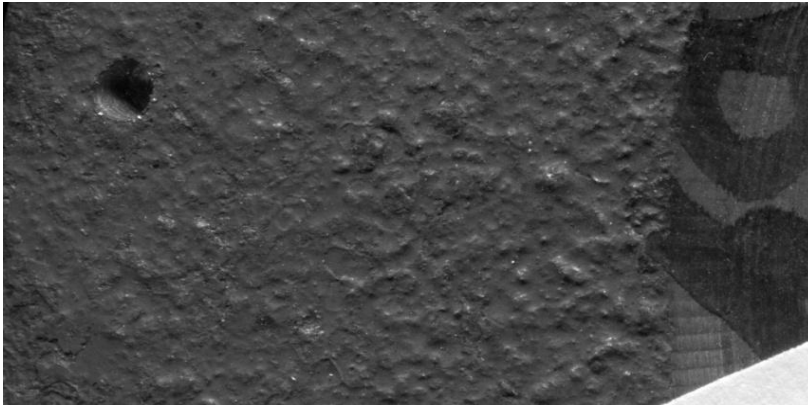


Рис. 2. Необроблена внутрішня поверхня №18 корпусу водолічильника КВБ-10

Як видно з рис. 2, поверхня №18 містить на собі приливи та припіки від лиття та сліди корозії. Для забезпечення працездатності деталі вцілому дані поверхневі дефекти необхідно усунути. Варто відмітити, що на поверхні просвердлено глухий отвір, який служить точкою відліку дослідної ділянки поверхні.

2. Поверхня №18 піддавалася наступним технологічним параметрам

абразивоструменевого оброблення:

- фракційний склад абразиву – річковий пісок з переважаючим вмістом фракцій розміром від 0,1 мм до 0,2 мм;
- час оброблення – 15 с абразивоструменевого оброблення поверхні №18;
- тиск суміші основного потоку повітря з абразивом - 0,7 МПа.

3. Після абразивоструменевого оброблення було отримано очищену поверхню №18, яка зображена на рис. 3.

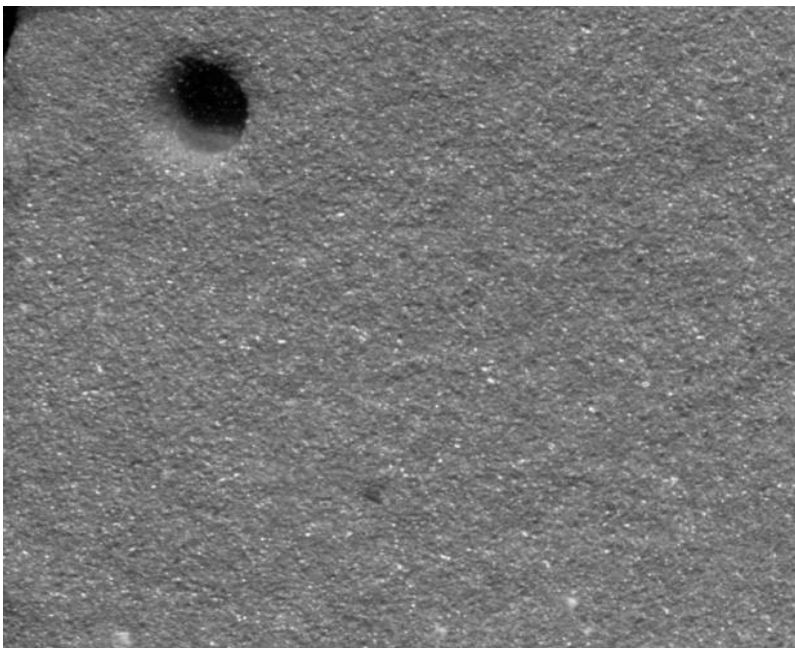


Рис.3. Поверхня №18 після абразивоструменевого оброблення

4. Наступний етап у дослідженні поверхні – аналіз її параметрів шорсткості до і після абразивоструменевого оброблення.

Отже отримані зображення, відскановані з роздільною здатністю 25 млн пікселів/см², поверхні №18 до і після оброблення, піддалися редагуванню для отримання квадратної дослідної ділянки розміром 10 x 10 мм, які розміщуються на визначеному місці відносно глухого отвору який присутній на дослідній поверхні №18. Зображення необробленої та обробленої ділянки поверхні №18

наведено на рис. 4 та рис. 5. відповідно.

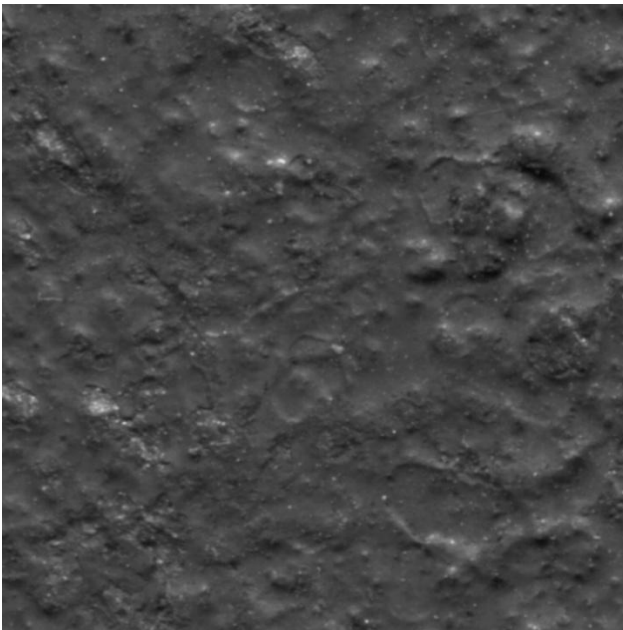


Рис. 4. Необроблена ділянка розміром 10 x 10 мм поверхні №18

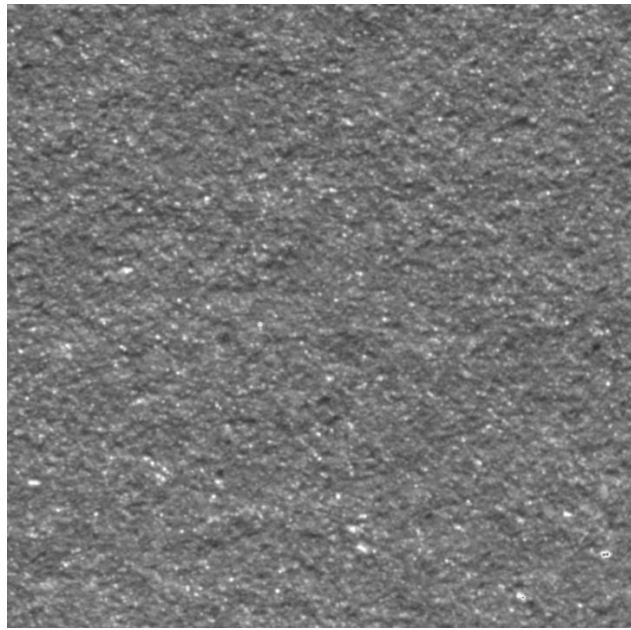


Рис. 5. Оброблена ділянка розміром 10 x 10 мм поверхні №18

Візуально можна оцінити наведені вище ділянки поверхонь і дійти висновку, що усунення приливів, пригарів та слідів корозії відбулося в повній мірі.

Для точного визначення шорсткості ділянок поверхонь було використано програмне забезпечення Gwyddion v.2.41 для аналізу зображень визначених поверхонь [2, 3, 4, 5]. Для аналізу шорсткості використовувалися наступні параметри зображення:

- формат файлу – JPEG;
- розмір зображення – 10 x 10 мм або 5000 x 5000 пікселів;
- палітра зображення - чорно-біла з відтінками сірого.

Вікно програми Gwyddion v.2.41 з проаналізованим зображенням ділянки 10 x 10 мм необробленої поверхні №18 зображено на рис. 6.

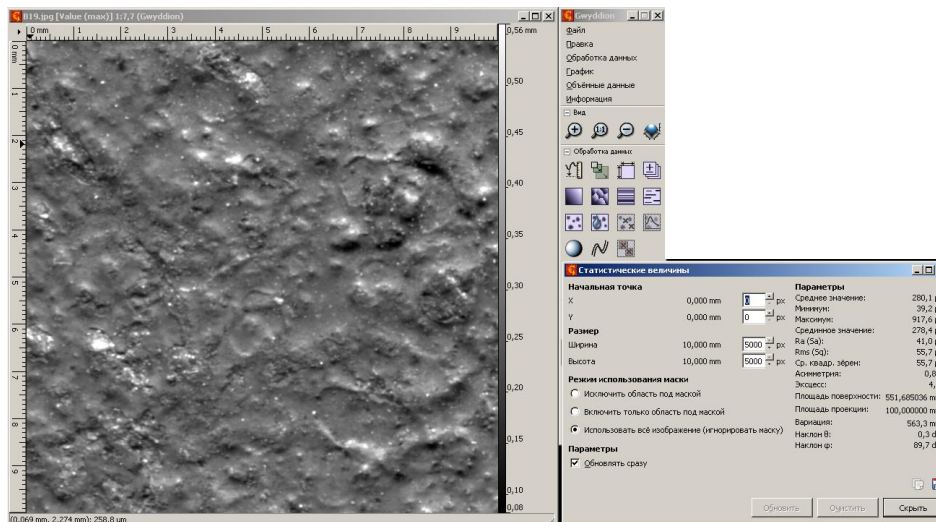


Рис. 6. Інтерфейс програмного забезпечення Gwyddion v.2.41 з проаналізованим зображенням ділянки 10 x 10 мм необробленої поверхні №18

Використане програмне забезпечення аналізує зображення і визначає геометричну висоту між найсвітлішим і найтемнішим пікселем зображення, що відповідають геометричній висоті між найвищим піком і найглибшою впадиною дослідної поверхні деталі. З рис. 6 видно, що після автоматичного калібрування (усунення недоліків сканування) зображення висота між найтемнішим і найсвітлішим пікселем рівна $0,56 - 0,08 = 0,48$ мм. Далі після автоматичного статистичного аналізу шорсткості за параметром Ra всієї поверхні площею 10 x 10 мм отримано

значення $Ra = 41$ мкм, що не задовольняє вимогам готової деталі, яка містить дану поверхню, тому вона підлягає обов'язковій обробці, в нашому випадку абразивоструменевому обробленню.

Для аналізу ділянки обробленої поверхні №18 було проведено більш уточнене визначення шорсткості. Для максимально точного введення параметра коригування висоти між найвищим піком і найнижчою впадиною було проведено по 3 вимірювання шорсткості кожної з ділянок на профілографі-профілометрі моделі 202 заводу "Калібр" (рис. 7). Даний вимірювальний прилад пройшов модернізацію для його підключення до персонального комп'ютера з можливістю в режимі реального часу в програмі PowerGraph будувати профіль вимірювальної деталі з можливістю оцінки геометричних розмірів усіх коливань вимірювального щупа.



Рис. 7. Модернізований профілограф-профілометр моделі 202 заводу "Калібр"

Отримані профілограми трьох ліній зображено на рис. 8-9 відповідно. Аналізуючи три профілограми різних проміжків ділянки, враховуючи геометричну нерівність форми поверхні було визначено, що усереднене статистичне значення висоти між найвищим піком і найнижчою впадиною рівне 93 мкм. Отже, застосуємо знайдене значення при аналізі шорсткості ділянки поверхні №18 в програмному забезпеченні Gwyddion v.2.41 [6]. Параметри зображення аналогічні, що й зображення необробленої поверхні, тобто:

- формат файлу – JPEG;
- розмір зображення – 10 x 10 мм або 5000 x 5000 пікселів;
- палітра зображення - чорно-біла з відтінками сірого.

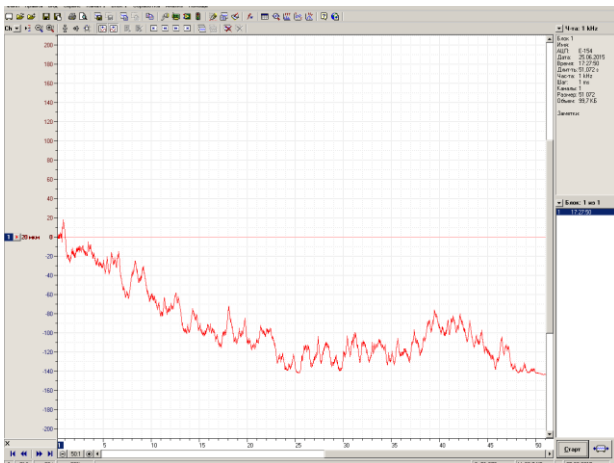


Рис. 8. Профілограма першої лінії на ділянці обробленої поверхні №18

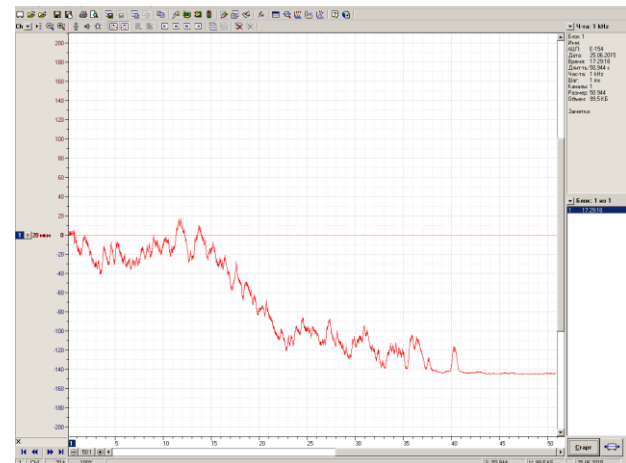


Рис. 9. Профілограма другої лінії на ділянці обробленої поверхні №18

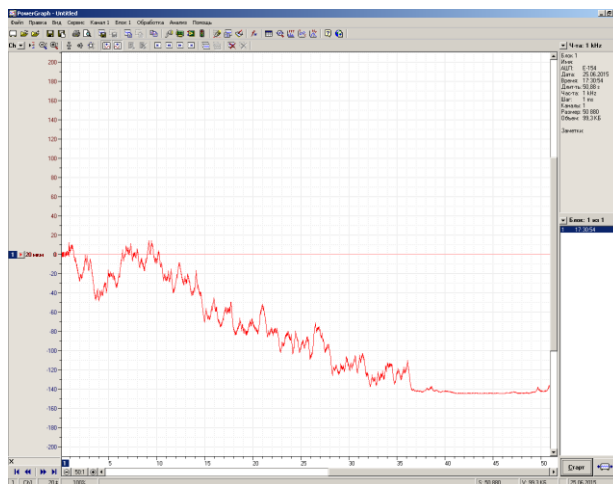


Рис. 10. Профілограма третьої лінії на ділянці обробленої поверхні №18

Отже вікно програми Gwyddion v.2.41 з проаналізованим зображенням ділянки 10 x 10 мм обробленої поверхні №18 зображено на рис. 11.

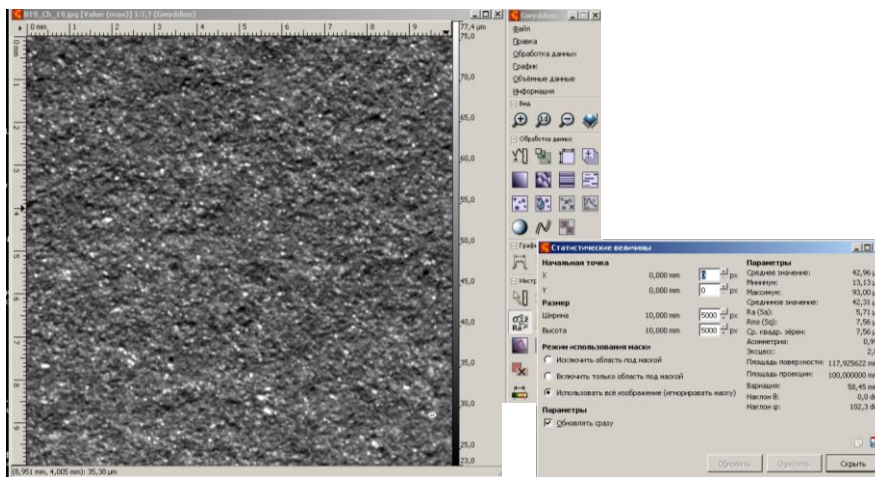


Рис. 11. Інтерфейс програмного забезпечення Gwyddion v.2.41 з проаналізованим зображенням ділянки 10 x 10 мм обробленої поверхні №18

З рис. 11 видно, що після автоматичного калібрування (усунення недоліків сканування) зображення висота між найтемнішим і найсвітлішим пікселем рівна $77,4 - 23,0 = 54,4$ мкм.

Далі після автоматичного статистичного аналізу шорсткості за параметром Ra всієї поверхні площею 10 x 10 мм отримано значення $Ra=5,71$ мкм, що повністю

задовольняє параметру шорсткості готової деталі.

Аналогічним чином були проведені усі інші необхідні експерименти по дослідженню 20 інших ділянок поверхні корпусу водолічильника з різними технологічними параметрами абразивоструменевого оброблення. Профілограми ділянок наведено в додатку В.

В табл. 1 наведено результати оброблення 20 ділянок поверхні водолічильника абразивоструменевим обробленням при різних технологічних режимах та методом описаним вище визначена отримана шорсткість поверхонь.

Таблиця 1.

Результати експериментальних досліджень абразивоструменевого оброблення

№ п/п	Тиск повітря основного потоку, МПа	Час оброблення, с	Переважаючий фракційний склад абразиву, мм	Шорсткість обробленої ділянки поверхні Ra, мкм	Шорсткість необробленої ділянки поверхні Ra, мкм
1	0,6	5	від 0,2 до 0,315	24,8	43,2
2	0,65	5	від 0,2 до 0,315	15,6	40,3
3	0,7	5	від 0,2 до 0,315	14,3	39,6
4	0,55	5	від 0,2 до 0,315	19,9	48,3
5	0,5	5	від 0,2 до 0,315	9,1	49,7
6	0,6	15	від 0,2 до 0,315	5,6	37,8
7	0,65	15	від 0,2 до 0,315	6,6	32,2
8	0,7	15	від 0,2 до 0,315	6,6	68
9	0,55	15	від 0,2 до 0,315	8	55,1
10	0,5	15	від 0,2 до 0,315	7,1	46
11	0,6	5	від 0,1 до 0,2	13,5	43
12	0,65	5	від 0,1 до 0,2	13	42,1
13	0,7	5	від 0,1 до 0,2	10,7	34,4
14	0,55	5	від 0,1 до 0,2	10,5	33,5
15	0,5	5	від 0,1 до 0,2	7,8	39,5
16	0,6	15	від 0,1 до 0,2	11,1	32,8
17	0,65	15	від 0,1 до 0,2	7,6	42
18	0,7	15	від 0,1 до 0,2	8,6	41
19	0,55	15	від 0,1 до 0,2	12,8	39,7
20	0,5	15	від 0,1 до 0,2	10,7	43

Згідно технологічного процесу виготовлення деталі водолічильника КВБ-10 на контрольній операції 180 перевіряється відсутність приливів, слідів іржі та пригарів із забезпеченням шорсткості поверхні Rz 40, що відповідає еквівалентній не більшій величині Ra 12,5.

Аналізуючи табл. 1, даний параметр шорсткості забезпечується при режимах, що застосовуються в дослідженнях при порядкових номерах 5, 6, 7, 8, 9, 10, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 20. В результаті при експериментальному дослідженні було виявлено, що абразивоструменеве оброблення внутрішньої поверхні водолічильника з сірого чавуну марки СЧ 20 виготовленого литтям, доцільно проводити з використанням абразиву фракційного складу від 0,1 мм до 0,2 мм та часу оброблення 5 с. Дані режими є найбільш раціональними і забезпечують вимоги шорсткості до поверхні даної деталі.

Список використаних джерел:

1. Sychuk V. Developing new design and investigating porous nozzles for abrasive jet machine / V. Sychuk, O. Zabolotnyi, A. McMillan // "Порошковая металлургия" Международный научно-технический журнал. Выпуск 9,10 (499) (сентябрь/октябрь 2014) – Киев: Институт проблем материаловедения, 2014. – С. 136-142.
2. Прэтт У. Цифровая обработка изображений / У. Прэтт. – Пер с англ. М.: Мир. – 1982. Т.2. – 480 с.
3. Пуятин Е.П. Обработка изображений в робототехнике / Е.П. Пуятин, С.И. Аверин. – М.: Машиностроение, 1990. – 320 с.
4. Стась О.М. Комп'ютерні методи дослідження в металографічному аналізі / О.М. Стась, В.П. Гаврилюк // Методи дослідження та контролю якості металів. – 2000. – №1-2. – С. 48-52.
5. Повстяной О.Ю. Металографічний аналіз та обробка зображень мікроструктури сопел для пікоструменевої обробки, які виготовляються методами порошкової металургії / О.Ю. Повстяной, В.А. Сичук, А. Макмиллан, В.Д. Рудь, О.В. Заболотний // "Порошковая металлургия" Международный научно-технический журнал. Выпуск 3,4 (502) (март/апрель 2015) – Киев: Институт проблем материаловедения, 2015. – С. 136-143.
6. [Електронний ресурс] <https://www.youtube.com/playlist?list=PL7D2C352DE3927478> – AFM Tutorials Gwyddion.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.746.55.:621.771.07

Т.С. Скобло, А.К. Автухов, Е.Л. Белкин*Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства
имени Петра Василенка***МЕТОДИКА РАСЧЕТА ТЕРМИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРОКАТНЫХ ВАЛКАХ ПРИ ИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

Разработана методика расчета термических деформаций и температурных напряжений возникающих во время кристаллизации в прокатных валках с гладкой бочкой. Данная методика дает возможность при расчетах учитывать объемность задачи и возникновение пластических деформаций от неравномерности распределения при кристаллизации температур и структурных превращений. Полученные расчетные формулы позволяют определить развитие термических деформации и температурных напряжений в отливках прокатных валков во время кристаллизации.

Ключевые слова: кристаллизации чугунных отливок, термическая деформация, термические напряжения, распределения температуры, структурные превращения

Т.С. Скобло, А.К. Автухов, Е.Л. Белкин*Харківський національний технічний університет сільського господарства
імені Петра Василенка***МЕТОДИКА РОЗРАХУНКУ ТЕРМІЧНИХ ДЕФОРМАЦІЙ І ТЕМПЕРАТУРНИХ НАПРУГ У ПРОКАТНИХ ВАЛКАХ ПРИ ЇХ КРИСТАЛІЗАЦІЇ**

Розроблено методику розрахунку термічних деформацій і температурних напружень, що виникають під час кристалізації в прокатних валках з гладкою бочкою. Дана методика дає можливість при розрахунках враховувати об'ємність завдання і виникнення пластичних деформацій від нерівномірності розподілу при кристалізації температур і структурних перетворень. Отримані розрахункові формули дозволяють визначити розвиток термічних деформацій і температурних напружень у виливках прокатних валків під час кристалізації.

Ключові слова: кристалізації чавунних виливків, термічна деформація, термічні напруги, розподілу температури, структурні перетворення

T.S. Skoblo, A.K. Avtukhov, E.L. Belkin*Kharkiv National Technical University of Agriculture named after P. Vasilenko***THE METHOD OF CALCULATION THERMAL DEFORMATIONS AND THERMAL STRESSES IN THE MILL ROLLS DURING CRYSTALLIZATION**

The method of calculation thermal deformations and thermal stresses which arises during crystallization in the mill rolls with a flat body of roll barrel was designed. This method allows to consider the size of the task and the occurrence of plastic deformation from unevenness of distribution during crystallization and structural transformation when calculating. The obtained formulas allow us to determine the development of the thermal deformation and thermal stresses in the casting mill rolls during crystallization. The developed technique should be used in the calculation of new technological processes and casting parameters to minimize the permanent thermal deformation and thermal stresses, which provide energy resources saving, to exclude use of high-cost thermic processes.

Keywords: crystallization of iron casting, thermal deformation, thermal stresses, temperature distribution, structural transformation

Постановка проблеми. При кристаллизации чугунных отливок листопрокатных валков, вследствие неравномерного распределения температуры и протекания структурных превращений в значительном интервале – 500-700°C, возникают напряжения, влияющие на формирование свойств и уровень твердости в валке. Учитывая жесткие требования к эксплуатационным характеристикам прокатных валков, включающие, в первую очередь, высокую износостойкость и твердость контактной поверхности, необходимо регламентировать кинетику изменения температуры в изделии во время охлаждения отливки. Для этого важно оценить термические деформации и напряжения, возникающие при их кристаллизации [1].

Анализ исследований и публикаций. Проведенный анализ литературных источников показал, что в настоящее время выполнено достаточно большое количество разработок по прогнозированию остаточных напряжений в прокатных валках. Но следует отметить, что они, в основном, касаются определения остаточных напряжений и моделирования структурного состояния валков после термической обработки [2-6]. В работах [7,8] выполнено математическое моделирование кристаллизации отливок. Но эти разработки касаются производства сортопрокатных валков отливаемых в профилированные формы или формы с закладными кольцами, что существенно отличается от листопрокатных, отливаемых центробежным методом. Методика расчета термических деформаций и температурных напряжений в валках отсутствует.

Цель работы – разработать методику расчета термических деформаций и температурных напряжений при кристаллизации в двухслойных прокатных валков отлитых центробежным способом.

Изложение основного материала. За основу расчета термических деформаций и напряжений принята методика, описанная в работе [9], но существенно переработанная.

Идея В.В. Абрамова основана на том, что сумма проекций сил от неравномерного распределения температур на каждую ось координат должна равняться нулю. Например, если брусок даже неравномерного сечения по длине нагрет неравномерно, то можно легко найти такую среднюю температуру, относительно которой минимум проекций сил будет равен нулю. То есть,

$$\sum_{k=1}^n [\beta(T_k - T) m_k F_k] = 0, \text{ где} \quad (1)$$

T_k - температура в точке с индексами k ;

β - коэффициент линейного расширения;

T - искомая температура;

m_k - модуль упругости, зависящий от температуры, принятый в работе рассчитывали по эмпирической формуле

$$m_k = (23.023 - \frac{3706}{10^6} T_k - \frac{892}{10^8} T_k^2) \cdot 1000 \quad (2)$$

F_k - площадь сечения в точке k .

Деформация от тепловой нагрузки равна

$$\varepsilon_k = \beta(T_k - T) \quad (3)$$

Напряжение тепловой нагрузки рассчитывается по закону Гука:

$$\sigma_k = m_k \varepsilon_k \quad (4)$$

Сила S_k равна произведению напряжения на площадь:

$S_k = \sigma_k F_k = m_k \beta(T_k - T) F_k$, то есть, под знаком суммы действует условие равновесия сил

$\sum_{k=1}^n S_k = 0$. Таким образом, искомое значение T , из приведенной выше суммы, определяли по формуле:

$$T = \frac{\sum_{k=1}^n \beta T_k m_k F_k}{\sum_{k=1}^n m_k F_k} \quad (5)$$

Однако, принцип В.В. Абрамова многое не учитывает. Например, объемность задачи и возникновение пластических деформаций от неравномерности распределения температур при кристаллизации и - от структурных превращений. Поэтому естественным образом метод В.В. Абрамова можно обобщить с помощью вариационного принципа минимума работы деформации. Кроме того, в теории пластичности существует две параллельные теории: одна деформационная, по которой сделаны приведенные выше выкладки, другая - теория пластического течения. Второе обобщение принципа В.В. Абрамова относится именно к последней теории. Ее еще можно назвать теорией приращения деформаций, если под скоростью деформации понимать ее приращение за одинаковый период времени. При достаточно малом промежутке времени приращение деформации приближенно будет равно скорости деформации. Однако, к величине промежутка времени нужно предъявить еще дополнительные требования. Одно из них – промежуток, который должен быть такой, чтобы температурная в данный момент деформация не очень сильно превышала предельно упругую. Это требование не очень принципиальное, но желательное для быстрого поиска средней деформации, обеспечивающей равновесие или минимум ее работы в вариационной постановке задачи. С другой стороны, промежуток времени, о котором идет речь, не должен быть и слишком маленьким, чтобы не

препятствовать релаксации напряжений. Под релаксацией напряжений в этом случае понимаем пластическую разгрузку. Если деформация превышает предельно упругую, то после разгрузки она равна предельно упругой. На самом деле она немного больше предельно упругой за счет упрочнения. Многочисленные расчеты, проведенные с помощью методики такой жестко пластической разгрузки показали ее работоспособность как при изгибе, например, рельсов на холодильнике, размещенные после прокатки, так и при правке проката[1].

Остается еще случай структурных превращений. В этом варианте происходит структурная деформация, скорее всего, не меньше предельно упругой. По известным публикациям, она находится в пределах 0.001-0.002. Для случая структурных деформаций, как показывают наши многочисленные расчеты, ее нельзя распределять по времени в пределах фазовых превращений, а следует учитывать один раз – сразу после окончания превращений. То есть, промежуток времени, о котором идет речь, не имеет значения.

Исходя из вышесказанного, запишем вариационный принцип в виде:

$$A = \sum_{k=1}^n [\beta(T_{kl-1} - T_{kl} - \Delta T_l) + \varepsilon_{okl-1}]^2 m_{kl} v_{kl} = \min \quad (6)$$

Деформацию оценивали как:

$$\varepsilon_{kl} = \beta(T_{kl-1} - T_{kl} - \Delta T_l) + \varepsilon_{okl-1} \quad (7)$$

k - номер интервала сеточной области;

l - номер интервала расчета по времени

T_{kl} - температурный интервал с индексами kl ;

T_{kl-1} - температура интервала с индексами $kl-1$, то есть, в предыдущий момент времени расчета;

m_{kl} - модуль упругости k -го интервала;

v_{kl} - объем k -го интервала;

ε_{okl-1} - остаточная деформация от расчета в предыдущий момент времени (в начальный момент она принята равной нулю);

ΔT_l - величина, значение которой определяется из условия минимума A .

Деформация ε_{kl} умноженная на модуль упругости m_k (его расчет приведен выше) - есть напряжение. Поэтому под знаком суммы действительно работа деформации.

Определим ΔT_l , дифференцируя A по ΔT_l и, приравнявая производную к нулю:

$$\frac{\partial A}{\partial \Delta T_l} = -2\beta \sum_{k=1}^n [\beta(T_{kl-1} - T_{kl} - \Delta T_l) + \varepsilon_{okl-1}] m_k v_k = 0 \quad (8)$$

Обозначим

$$c = \sum_{k=1}^n [\beta(T_{kl-1} - T_{kl}) + \varepsilon_{okl-1}] m_k v_k \quad (9)$$

$$d = \sum_{k=1}^n \beta m_k v_k \quad (10)$$

$$\text{Тогда из } \sum_{k=1}^n [\beta(T_{kl-1} - T_{kl} - \Delta T_l) + \varepsilon_{okl-1}] m_k v_k = c - d\Delta T_{cprl} = 0, \text{ получим} \quad (11)$$

$$\Delta T_{cprl} = \frac{c}{d} = \left\{ \sum_{k=1}^n [\beta(T_{kl-1} - T_{kl}) + \varepsilon_{okl-1}] m_k v_k \right\} / \sum_{k=1}^n \beta m_k v_k \quad (12)$$

Из этой формулы следует, что если $T_{kl} \rightarrow T_k$, то $T_{kl-1} - T_{kl} \rightarrow 0$, то $\Delta T_{cprl} \rightarrow \frac{\varepsilon_{ok}}{\beta}$

Оценим значение принимаемой работы деформации, согласно полученной формуле для ΔT_{cprl}

$$A = \sum_{k=1}^n [\beta(T_{kl-1} - T_{kl} - c/d) + \varepsilon_{okl-1}]^2 m_{kl} v_{kl} = A_1 + A_2 + A_3, \text{ где}$$

$$A_1 = \sum_{k=1}^n [\beta(T_{kl-1} - T_{kl}) + \varepsilon_{okl-1}]^2 m_{kl} v_{kl}$$

$$A_2 = \sum_{k=1}^n [\beta(-c/d)]^2 m_{kl} v_{kl} = \beta \frac{c^2}{d^2} \sum_{k=1}^n m_{kl} v_{kl} = \beta \frac{c^2}{d}$$

$$A_3 = -2\beta c/d \sum_{k=1}^n [\beta(T_{kl-1} - T_{kl}) + \varepsilon_{okl-1}] m_{kl} v_{kl}$$

$$A_3 = -2\beta/d \left\{ \sum_{k=1}^n [\beta(T_{kl-1} - T_{kl}) + \varepsilon_{okl-1}] m_{kl} v_{kl} \right\}^2 = -2\beta \frac{c^2}{d}$$

$$A = A_1 - \beta \frac{c^2}{d}$$

То есть, при $T_{kl-1} - T_{kl} \rightarrow 0$ работа деформации соответствует

$$A = A_1 - \beta \frac{c^2}{d} \quad A_1 = \sum_{k=1}^n [\varepsilon_{ok}]^2 m_k v_k - \beta \left\{ \sum_{k=1}^n [\varepsilon_{ok}] m_k v_k \right\}^2 / \sum_{k=1}^n \beta m_k v_k = 0 \quad (13)$$

Иногда дискутируется вопрос, сохраняется ли равновесие системы при разгрузке. Это можно объяснить тем, что если и есть небольшая неравновесность, то она связана с зонами локальной пластической деформации, которых в рассматриваемой технологии немного.

Определив ΔT_l , рассчитывали деформацию на этапе l (она уже приведена выше)

$$\varepsilon_{kl} = \beta(T_{kl-1} - T_{kl} - \Delta T_l) + \varepsilon_{okl-1}.$$

Обозначим через $\varepsilon_{0.2}$ предельно упругую деформацию. Тогда, остаточная деформация после этапа расчета l , исходя из описания жестко пластической разгрузки, равна:

$$\varepsilon_{kl}, \text{ если } |\varepsilon_{kl}| \leq \varepsilon_{0.2}$$

$$\varepsilon_{okl} = \varepsilon_{kl} / |\varepsilon_{kl}| \cdot \varepsilon_{0.2}, \text{ если } |\varepsilon_{kl}| > \varepsilon_{0.2}$$

Соответственно, остаточное напряжение будет равно:

$$\sigma_{okl} = \varepsilon_{okl} m_k \quad (14)$$

Структурную деформацию учитывали в случае, когда температура $T_{kl} \leq T_{s_1}$, а $T_{kl-1} \geq T_{s_1}$,

где T_{s_1} - температура конца структурных превращений.

В этом случае

$$\varepsilon_{okl} = \varepsilon_{okl} + \varepsilon_{0.2}$$

Приведенный выше расчет подробно описан для тангенциальной деформации.

Для радиальной - знаки будут обратными.

Выводы. В результате выполненной работы разработана методика расчета термических деформаций и температурных напряжений возникающих во время кристаллизации в прокатных валках с гладкой бочкой. Данная методика дает возможность при расчетах учитывать объемность задачи и возникновение пластических деформаций от неравномерности распределения при кристаллизации температур и структурных превращений. Полученные расчетные формулы позволяют определить развитие термических деформации и температурных напряжений в отливках прокатных валков во время кристаллизации. Разработанную методику целесообразно использовать при расчете новых технологических процессов и параметров литья, для минимизации остаточных термических деформаций и температурных напряжений, которые

одночасно змогут забезпечити економію енергоресурсов, виключити застосування високотратної технології термічної обробки.

Список литературы.

1. Производство и применение прокатных валков: Справочник./ Т.С. Скобло, А.И. Сидашенко, Н.М. Александрова и др. Под ред. Проф. Т.С. Скобло-Х.: ЦД №1.2013-572с.
2. Вафин Р.К. Прочность термообрабатываемых прокатных валков/ Р.К.Вафин, А.М.Покровский, В.Г. Лешковцев // М.: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. 264 с.
3. Коробейник В.В. Снижение остаточных напряжений при отжиге чугуновых валков/ В.В. Коробейник, С. И. Рудюк, В.И. Вакула и др. // Литейное производство, 1979, № 9, с. 4-6.
4. Моделирование структурного состояния и напряжений в прокатных валках при индукционной закалке / Бочектуева Е.Б. [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 9. С. 40-43.
5. Бочектуева Е.Б. Расчет температурно – структурного и напряженного состояний при термической обработке прокатных валков // Современная техника и технологии: Сб. трудов XVI международной научно – практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых. Томск, 2010. Том 1. С. 303 – 304.
6. Покровский А.М. Математическое моделирование температурноструктурного и напряженного состояния при закалке композитных прокатных валков / А.М. Покровский, В.Г. Лешковцев [и др.] // Сталь. - 2006 - №2. - С.60 - 63.
7. Анализ температурных полей отливок прокатных валков при кристаллизации / [Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Бурцев С.А., Сидашенко А.И.] // Промышленность. Focus Plus. [Ежемесячн. промышл. журнал]. - 2012.-№8.- С.36-44.
8. Скобло Т.С. Оценка напряжений и деформаций в прокатных валках при их кристаллизации / Скобло Т.С., Сидашенко А.И., Бурцев С.А., Власовец В.М., Попов С.Н., Погорелов В.Я., Соколов Р.Г. // Ресурсозберігаючі технології матеріалів та обладнання у ремонтному виробництві: Вісник ХНТУСГ, вип. 96 – Харків. 2010. – С.297-309.
9. Абрамов В.В. Остаточные напряжения и деформации в металлах. Расчеты методом расчленения тела/В.В. Абрамов.- М.: Машгиз, 1963.-356с.

Рецензенты: заместитель генерального директора ГП «УКРНТЦ «ЭНЕРГОСТАЛЬ», к.т.н. Рудюк А.С., профессор кафедры технологические системы ремонтного производства д.т.н., проф. Власовец В.М..

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК:62-192:658.511

В.О. Слащук, О.О. Слащук
Хмельницький національний університет
**ВИЗНАЧЕННЯ КІЛЬКІСНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕСУ ТЕРТЯ В РЕЖИМІ
РЕАЛЬНОГО ЧАСУ**

Запропоновано метод визначення кількісних характеристик процесу тертя. Суть методу полягає у поєднанні акустичного аналізу процесу тертя та класичного аналізу гістерезисних петель.

Ключові слова: тертя, акустична емісія, коефіцієнт проковзування.

В.О. Слащук, О.О. Слащук
Хмельницький національний університет
**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЧИСЛОВЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕССОВ ТРЕНИЯ В РЕЖИМЕ
РЕАЛЬНОГО ВРЕМЕНИ**

Предложен метод определения числовых характеристик процесса трения. Суть метода заключается в сочетании акустического анализа процесса трения и классического анализа петель гистерезиса.

Ключевые слова: трение, акустическая эмиссия, коэффициент проскальзывания.

V. Slashchuk, O. Slashchuk
Khmelnytsky National University
**DETERMINATION OF QUANTITATIVE CHARACTERISTICS OF FRICTION IN REAL
TIME**

In this article presented the method for determining the quantitative characteristics of friction. The method is combination of acoustic analysis of friction and classical analysis of hysteresis loops.

Keywords: friction, acoustic emission, slip coefficient.

Постановка проблеми. Існує проблема дослідження фрикційних з'єднань або вузлів без втручання в їх роботу та розвантаження. Це стосується всіх перехідних режимів роботи, в яких можуть виникати «нерегламентовані» та аварійні випадки, які впливають на процес зношування. Опис та виявлення подібних явищ і досі становлять високу складність, адже вимагають реєстрацію даних в режимі онлайн.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Процес тертя не являється стаціонарним. При взаємному проковзуванні двох тіл відбувається схоплення, зрив, зрізання мікронерівностей контактуючих поверхонь. Складність протікання таких процесів змушують шукати нові методи аналізу, які здатні надати інформацію про явища, що відбуваються в зоні тертя і оцінити реальний ресурс роботи пари тертя [1, 2].

Перехідні режими експлуатації машин і механізмів (увімкнення, вимкнення, зміна робочих параметрів) є аварійно-небезпечними в зв'язку із значно вищим рівнем інерційних навантажень – в порівнянні з встановленими режимами [3, 4].

Постановка завдань. В роботі поставлено мету – описати метод аналізу явищ, що протікають в номінально-нерухомому фрикційному з'єднанні (ННФЗ) в режимі реального часу. Суть методу полягає у поєднанні акустичного аналізу процесу тертя та класичного аналізу гістерезисних петель.

Викладення основного матеріалу. Для забезпечення нормальної роботи контактів необхідно використовувати методи, що дають змогу визначити кількісні характеристики стану трибовузла. Значною проблемою існуючих методів є необхідність зупиняти роботу і знімати навантаження з контакту. Нами пропонується метод, який дає змогу визначити кількісні характеристики процесу тертя в режимі реального часу.

Дослідження проводились на спеціалізованому обладнанні для дослідження матеріалів в умовах динамічного контактного навантаження. На рисунку 1 та рисунку 2 зображено загальний вигляд дослідної установки.

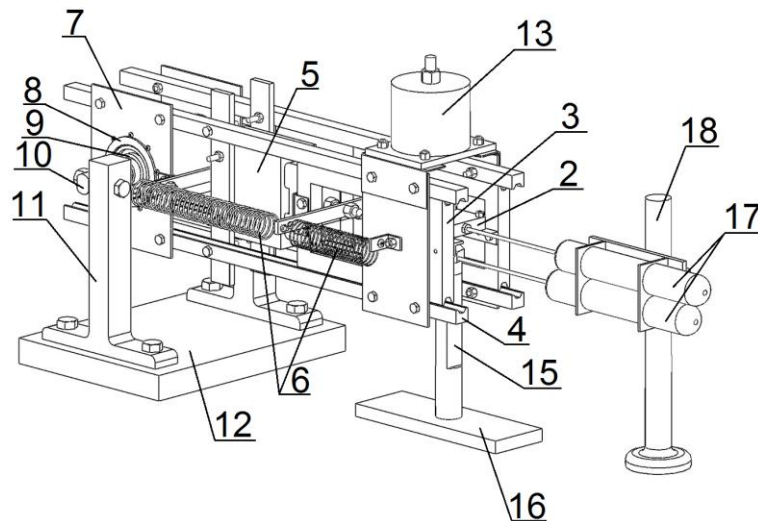


Рис. 1. Загальний вигляд установки

Зразок 1 жорстко закріплюється в тримачі 2. Тримач 2 являється конструктивним елементом каретки 3, що рухається по направляючих 4. Зворотньо-поступальний рух забезпечує електромагніт 5, що прикріплений до направляючих 4, та система пружин 6, які необхідні для плавності ходу. Направляючі 4 закріплюються на пластинах 7, які прикручені до втулки 8. Всередині втулки 8 розміщуються чотири радіально-упорні підшипники 9, які насаджені на вал 10. Така конструкція забезпечує підйом та опускання рухомого елемента конструкції прототипу, а підшипники даного класу обрані для сприйняття навантаження як уздовж, так і поперек осі валу. Вал 10 закріплюється на стояках 11, що в свою чергу кріпляться до станини 12. Нормальне навантаження забезпечує вантаж 13, прикріплений до направляючих 4, який розміщений безпосередньо над зоною контакту. Контртіло 14 розміщується на тензобалці 15, що закріплена на окремій станині 16. Індуктивні датчики мікропереміщень 17 розташовуються на окремій станині 18 [5].

Установка працює наступним чином – досліджуваній зразок 1 закріплюється на каретці 3 у тримачі 2. На котушку електромагніта 5 подається сигнал заданої частоти, що призводить до зворотньо-поступального руху каретки 3, яка передає його досліджуваному контакту. Міняючи параметри сигналу живлення електромагніту 5 (частота та амплітуда струму) можна змінювати значення навантаження контакту. Регулювання нормального навантаження можна здійснювати вантажем 13. Вплив на вище описані фактори призводить до зміни величини та інтенсивності прикладених до з'єднання навантажень [5].

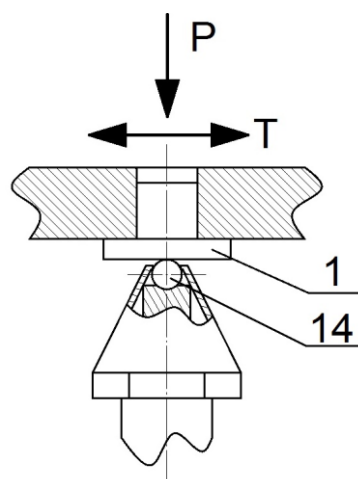


Рис. 2. Робочий вузол установки

Робочий вузол установки працює за схемою, що показана на рисунку 2, на якому схематично показані сили, що діють на з'єднання в процесі проведення експериментів (P – сила притискування, T – тангенціальна сила). Каретка коливається вздовж направляючих, передаючи знакозмінне навантаження на зразок. Зчеплення між зразком та контртілом здійснюється за

рахунок навантаження вантажем. При коливанні каретки в контакті виникають зусилля, які під час коливання каретки змінюються за складним законом [5].

Досліджувався зразок зі сталі 30ХГСА та кульки ШХ 15 діаметром 12 мм. у вигляді контртіла. Характер акустограми свідчить про степінь розсіювання енергії в контакті та контактну генерацію акустичних хвиль [6]. На рисунку 3.а представлена спектрограма на початку роботи установки (до 1000 циклів), 3.б – спектрограма після 528000 циклів (88 хв.), зруйнований контакт.

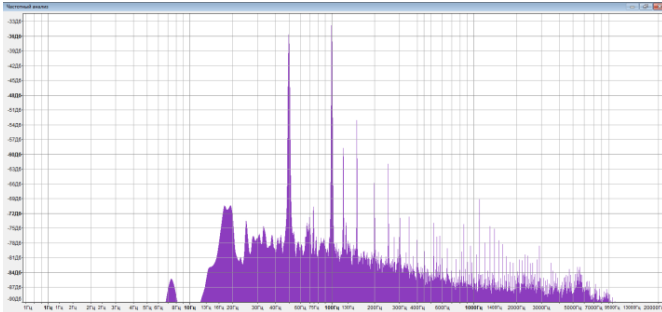


Рис. 3.б. Зруйнований контакт

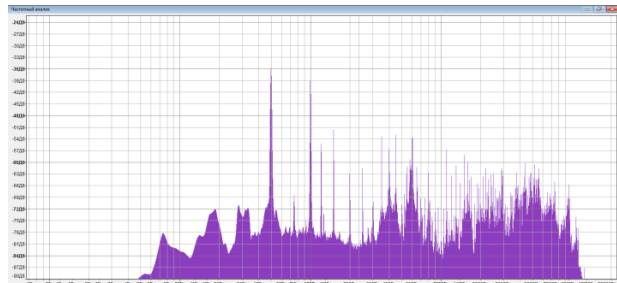


Рис. 3.а. Контакт в нормальному режимі роботи

Рис. 3. Спектрограми процесу тертя

Для отримання кількісних характеристик процесу зношування був введений коефіцієнт проковзування, найпростіший для обрахунку параметр петлі гістерезису, який характеризує степінь цілісності контакту [6].

Коефіцієнт проковзування являється напівякісним параметром, який дорівнює відношенню ширині петлі при нульовому значенні тангенціальної сили до подвійної величини амплітуди коливання контртіла (у нашому випадку кульки, яка закріплена в тензобалці). По осі ОХ відкладається відхилення контртіла, по осі ОУ – тангенціальна сила. Приклад побудованої петлі гістерезису показаний на рисунку 4.

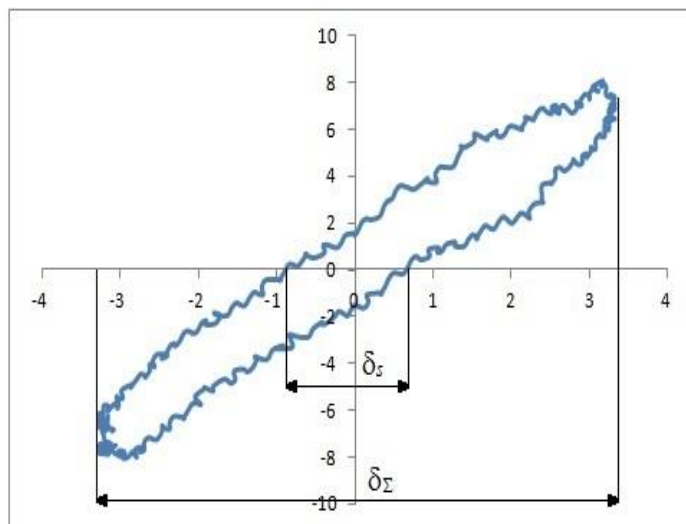


Рис. 4. До визначення коефіцієнт проковзування

Для визначення коефіцієнту проковзування використовується формула

$$\delta = \delta_s / \delta_z \tag{1}$$

На рисунку 5 показані петлі гістерезису, які відповідають спектрограмам.

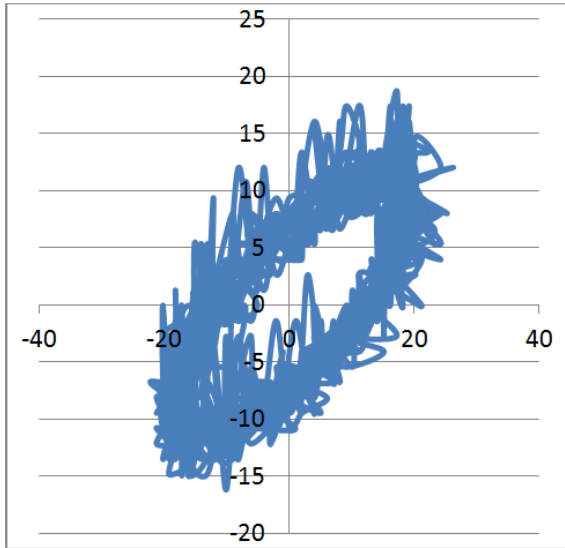


Рис. 5.а. Петля на початку до 1000 циклів

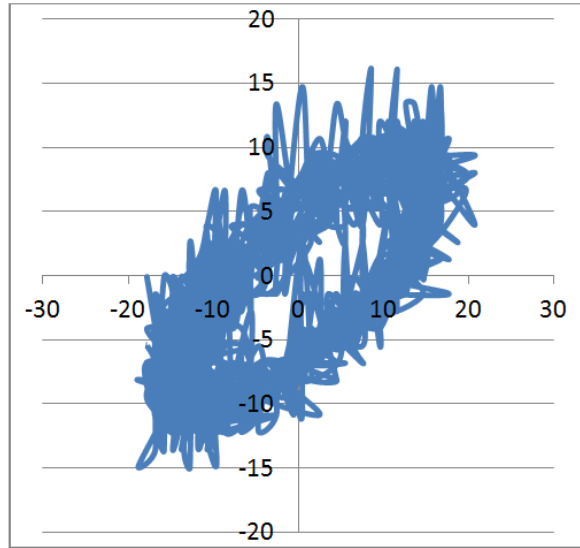


Рис. 5.б. Петля гістерезису 528000 циклів

Рис. 5. Петлі гістерезису

Коефіцієнт проковзування зростає в процесі тертя від 0,7 (при першому зніманні даних) до 0,92 (при останньому). Таке збільшення свідчить про втрату цілісності контакту і про поступове руйнування поверхонь ННФЗ. Графік зміни коефіцієнта проковзування показаний на рисунку 6.

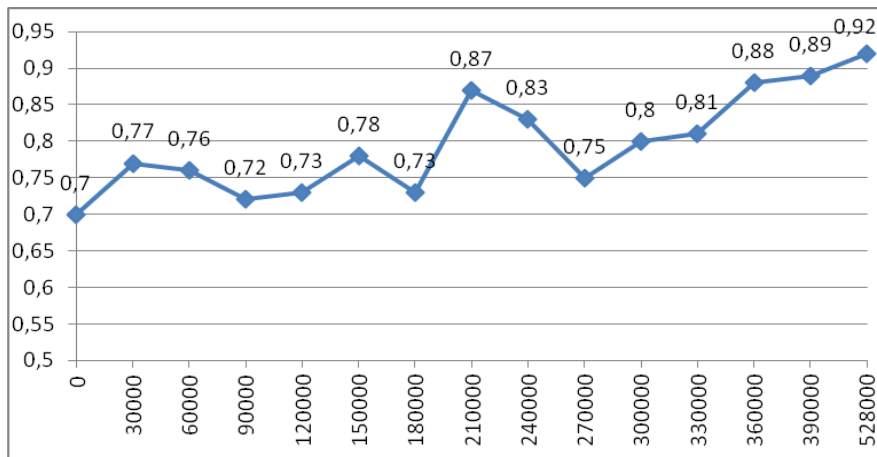


Рис. 6. Зміна коефіцієнта проковзування

Розглядаючи акустограму контактуючих поверхонь можна помітити ділянку зі зміною рівня звуку, який після $\approx 8,5$ секунд повертається до початкового рівня (рисунку 7).

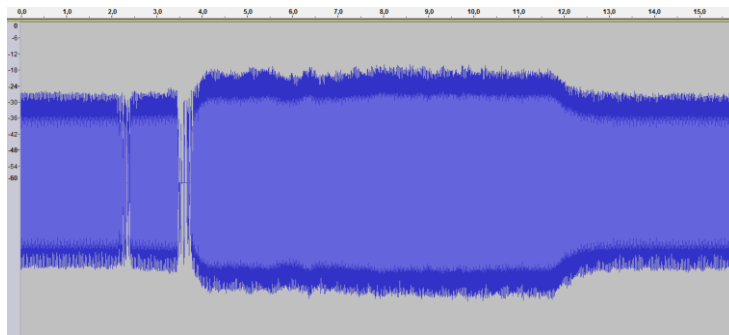


Рис. 7. Зміна рівня звуку в процесі тертя

Аналізуючи ділянку акустограми зі збільшенням масштабу, можна зробити висновок про втрату контакту на певний час роботи (рисунок 8).

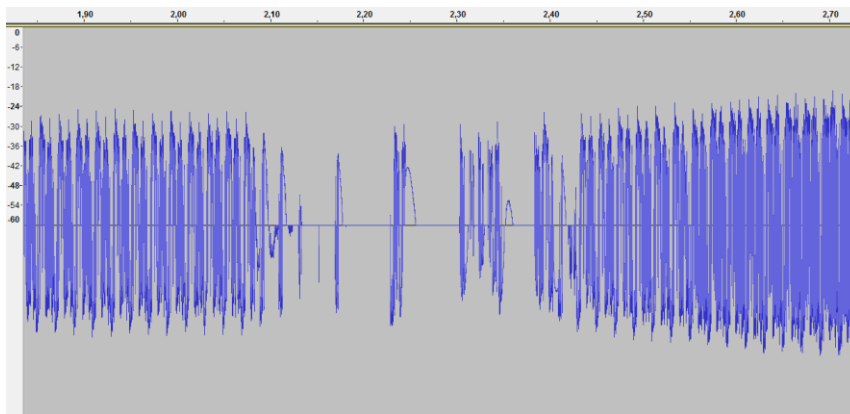


Рис. 8. Втрата контакту між поверхнями

Із спектрограм окремих ділянок акустичного ряду видно, що в момент «ненормативного» режиму збільшується спектр частот за рахунок генерації процесів ударного характеру, які ведуть до втрати цілісності контакту, генерації акустичних хвиль та вібрації усієї трибосистеми.

Повернення до нормального режиму тертя свідчить про тимчасовість руйнації контактних поверхонь локального характеру, що підтверджує адаптаційні можливості фрикційного контакту [7].

Висновки. Описаний в статті метод аналізу, який використовує два параметри, дає можливість визначити характер процесів, які протікають в з'єднанні та отримувати їхні кількісні характеристики в режимі реального часу.

Список використаних джерел:

1. Колубаев Е. А. Особенности акустического излучения при трении стали Гадфильда / Е. А. Колубаев, О.В. Сизова, С. А. Пупынин // Известия Томского политехнического университета. – 2011. Т.319. №2. – С. 62-66.
2. Francesco Massi. Structural modifications for squeal noise reduction: numerical and experimental validation / Francesco Massi, Laurent Baillet, Antonio Culla. // International Journal of Vehicle Design, Inderscience, 2009, 51 (1-2), pp.168-189.
3. Заспа Ю. П. Акустоемісійний аналіз перехідних режимів роботи машини тертя / Ю. П. Заспа, Ю. І. Шалапко, А. Л. Возняк // Проблеми трибології. - 2015. - № 1. - С. 6-10.
4. Заспа, Ю.П. Каскадний транспорт енергії збурень в системах динамічної контактної взаємодії [Текст] / Ю. П. Заспа, С. Г. Костогриз // Вісник Хмельницького національного університету. Технічні науки. – 2015. – № 1. – С. 47-52.
5. Патент України на корисну модель №94006 Установа для випробувань матеріалів в умовах динамічного контактного навантаження/ Курської В. С., Слащук В. О., Слащук О. О.; заяв. 05.05.2014, опуб. 27.10.2014, Бюл. №20.
6. Шалапко Ю. І. Еволюційні моделі фретинг-процесу у номінально-нерухомому фрикційному контакті : Дис. д-ра наук: 05.02.04 – 2009, ст. 113 – 127 .
7. Шалапко, Ю. І. Процеси фретинг-зношування та фретинг-втоми в номінально-нерухомих з'єднаннях деталей машин / Ю. І. Шалапко // Трибофатика : пр. симп., 23-27 верес. 2002 р., Тернопіль. – Т., 2002. – Т. 1. – С. 279–283.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.311

Смалько М.А.**АСПЕКТИ СТВОРЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ КОМПЛЕКСІВ УТИЛІЗАЦІЇ ТВЕРДИХ МЕТАЛЕВИХ РАДІОАКТИВНИХ ВІДХОДІВ**

Проаналізовано вимоги, запропоновані принципові рішення та описані аспекти по створенню модульних комплексів для утилізації металевих радіоактивних відходів і по їх роботі.

Ключові слова: металеві радіоактивні відходи, утилізації, дезактивація.

Смалько М.А.**АСПЕКТЫ СОЗДАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ КОМПЛЕКСОВ УТИЛИЗАЦИИ ТВЁРДЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ**

Проанализированы требования, предложены принципиальные решения и описаны аспекты по созданию модульных комплексов утилизации металлических радиоактивных отходов и по их работе.

Ключевые слова: металлические радиоактивные отходы, утилизация, дезактивация.

Smalko M.**ASPECTS ARE DESCRIBED FOR CREATIONS OF MODULAR COMPLEXES OF DECONTAMINATION OF METALLIC RADIOACTIVE WASTES**

Requirements are analyzed, fundamental solutions offer and aspects are described for creations of modular complexes of decontamination of metallic radioactive wastes and their work.

Keywords: metallic radioactive wastes, utilization, decontamination.

При експлуатації промислових об'єктів технологічні цикли яких зв'язані з радіоактивними матеріалами, відбувається утворення радіоактивних відходів (РАВ). До таких РАВ також відносяться тверді радіоактивні відходи, в тому числі і металеві. Вони утворюються на таких об'єктах в процесі експлуатації та технічного обслуговування обладнання, а також при виконанні ремонтних робіт, модернізації і т. д. [1, 2]. Практично, як і усі РАВ, металеві відходи з часом накопичуються в місцях тимчасового зберігання на самих підприємствах, де вони утворилися. Це зумовлено тим, що на сьогоднішній день в країні відсутні спеціалізовані підприємства, які централізовано займалися б переробкою, утилізацією та захороненням таких відходів. А на самих підприємствах, де утворюються такі РАВ, процес їх дезактивації виконується в ручну в силу відсутності спеціалізованого обладнання. Застосування ручних способів призводить до підвищених дозових навантажень на персонал, який ці процеси виконує та значно ускладнює, а часто і унеможливує регенерацію розчинів, які при цьому використовуються, що призводить додатково до утворення рідких РАВ з високою концентрацією радіонуклідів.

З метою вирішення зазначених проблем, в тому числі зменшення дозових навантажень на персонал та мінімізації кількості рідких РАВ, які при цьому утворюються, пропонується використовувати модулі у вигляді закінчених конструктивних вузлів, із котрих формуються технологічні універсальні комплекси утилізації низькоактивних металевих РАВ, які легко пристосовуються до конкретних умов та потреб підприємства, до того ж забезпечується повторне використання технологічних розчинів шляхом включення в склад комплексів спеціалізованих модулів їх приготування та регенерації.

Модулі таких комплексів, як зазначено вище виконуються у вигляді закінчених конструктивних вузлів, які легко формуються в технологічні лінії, обладнання яких може розміщуватися в одному або в декількох приміщеннях. При цьому вони розташовуються таким чином, щоб шляхи руху РАВ до та після дезактивації не співпадали та не перетиналися. Модулі, які у своєму складі містять ванни які забезпечують виконання основних технологічних процесів дезактивації РАВ, зазвичай об'єднуються в автоматичні технологічні лінії. В приміщеннях, в яких розміщується обладнання комплексів встановлюється один або декілька кранів, які повністю забезпечують технологічний цикл роботи комплексу.

До базового складу таких комплексів зазвичай входять основні модулі, які безпосередньо зв'язані з технологічним процесом дезактивації РАВ, а також допоміжні модулі, які забезпечують роботу комплексу в цілому. На рис. 1 представлено примірне розташування обладнання подібного комплексу з базовим складом модулів. До базового складу таких комплексів зазвичай входять наступні модулі: електрохімічної дезактивації 1; ультразвукової дезактивації в кислому розчині 2;

проміжного ополіскування 3; ультразвукової дезактивації в лужному розчині 4; форсункового ополіскування та сушки 5; гідро - абразивної дезактивації 13; приготування та регенерації розчинів 11; пост радіоактивного контролю 14 та перевантаження 15 РАВ з кошиків у транспортні контейнери.

До такого комплексу металеві РАВ на обробку подаються завантаженими в технологічні кошики. Кошики виконуються у вигляді просторових решітчастих конструкцій з матеріалів, які стійкі до розчинів, які використовуються в технологічних процесах. При завантаженні до кошиків металеві РАВ сортуються за розмірами та формою. Це робиться для того, щоб при укладанні фрагментів РАВ до кошиків їх положення забезпечувало максимальний доступ розчину до всіх їх забруднених поверхонь при обробці. Металеві РАВ, які мають більші розміри або складні форми можуть проходити процеси фрагментації на спеціальному обладнанні для отримання необхідних розмірів та форм. Після заповнення кошиків відповідними РАВ, ця партія передається до комплексу на обробку. При цьому кошик з партією РАВ, які надійшли на обробку встановлюються на приймальний стіл 7.

Приймальний стіл 7 зазвичай на рівні з модулями електрохімічної дезактивації 1, ультразвукової дезактивації в кислому розчині 2, проміжного ополіскування 3, ультразвукової дезактивації в лужному розчині 4, форсункового ополіскування та сушки 5, а також входять (рис. 1) до складу автоматичної технологічної лінії комплексу. Для переміщення кошиків з партіями РАВ між модулями такої лінії в процесі їх обробки над нею розміщується кран-маніпулятор 6, який забезпечує її роботу в автоматичному режимі. Така лінія разом з краном-маніпулятором 6 накривається захисним екраном 8 у вигляді металевого ковпака, що забезпечує біологічний захист для персоналу та роботу вентиляційної системи, яка запобігає вибиванню випарів з модулів у приміщення. Для цього під захисним екраном 8 вентиляційною системою створюється незначне розрідження, що забезпечує видалення випарів при роботі ван та відкриванні їх кришок. Два крайні модулі таких автоматичних ліній екраном не накриваються, оскільки ці модулі є місцями передачі кошиків з РАВ між зоною дії крана-маніпулятора 6 лінії та загального крана 12 приміщення. В даному випадку це приймальний стіл 1 і модуль форсункового ополіскування та сушки 5. Крім того до складу таких ліній можуть входити інші або конструкції. Наприклад (рис. 1) для проходу персоналу при обслуговуванні модулів, які входять до складу лінії, повздовж неї розміщується площадка 9, яка забезпечує можливість зручного виконання таких робіт.

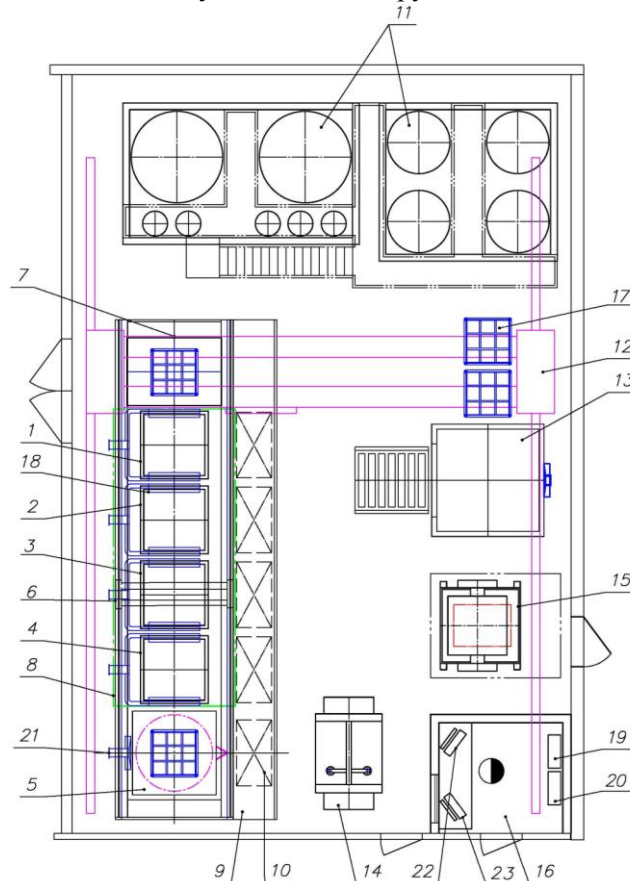


Рис. 1. Примірне розташування обладнання комплексу

Конструктивні елементи таких модулів в тому числі і їх ванни виконуються з матеріалів, котрі стійкі до дії розчин, які використовуються в технологічних процесах, що відбуваються в них. Ванни модулів на бічних стінках та дні містять ультразвукові генератори, котрі забезпечують активацію процесів, які відбуваються в них. Як зазначено вище, кожний модуль виконуються у вигляді закінченого конструктивного вузла. Це досягається тим, що до складу кожного модуля на рівні з ваннами обов'язково також входять проміжні баки, насоси, фільтри та інше обладнання, котре забезпечує повністю технологічні процеси в ньому. Усі такі конструктивні елементи модуля разом з ванною розміщуються на одній рамі.

Ванни зверху закриваються кришками, конструкція яких виконуються в залежності від конструкції крана-маніпулятора 6, захисного екрана 8 та висоти стелі приміщення в яких встановлюється дане обладнання. При обмежених умовах кришка ванни для відкриття зсовується в сторону по направляючим або складається пополам при чому дві частини, на які вони розділені, у свою чергу складаються також пополам. Коли обмежень не має, кришка кріпиться на осях на боковій стінці ванни та відкривається повертаючись навколо цих осей. Для відкривання кришок можуть використовуватися механізми з електричним або пневматичним приводами, які керуються дистанційно АСУ ТП даного комплексу. Також на бокових стінках ванни для видалення випарів із неї розміщуються бортові відсоси 18, які з'єднується з системою спецвентиляції. На ванні модуля форсунокового ополіскування та сушки 5 додатково встановлюється більш потужний відсос 21. Крім того приміщення, де розташовується обладнання такого типу, облаштовуються елементами системи загальної вентиляції будівлі.

До комплексів може входити крім того допоміжне обладнання, яке напряду не зв'язане з виконанням основних технологічних процесів, але забезпечує його контроль та виконання. До такого обладнання можна віднести пост радіаційного контролю РАВ, які пройшли дезактивацію. Для цього в склад комплексу включають стаціонарні пости радіаційного контролю 14. На таких постах контроль РАВ виконується безпосередньо в кошиках, в яких вони проходять обробку. Конструкція таких постів підбирається індивідуально в залежності від виду РАВ, типу їх забруднення та вимог нормативних документів, які діють на підприємстві, на якому використовується дане обладнання.

Поблизу поста радіаційного контролю 14 завжди розміщують модуль 15 перевантаження РАВ, які пройшли такий контроль та відповідають відповідним умовам, з кошиків у транспортні контейнери. Основою такого модуля є перевантажувач, котрий являє собою станину на якій встановлена поворотна платформа з приводом. Для перевантаження кошик з партією РАВ встановлюється та фіксується захватами на поворотній платформі такого перевантажувача 15 та разом з нею повертається до положення, коли вони разом розміщуються над транспортним контейнером і РАВ всипається до нього.

Для дезактивації дрібних металевих РАВ, наприклад, болтів, гайок, фітінгів тощо, а також індивідуальної дезактивації фрагментів РАВ, які після проходження обробки на автоматичній технологічній лінії дезактивації мають більш вищі залишкові рівні забруднень на загальному фоні РАВ, які містяться в даному кошику, використовується модуль гідро-абразивної дезактивації 13. Модуль гідро – абразивної дезактивації, також виконується у вигляді закінченого автономного конструктивного елементу. Для чого на одній рамі з закритою камерою, в якій у штатній корзині виконується дезактивація дрібних РАВ, встановлюються насоси, фільтри та інше обладнання, котре забезпечує роботу даного модуля.

У приміщенні в якому міститься основне обладнання комплексу або поряд з ним розміщується модуль 11 приготування та регенерації розчинів, які використовуються в модулях комплексу. До складу даного модуля зазвичай входять резервуари запасу чистих та забруднених розчинів, мішалка для приготування розчинів, бак нейтралізації, резервуари запасу води та реагентів, які використовуються для приготування розчинів, фільтри, трубопроводи, арматура тощо. Основні технологічні модулі до складу яких входять ванни та в яких для їх роботи використовуються розчини, зв'язані з модулем 11 трубопроводами по яких чисті розчини подаються до них, а після використання повертаються назад.

Також, для керування і контролем за роботою усього обладнання комплексу на ділянці облаштовується пост керування 16. Необхідно зазначити, що зазвичай система АСУ ТП і електричного живлення обладнання комплексу по функціональній взаємодії в цьому випадку об'єднуються в єдину структуру. Через яку персонал з пульта керування 22 за допомогою штатного програмного забезпечення АСУ ТП через шафи управління та силові шафа виконує керування усім обладнанням комплексу. Нижній (польовий) рівень контролю і керування включає

в себе виконавчі механізми, датчики, первинні перетворювачі та інші елементи керування, встановлені в основному на технологічному обладнанні. Також в цю структуру входять силове обладнання, електричні приводи, силові та контрольні кабелі, блоки живлення і т. д. Оскільки, обладнання самого комплексу та усіх допоміжних систем, як зазначено, працює в автоматичному та дистанційному режимах, то всі органи керування його обладнанням зосереджуються в шафах АСУ ТП на посту керування 16, а робота їх контролюється та керується оператором з пульта керування 22. Для забезпечення обробки партій РАВ з різними забрудненнями в програмному забезпеченні АСУ ТП комплексу закладені програми з алгоритмами обробки подібних РАВ. Тому вибір програми обробки виконується оператором після ідентифікації партії РАВ, які надійшли для дезактивації за типом РАВ, а також за видом та ступеню їх забруднення і т. д. Цей вибір виконується шляхом вибору одної із закладених чи раніше введених автоматичних програм або шляхом формування в ручному режимі нової програми для конкретних партій РАВ за характером їх забруднень. При формуванні нової програми для конкретних забруднень оператор визначає, які модулі будуть задіяні в процесі, послідовність та тривалість їх використання, температурні та ін. параметри.

Для візуального контролю усіх технологічних процесів, які відбуваються на ділянці, на посту керування 16 розміщуються центральний пост 23 системи відеоспостереження. Система відеоспостереження, включає в себе відеокамери, які розташовуються на елементах обладнання або поблизу них в місцях, з яких вони забезпечують зручний сектор огляду для персоналу з точки зору контролю та керування технологічним процесом. Відеокамери мають можливість масштабування зображення, що дозволяє при необхідності розглядати технологічний процес в широкому спектрі від дрібних деталей до панорамного огляду приміщення. Також, відеокамери встановлюються на візки вантажопідйомних механізмів, що забезпечує хороший огляд вантажу (наприклад кошиків з РАВ), який підвішених на його крюкових підвісах них, а також місця з яких він забирається або на які він встановлюється.

Установка працює наступним чином. Пусті кошики, які зберігаються на ділянці дезактивації, передаються на ділянку сортування РАВ, де вони заповнюються відсортованими металевими РАВ, та повертаються назад на ділянку дезактивації. На ділянку дезактивації разом з партією РАВ, яка міститься в конкретному кошику, передаються дані про них. Оператор вводить такі дані про партію РАВ, яка надійшла на обробку та вибирає режим їх обробки - програму. Після запуску вибраної програми, в автоматичному режимі включається автоматична технологічна лінія дезактивації. Результати зважування партії РАВ, яка надійшла на обробку в даному кошику, на приймальному столі порівнюються з даними, які супроводять її. Після цього кран-маніпулятор за допомогою автоматичних захватів свого підйомного механізму піднімає кошик з РАВ зі столу прийому 7 та переміщує його до модуля у відповідності з вибраною програмою їх обробки. При підході підйомного механізму крана-маніпулятора 6 з підвішеним на ньому кошиком з РАВ до ванни відповідного модуля, її кришка автоматично відкривається і кошик з РАВ опускається до неї. По завершенню завантаження кошика з даними РАВ до ванни, її кришка автоматично закривається, а в ній запускається відповідний технологічний процес.

По завершенню процесу обробки партії РАВ у ванні даного модуля, автоматично включаються бортові відсоси, які розміщені на її стінках та відкривається її кришка. Підйомним механізмом крана-маніпулятора 6 за допомогою автоматичних захватів виймає кошик з партією РАВ із ванни даного модуля та переміщує його у ванну наступного модуля у відповідності з вибраною програмою. Перед кожним переміщенням кошика з РАВ між модулями, для запобігання розливів залишків розчину, які містяться на самих РАВ та кошику, їх деякий час витримують над ванною модуля з якої їх вийняли, що забезпечує стікання цих залишків назад до ванни. Таким чином відбуваються процеси обробки партії РАВ у ваннах модулів електрохімічної дезактивації, дезактивації в кислому та в лужному розчинах, а також у ванні модуля проміжного ополіскування. Необхідність використання кожного конкретного модуля та черговість обробки в них визначається вибраною програмою. При тому модуль проміжного ополіскування завжди слідує в проміжках між обробкою в модулях, в яких використовуються різні розчини.

По завершенні виконання заданої технологічної програми, коли партія РАВ, яка міститься в даному кошику, пройшла усі стадії обробки, вона подається до модуля форсунокового ополіскування та сушки. При ополіскуванні РАВ, які містяться в кошику, піддаються дії струменів води під високим тиском, які постійно змінюють свій напрямок. В процесу сушки в камеру подається нагріте повітря, яке просушує самі РАВ та кошик в якому вони містяться. По завершенню процесу сушки, за допомогою крану 12 кошик з партією РАВ переміщується на пост

радіаційного контролю 14, де визначає рівень залишкового радіоактивного забруднення партії РАВ, яка міститься у даному кошику. Після чого кошик в залежності від результатів радіаційного контролю партії РАВ, яка міститься в ньому передається на вузол перевантаження 15 або на стіл прийому 7. На вузол перевантаження 15 кошик надходить, коли партія РАВ, яка міститься в кошику, за рівнем радіоактивного забруднення відповідають необхідним нормативним значенням і вони можуть бути передані в статусі звичайного металевих брухту на підприємства переробки вторинної сировини. Кошик з цією партією РАВ, який надійшов на вузол перевантаження 15 встановлюється на його поворотну платформу, де фіксується захватами. Далі платформа з кошиком повертається і як зазначено вище РАВ з кошика пересипається в транспортний контейнер. І далі в ньому вона транспортується для їх подальшої переробки.

У випадку, коли партія РАВ, яка міститься у кошику, за рівнем залишкового радіоактивного забруднення не задовольняє нормативним вимогам, оператор може повернути її на ділянку сортування РАВ для відправлення, наприклад, на тимчасове зберігання з подальшим їх захороненням або прийняти рішення про повторну дезактивацію всієї партії РАВ на автоматичній лінії чи індивідуальну обробку окремих фрагментів РАВ, які мають більш високий рівень залишкового радіоактивного забруднення на загальному фоні РАВ цієї партії, в модулі гідро-абразивної дезактивації.

При повторній дезактивації такої партії РАВ на автоматичній технологічній лінії, оператор знову вибирає та запускає відповідну автоматичну програму. При виборі такої програми оператор може призначити додатково циклічну обробку або збільшити її тривалість в тому чи іншому модулі тощо. І далі за вибраною програмою для цієї партії РАВ проходять відповідно цикл дезактивації на такій лінії з повторним радіаційним контролем та прийняттям рішення про подальші дії з ними.

Для індивідуальної дезактивації окремих фрагментів РАВ, які мають більш високий рівень залишкового радіоактивного забруднення на загальному фоні РАВ, кошик з такою партією РАВ за допомогою крана 12 переміщується на стіл сортування 17, який розміщується поблизу модуля гідро-абразивної дезактивації 13. На ньому персонал за допомогою ручного приладу радіаційного контролю сортує та відбирає ті фрагменти РАВ, які можуть пройти обробку в даному модулі. Після цього персонал завантажує відібрані фрагменти РАВ в штатний кошик модуля гідро-абразивної дезактивації 13 та виконує обробку в ньому періодично проводячи їх радіаційний контроль за допомогою ручного приладу. Таким же чином виконується дезактивації дрібних металевих РАВ, наприклад, болтів, гайок, фітингів тощо також з використанням модуля гідро-абразивної дезактивації 13.

Перед початком та періодично в процесі роботи комплексу в модулі 11 дезактивації готуються розчини, які використовуються в його модулях. Для приготування розчинів вода та відповідні реагенти дозуються в мішалку, де відбувається їх приготування. Перед приготуванням наступного розчину мішалка та всі елементи системи приготування розчину промивається. Готові розчини подаються у відповідні резервуари їх запасу. В процесі роботи комплексу по мірі потреби готові розчини з цих резервуарів подаються у відповідні модулі. По мірі необхідності забруднені розчини з модулів подаються до модуля їх підготовки та регенерації 11. Для цього такі розчини із проміжних резервуару 10 відповідного модуля насосами подається у відповідний резервуари модуля їх підготовки та регенерації 11. При регенерації кожний розчин із відповідного резервуару запасу його забрудненої частини по черзі декілька раз пропускається через блок регенерації, а потім подається у резервуар його запасу чистої частини, а потім по мірі необхідності повертаються у відповідні модулі. Розчини, які надійшли на регенерацію, але за своїм забрудненням та іншими параметрами навіть після регенерації, не придатні для подальшого використання, відправляється до резервуару нейтралізацію.

Для води, яка використовується в комплексі, передбачено також її повторне використання. Для цього чисту воду спочатку використовують в модулі форсунового ополіскування та сушки з декількома циклами регенерації, а потім з декількома циклами регенерації в модулі проміжного ополіскування і далі після її регенерації можливе використання для приготування розчинів або відправлення до резервуару нейтралізації для подальшої утилізацію. Таким же чином готуються та використовуються розчини, які необхідні для роботи модуля гідро-абразивної дезактивації 15.

Запропонований підхід створення технологічних комплексів шляхом формування їх складу під конкретні умови підприємств із модулів, які виконуються у вигляді закінчених конструктивних вузлів, що забезпечує ефективний та екологічно обґрунтований спосіб рішення проблеми утилізації низькоактивних металевих РАВ. При тому до складу таких комплексів

входять основні модулі, які містять ванни в яких використовується інтенсифікація технологічних процесів ультразвуком та допоміжні модулі, які повністю забезпечують роботу всього комплексу, в тому числі повторне використання розчинів, шляхом їх приготування та регенерації в штатному модулі того ж комплексу. Таким чином забезпечується повний комплекс робіт по утилізації металевих РАВ в автоматичному режимі та виведення їх значної частини із під контролю шляхом зниження їх радіоактивного забруднення нижче встановлених нормативних значень при мінімізації кількості рідких РАВ, які при цьому утворюються, а також мінімізації дозових навантажень на персонал, який виконує та контролює такі технологічні процеси.

Список використаних джерел:

1. Гончарук В.В., Страхов Э.Б., Волошинова А.М. Водно-химическая технология ядерных энергетических установок и экология: Справочник. - К: Наукова думка, 1993. - 488 с.

2. Технология водоочистки на атомных энергетических установках /Кульський Л.А., Страхов Э.Б., Волошинова А.М. - Киев: Наукова думка, 1986. - 272 с.

УДК 539.43:620

Сміян О.Д.*Інститут електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України***МЕХАНІЗМ ГЕТЕРОГЕННОГО РУЙНУВАННЯ МЕТАЛУ ОБ'ЄКТІВ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ**

Повідомляється про новий різновид механізму руйнування - гетерогенний. Він реалізується лише за умов тривалої експлуатації і може розвиватись як самостійно, так і передувати відомим процесам – водневому окрихченню, внутрішньому окисленню, міжкристалітній корозії, двійникуванню, зсуву, втомі, пороутворенню, старінню, тощо.

Ключові слова: руйнування, тривала експлуатація, неметалеві включення, напруження, окрихчення, тріщини, втома.

Смиян О.Д.*Институт электросварки им.Е.О.Патона НАН Украины***МЕХАНИЗМ ГЕТЕРОГЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛА ОБЪЕКТОВ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Сообщается о новой разновидности механизма разрушения – гетерогенном. Он реализуется только в условиях длительной эксплуатации и может развиваться как самостоятельно, так и предшествовать известным процессам – водородному охрупчиванию, внутреннему окислению, межкристаллитной коррозии, двойникованию, сдвигу, усталости порообразованию, старению и др.

Ключевые слова: разрушение, длительная эксплуатация, неметаллические включения, напряжения, охрупчивание, трещины, усталость

Smiyan O.D.*E.O.Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine***HETEROGENIOUS MECHANISM OF DESTRUCTION FOR LONG - TIME SERVICE METAL OBJECTS**

Here is report about new variety of metal destruction mechanism, which was called heterogeneous. It is shown that the revealed mechanism of brittleness formation can be developed independently and can also promote the development of already known processes, such as hydrogen embrittlement, internal (intergranular) oxidation, intercrystalline corrosion, twinning, shear, fatigue, porosity, ageing, spalling of a group of grains etc. during long-time effect of elevated temperatures.

Key words: destructia, long-time service, non-metallic inclusions, stresses, brittleness, crack, fracture,

В світі існує багато об'єктів тривалої експлуатації – мости, залізничні полотна, вежі, трубопроводи, літаки, парові котли (ПК) теплової електростанції (ТЕС) тощо. Частина з них експлуатується за кліматичних температур, частина – за підвищених, але всі вони працюють в якомусь середовищі і з часом в їх металі відбувається зміна структури, ступеню хімічної однорідності, механічних властивостей і навіть зміна механізмів їх руйнування. В металі труб ПК, в яких робочою речовиною є вода та пар, що містять домішки органічних кислот, в результаті тривалої експлуатації спостерігаються міжкристалічна корозія (МКК), повзучість, втома, водневе окрихчення тощо. Проте детальний аналіз експериментальних даних, які були отримані під час досліджень з різною тривалістю експлуатованого металу показали, що далеко не всі виявлені артефакти можна пояснити з точки зору механізму дії вищезначених відомих процесів руйнування.

Наприклад з початком експлуатації на метал труби пароперегрівника (ПП) котла ТЕС діють: температура; напруження (результат дії температури, що змінюється); тиск робочого тіла - теплоносія (пароводяна суміш з домішками органічних кислот та інших речовин). В результаті термолізу органіки активізуються процеси наводнення металу, внутрішнє окислення, розвиток МКК. Але під час експлуатації на процеси міграції та перерозподілу домішок в металі труби ПП діє ще один чинник - коливання температур під час тривалої експлуатації, які найчастіше виникають при пусках-остановах енергоагрегатів під час профілактики та у випадках аварій [1,2]. Ця обставина є провідною у визначенні терміну тривалості безаварійної експлуатації труб ПП, причому вирішальне значення в разі відсутності в парі органіки має не рівень температури металу і не так званий „вибіг температур” (коли контролюється тільки перевищення температури стінки труби понад нормоване значення, що загрожує перегрівом металу), а швидкість її зміни, частота і амплітуда (ΔT) її коливання в будь-який бік – чи вищих за норму, чи нижчих. В роботі [3] було показано, що на котлах блоків надкритичного тиску (НКТ) при значеннях ΔT у базисному режимі $5 \pm 7^{\circ}\text{C}$ і середній температурі $T_{\text{сеп}} = 602^{\circ}\text{C}$ крихких руйнувань труб ПП в умовах нейтрально-

кисневого водного режиму не спостерігалось протягом 140 тис. год. В той же час на іншій станції за $T_{\text{сеп}} = 590^{\circ}\text{C}$ і $\Delta T \sim (50-90)^{\circ}\text{C}$ спостерігалась значна пошкоднюваність труб конвективних ПП високого та низького тиску зі сталі 12X18НТ вже після 45 - 50 тис. год. роботи і менше. Отже, найнесприятливішим є поєднання підвищених значень температури, їх амплітуди, частоти, градієнту температур, наявності механічних коливань (вібрація труб) та присутності у парі органіки. В цих випадках пошкодження труб конвективних ПП з аустенітних сталей реєструються вже через 15 тис. год і менше (за наявністю всіх згаданих вище чинників).

Отже, руйнування аустенітної сталі труби ПП в результаті експлуатації може бути зумовлено одночасною дією термічної втоми, повзучості, міжкристалітної корозії, водневого окрихчення.[4] (рис.1). Це співпадає з існуючими уявленнями про руйнування металу ПП в котлах високого тиску (ВТ) та НКТ [5-7], але не дає відповіді про зв'язок згаданих процесів з тривалістю експлуатації металу і тими змінами в структурі металу, які там відбуваються в процесі експлуатації і впливу цих процесів на тривалість експлуатації цих об'єктів. Тому не можна виключати й можливість існування інших механізмів руйнування, наприклад, пов'язаних з локальною зміною хімічного складу металу під час експлуатації, розвиток яких теж може привести до деструкції металу ПП.

Мета роботи - виявлення фізичних процесів, що виникають в металі в процесі та під час експлуатації, і ведуть до втрати металом його службових характеристик і до руйнування об'єкту.

Досліджувались зразки металу з місць пошкоджених ділянок труб ПП блочних котлів НКТ. Для вивчення особливостей структури металу та локальних змін його хімічного складу, особливо в зоні меж зерен та під час аналізу неметалевих включень (НВ), використовувалася світлова (мікроскоп Neofot-32) та електронна (SEM-515, JEOL-840) металографія; оже-мікрзонд – електронний мікроскоп JAMP-9500F), локальний мас-спектральний аналіз з лазерним мікрозондом- („ЭХО-4М”), вимірювання мікротвердості, мікрорентгеноспектральний аналіз (Comebac-50), та ін.

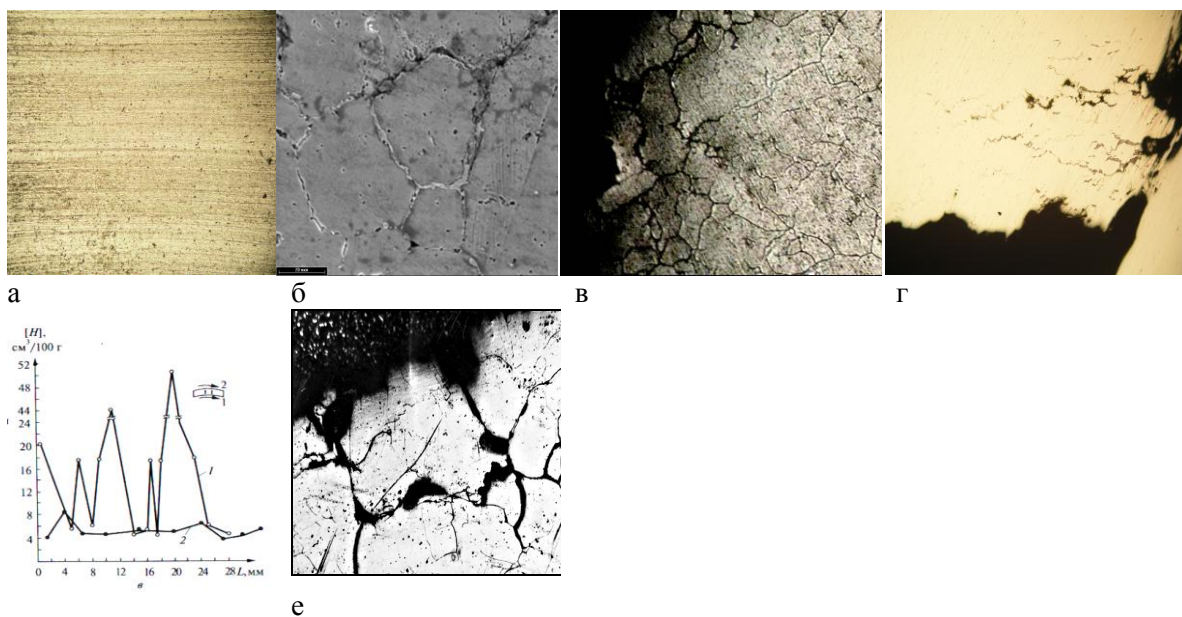


Рис.1. Мікроструктура аустенітної сталі, яка зазнала руйнування за відомими механізмами: а- сталь 12X18H12Т у вихідному стані, X1000; б- внутрішнє окислення меж зерен, x1000; в- міжкристалітна корозія x300; г – втома; д – водневе окрихчення / локальний вміст та розподіл водню на внутрішній (1) та зовнішній (2) поверхні труби пароперегрівника, на горі – схема розташування трас вимірювання на зразку труби;/е-викришування зерен та міжкристалітна корозія, x500

Попередній досвід вивчення зразків металу зон руйнування труб ПП з різних ТЕС України свідчить, що досить часто трапляються випадки руйнування металу труб ПП і без ознак перебігу відомих механізмів, перелічених вище. Зокрема зафіксовано [8] випадки викришування окремих зерен металу та їх блоків (рис.2-к), хоча ознак МКК та прошарку оксидів вздовж поверхні руйнування не спостерігалось. На деяких ділянках металу труб з аустенітних сталей на певній відстані від внутрішньої поверхні спостерігалось формування ланцюжків з НВ, які утворюють контури майбутніх нових рівноважних зерен (рис. 2 а,б), але наразі меж цих зерен ще нема.

За умов експлуатації коливання температур в більший чи менший бік викликає в мікроструктурі металу напруження II роду, що сприяє генерації дислокацій в окремих зернах металу та на межах розподілу фаз. В результаті згідно з виявленим раніше в ІЕЗ структурно-деформаційним ефектом [9] відбувається *поатомне* руйнування первісних НВ та *поатомний* перехід їх компонентів до матричного металу. Вивільнені таким чином атоми нематричних елементів підхоплюються ядрами дислокацій та транспортуються до меж блоків мозаїки або зерен, де відбувається їх накопичення. З досягненням певної критичної концентрації цих елементів в мікрооб'ємі металу формується зародок нової – другої – фази, або вторинного неметалевого включення, який за хімічним складом, формою, розмірами та властивостями може суттєво відрізнитись від хімічного складу первісних НВ та матриці. Просторова поверхня, на якій відбувається виділення вторинних НВ є поверхнею еквіпотенціальною, рівноважною і з мінімальною енергією, тому вздовж такої поверхні НВ вишукуються у ланцюжки (рис.2а,б). Під час подальших змін температури, і термічних напружень, відбувається міграція атомів-компонентів НВ вздовж цієї енергетично рівноважної поверхні, завдяки чому в металі з окремих вторинних НВ поступово формуються ланцюжки, які замикаючись утворюють полігонізаційні межі та рівноважні зерна (рис.2,в,г,е). На них зберігаються вторинні НВ, які за складом здебільше є комплексними НВ. Отже, існуючі у вихідному металі численні однорідно розподілені НВ з початком експлуатації поступово руйнуються. Густина НВ в середині зерен стає неоднорідною: в центральній частині зерна вони іноді зникають (рис.2,г,е). Сказане вище веде до формування в металі в результаті тривалої експлуатації енергетично рівноважних зерен, які мають на своїх межах вторинні неметалеві включення (це переважно карбіди та карбонітриди титану, частково леговані Cr,Ni,Si) та різний за хімічним складом метал примежевого шару та центру тіла зерна. А це означає різні механічні властивості цих мікрооб'ємів металу, отже і різну їх здатність до руйнування. З іншого боку, оскільки згадані процеси відбуваються на фоні підвищених температур (800-830 К) та тиску (до

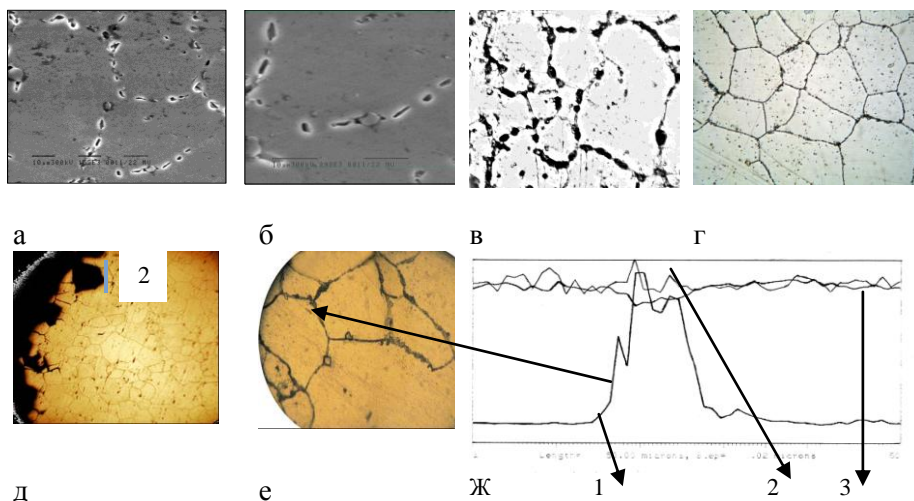


Рис.2. Зміни в мікро-структурі сталі під час гетерогенного руйнування сталі 12X18N12Т; а,б,в формування ланцюжків неметалевих включень на межах ще не сформованих рівноважних зерен; а-х1550; б –х3100; в – формування меж зерен, х1000; г , е - полігонізаційні межі рівно-важних зерен, г-х1000; е – х1500; д – викришування блоків зерен, х100ж – розподіл Ti (1), Cr(2), Fe(3) на межі зерна за стрілкою.

25-35 МПа), то за цих умов буде діяти ще один механізм формування хімічної неоднорідності металу – термічна „гра” хімічних елементів [10,11], яка зумовлена квантово-механічними властивостями окремих хімічних елементів. За згаданим явищем структурно-вільні хімічні елементи (ті, зерен або до міжфазної поверхні під час нагрівання чи підняття температури; під час же охолодження чи падіння температури вони мігрують у зворотньому напрямку. Хімічні елементи з непарним спіном які мають властивості ферміону, мігрують навпаки: під час нагрівання–від поверхні, а під час охолодження–у зворотньому напрямку.

Додаткові чинники, які формують неоднорідні напруження на цій ділянці металу з урахуванням хімічної неоднорідності прилеглого до меж зерна металу і пов'язаної з цим локальної

неоднорідності механічних властивостей цього металу, провокують і зародження майбутніх волосоподібних тріщин, які виникають на полігонізаційних межах зерен.

Як відомо [12] нагрівання сталі аустенітного класу до $T=500-700$ С веде до випадання на межах зерен карбідів хрому типу $Cr_{23}C_6$ й карбонітридів хрому та титану. Це підвищує стійкість металу до МКК. Але є й інші аспекти цього процесу. Оскільки питомий об'єм переважної кількості НВ більше за об'єм матричного металу, то перебування вторинних НВ на межах зерен та в зоні їх стику під час температурних коливань веде до того, що в окремих зернах, які знаходяться відносно далеко від зовнішньої поверхні, під тиском цих угруповань формуються двійники, смуги ковзання (рис.2, з), а ті зерна, що знаходяться ближче до поверхні, викришуються, тобто видаляються з суцільного металу витискуванням новоутвореними НВ (рис.2е), які одночасно викришуються і самі. Ці НВ не є оксидами, на межах вже сформованих рівноважних зернах оксидних прошарків теж не спостерігається (такі прошарки – то є перший етап процесу МКК), а на межах зерен практично відсутні як кисень, так і хром, але є у великій кількості титан (рис.2д), що не притаманне МКК [12]. Ось чому далеко не завжди зовні схожі на МКК ділянки металу мають в міжзеренних прошарках оксиди – ознаку перебігу міжкристалітної корозії. Тому було висловлене припущення, що в даному випадку має місце якийсь інше, нове, ще не вивчене явище.

Описаний вище специфічний механізм формування хімічної та структурної неоднорідності в металі під час та в результаті його тривалої експлуатації в теплоенергетичному устаткуванні, пояснює як специфічний характер руйнування аустенітних сталей енергетичного обладнання в цих випадках [6,8], так і встановлений раніше експериментальний факт збагачення меж зерен під час експлуатації деякими окрихчючими елементами, які були відсутні у первісному (вихідному) металі, (такими як Н, О, Сl, S, Са, Na та інші) [13], а також широко відомі такі явища як відпускна крихкість старіння сталей та деяких кольорових сплавів, який досі не мали коректного (з точки зору фізичного матеріалознавства) пояснень.

Сказане дає підстави стверджувати, що виявлено новий механізм руйнування аустенітних сталей в умовах тривалої експлуатації в контакті з агресивним середовищем за підвищених (до 830 К) температур та тиску (до 25 -30 МПа), який дістав попередню назву *гетерогенного* [3]. Він діє одночасно із вже відомими механізмами МКК та водневого окрихчення, але для його реалізації потрібна дія нестационарних теплових та концентраційних полів, полів напружень та час. Гетерогенне руйнування є крихким.

Характерними етапами перебігу гетерогенного руйнування металу під час експлуатації за кліматичних та підвищених (до 850 К) температур є:

1. Формується нестационарне температурне поле та поле напружень, в результаті чого атоми нематричних елементів набувають квантових властивостей.

2. Нестационарні енергетичні поля зумовлюють появу дислокацій, стрічок ковзання (зсуву), двійників. Це веде до розчинення частини первісних НВ та до зміни концентраційних полів, оскільки атоми-складові компоненти НВ - як окремі структурно вільні частки мігрують до екіпотенціальних поверхонь з мінімальною поверхневою енергією. Там вони накопичуються і утворюють виділення другої – нової фази (вторинних НВ), які розташовуються вздовж цієї поверхні, утворюючи ланцюжки з НВ. До цієї ж поверхні мігрують й окрихчючі елементи – Н,О,S,Cl,Ca,Na тощо.

3. За умов подальшої дії нестационарних енергетичних полів (температурних, напружень) вздовж всієї екіпотенціальної поверхні окремі ланцюжки вторинних НВ з'єднуються між собою, формуючи безперервний ланцюг та полігонізаційні рівноважні межі. Отже, в цьому випадку не вторинні НВ виділяються на межах зерен, а самі межі зерен формуються між ланцюгово подібних скупчень вторинних НВ на екіпотенціальній поверхні.

Виявлено кілька істотних особливостей гетерогенного руйнування, які відрізняють його від перелічених вище відомих процесів деструкції твердого тіла:

1. Вторинні неметалеві включення не утворюються на вже існуючих межах зерен, а навпаки – межі зерен утворюються в проміжках між окремими НВ, які вишукувались у замкнуті ланцюжки.

2. Хімічний склад новоутворених меж зерен зі збільшенням терміну експлуатації змінюється і послідовно збагачується низкою нових хімічних елементів;

3. Процес формування ланцюжків вторинних НВ та полігонізаційних меж зерен відбувається лише за наявності нестационарних полів температур та (або) напружень, а швидкість його розвитку залежить від частоти та амплітуди коливань цих параметрів (T, σ) та хімічного складу середовища, в якому відбувається цей процес.

4. Процес відбувається лише під час та в результаті тривалої експлуатації виробів з металу.

5. Розвиток процесу в небажаному напрямку можна зупинити або уповільнити шляхом зміни параметрів коливальних процесів, завдяки чому з'являється можливість впливу на перебіг згаданого процесу та ступінь його розвитку. Наприклад, зупинка процесу на етапі 2 веде до старіння та дисперсійного твердіння металу – процесів достатньо відомих.

ВИСНОВКИ.

Запропоновано механізм руйнування металу – гетерогенний, який виникає та діє під час тривалої експлуатації в умовах періодичної зміни температур та напружень (як в бік збільшення, так і в бік зменшення) в результаті температурних та механічних коливань (особливо під час пусків- зупинів енергетичного устаткування) і передуює появі та дії вже відомих механізмів руйнування – міжкристалітної корозії, внутрішнього окислення, водневого окрихчення, втомлюваності, повзучості. Цей механізм пояснює також низку інших процесів, які відбуваються в металі під час та в результаті його технологічної обробки, а саме: 1) початкові стадії відомого процесу старіння сталей та сплавів кольорових металів; 2) відпускну крихкість; 3) зміну концентрацій окремих хімічних елементів на межах зерен під час тривалої експлуатації та інші.

Література

1. Н.А.Никифоров -Пульсация температуры пара в металле дренируемых пароперегревателей при растопке котлов /, Н.А.Никифоров В.А.Жолудев, А.П.Иванов) //Энергетик, 1983, №12, с.4-6
2. Сміян О.Д. –Вплив різних видів циклювання на поведінку водню в металах (Сміян О.Д., Григоренко Г.М., Вайнман А.Б. //Машинознавство, 1999, №5,с.4-9
3. Григоренко Г.М - Механізм утворення бездеформаційних пошкоджень металу труб пароперегрівників блочних котлів ТЕС високого та надкритичного тиску / Григоренко Г.М., Сміян О.Д., Буткова О.І. та ін.//Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації машин, механізмів та конструкцій” Зб.наук. праць,Київ,ІЕЗ ім. С.О.Патона, 2009,с.436-442
- 4.Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов, М, Металлургия, 1985,216 с.
- 5.Вайнман А.Б.– Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления, (Вайнман А.Б., Мелехов Р.К., Сміян О.Д) Киев, Наукова думка, 1990, 272 с.
- 6.Вайнман А.Б.– Механизм и причины повреждения аустенитных труб пароперегревателей котлов блоков СКД (Вайнман А.Б, Сміян О.Д. Школьников Б.Э) //Энергетика и электрофикация, 1993, №4, с.1-6
7. А.Б, Вайнман - Особенности хрупких повреждений и наводороживания металла труб котлов высокого давления /А.Б, Вайнман, О.Д.Сміян, С.И.Гирный и др.//ФХММ, 1987, №4,с.83-86.
- 8.Сміян О.Д.– Структурные изменения в аустенитной стали в процессе длительной эксплуатации при повышенных температурах (Сміян О.Д., Гордань Г.Н., Соломийчук Т.Г) // Металловедение и обработка металлов , 2011, №3, с. 10-16
9. Сміян О.Д. - Атомний механізм взаємодії речовини середовища з металом , що деформується //Фізика та хімія твердого тіла, 2002,№4,с.436-442
10. Сміян О.Д. – Нове фізичне явище– термічна „гра” хімічних елементів //Винахідн. і раціоналізатор,1998,№2-3, с.47-49
- 11.Сміян О.Д.– Вплив температури на зміну концентрації хімічних елементів на поверхні розподілу металічних матеріалів(Сміян О.Д., Григоренко Г.М) //Доповіді НАНУ ,1999,№5,с.115-120
- 12.Гуляев А.П. Металловедение, М. Металлургия,1977, 647 с.
13. Миходуй Л.И.- Химическая микронеоднородность на границах зёрен металла ЗТВ мартенсито-бейнитной стали 14ХГН2МДАФБ (Миходуй Л.И., Сміян О.Д., Мовчан М.Б., и др.) //Авт.. сварка, 2001, №10, с. 1-7

Рецензенти статті:

Скульський Валентин Юрійович, пр.н.с., Інституту електрозварювання ім.С.О.Патона НАН України, д.т.н., ст.н.с. , м.Київ

Студент Олександра Зіновійовна, пр.н.с. Фізико-механічного інституту ім. Г.В.Карпенка НАН України, д.т.н., професор, м.Львів

Стаття надійшла до редакції 23.04.2016.

УДК 621.891

О.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзієвський
ВПЛИВ АГРЕГАТНОГО СТАНУ МАСТИЛЬНОГО СЕРЕДОВИЩА НА
ПАРАМЕТРИ ТРИБОКОНТАКТУ

В'язкість змащувального середовища необхідно розглядати у контексті умов його перебування в контакті, оскільки градієнтні течії виникають одночасно як у конфузійній, так і в дифузійній зонах. В зв'язку з цим в'язкість використовуваного середовища у відповідних умовах надлишкового чи розрідженого тиску буде різною. Тому ефективність роботи трибосистем доцільно розглядати враховуючи фазово-агрегатний стан робочого змащувального середовища.

Ключові слова: мастильне середовище, в'язкість, трибоконтат, трибосистема

Рис. 5. Літ. 2.

А.У. Стельмах, С.П. Шимчук, В.А. Радзиевский
ВЛИЯНИЕ АГРЕГАТНОГО СОСТОЯНИЯ СМАЗОЧНОЙ СРЕДЫ НА
ПАРАМЕТРЫ ТРИБОКОНТАКТА

Вязкость смазочной среды необходимо рассматривать в контексте условий ее пребывания в контакте, поскольку градиентные течения возникают одновременно как в конфузальной, так и в диффузионной зонах. В связи с этим вязкость используемой среды в соответствующих условиях избыточного или разреженного давления будет разной. Поэтому эффективность работы трибосистем целесообразно рассматривать учитывая фазово-агрегатное состояние рабочей смазочной среды.

Ключевые слова: смазочная среда, вязкость, трибоконтат, трибосистема

O. Stelmach, S. Shymchuk, V. Radziewskii
INFLUENCE AGGREGATE STATE ENVIRONMENT INTERACTION ON THE
PARAMETERS OF THE CONTACT FRICTION

The viscosity of lubricating medium must be considered in the context of the conditions of his stay in contact as gradient flow occur simultaneously both in konfuzorni and a diffuser zones. In this regard, the viscosity of the medium used in suitable excess pressure or dilute be different. So tribosystems efficiency should be considered given the state of aggregation phase-lubricating working environment.

Keywords: Greasing medium viscosity trybokontakt, trybosystema

Аналіз останніх досліджень і публікацій. При русі тіла у будь-якому середовищі на нього діють сили опору, котрі перешкоджають переміщенню, вони спрямовані проти руху і прагнуть зупинити тіло. Що щільніше середовище, то вища сила опору. Наприклад, опір повітря польоту снаряда на порядок менший, ніж опір води на переміщення того самого снаряда за тих самих стартових умов. І, навпаки, у разі зменшення щільності середовища, наприклад, шляхом його розрідження, опір руху тіла буде зменшуватись. Так, за практичної відсутності речовини в умовах космічного вакууму на висоті 2000 км від Землі штучний супутник може обертатись, не сходячи зі своєї орбіти, 1500 років.

Таким чином, будь-яке переміщення тіла у середовищі завжди супроводжується опором і виникненням сил, що діють на це тіло, котрі пов'язують із тертям молекул середовища з приповерхневими молекулярними шарами, адсорбованими на поверхні тіла, і подальшим спільним рухом. Ці сили у загальному розумінні, називають силами тертя. Це означає, що в нормальних атмосферних умовах відсутність підшипника в трибосистемі ковзання, тобто лише обертання вала в змащувальному середовищі, буде супроводжуватись виникненням тертя пристінних шарів мастила з іншими його шарами, в яких швидкість зменшується у міру віддалення від поверхні, що рухається. Такий опір об'єктивно відбувається в усіх трибосистемах і по суті є гідромеханічним в'язкісним тертям [1]. Однак трибологія його не розглядає, вважаючи несуттєвим порівняно із силами тертя, що виникають у контакті рухомої поверхні того самого вала по поверхні іншого тіла, наприклад, радіального підшипника.

У будь-якій трибосистемі одна або більше деталей рухаються у визначеному середовищі, яке чинить опір переміщенню навіть без безпосереднього контакту з іншою поверхнею. На рис. 1 схематично показано виникнення гідродинамічних дотичних сил тертя за значного віддалення поверхні вала 1 від іншої нерухомої поверхні 2 у змащувальному середовищі 3.

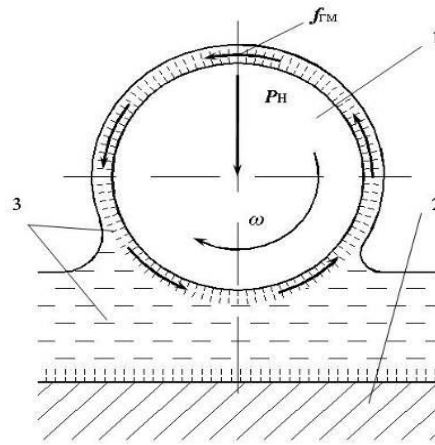


Рис. 1. Схема виникнення гідромеханічних сил тертя

У трибології цими силами опору руху нехтують, що не зовсім коректно. Наприклад, у коробках передач легкових автомобілів, у випадку короткочасних або тривалих зупинок, коли двигун автомобіля працює, тяговий вал із роздавальними шестернями постійно обертається в середовищі трансмісійного масла. Природно, енергія витрачається на механічне перемішування середовища, наприклад, високов'язкого масла ТАД-17и, кінематична в'язкість якого за робочої температури 70°C складає приблизно 50 сСт. Це означає, що суттєва частина палива витрачається просто на постійне перемішування масла і подолання опору в'язкого середовища обертанню у ньому тягового вала із шестернями.

Відомо, що у разі надходження 25% корисної потужності автомобіля від двигуна до трансмісії, без урахування втрат на тертя у коробці передач, тяжкому мосту та в інших агрегатах загальної системи механічної передачі, ця потужність, що передається колесам для безпосереднього руху автомобіля, зменшується до 12% [2]. При цьому істотна доля втрат (близько 10%) виникає в результаті тертя тягового вала коробки передач, що постійно обертається як під час руху, так і під час зупинки автомобіля. У зв'язку з цим до трансмісійних масел, на нашу думку, ставлять суперечливі вимоги. Для забезпечення холодного пуску трансмісії за низьких температур і мінімуму втрат енергії на подолання тертя в передачах в'язкість масла має бути мінімальною, а для забезпечення високої несучої здатності масляної плівки і для зниження витоків через ущільнення та герметизуючі пристрої – максимальною.

Тому використання малов'язких замість високов'язких трансмісійних масел у трансмісіях наземного транспорту (у коробках передач, тяжких мостах та ін.) актуально, особливо в умовах інтенсивності сучасного міського циклу. Однак зниження в'язкості масла в коробках передач пов'язано із виникненням цілої низки проблем: збільшується інтенсивність зношування робочих поверхонь шестерень, підшипників та інших деталей, що супроводжується збільшенням шуму, вібрації, зниженням надійності, довговічності й ресурсу трансмісії.

Таким чином, гідромеханічні втрати від тертя рухомих деталей у рідких середовищах, особливо в'язких, що характерно для техніки у цілому, необхідно розглядати як одну з причин істотної перевитрати енергії. На транспорті це призводить до цілком невиправданих додаткових витрат палива і забруднення навколишнього середовища у вигляді додаткових викидів вихлопних газів. Тому зниження в'язкості робочих середовищ у техніці є актуальним завданням, вирішення якого може стати досить перспективним джерелом економії паливно-енергетичних ресурсів і шляхом можливого вирішення цього завдання є дослідження агрегатного стану робочих середовищ при різних режимах та умовах тертя.

Постановка завдання. Дослідити вплив фазово-агрегатного стану робочого змащувального середовища на параметри трибоконтракту.

Методика дослідження. Зменшення трибодгезійного зношування – комплексне і багатогранне завдання, яке вирішується індивідуально для кожного типу виробів. Тому виникає нагальна потреба у створенні коректних лабораторних приладів та експрес-методів високовідтворюваної оцінки протизносних і антифрикційних характеристик усіх елементів трибосистем. При цьому фізична лабораторна модель фрикційної взаємодії має бути максимально простою, з одного боку, а її макро-, мікро- та наногіометричні й кінематичні параметри в контакті мають бути чітко визначеними, строго контрольованими і легко керованими. Вимірювання

найбільш важливого параметра трибосистеми – сумарної сили тертя, що виникає на одному або декількох фрикційних контактах моделі, не мають впливати на умови контактування. Безліч різноманітних процесів, які в сукупності зумовлюють сумарний опір відносному переміщенню під час тертя, відображає один-єдиний силовий параметр трибосистеми – лабораторно вимірювана величина сили тертя. Сумарна сила тертя є результативним відгуком різноманітних контактних процесів, зокрема й руйнування робочих поверхонь, та фактором, що породжує умови для зношування.

Досліди проводились на лабораторному приладі АСБ-01 у робочому середовищі авіагасу ТС-1. Шляхом вмикання електроприводу задавалось обертання ролика і його твірна починала здійснювати тертя ковзання по нижній плоскій грані прозорого паралелепіпеда в перпендикулярному лінійному контакту напрямку. Спостереження за гасом, що вноситься роликом у контакт, при певному освітленні дозволило виявити цілком організовану й закономірну його поведінку при спостереженні одночасно у двох видах: через бокову і верхню грані прозорого паралелепіпеда (рис. 2). Захоплювані роликом достатньо товсті шари гасу вносились у зону контакту, а по його краях починалось обтікання перешкоди, якою є сам контакт; потім по поверхні нерухомої призми ці відносно товсті потоки замикалися за контактом. При цьому одночасно спостерігалось зміщення усієї плями змочування в бік, зворотний напрямку тертя. Після встановлення постійної швидкості обертання, при підсвічуванні зони контакту під визначеним кутом, спостерігалась досить інтенсивна безперервна струминна течія гасу на вході ролика в контакт у місці перетину з нижньою поверхнею паралелепіпеда в зворотному напрямку обертання. На виході робочої поверхні ролика з контакту візуально спостерігалась також інтенсивна і безперервна течія гасу із змочуваного об'єму на поверхні призми у контакт, тобто також у зворотному ковзанню напрямку. Лінії руху гасу при ковзанні показані на рис. 2, а.

Збільшення швидкості ковзання ролика по поверхні призми приводило до більшого зміщення контактної плями гасу в бік, зворотний напрямку обертання. При цьому наочно спостережували неоднорідності течії гасу «з контакту» в зоні входу ролика у контакт і «у контакт» в зоні його виходу з контакту ставали більш інтенсивними. Те саме відбувалось і при збільшенні навантаження при постійній швидкості.

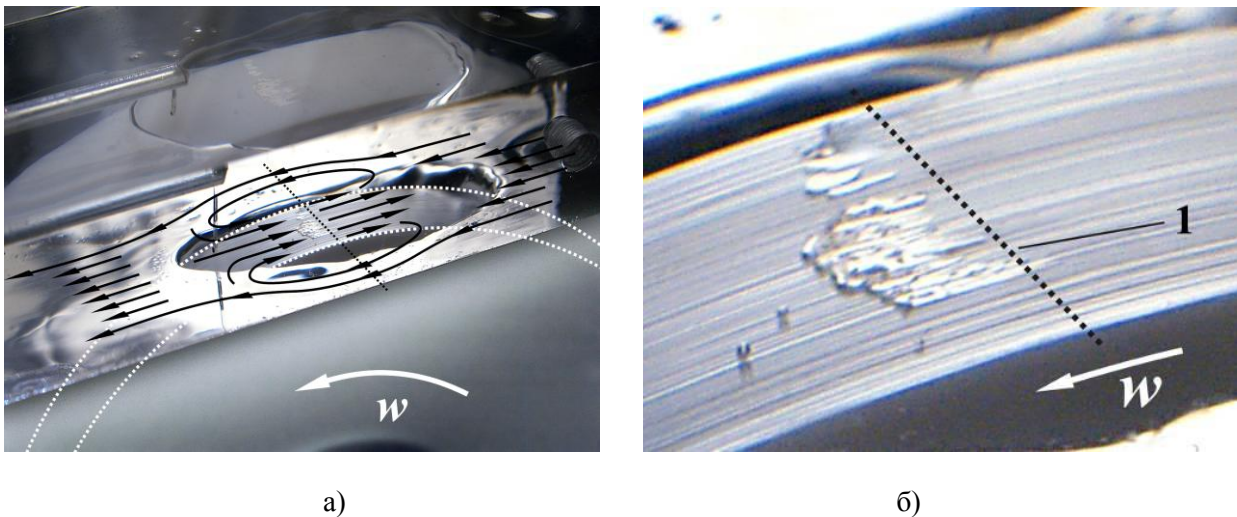


Рис. 2. Лінії руху ТС-1 у контактній зоні при терті ковзання ролика по плоскій грані паралелепіпеда (а) і утворення кавітаційних порожнин і пухирів у дифузійній зоні лінійного контакту (б) (1 – середня лінія контакту поверхонь)

При плавному збільшенні швидкості ковзання до 0,3 м/с у зоні виходу ролика з контакту в шарах гасу спостерігалась поява газових пухирців, котрі рухались у напрямку ковзання, виносились із рухомою поверхнею твірної циліндр ролика, на відстань близько 5 мм від контакту й зникали. Рух утворюваних газових пухирців (рис. 2, б) біля контакту відбувався проти струминної течії гасу, спрямованого «у контакт» проти руху ролика. Ці пухирці виникали безладно по всій ширині лінійного контакту і свідчили про кавітацію. Подальше збільшення швидкості ковзання приводило до підвищення кількості цих пухирців та інтенсивності їх виникнення, а згодом до злиття й утворення парогазових порожнин витягнутої форми, схожих на

язики полум'я (рис. 2), з основою біля середини контакту, що осцилюють у напрямку ковзання в зоні виходу ролика з контакту.

При зміні напрямку ковзання спостережувані гідравлічні течії гасу в контакті також змінювали свій напрямок у протилежний бік – «з контакту» в зоні входу ролика в контакт із поверхнею паралелепіпеда і «у контакт» – в зоні виходу поверхні тертя ролика з нього. Тобто, зміна напрямку ковзання приводила до цілком симетричної зміни напрямків контактних течій середовища.

Таким чином, на вищезгаданій лабораторній машині тертя візуально спостерігається закономірне виникнення зворотних напрямку тертя ковзання течій гасу у навколоконтактній зоні. Джерелом таких течій слугують певні фізичні процеси, що виникають у контакті при терті.

Аналогічні впорядковані течії у контакті модельного підшипника ковзання на приладі тертя АСБ-01 (з верхнім положенням вала) спостерігались у всіх досліджуваних рідинах технічного призначення (моторні, трансмісійні, гідравлічні, вакуумні та ін. масла), у воді, гліцерині та ін., відбувались якісно однаково, з різницею лише в інтенсивності.

Щоб переконатись у справедливості візуальних спостережень, за рухом змащувальних шарів ми провели ряд досліджень з тонкими шовковими нитками. У зони контакту при терті ковзання у середовищі авіагасу ТС-1 заводилась нитка чорного кольору. За напрямком обертання робочої поверхні модельного вала разом зі змащувальними шарами нитка рухалась в напрямку ковзання, але перед самим контактом вона виштовхувалась з великою швидкістю. Численні спроби завести нитку в контакт з поверхнею вала в зону його входу були марними – нитка виштовхувалась. У зону виходу вала з контакту завести нитку складно: вона захоплювалась рідиною, що рухалась разом із валом з контакту, але на відстані близько 7 мм стрімко змінювала напрямок у бік, протилежний руху вала, та втягувалась у контакт. Таким чином, при терті ковзання вторинні течії змащувальних шарів, що спрямовані в зворотному руху напрямку (течія з контакту – «на вході» вала в контакт та течія середовища з об'єму в контакт в зоні «виходу» з нього), виникають достовірно. Ці течії є наслідком певних динамічних процесів, що відбуваються в змащувальних шарах трибоконтакту, а їх дослідження дозволить розширити знання про механізми тертя та зношування.

Завдяки прозорості ванночок, виникнення вторинних, зворотних напрямку руху модельного вала течій, спостерігається також при терті ковзання з нижнім розташуванням контакту і його повним зануренням у рідину, наприклад у гідравлічну рідину АМГ-10 (рис. 3). Тут при збільшенні частоти обертання вала близько 200 хв^{-1} , сталому радіальному навантаженні 2 Н в зоні входу вала в контакт спостерігається зародження й виникнення турбулентності. Це свідчить про прискорення з конфузornoї зони контакту вторинної течії, викликані збільшенням швидкості змащувальних шарів, що набігають у контакт. В зоні виходу вала з контакту при перших його обертах утворюється повітряний міхур, котрий збільшується у розмірах при збільшенні швидкості. Туди з об'єму втягуються мікропухирці та мікрозабруднення середовища, а при підвищенні швидкості їх рух прискорюється, що спостерігається візуально.

При збільшенні навантаження на лінійний контакт вторинні течії також прискорюються, що свідчить про підвищення рівня стиску в ньому та певного розподілу тиску у дифузornoї та конфузornoї зонах контакту.

Для визначення швидкості зворотних течій у конфузornoї зоні модельного плоского підшипника було проведено прискорену відеозйомку руху маркерів високодисперсної алюмінієвої пудри. Частинки пудри (маркери) у вигляді концентрату вводились на змочену маслом верхню нерухому поверхню модельного вала. Після початку руху вала при сталій частоті обертання маркери разом із поверхнею тертя надходили у конфузornoї зону контакту, та на відстані близько 2 мм від контакту з модельним пласким підшипником стрімко змінювали напрям руху у протилежний бік. Аналіз відеозйомок виконувався шляхом визначення швидкості маркерів з урахуванням швидкості зйомки та частоти обертання вала.

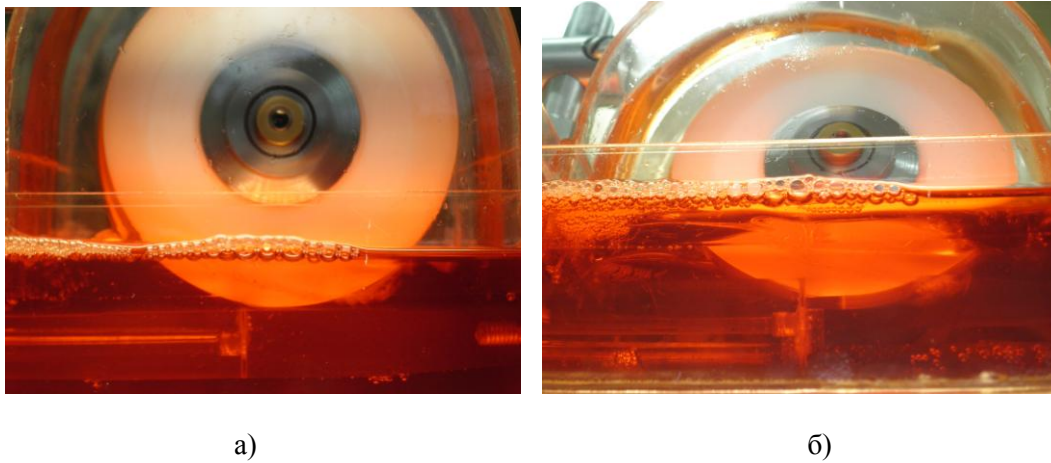
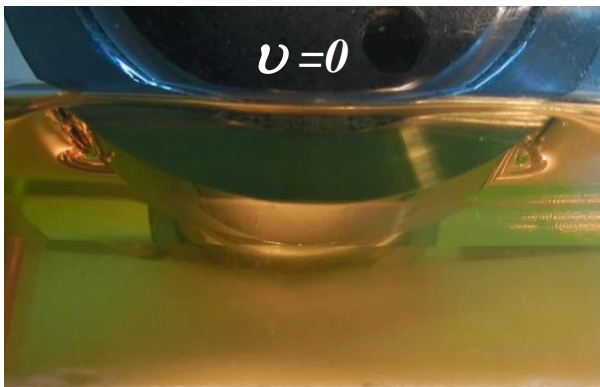
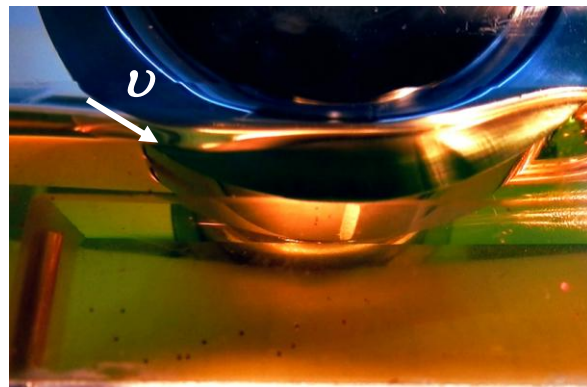


Рис. 3. Виникнення зворотних течій у контактній зоні в гідравлічній рідині АМГ-10 (турбулентність «на вході вала в контакт» та втягування пухирців контакту – «на виході з контакту» у повітряний міхур)

Спостереження за рухом маркерів у динаміці (рис. 4) свідчить про виникнення зворотних течій, котрі гальмують змащувальні шари, що набігають з поверхнею вала, і на достатньо великій відстані від самого контакту виштовхують фрагменти металевої пудри у напрямку, зворотному руху вала. При контактному навантаженні 4 Н у маслі ПМ-10 при терті ковзання сталю вала HRC 59...63 та $R_a < 20$ нм по плоскому кварцовому полірованому модельному підшипнику, що рухається зі швидкістю 0,5 м/с, максимальна швидкість зворотної течії становила 23,5 м/с.



Нерухомий контакт



Початок руху з прискоренням до швидкості 0,5 м/с

Рис. 4. Вибіркові фотографії контактної зони, де показано динаміку руху маркерів та утворення мікропухирців

Виходячи з гіпотези про динамічні процеси у змащувальних шарах, процеси, що відбуваються в еластогідродинамічному контакті, є більш складними (рис. 5). При русі нижньої плоскої поверхні зі швидкістю V в конфузійній зоні трибоконтакту через набіжний потік змащувальних шарів виникають вторинні, зворотні руху, течії змащувального середовища (показано стрілками). У дифузійній зоні, що розширюється, при певних швидкостях виникає масло-пароповітряна фаза мастила (зміна агрегатного стану) і вторинні, зворотні руху, течії із середовища у контакт. Це відбувається відповідно до експериментально-спостережуваної закономірності розподілу тиску в змащувальній шарі P_m , котрий в конфузійній зоні вищий, а в дифузійній нижчий, ніж тиск навколишнього середовища. При цьому тиски, які виникають на поверхні нерухомого криволінійного трибоелемента P_Σ , являють собою суму герцівських напружень σ_r і тиску в змащувальній шарі P_m , а контактні напруження σ_k слід розглядати, як різницю герцівських напружень σ_z і тиску в змащувальній шарі P_m . При цьому під терміном

«контактні напруження», слід розуміти ті напруження, котрі виникають лише в зоні розрідження, тобто в дифузійній частині контакту, оскільки в конфузійній – поверхні розсуваються змащувальними шарами з високим тиском.

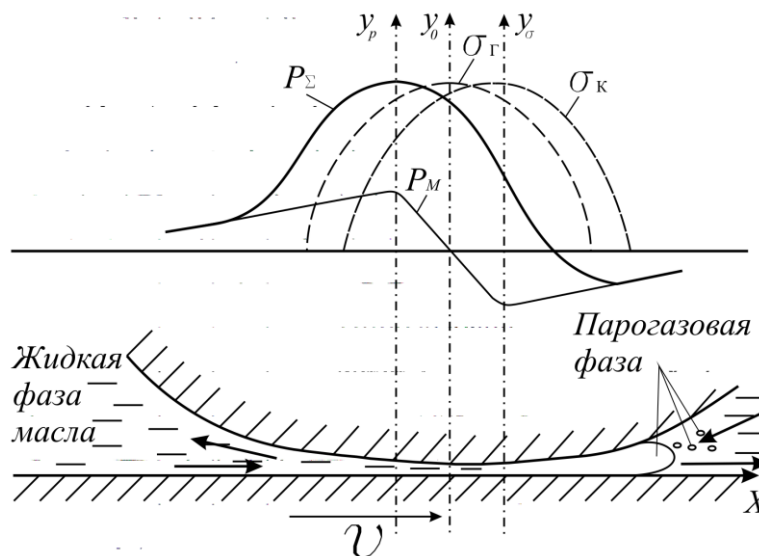


Рис. 5. Схема контактної-гідродинамічних процесів з позицій адгезійно-гідродинамічної моделі тертя та зношування [3]

Висновки. Як показали вищенаведені експериментальні дослідження, в умовах збудження фрагментів середовища відносним рухом поверхонь твердих тіл з адсорбованими змащувальними шарами, зокрема тертям, під дією виниклих градієнтів тисків змащувальні шари рухаються в зворотному напрямку. Тому, в'язкість змащувального середовища необхідно розглядати у контексті умов його перебування в контакті, а саме: оскільки градієнтні течії виникають одночасно як у конфузійній, так і в дифузійній зонах, то і в'язкість у відповідних умовах надлишкового і розрідженого тисків буде різною. Сила внутрішнього тертя, відповідно, також має містити в собі дві складові: конфузійну і дифузійну. Тобто, для більш повного описання рідин, газів або гетерогенних середовищ видається доцільним запровадити деякий критерій «еластичність». Цей коефіцієнт пропорційності сил внутрішнього тертя, або еластичності, також буде мати дві компоненти: конфузійну, яка, ймовірно, відповідає сучасним коефіцієнтам динамічної й кінематичної в'язкості, та коефіцієнт пропорційності при розрідженні. Такий коефіцієнт еластичності має відображати властивість рідини, зберігати пружні властивості як в умовах стиску, так і розтягу, які визначаються умовами тертя.

Література.

1. Гидродинамическая теория смазки / под. ред. и с доп. статьями проф. Лейбензона Л. В. – М. ; Л. : Гос. техн.-теорет. изд-во, 1934. – 550 с.
2. Стельмах О. У. Об'ємна конфігурація мікрогеометрії поверхонь тертя – один з основних факторів ефективності трибосистем / О. У. Стельмах, О. Ю. Сидоренко, Р. Є. Костюнік // Вісник НАУ. – 2002. – № 1. – С. 174–177.
3. Дерягин Б. В. Ориентационно упорядоченные слои предельных углеводородов и их производных на поверхности кварца / Б. В. Дерягин, Б. А. Алтоиз, В. М. Поповский // Доклады АН СССР. – 1991. – Т. 317, № 1. – С. 130–134.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 539.3

Г.Т. Сулим¹, О.П. Ясній², Я.М. Пастернак³¹ Львівський національний університет імені Івана Франка² Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя³ Луцький національний технічний університет**ТЕРМОПРУЖНІСТЬ АНІЗОТРОПНОГО ТІЛА ЗІ ЩІЛИНОЮ З УРАХУВАННЯМ КОНВЕКТИВНОГО ТЕПЛООБМІНУ ЇЇ БЕРЕГІВ ІЗ ГАЗОВИМ СЕРЕДОВИЩЕМ**

Вивчено двовимірну стаціонарну задачу термопружності анізотропного тіла із тунельною щілиною (тріщиною), коли на її береги через конвективний теплообмін діє газоподібне середовище. Записано крайові умови та отримано сингулярні інтегральні рівняння Фредгольма другого роду. Останні розв'язано аналітично. Отримано значення коефіцієнтів інтенсивності напружень у їхній залежності від сталих матеріалу, розмірів дефекту, температур газу та тіла.

Ключові слова: термопружний, анізотропний, тріщина, конвективний теплообмін.

Г.Т. Сулим, О.П. Ясній, Я.М. Пастернак

ТЕРМОУПРУГОСТЬ АНІЗОТРОПНОГО ТЕЛА СО ЩЕЛЬЮ С УЧЕТОМ КОНВЕКТИВНОГО ТЕПЛООБМЕНА ЇЇ БЕРЕГІВ С ГАЗОВОЮ СРЕДОЮ

В работе изучена двумерная стационарная задача термоупругости анизотропного тела с туннельной щелью (трещиной), когда на ее береги посредством конвективного теплообмена действует газообразная среда. Выписаны граничные условия и получены сингулярные интегральные уравнения Фредгольма второго рода. Последние решены аналитически. Получены значения коэффициентов интенсивности напряжений в зависимости от постоянных материала, размеров дефекта, температур газа и тела.

Ключевые слова: термоупругий, анизотропный, трещина, конвективный теплообмен.

H.T. Sulym, O.P. Yasniy, Ya.M. Pasternak

THERMOELASTICITY OF AN ANISOTROPIC SOLID WITH A SLIT ACCOUNTING FOR A CONVECTIVE HEAT TRANSFER BETWEEN ITS FACES AND GASEOUS MEDIUM

The paper studies 2D steady-state thermoelasticity of an anisotropic solid with a tunnel slit (crack), which faces interact with gaseous medium through the convective heat transfer. The boundary conditions are written and the second kind Fredholm singular integral equations are obtained. The latter are solved analytically. The stress intensity factors are obtained in their dependence on the material constants, size of a defect, temperatures of gas and a solid.

Keywords: thermoelastic, anisotropic, crack, convective heat transfer.

Вступ. Задачі термопружності за сталих та змінних коефіцієнтів тепловіддачі, зокрема й з урахуванням конвективного теплообміну за Ньютоном, є дуже важливими при вивченні перехідних та стаціонарних процесів в елементах конструкцій, на які діють теплові та механічні навантаження [1]. Особливо актуальною є ця проблема при дослідженні анізотропних тіл, оскільки відмінність їх термомеханічних властивостей у різних напрямках може зіграти ключову роль при впливі на концентрацію теплових напружень [2].

При вивченні анізотропних термопружних матеріалів серед аналітичних методів, зазвичай, використовують підходи на основі комплексних потенціалів Лехніцького [2] чи Стро [3], що дають можливість звести задану задачу до визначення аналітичних функцій за відомими крайовими умовами. Зокрема, отримавши задачу спряження можна перетворити крайову задачу термопружності до системи інтегральних рівнянь. Проте такий підхід є досить громіздким, оскільки вимагає перетворення термомеханічних крайових умов до відповідних для комплексних потенціалів, відшукування останніх та зворотного перетворення до термомеханічних величин. Вирішити цю проблему можна шляхом застосування загальних інтегральних рівнянь, у які безпосередньо входять термомеханічні параметри. Останні вперше побудовані для двовимірних задач термопружності анізотропних тіл у [4] та розвинуті на випадок тривимірних задач термомагнітоелектропружності в [5].

Зокрема, рівняння [4] дають можливість враховувати змішані теплові та механічні крайові умови, тобто розв'язувати задачі, пов'язані з конвективним теплообміном тіла та деякого газоподібного середовища. Такі розв'язки є практично важливими при дослідженні термопружного розшарування композитів [6], при термографічній діагностиці поверхневих тріщин [7]. Проте [6, 7] є лише поодинокими роботами, що стосуються питання вивчення щілин із конвективним теплообміном між їхніми берегами та середовищем, хоча це питання заслуговує істотної уваги наукової спільноти.

Тому у цій роботі формулюється двовимірна задача термопружності анізотропного тіла із тунельною щілиною, яка нагрівається чи охолоджується шляхом конвективного теплообміну між її берегами та газоподібним середовищем, що тече через її просвіт; записуються відповідні крайові умови, інтегральні рівняння; отримуються розв'язки.

Формулювання задачі та її зведення до інтегральних рівнянь. Розглянемо термопружне анізотропне середовище, що містить прямолінійну тунельну щілину завдовжки $2a$ та завтовшки $2h$. Середовище на віддалі від щілини нагріте до деякої відлікової температури, яку без зменшення загальності вважатимемо нульовою. У середині щілини під тиском p рухається газоподібне середовище, що підтримується при сталій температурі, що більша на значення θ_0 від відлікової (менша у випадку негативного значення θ_0). Між берегами щілини та газом відбувається конвективний теплообмін за законом Ньютона із коефіцієнтом теплообміну α . Вважаючи, що $h \ll a$, знехтуємо відстанню між берегами щілини, замінивши її математичним розрізом. Пов'яжемо із центром цього розрізу прямокутну систему координат $Ox_1x_2x_3$, вісь Ox_3 якої спрямуємо уздовж твірної тунельної щілини, а вісь Ox_1 – уздовж її ширшої сторони (рис. 1).

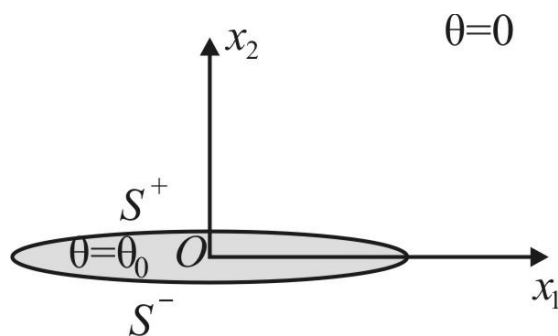


Рис. 1. Схема задачі

Позначимо верхній берег розрізу індексом «+», а нижній «-». Тоді теплові крайові умови на ньому можна записати у вигляді

$$h_n^\pm = \alpha(\theta^\pm - \theta_0), \quad (1)$$

де $h_n = h_i n_i$ – нормальна складова вектора h_i теплового потоку; n_i – вектор одиничної нормалі; θ – зміна температури понад відлікову. Тут і далі використано індексні позначення векторних і тензорних величин та правило Ейнштейна підсумовування за індексом, що повторюється.

Скориставшись позначеннями $\Delta(\square) = (\square)^+ - (\square)^-$, $\Sigma(\square) = (\square)^+ + (\square)^-$ для функцій стрибків польових величин на розрізі, перепишемо крайову умову (1) так:

$$\Sigma h_n = \alpha \Sigma \theta - 2\alpha \theta_0, \quad \Delta h_n = \alpha \Delta \theta. \quad (2)$$

Механічні крайові умови запишемо за припущення відсутності перекриття берегів щілини у вигляді

$$t_1^\pm = 0, \quad t_2^\pm = \pm p, \quad (3)$$

де $t_i = \sigma_{ij} n_j$ – вектор напружень на поверхні з нормаллю \mathbf{n} ; σ_{ij} – компоненти тензора напружень. З урахуванням використаних позначень умови (3) можна подати так:

$$\Sigma t_j = 0, \quad \Delta t_j = 2\delta_{2j} p. \quad (4)$$

Тут δ_{ij} – символ Кронекера.

Очевидно, що крайові умови (4) відповідають першій основній задачі теорії пружності, в той час як умови (2) є змішаними.

У загальному випадку крайових умов інтегральні рівняння теплопровідності та термопружності для тіла з розрізом мають такий вигляд [4]:

$$\frac{1}{2}\Sigma\theta(\mathbf{y}) = \int_{\Gamma} \Theta^*(\mathbf{x}, \mathbf{y})\Sigma h_n(\mathbf{x})d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} H^*(\mathbf{x}, \mathbf{y})\Delta\theta(\mathbf{x})d\Gamma(\mathbf{x}),$$

$$\frac{1}{2}\Delta h_n(\mathbf{y}) = n_i^+(\mathbf{y}) \left[\int_{\Gamma} \Theta_i^{**}(\mathbf{x}, \mathbf{y})\Sigma h_n(\mathbf{x})d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} H_i^{**}(\mathbf{x}, \mathbf{y})\Delta\theta(\mathbf{x})d\Gamma(\mathbf{x}) \right];$$

$$\frac{1}{2}\Delta t_i(\mathbf{y}) = n_j^+(\mathbf{y}) \left[\int_{\Gamma} D_{ijk}(\mathbf{x}, \mathbf{y})\Sigma t_k(\mathbf{x})d\Gamma(\mathbf{x}) - \int_{\Gamma} S_{ijk}(\mathbf{x}, \mathbf{y})\Delta u_k(\mathbf{x})d\Gamma(\mathbf{x}) + \int_{\Gamma} Q_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y})\Delta\theta(\mathbf{x})d\Gamma(\mathbf{x}) + \int_{\Gamma} W_{ij}(\mathbf{x}, \mathbf{y})\Sigma h_n(\mathbf{x})d\Gamma(\mathbf{x}) \right].$$

Тут u_i – компоненти вектора переміщень; Γ – лінія розрізу. Ядра рівнянь подано у замкнутому вигляді в [4].

Підставивши в (5) крайові умови (2) з урахуванням ядер [4], отримаємо інтегральні рівняння теплопровідності тіла із тріщиною за конвективного теплообміну

$$\Delta\theta(x_0) = \frac{k_t}{\alpha\pi} \int_{-a}^a \frac{\Delta\theta(x)}{(x-x_0)^2} dx,$$

$$\Sigma\theta(x_0) = \frac{\alpha}{\pi k_t} \left[\int_{-a}^a \ln|x-x_0|\Sigma\theta(x)dx - 2\theta_0 \int_{-a}^a \ln|x-x_0|dx \right].$$

Тут $k_t = \sqrt{k_{11}k_{22} - k_{12}^2}$; k_{ij} – симетричний тензор коефіцієнтів теплопровідності матеріалу у відліковій системі координат; $x_0 \in (-a; a)$. Отже, маємо сингулярні рівняння Фредгольма другого роду із розділеними змінними. Причому перше рівняння в (7) є однорідним, а його розв’язок є тривіальним:

$$\Delta\theta(x) \equiv 0 \quad \forall x \in (-a; a).$$

Співвідношення (8) виражає також симетрію задачі стосовно осі Ox_1 , а також узгоджується із принципами автомодельності.

На основі (6) та крайових умов (4) матимемо

$$\frac{1}{\pi} \mathbf{L} \int_{-a}^a \frac{\Delta\mathbf{u}(x)}{(x-x_0)^2} dx = \frac{1}{\pi k_t} \text{Im}[\tilde{\gamma}_2^*] \int_{-a}^a \Sigma h_n(x) \ln|x-x_0| dx - \frac{1}{\pi} \text{Re}[\gamma_2^*] \int_{-a}^a \frac{\Delta\theta(x)}{x-x_0} dx - 2\mathbf{p},$$

де \mathbf{L} , \mathbf{S} – дійсні тензори Barnett – Lothe [3]; $\tilde{\gamma}_2^* = -\mathbf{L}\mathbf{c} + (\mathbf{S}^T - i\mathbf{I})\mathbf{d}$ – комплексний вектор [3], що обчислюється із використанням термопружних сталих векторів \mathbf{c} , \mathbf{d} формалізму Стро [3]; \mathbf{p} – вектор навантаження, що за модулем дорівнює тиску p .

Скориставшись другим з рівнянь (7) та розв’язком (8), перепишемо (9) у простішому вигляді

$$\frac{1}{\pi} \int_{-a}^a \frac{\Delta\mathbf{u}(x)}{(x-x_0)^2} dx = \mathbf{L}^{-1} \left[\text{Im}(\tilde{\gamma}_2^*)\Sigma\theta(x_0) - 2\mathbf{p} \right].$$

Інтегруючи (10) частинами, з урахуванням умов нерозривності переміщень у вершинах тріщини

$$\Delta\tilde{\mathbf{u}}(-a) = \Delta\tilde{\mathbf{u}}(a) = \mathbf{0}, \quad \int_{-a}^a \Delta\tilde{\mathbf{u}}'(x_1)dx_1 = \Delta\tilde{\mathbf{u}}(a) - \Delta\tilde{\mathbf{u}}(-a) = \mathbf{0}.$$

отримаємо сингулярне рівняння з ядром Коші

$$\frac{1}{\pi} \int_{-a}^a \frac{\Delta\mathbf{u}'(x)}{x-x_0} dx = \mathbf{L}^{-1} \left[\text{Im}(\tilde{\gamma}_2^*)\Sigma\theta(x_0) - 2\mathbf{p} \right].$$

Відповідно до [8] розв’язок (12) за умов (11) має вигляд

$$\Delta\mathbf{u}'(x_0) = -\frac{\mathbf{L}^{-1}}{\pi\sqrt{a^2-x_0^2}} \left[\text{Im}(\tilde{\gamma}_2^*) \int_{-a}^a \frac{\sqrt{a^2-x^2}}{x-x_0} \Sigma\theta(x)dx + 2\pi x_0\mathbf{p} \right].$$

Для знаходження невідомої функції $\Sigma\theta(x)$ продиференціюємо друге рівняння (7) за змінною x_0 . Унаслідок отримаємо таке сингулярне інтегро-диференціальне рівняння з ядром Коші:

$$\Sigma\theta'(x_0) + \frac{\alpha}{\pi k_t} \int_{-a}^a \frac{\Sigma\theta(x)}{x-x_0} dx = \frac{2\theta_0\alpha}{\pi k_t} \ln \frac{a-x_0}{a+x_0}. \quad (14)$$

Легко пересвідчитися, що розв'язок (14) є сталою функцією, тобто,

$$\Sigma\theta(x_0) = 2\theta. \quad (15)$$

Підставивши (15) в (13) отримаємо

$$\Delta\mathbf{u}'(x_0) = -\frac{2\mathbf{L}^{-1}x_0}{\sqrt{a^2-x_0^2}} \left[\mathbf{p} - \text{Im}(\tilde{\gamma}_2^*)\theta_0 \right]. \quad (16)$$

Відповідно до [5], вектор $\mathbf{k}^{(1)} = [K_{II}, K_I, K_{III}]^T$ коефіцієнтів інтенсивності напружень у вершинах щілини обчислюється за формулою

$$\mathbf{k}^{(1)} = -\sqrt{\frac{\pi}{2}} \mathbf{L} \lim_{s \rightarrow 0} \sqrt{s} \Delta\mathbf{u}'(s), \quad (17)$$

де s – відстань до вершини тріщини.

Підставивши (16) в (17) отримаємо

$$\mathbf{k}^{(1)} = \sqrt{\pi a} \left(\mathbf{p} - \text{Im}(\tilde{\gamma}_2^*)\theta_0 \right). \quad (18)$$

Висновки. Згідно (8), (15) та (18) при стаціонарному режимі теплопровідності поверхня щілини нагрівається до сталої температури, що рівна температурі газу, а коефіцієнт конвективного теплообміну на розв'язок задачі не впливає. Відповідно до (18) коефіцієнт інтенсивності напружень нормальної моди пропорційний до тиску газу в щілині. Коефіцієнти інтенсивності напружень лінійно залежать від температури газу. На їхні значення істотно впливають термопружні характеристики матеріалу, що означені уявною частиною фундаментального вектора $\tilde{\gamma}_2^*$.

1. Термоупругость тел при переменных коэффициентах теплоотдачи / Я.С. Подстригач, Ю.М. Коляно, В.И. Громовык, В.Л. Лозбень. – К.: Наук. думка, 1977. – 158 с.

2. Прусов И.А. Некоторые задачи термоупругости / И.А. Прусов. – Минск, Изд-во БГУ, 1972. – 200 с.

3. Hwu C. Anisotropic elastic plates / C. Hwu. – London: Springer, 2010. – 673 p.

4. Pasternak Ia. Boundary integral equations and the boundary element method for fracture mechanics analysis in 2D anisotropic thermoelasticity / Ia. Pasternak // Engineering Analysis with Boundary Elements. – 2012. – 36, No. 12. – P. 1931–1941.

5. Pasternak Ia. A comprehensive study on Green's functions and boundary integral equations for 3D anisotropic thermomagnetoelastocity / Ia. Pasternak, R. Pasternak, H. Sulym // Engineering Analysis with Boundary Elements. – 2016. – 64. – P. 222–229.

6. Kokini K. Transient heating vs cooling of interfacial cracks in ceramic-to-metal bonds / K. Kokini, R.R. Reynolds // Engineering Fracture Mechanics. – 1991. – 38, No. 6. – P. 371–383.

7. FEM modelling of heat transfer in the vicinity of vertical surface cracks using local thermal excitation / G. Kervalishvili, J. Schlichting, C. Maierhofer, M. Kreuzbruck // Proc. Thermographie-Kolloquium 2009 der DGZfP, Volume: BB 119-CD.

8. Carrier G.F. Functions of a complex variable: theory and technique / G.F. Carrier, M. Krook, C.E. Pearson. – New York: McGraw-Hill, 1966. – 438 p.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 004.021

О.С. Усік, Л.М. Маркіна
Луцький національний технічний університет
СЕРЕДОВИЩЕ ДЛЯ МОДЕЛЮВАННЯ СИСТЕМ АВТОМАТИЧНОГО РЕГУЛЮВАННЯ

В даній роботі описано мету, вигляд та можливості додатку «Середовище для моделювання систем автоматичного регулювання».

Було детально описано принцип його роботи, логіко-математичну базу, інтерфейс та деякі загальні аспекти створення подібних застосунків з використанням мови програмування JavaScript., тому що побудова схем і дослідження систем автоматичного регулювання є однією з задач автоматизації. В масштабах прикладного та навчального проектування цей процес займає тривалий час та є трудомістким. Для розробки інтерфейсу використано технологію HTML5, тому середовище орієнтоване на використання не лише в мережі, а й у програмах під операційну систему Windows та у мобільних засобах

Ключові слова: САР, САК, середовище, JavaScript, HTML5.

А.С. Усик, Л.М. Маркіна
СРЕДА ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ СИСТЕМ АВТОМАТИЧЕСКОГО РЕГУЛИРОВАНИЯ

В данной работе описано цель, вид и возможности приложения «Среда для моделирования систем автоматического регулирования».

Детально описан принцип его работы, логико-математическую базу, интерфейс и некоторые общие аспекты создания подобных приложений с использованием языка программирования JavaScript., Так как построение схем и исследования систем автоматического регулирования является одной из задач автоматизации. В масштабах прикладного и учебного проектирования этот процесс занимает длительное время и является трудоемким. Для разработки интерфейса использована технология HTML5, поэтому среда ориентирована на использование не только в сети, но и в программах под операционную систему Windows и мобильных средствах

Ключевые слова: САР, САК, середовище, JavaScript, HTML5.

A.S. Usik, L.M. Markina
ENVIRONMENT FOR AUTOMATIC CONTROL SYSTEMS MODELING

This paper describes the purpose, appearance and application possibilities "environment for simulation of automatic control systems."

It describes in detail how it works, logical-mathematical basis, and some common interface aspects of these applications using the programming language JavaScript., Because the construction of schemes and study of automatic control systems is a task automation. In the scale of applied and academic design process takes a long time and is labor intensive. For the development of interface technology used HTML5, so the use of environment-oriented not only online but also in applications under the Windows operating system and mobile vehicles. existing methods of solving this problem was the calculation using MATLAB gear and output graphs on the screen. This option is not convenient and effective. It takes time and requires additional steps and skills from the user.

JavaScript has to implement all the methods we need components and combining them into an operating system which can work comfortably user. This programming language is not compiled, interpreted and therefore can change the required program elements directly during its operation. It is very important to calculate mathematical expressions, and work with an interface based on HTML5.

Keywords: SAC, SAR, modeling, environment, JavaScript, HTML5.

Постановка проблеми. Побудова схем і дослідження систем автоматичного регулювання є однією з задач автоматизації. В масштабах прикладного та навчального проектування цей процес займає тривалий час та є трудомістким.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Одним із існуючих методів розв'язання цієї проблеми було обчислення за допомогою програми MATLAB передаточних та вивід графіків на екран. Цей варіант не є зручним та ефективним. Він займає багато часу та потребує додаткових дій та навиків від користувача.

Відсутність єдиного середовища для одночасного задання схеми, параметрів ланок, обчислення передаточних функцій та виведення обрахунків у потрібному вигляді зумовило зародження ідеї для створення описуваного застосунку.

Постановка завдань. Мета роботи — створити середовище для зручного моделювання та дослідження САР та САК.

Завдання дослідження:

- Опис інтерфейсу середовища, демонстрація роботи з кожним елементом.

- Опис логіко-математичної бази та створення додатку за допомогою JavaScript

Предмет дослідження: середовище для моделювання систем автоматичного регулювання.

Об'єкт дослідження: процес розробки додатку «Середовище для моделювання систем автоматичного регулювання»

Виклад основного матеріалу. Першим кроком до розробки було вивчення основних понять та термінів, принципів обрахування характеристик та передаточних.

Тому ми виділили три основні частини які слід було продумати:

- інтерфейс
- логіко-математична база
- вивід результатів

JavaScript має усі методи для реалізації потрібних нам компонентів і об'єднання їх в діючу систему з якою зручно зможе працювати користувач. Це мова програмування, яка не компілюється, а інтерпретується тому може змінювати потрібні елементи програми прямо під час її роботи. Це дуже важливо для обчислення математичних виразів, та роботи з інтерфейсом на базі HTML5.

Перша частина: інтерфейс.

Для розробки інтерфейсу використано технологію HTML5, тому середовище орієнтоване на використання не лише в мережі, а й у програмах під операційну систему Windows та у мобільних засобах. Наявність потужних засобів візуалізації, простота розробки, поширеність документації та швидкодія є найвагомішими аргументами на використання саме її.

HTML5 - не продовжувачем мови розмітки гіпертексту, а є новою відкритою платформою, призначеною для створення веб - додатків використовують аудіо, відео, графіку, анімацію та багато іншого.

В новому стандарті добавлено багато нових тегів серед яких буде використано такі DOM елементи, як `article`, `canvas`, `figure` та `section`.

Інтерфейс середовища на базі HTML стилізоване CSS та логіко-математичне ядро на базі JS підключаються в одному .html файлі.

Опис основних частин.

Після запуску програми ми побачимо початкові елементи (Рис.1).

Основна частина має клас «section» та містить у собі CAP – схему, полотна для малювання графіка та меню налаштувань.

CAP-схема, відображається тегом `article` та зображена у вигляді послідовних блоків зворотного зв'язку(верхні блоки) та розімкненої системи(нижні).

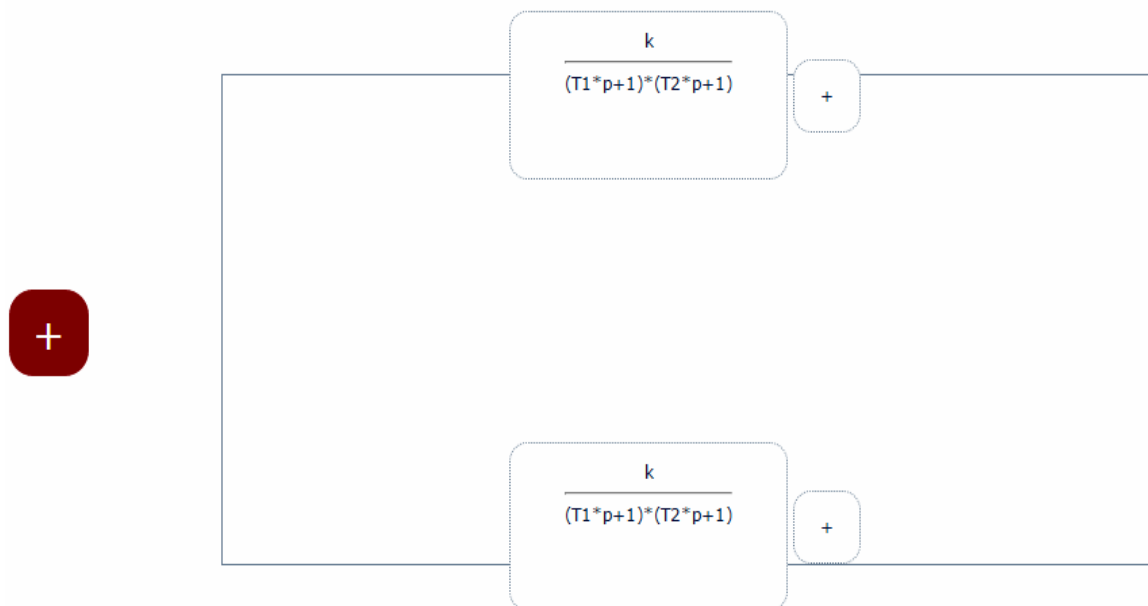


Рис. 1. Головне меню

Другу частину відображає тег section, що має клас «lSide». Вона розміщена зліва та відкривається після наведення на «+» в червоному. Відкриття працює по виклику CSS як реакція на: hover. Тут усі доступні ланки для проектування САР (Рис.2).

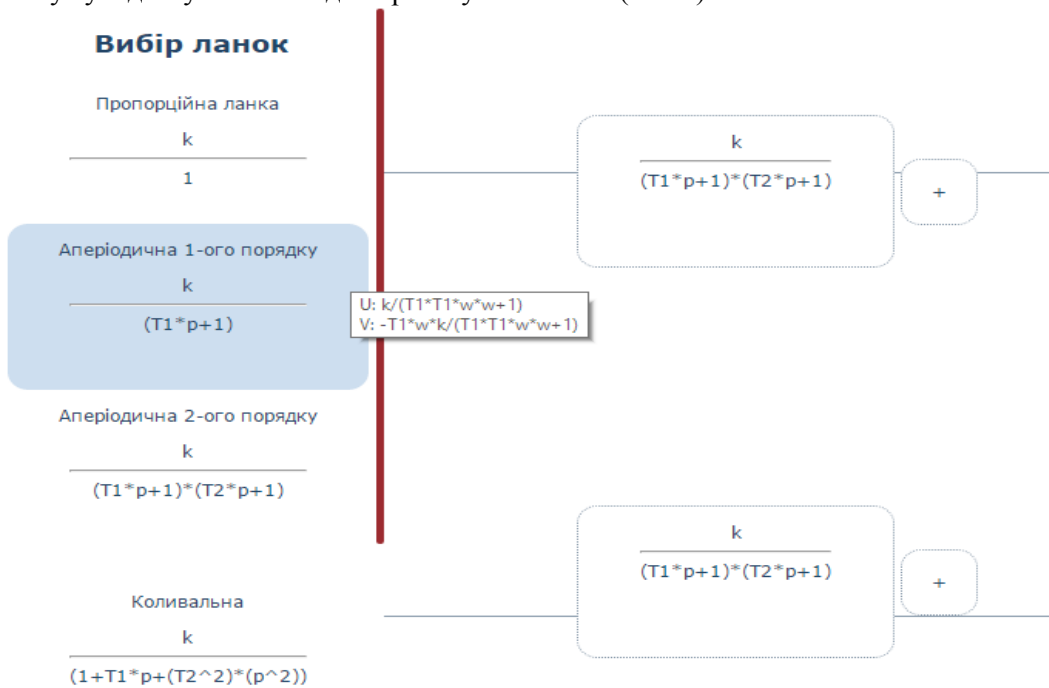


Рис. 2 Панель вибору ланок

Головною особливістю інтерфейсу є можливість перетягнути ланку з лівого меню вибору ланок та встановити її на САР-схему. Це реалізується javascript-функцією Drag and Drop, що запозичена з сайту learn.javascript.ru, що знаходиться у вільному доступі. Функцію адаптовано під потреби проекту.

Щоб додати нову ланку на САР або зворотній зв'язок перетягніть ланку та відпустіть кнопку мишки над елементом з символом «+» (Рис. 3).

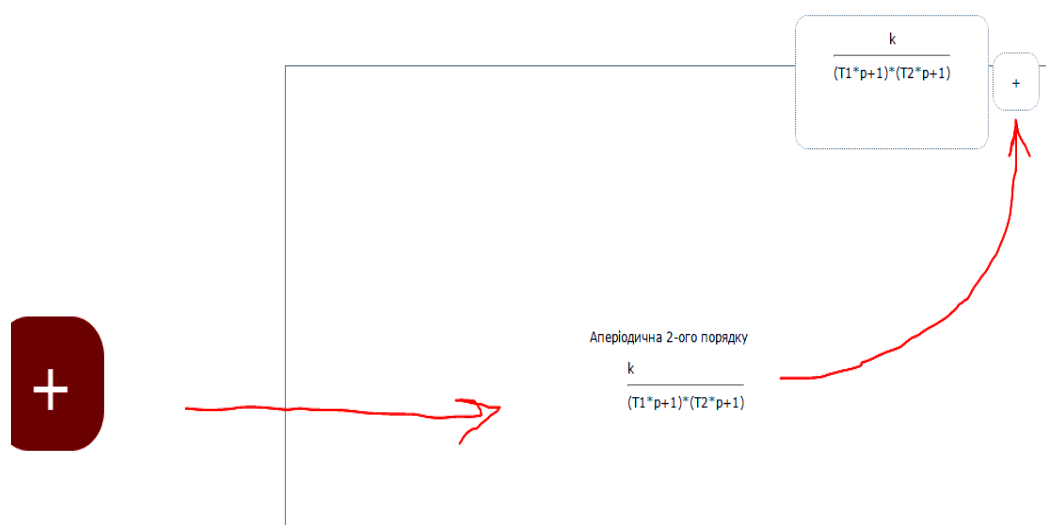


Рис. 3. Drag and Drop

Щоб замінити ланку потрібно перетягнути і «покласти» на неї нову ланку з області вибору ланок.

Щоб видалити слід навести на неї мишкою та натиснути «X».

Сама ланка складається з тега `p`, `figure`, `label`, `input` та `br` (див. Рис.4). В специфікації HTML5 тег `figure` використовується для опису в собі якогось тексто-логічного елементу. В даному випадку це – формули передаточних.

Three panels illustrating the control interface for an aperiodic second-order link. Each panel shows the transfer function $(T1*p+1)*(T2*p+1)$ and input fields for k , $T1$, and $T2$. The 'Go' button is highlighted in different colors (white, blue, red) across the panels.

Рис. 4. Загальний вигляд ланки при наведенні 1, введення даних 2, та видалення ланки 3

Нижче знаходиться меню налаштувань.

Тут нам доступно:

- масштабування графіків по кожній з осей у вигляді коефіцієнтів, що вводяться в меню `OX zoom` та `OY zoom`. Для прикладу - початкове значення 0 означає, що до автоматично-вибраного масштабу додано 0 (Масштабування проводиться автоматично, так щоб графік в середньому займав 6/8 області полотна.).
- введення нижньої межі до верхньої границі змінної часу w .
- задання кроку змінної w (збільшення кроку пришвидшує обчислення та зменшує візуальну якість нарисованих характеристик)
- Вибір потрібних характеристик
- Встановлення типу системи (розімкнена, замкнена, по збуренню)
- головна кнопка «Показати характеристики» малює потрібні нам графіки на області графіків.

Все це зображено на рис. 5

Скриншот меню налаштувань «Змінити графік». Меню містить наступні елементи:

- Всі
- АФХ
- АЧХ
- Амплітудо-фазова
- ЛФЧХ + Фазочастотна
- Розімкнена система
- Замкнута
- OX zoom = 1
- OY zoom = 1
- W = 0 до 12
- step = 0,01
- годограф Михайлова
- критерій Найквіста
- критерій Найквіста в логарифмічному масштабі
- Збурення
- Кнопка «Показати характеристики»

Рис. 5. Меню налаштувань

Друга частина: логіко-математична база.

Для обчислення всіх величин було створено окрему JavaScript бібліотеку, яка реалізує функції розрахунків передаточних розімкненої, замкненої та по збуренню і потрібних для характеристик параметрів, перетворення формул, та виводу в консоль.

В бібліотеці доступні функції та методи для розрахунку формул передаточних та характеристик для АФЧХ, ЛАФЧХ, ФЧХ, годографа Михайлова, критерія Найквіста, та Найквіста в логарифмічному масштабі.

Середовище підключається як ядро на базі JS до html документу за допомогою тегу:

```
<script src='SAR_processor.js'></script>
```

Усе це веб технології, тому процесор можна розмістити на сайті, легко доробити, запускати на будь-якому комп'ютері відкриваючи браузером Google Chrome, або зберігати незалежний файл html з бібліотекою та працювати оффлайн.

Для створення Win32 додатку з цією бібліотекою можна використовувати Node.js як основний двигун. Для підключення бібліотеки можна скористатися наступним методом:

В файлі бібліотеки SAR_processor.js на початку вставити строки до потрібної нам функції exports.SAR_processor = " Назва_функції що експортується"; //(count, Cooker, ConsumParts ...)

В файлі програми дописати

```
var SAR_processor = require('./lib/SAR_processor.js');
var Obj = new SAR_processor.Назва_функції(a, b, c);
```

В бібліотеці містяться функції count, setter, getElementData, Cooker, ConsumParts та getSystemPoints.

count(s,j) – обраховує у виразі «s» кількість комплексних множників позначених символом «j», щоб знати який множник поставити перед ними($\sqrt{-1}$, -1, $-\sqrt{-1}$, +1).

setter(p) – обробляє об'єкт «p», що видає функція Cooker створюючи в ньому фазову $\phi(w)$, A(w) та L(w)

getElementData(e) – виводить всі доступні ланки з об'єкту DATA в DOM елемент «e» задаючи їх кінцевий вигляд тегами <div>, <input>, <label> та <p>.

ConsumParts(ElementClass) – організовує обробку введених даних та переводить все в глобальний вигляд, рахує значення дійсної та уявної значень САК та зворотного зв'язку; готує данні для функції Cooker та інше.

Аргумент ElementClass може приймати два значення: 'ones' та 'under' САК та зворотній зв'язок відповідно.

Cooker(W) –перетворює масив ланок W у готовий до обрахунку символічний вираз. Множники з комплексними значеннями відносить до уявної частини інші до дійсної. В результаті роботи повертає дійсну та уявну частини розімкненої системи чи зворотного зв'язку.

Математичні формули, що використовувалися при побудові характеристик:

$$W(p) = W_1(p) \times W_2(p) \times \dots \times W_n(p) , \quad (1)$$

де $W(p)$ – передаточна функція розімкненої системи

$$W(p) = \frac{W_p(p)}{1 + W_p(p) \times W_3(p)} , \quad (2)$$

де $W(p)$ – передаточна функція системи зі зворотнім зв'язком

$$W(p) = \frac{W^f(p)}{1 + W_p(p)} , \quad (3)$$

де $W(p)$ – передаточна функція системи зі збуренням

$$A(w) = \sqrt{U^2(w) + V^2(w)} , \quad (4)$$

де $A(w)$ – амплітудно-частотна характеристика

$$\varphi(w) = \arctg\left(\frac{V(w)}{U(w)}\right) \times \frac{180}{\pi} , \quad (5)$$

де $\varphi(w)$ – фазо-частотна характеристика

$$L(w) = 20 \log(A(w)) , \quad (6)$$

де $L(w)$ - логарифмічно-частотна характеристика.

Після звернення схеми ми отримуємо об'єкт в якому міститься дійсна та уявна частина, фаза системи, її амплітуда, амплітуда в логарифмічному масштабі, дійсна та уявна частини характеристичного рівняння.

Усі вони обраховуються методом eval() який виконує потрібну нам формулу. Все що порібно це задавати значення частоти w відносно якої формули зводяться.

Третя частина: вивід результатів.

Усі проведені розрахунки та формули можна досліджувати в консолі. При натисканні клавіші «F12», або «правою кнопкою мишки -> Посмотреть код» ми побачимо середовище перегляду коду. Тут у верхньому меню обираємо вкладку «Console» або «Консоль» та бачимо, усі проведені розрахунки або їх помилки.

Область графіків - найбільша область. Початково вона прихована та після натискання на кнопку «Показати характеристики» вона з'являється. Кожен підпис позначає, яка характеристика і де буде нарисована (Рис. 6).

Намальований графік можна зберегти у вигляді звичайного зображення в форматах *.jpg або *.png. Клацнувши правою кнопкою миші на графіку в меню оберіть «Зберегти як» та вкажіть шлях куди хочете файл зберегти. Це зроблено стандартними методами браузера.

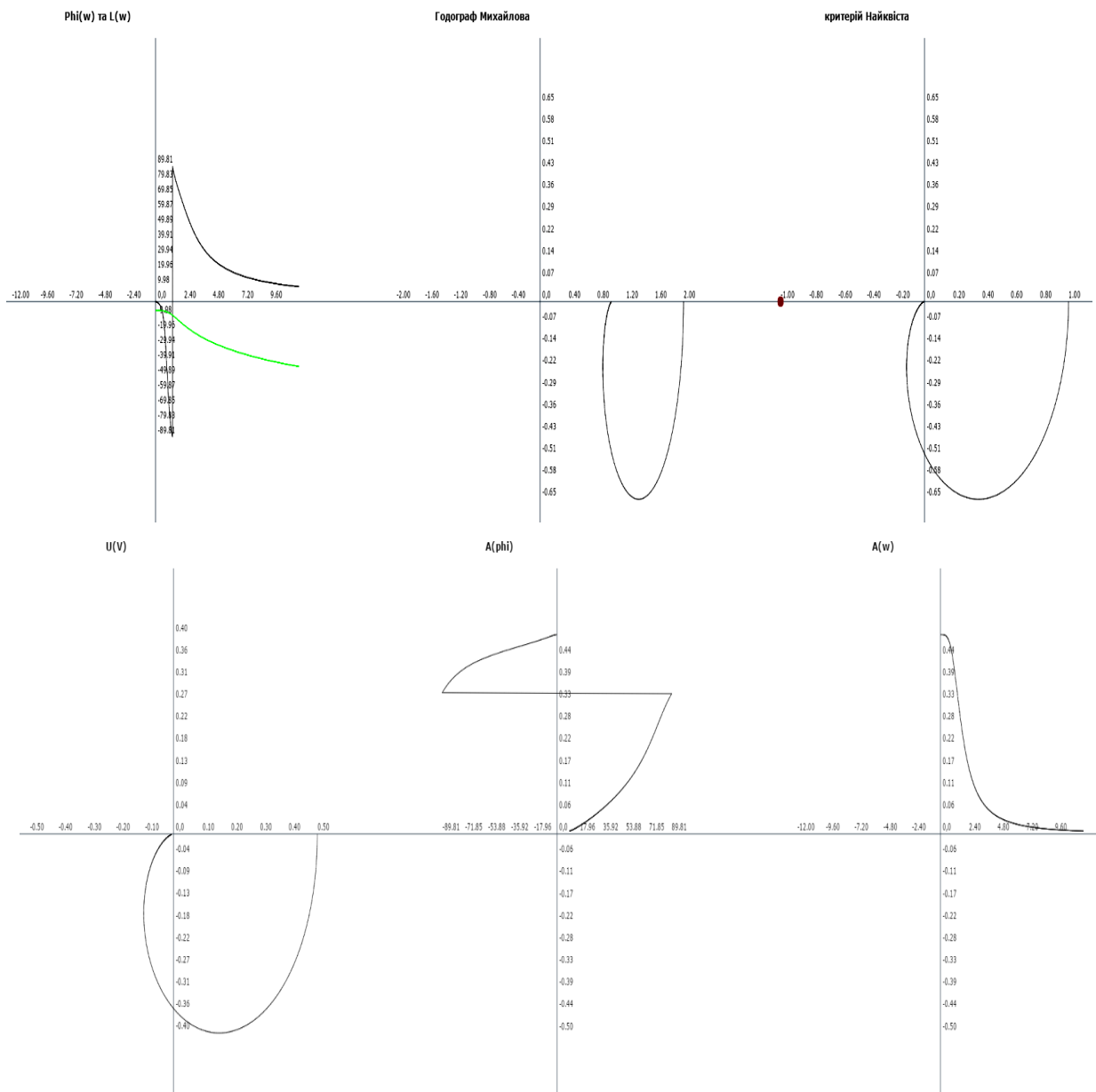


Рис. 6 Вигляд графіків

Висновок:

Таким чином, по завершенню розробки результатом, є готовий до роботи веб-додаток, що ефективно виконує поставлені перед ним задачі, є зручним у користуванні та може легко розширюватися в майбутньому. Середовище повертає результати в потрібній нам формі та дає доступ до перебігу обрахунків.

Цей веб-додаток можна легко впровадити наприклад, в WIN RT програмі або на сайті університету, що дасть онлайн доступ до даного ресурсу. Встановлення на сервері Node.js дасть змогу проводити обчислення на сервері повертаючи нам лише результат, що пришвидшить роботу з додатком. Поширення програми у вигляді збірки за html-файлу та логіко-математичної бібліотеки дає змогу використовувати середовище offline на комп'ютерах, смартфонах, терміналах та ін.

Програма може бути запущена на усіх комп'ютерах з встановленим браузером на базі WebKit, тому є доступною кожному студенту, що значно піднімає рівень обізнаності, та економить час при виконанні багатьох навчальних задач.

Додаток буде актуальним тривалий час, а стаття матиме повчальний характер для тих хто починає вивчати створення веб-додатків з використанням JavaScript та вивчає теорію автоматичного керування.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Попович М. Г. Теорія автоматичного керування : підручник / М. Г. Попович, О. В. Ковальчук. – К. : Либідь, 1997.
2. Воронов А. А. Теория автоматического управления. Ч. 2. Теория нелинейных и специальных систем автоматического управления. – М. : Высш. шк., 1986. – 504 с.
3. Воронов А. А. Основы теории автоматического управления. – М. : Энергия, 1980.
4. Костнюк Л. Д. Моделирование электроприводов : навч. посіб. / Л. Д. Костнюк, В. І. Мороз, Я. С. Паранчук. – Львів : Видавництво Національного університету «Львівська політехніка», 2004. – 404 с.
5. Говорохин В. Комп'ютер в математическом исследовании : учебный курс / В. Говорохин, В. Цибулин – СПб. : Питер, 2001. – 624 с.

Рецензенти:

Марчук Віктор Іванович доктор технічних наук, професор.

Хвещук Олександр директор ТМ 'Забіяка'.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 669.017.53: [539.411](#)

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Даниленко Н.И., Копылов В.И
Институт проблем материаловедения НАН Украины

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Исследована деформируемость твердых растворов високентропийных сплавов $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ с ГЦК и $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12,5}$ с ОЦК структурой. Показано, что несмотря на высокие прочностные свойства в литом состоянии для данных сплавов присуща технологическая пластичность.

В процессе деформации в високентропийных сплавах происходит формирование наноструктуры, которая существенно повышает прочностные свойства материала. Характер разрушения в исследованных сплавах носит вязкий излом, и они обладают высокими прочностными характеристиками и пластичности в исследованном интервале температур.

Фірстов С.О., Горбань В.Ф., Крапивка М.О., Даниленко Н.І., Копилов В.І
Институт проблем матеріалознавства НАН України

ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ

Досліджена деформувальність твердих розчинів високентропійних сплавів $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ з ГЦК та $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12,5}$ з ОЦК структурою. Показано, що не дивлячись на високі характеристики міцності у литому стані для даних сплавів притаманна технологічна пластичність.

В процесі деформації в високентропійних сплавах відбувається формування наноструктури, яка суттєво підвищує характеристики міцності матеріалу. Характер руйнування в досліджених сплавах носить в'язкий злам, і вони володіють високими характеристиками міцності і пластичності в дослідженому інтервалі температур.

Firstov S.A., Gorban V.F., Krapivka N.A., Danilenko N.I., Kopylov V.I.
**THE INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND
 PROPERTIES OF HIGH-ENTROPY ALLOYS**

Deformability studied solid solutions high-entropy alloys $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ FCC alloys and $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12,5}$ BCC structure. It is shown that despite the high strength characteristics as cast these alloys have high technological plasticity.

During the deformation occurs in alloys vysokoentropiynih nanostructure formation which substantially improves the strength characteristics of the material. Fracture behavior in these alloys is tough fracture, and they have high strength and ductility in the temperature range studied.

1. ВВЕДЕНИЕ

Разработка новых конструкционных и функциональных материала с высокими прочностными характеристиками является достаточно важной задачей материаловедения. К таким материалам относятся и новый класс сплавов - высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), отличающиеся термодинамической стабильностью механических свойств [1–9]. К данному классу материалов относятся сплавы содержащие 5 и более элементов, при этом атомная концентрация каждого элемента должна находиться в пределах от 5 до 35%. Важно отметить, что при правильном подборе компонентов возникает возможность получать твердые растворы. Такие сплавы имеют высокую энтропию смешения, что приводит к минимизации свободной энергии Гиббса. Пониженная свободная энергия сплава обеспечивает устойчивость твердого раствора при последующей термической обработке. [6-7].

Однако, как показали результаты предварительных исследований [2, 3, 7, 8], большинство высокоэнтропийных сплавов при деформации в интервале температур 20–800 °С разрушаются. Наибольшую способность к деформированию обладают твердые растворы с ГЦК-решеткой и ОЦК-решеткой с электронной концентрацией менее 5,5 эл/ат [10].

Согласно [10, 11] устойчивость различных кристаллических модификаций ВЭСов определяется концентрацией валентных ($s+d$) электронов на атом (C_{sd}). В частности, ОЦК-решетка устойчива в диапазоне $C_{sd} = 4,25-7,2$. Выше электронной концентрации 7,4 эл/ат устойчивой является фаза с ГЦК-структурой. Решетка, содержащая атомы с разным радиусом существенно искажает решетку. К особенностям ВЭСов можно также отнести необычно высокое упрочнение а отношении твердости к контактному модулю Юнга (H/E_r) находится на уровне соответствующему наноструктурному состоянию для обычных сплавов.

Целью данной работы являлось исследование влияния деформирования на фазовый состав, механические свойства и характер разрушения многокомпонентных ВЭСов в широком интервале температур.

Материалы и методы испытаний и исследований

Сплавы изготавливались в вакуумно-дуговой печи МИФИ-9 переплавом шихты массой 100 г в атмосфере очищенного аргона нерасходуемым вольфрамовым электродом на медной водоохлаждаемой подине. Слитки переплавлялись 6-7 раз для гомогенизации состава, и расплав охлаждался со скоростью 80-100 К/с.

При выборе состава ВЭСа на основе ОЦК решетки мы исходили из того, что склонностью к деформированию обладают твердые растворы с электронной концентрацией от 4,25 до 6 эл/ат.

Для сплавов ВЕС на основе ГЦК решетки которые обладают пластичностью нами были выбраны сплавы в диапазоне C_{sd} от 8 до 8,7 эл/ат.

Также нами исследована склонность к деформации сплава ВЕС содержащего два твердых раствора на основе ГЦК и ОЦК решеток ($Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$) с $C_{sd}=7,2$.

В табл. 1 представлены характеристики исследованных сплавов в исходном литом состоянии.

Таблица 1.

Характеристики исследованных сплавов в исходном литом состоянии.

Состав	Содержание фаз, %	H, ГПа	E_r , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	H/ E_r	C_{sd}
$Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$	ОЦК	4,1	85	1180	32,0	0,048	4,3
$TiVZrNbHfTaCrW$	ОЦК	5,6	120	970	8,6	0,046	4,8
VWCrMoTa	ОЦК	6,6	157	1750	2,4	0,042	5,6
CrMnFeCoNi ₂ Cu	ГЦК	2,6	125	820	31,4	0,021	8,7
CrMnFeCoNi	ГЦК	1,9	114.	320	36,2	0.016	8,0
$Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$	ОЦК-35,6 ГЦК-64,4	4,5	135	1250	21,0	0,033	7,2

В работе использованы следующие методы исследования и испытания: рентгенофазовый анализ (дифрактометр ДРОН-УМ1 в монохроматическом Cu K α излучении); растровая электронная микроскопия в сочетании с рентгеновским микроанализатором INCA (Superprobe-733; диаметр электронного пучка 0,7 нм); Структуру сплавов исследовали с помощью электронного микроскопа JEM-2100F с отдельной способностью 0,1 нм. Микроанализатор INCA позволяет проводить точечный количественный и качественный микроанализ от 5-го до 92-го элемента, а также строить карты распределения элементов соответственно с программным обеспечением Oxford Instrument; низкотемпературное (T=20 °C). Автоматическое микроиндентирование проводилось на приборе «Микрон-гамма» пирамидой Берковича при нагрузке до 0,3 Н. Определение твердости (H_{IT}) и приведенного модуля упругости (E_r) проводили в соответствии с ISO 14577-2002. E – расчетный модуль упругости с учетом того, что коэффициент Пуассона высокоэнтропийного сплава равен 0,25; H/ E_r – характеристика нормированной твердости, показатель структурного состояния материала; ϵ_{es} – характеристика упругой деформации материала при индентировании со степенью деформации задаваемой углом заточки индентора (в нашем случае 9,8 %); $\sigma_{es}=\epsilon_{es} E$ – величина предела текучести выше которой при индентировании начинается пластическое течение материала [16, 17].

Высокотемпературное (T=20-900 °C) индентирование пирамидой Виккерса осуществлялось при нагрузке 1 Н; одноосное растяжение в интервале температур от – 193 до 800 °C со скоростью деформации 1 10⁻⁴ мм/мин.

Прокатку литого металла осуществляли на стане ДУО-500 при комнатной температуре со степенью деформации за один проход порядка 15-20 %.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Как видно из табл. 1 ВЕС с ОЦК решеткой в литом состоянии обладали достаточно высокими характеристиками прочности. Так для элементов входящих в состав сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$ характеристики прочности на уровне 1100 МПа могут быть достигнуты только в наноструктурном состоянии. Это подтверждает и отношение H/E_r , которое составляет 0,048. Такие отношения H/E_r характерны для чистых металлов и сплавов в наноструктурном состоянии [16, 17].

Выбранные высокоэнтропийные сплавы на основе твердых растворов с ГЦК и ОЦК-решеток обладали высокой деформационной способностью и легко выдерживал многократную деформацию на воздухе с разовой степенью 15-20 %. Сплав ВЕС содержащий два твердых раствора на основе ГЦК и ОЦК решеток оказался менее пластичным и после суммарной деформации более 80 % на боковых поверхностях прокатанного металла появлялись трещины.

Благодаря высоким характеристикам пластичности сплав $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$ был продеформирован на суммарную степень 90 % без промежуточных отжигов. Как показали структурные исследования, деформированный материал обладал ячеистой структурой с высокой плотностью дислокаций, однако существенного увеличения характеристик прочности не наблюдается (табл. 1). Подобная зависимость наблюдалась в работе [18]. Отжиг деформированного материала при температуре $0,65 T_{пл}$ несколько снизил характеристики прочности материала до 1020 МПа при 273 К.

Таблица. 2.

Влияние структурного состояния и температуры испытаний на предел текучести (МПа) высокоэнтропийного сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$.

Состояние	$T_{исп.}, K$					
	77	240	273	373	673	873
Литой			1180	1100	950	450
Прокат 90 % деф.	1825	1340	1220	1186	1090	470
Прокат + отжиг 1100 С-2 часа.			1050	1020	1000	500

В высокоэнтропийных сплавах, как и в других материалах при снижении температуры испытаний наблюдается повышение предела текучести и при температуре испытаний 77 К в исследуемом сплаве $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$ он достигает значений 1825 МПа (табл. 2). При этом пластичность материала наблюдалась во всем исследованном интервале температур от 77 до 873 К (рис. 1). Характерный излом сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$ после испытаний литого материала на разрыв при 273 К представлен на рис. 2а.

Следует также обратить внимание на высокий уровень упругой деформации присущий высокоэнтропийным сплавам. Так при пределе текучести в 1825 МПа и модуле упругости 78 ГПа характеристики упругой деформации достигают значений более 2 % при наличии следов пластичности. Подобные характеристики упругости наблюдаются только в аморфных материалах.

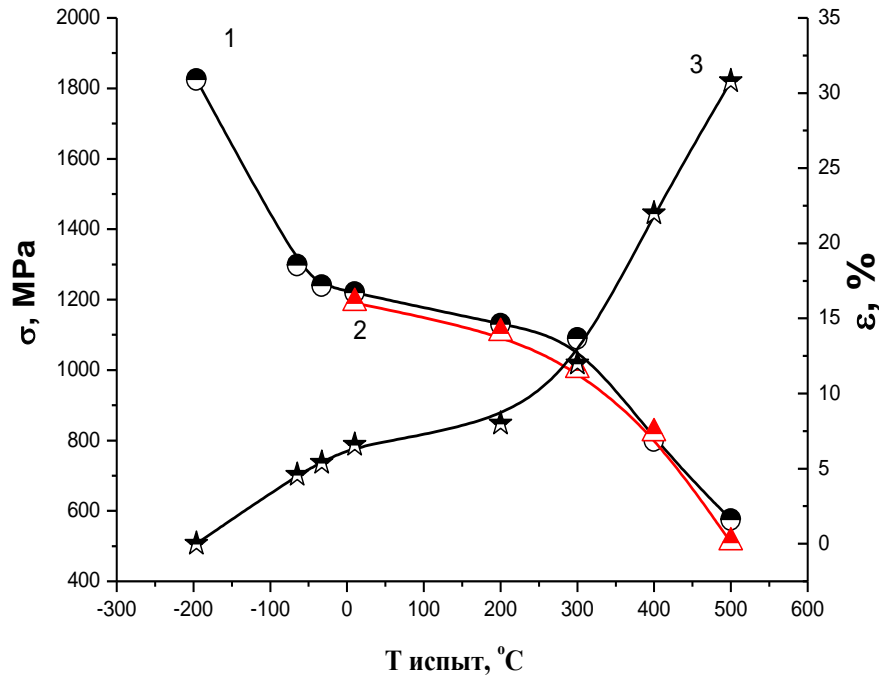


Рис. 1. Влияние температуры и структурного состояния на механические свойства сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12}$. 1- $\sigma_{0,2}$ при 90 % деформации; 2- $\sigma_{0,2}$ литой; 3- ϵ при 90 % деформации.

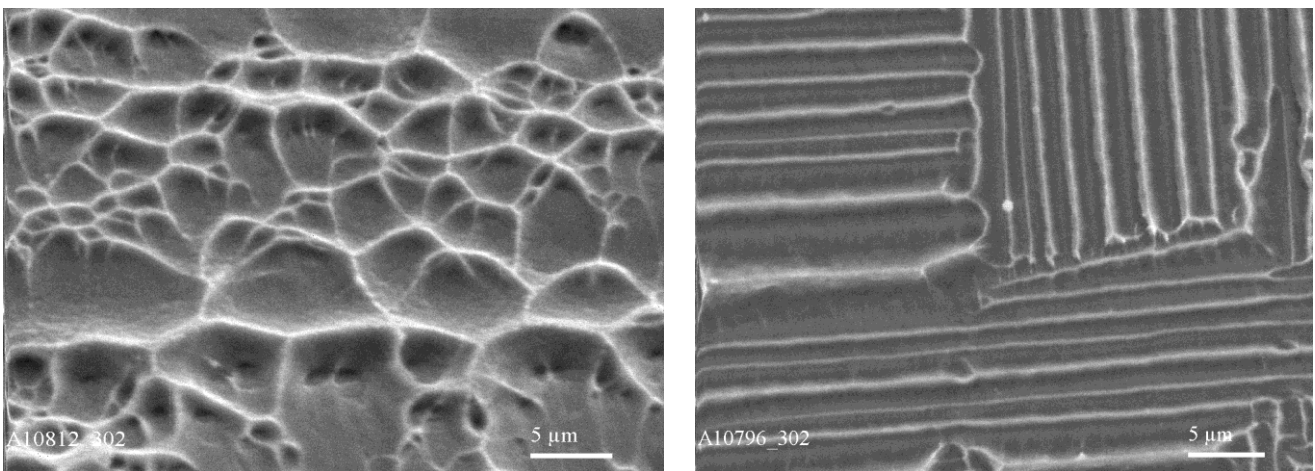


Рис. 2. Структура поверхности разрушения сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12,5}$: а- при температуре 273 К; б- при температур 77 К

Как видно из рис. 1 исследованный сплав начинает существенно снижать характеристики прочности выше температур 300 °С. Добавление в ВЕС ОЦК тугоплавких элементов (сплав $TiVZrNbHfTaCrW$) существенно повышает температуру снижения прочностных свойств, что связано с задержкой перехода к диффузионным механизмам перемещения дислокаций (рис. 3).

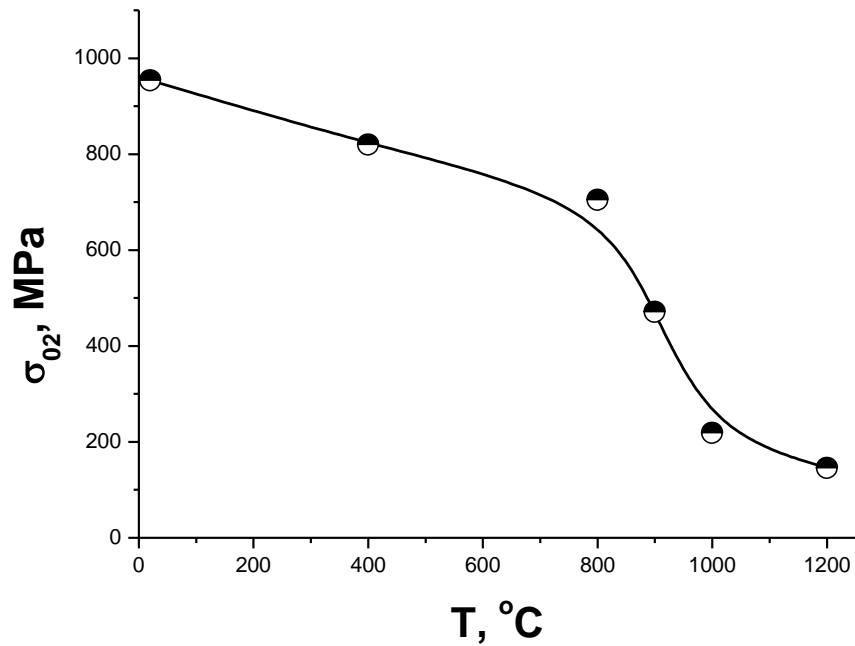


Рис. 3. Влияние температуры на предел текучести сплава TiVZrNbHfTaCrW

Достаточно высокие характеристики прочности и термостабильности демонстрирует сплав VWCrMoTa в деформированном состоянии на 40 % (рис. 4). Характеристики твердости при нагрузке 1 кг остаются стабильными на уровне 5,5-5,2 ГПа в температурном интервале 400-1000 °C. Выдержка под нагрузкой при 923 °C в течении 60 минут не повлияла на характеристики твердости. И только после выдержки 30 минут при температуре 973 °C наблюдается снижение характеристик твердости (рис. 4).

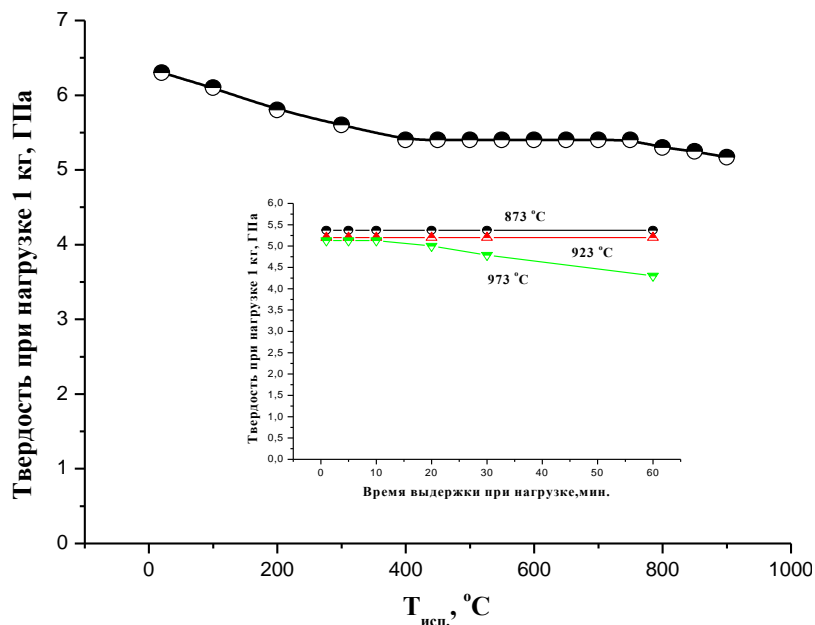


Рис. 4. Влияние температуры и времени выдержки на характеристики твердости сплава VWCrMoTa в деформированном состоянии.

Известно, что сплавы на основе ГЦК решетки обладают большей пластичностью, но менее прочны.

В табл. 3 приведены данные изменения физико-механических характеристик сплава CrMnFeCoNi₂Cu в зависимости от степени деформирования прокаткой при комнатной температуре.

Таблица 3.

Влияние степени деформации на физико-механических характеристик сплава CrMnFeCoNi₂Cu

Состояние	H _{ГТ} , ГПа	H/E _r	E _r , ГПа	ε _{ес} , %	σ _{ес} , ГПа
литое	2,6±0,2	0,021	122±3	0.70	0.934
деформация- 50%	4,5±0,2	0,033	135±5	0.91	1.331
деформация -70 %	4,6±0,2	0,033	138±5	1.01	1.511
деформация -80 %	5,5±0,3	0,039	138±5	1.17	1.588
деформация -90 %	6,0±0,3	0,042	137±5	1.19	1.611
деформация -99,9%	6,1±0,3	0.044	138±5	1.25	1.672
деформация -90 %+ отжиг 1173 К-2 часа	5,2±0,3	0,040	128±4	1,21	1,543

Из приведенных данных в табл. 3 видно, высокоэнтропийный сплав CrMnFeCoNi₂Cu на основе ГЦК решетки в отличии от ОЦК высокоэнтропийного сплава склонен к существенному упрочнению при деформации прокаткой, что выражается в значительном росте характеристик прочности. Если для литого материала характерны значения твердости на уровне 2,6 ГПа, то с ростом уровня деформация твердость увеличивается и при деформации выше 90 % становится больше 6,0 ГПа. Модуль упругости изменяется незначительно.

Структура сплава при деформации претерпевает существенные изменения и становится близкий к наноструктурному состоянию (рис. 5) что объясняет столь высокие характеристики прочности (табл. 3).

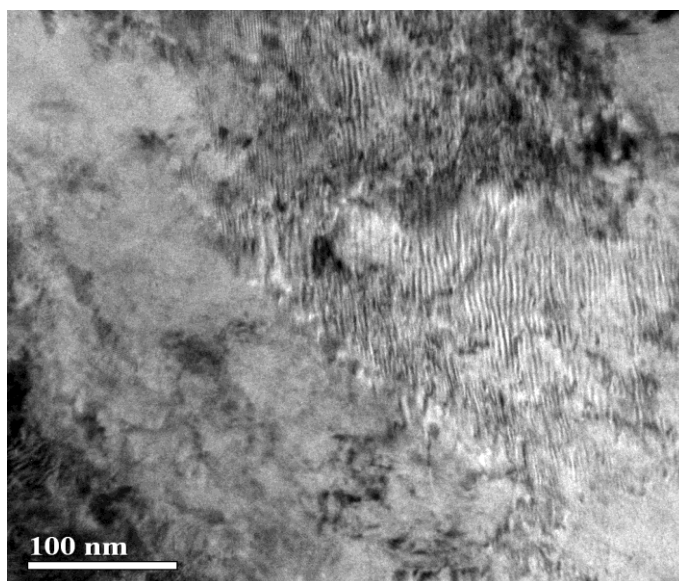


Рис. 5. Структура высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi₂Cu после деформации на 99 %.

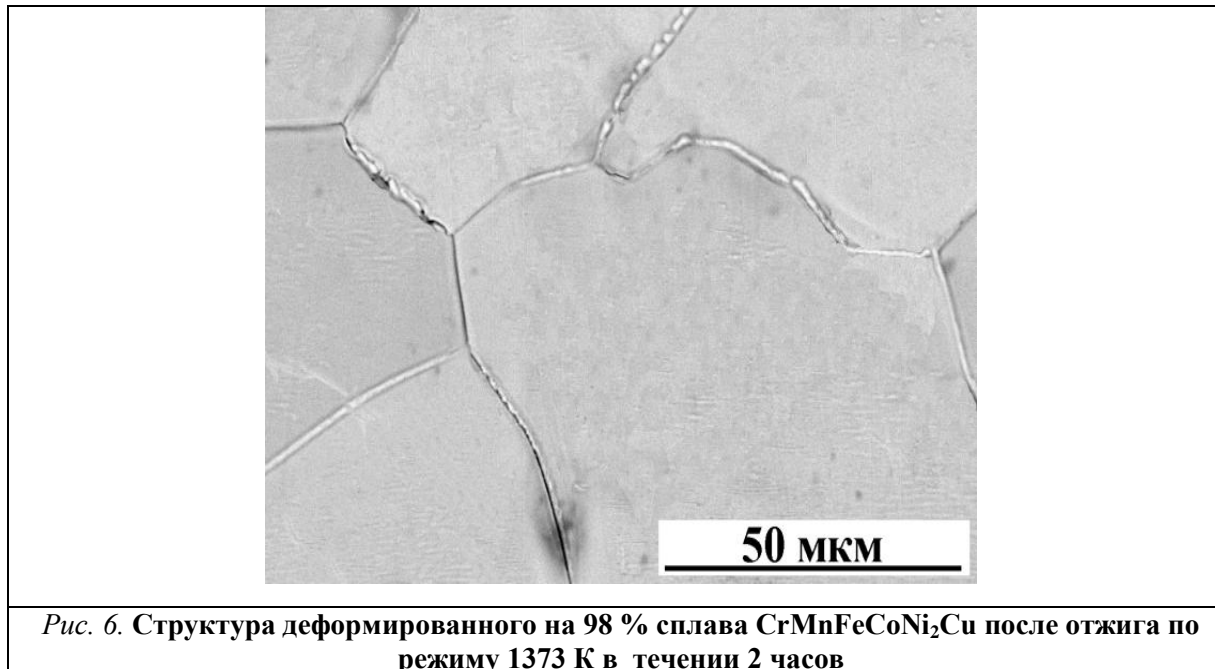
Как показал рентгенофазовый анализ, при деформации сплава CrMnFeCoNi₂Cu происходит перераспределение фаз, что хорошо видно из табл. 4.

Таблица 4. Влияние деформации на фазовый состав, периоды решетки и коэффициент текстуры фаз сплава CrMnFeCoNi₂Cu.

Состояние	ГЦК1			ГЦК2			a _{уср.} , нм	a _{теор.} , нм
	%	a _{эксп.} , нм	τ*	%	a _{эксп.} , нм	τ*		
литой	36,5	0,3633	(0,50) ₂₀₀	63,5	0,3597	(0,58) ₂₀₀	0,3610	0,3557
50 % деф	12,6	0,3635	(0,39) ₂₀₀	87,4	0,3589	(0,54) ₂₀₀	0,3594	
70% деф	12,4	0,3641	(0,47) ₂₀₀	87,6	0,3598	(0,61) ₂₀₀	0,3592	
80% деф	11,6	0,3635	(0,35) ₂₂₀	88,4	0,3586	(0,46) ₂₂₀	0,3591	
90% деф	11,4	0,3634	(0,30) ₂₂₀	88,6	0,3595	(0,37) ₂₂₀	0,3593	
98% деф	4,0	0,3628	(<0,1) ₂₂₀	96,0	0,3590	(<0,1) ₂₂₀	0,3591	
90% деф+отжиг 1373 К 2ч	35,0	0,3630		65,0	0,3591		0,3604	

* коэффициент и ось текстуры

С увеличением степени деформации количество фазы ГЦК1 уменьшается с 36,5 до 4,0 % а содержание фазы ГЦК2 увеличивается соответственно. При деформации сплава происходит некоторое уменьшение периода решетки, что сопровождается увеличением модуля упругости. Так если для литого состояния усредненный период решетки равен 0,3610 нм, то для деформированного на 98 % усредненный период решетки снизился до 0,3591 нм. Отжиг деформированного металла при температуре 1373 К в течении 2 часов привел сплав в состояние близкое к литому (рис. 6).



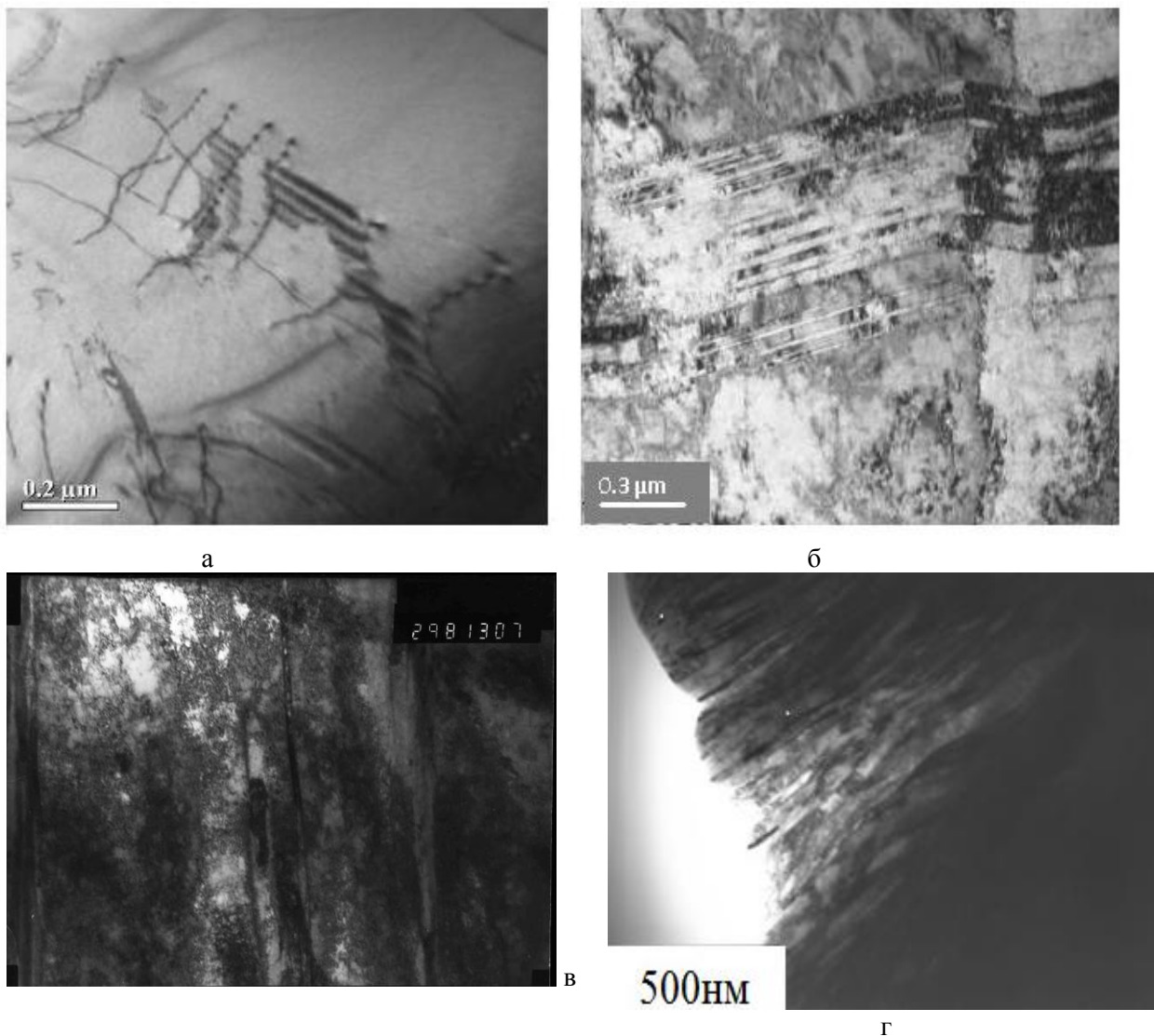
Еще более высокий уровень упрочнения наблюдается при деформации сплава на основе твердого раствора с ГЦК решеткой CrMnFeCoNi. Данный сплав достаточно пластичный и выдержал деформацию прокаткой на степень 99,9 % без промежуточных отжигов. При этом твердость сплава увеличилась с 1,9 ГПа в литом состоянии до 5,9 ГПа после деформации 99,9 % (табл. 5).

Таблиця 5.

**Влияние степени деформации на физико-механические характеристики ВЕС
CrMnFeCoNi на основе твердого раствора з ГЦК решеткой**

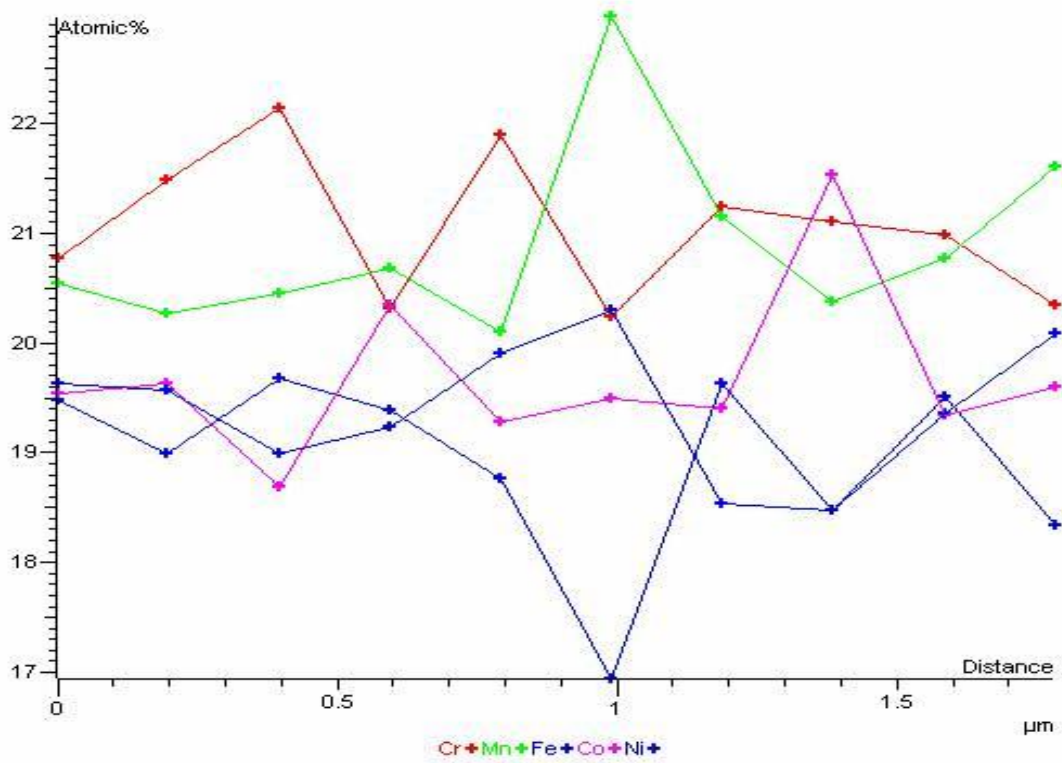
Состояние	H_{IT} ГПа	H/E_T	E_T , ГПа	E , ГПа	ϵ_{es} %	σ_{es} ГПа
Исходное литое	1.9	0.016	114.	122.	0.50	0.610
Деформация 50%	3.1	0.024	125.	135.	0.75	0.989
Деформация 98 %	5.1	0.048	125.	135.	1.17	1.550
Деформация 99 %	5.5	0.051	125.	135.	1.21	1.630
Деформация 99,9 %	5.9	0.053	127.	140.	1.24	1.734
Отжиг 1000-2ч	2.1	0.018	115.	123.	0.55	0,672

На рис. 7 представлена структура ВЕС CrMnFeCoNi в зависимости от степени деформации

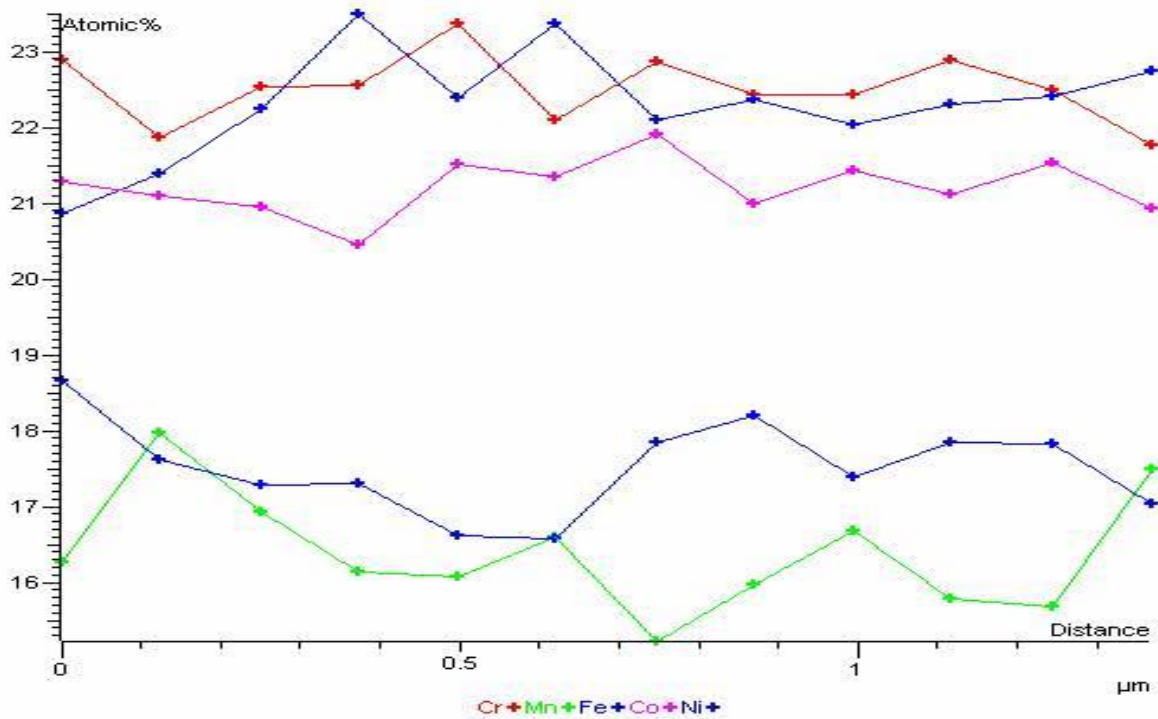


**Рис. 7 Структура ВЕС CrMnFeCoNi в зависимости от степени деформации.
а-5%; б-20%; в-50%; г-99,9%.**

Из представленных на рис. 7 структур видно, что с увеличением степени деформации увеличивается плотность дислокаций, и формируются ячеистая структура, которая при степенях деформации выше 90 % имеет размер менее 100 нм. Высокие степени деформации способствуют и выравниванию химического состава в ВЕС, что хорошо видно на рис. 8.



a



б

Рис. 8. Распределение химического состава в сплаве CrMnFeCoNi в зависимости от степени деформации. а-40%; б-99,9 %.

Проведенные испытания на растяжение сплава CrMnFeCoNi в зависимости от степени деформации подтвердили высокий уровень упрочнения данного сплава в зависимости от степени деформации (рис. 9).

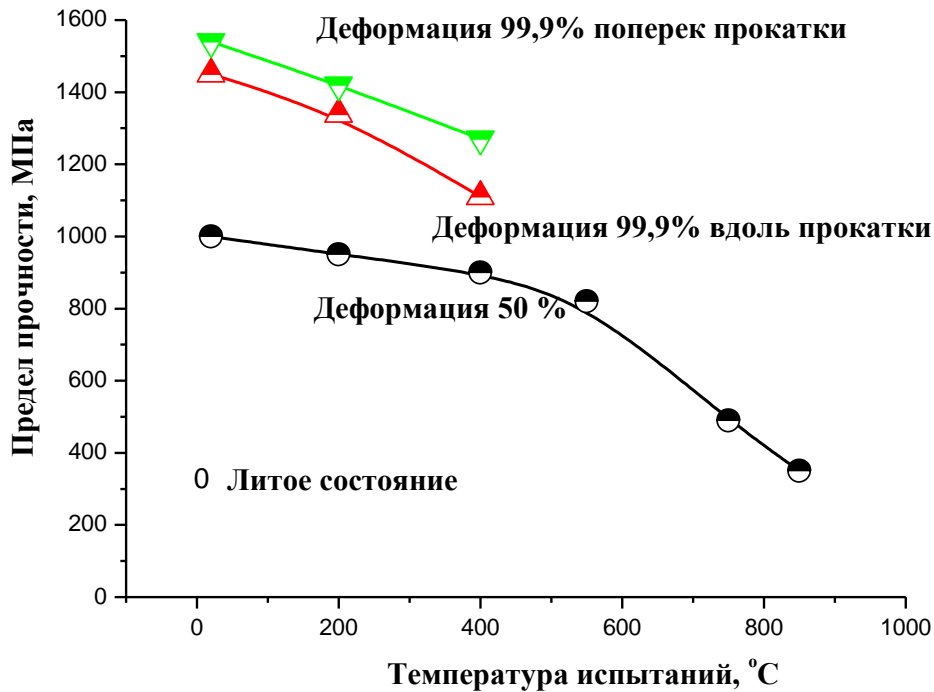


Рис. 9. Влияние температуры испытаний и степени деформации на предел прочности сплава CrMnFeCoNi.

Для твердых растворов на основе ГЦК решетки предела прочности на уровне 1500-1600 МПа является достаточно высоким. Деформация позволила повысить предел прочности почти в 5 раз.

Как показали эксперименты уже при небольших степенях деформации высокоэнтропийного сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ отмечается изменением характеристик твердости и фазового состава (табл. 6).

Данные табл. 6 показывают, что уже деформация на 40% существенно повысила твердость с 4,5 до 5,7 ГПа, при этом повышается содержание ГЦК фазы, наблюдается переход δ -ОЦК в обычную ОЦК фазу и несколько снизилось ее содержание в сплаве с 35,64 до 24,52 ат.%. Дальнейшая деформация материала до 75% сопровождается увеличением твердости материала до 7,0 ГПа и снижения содержания ОЦК фазы до 21,35 ат.%. Как отмечается в работе [10] для высокоэнтропийных сплавов, с электронной концентрацией в пределах 7,2-7,7 большая вероятность существования ОЦК и ГЦК твердых растворов за счет незначительного перераспределения химического состава.

Таблица 6.

Фазовый состав и физико-механические характеристики сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ в зависимости от степени деформации

Фазовый состав и соотношения фаз	Литое состояние		Деформация 40%		Деформация 75%		Деформация +отжиг 1100 С-3 ч	
	ГЦК, ат.%	δ -ОЦК, ат.%,	ГЦК, ат.%	ОЦК, ат.%	ГЦК, ат.%	ОЦК, ат.%	ГЦК, ат.%	ОЦК, ат.%
	64,36	35,64	75,48	24,52	78,65	21,35	53,39	46,61
a, нм	0,3621	0,2881	0,3623	0,2890	0,3633	0,2890	0,3592	0,2881
H, ГПа	4,5		5,7		7,0		3,4	
E _r , ГПа	137		136		137		136	
H/E _r	0,032		0,042		0,051		0,025	

В исследованном сплаве C_{cd} равна 7,45 ел / ат. Наличие двух фаз в данном сплаве хорошо иллюстрируется распределением элементов в структуре деформованого на 75% и отожженного по режиму 1100 °С 2 час сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ (рис. 10, табл. 7). Химический состав, и расчетное C_{cd} в точках анализа (рис. 10) представлена в табл. 7.

Многочисленными исследованиями [1,2,9,10] показано, что для ВЕС с C_{cd} выше 7,3 ел / ат. отмечается формирование твердого раствора на основе ГЦК решетки. А твердые растворы на основе ОЦК решетки формируются в диапазоне C_{cd} равном 4,4-6,8 эл/ат. Таким образом, можно утверждать, что на рис. 10 представлены зерна состоящие из твердых растворов на основе ОЦК и ГЦК решеток

Таблиця 7.

Распределение элементов в точках анализа сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ деформованого на 75% и отожженного по режиму 1100 °С 2 час (метки спектров на рис 7).

Спектр	Al	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	C_{cd}	Тип фазы
1	31.65	6.49	13.80	9.08	7.83	31.15	6,8	ОЦК
2	2.03	45.89	9.42	31.38	7.66	2.65	6,7	ОЦК
3	6.51	21.43	14.75	28.88	11.40	16.41	7,4	ГЦК
4	7.07	21.54	15.63	28.53	11.11	16.13	7,4	ГЦК

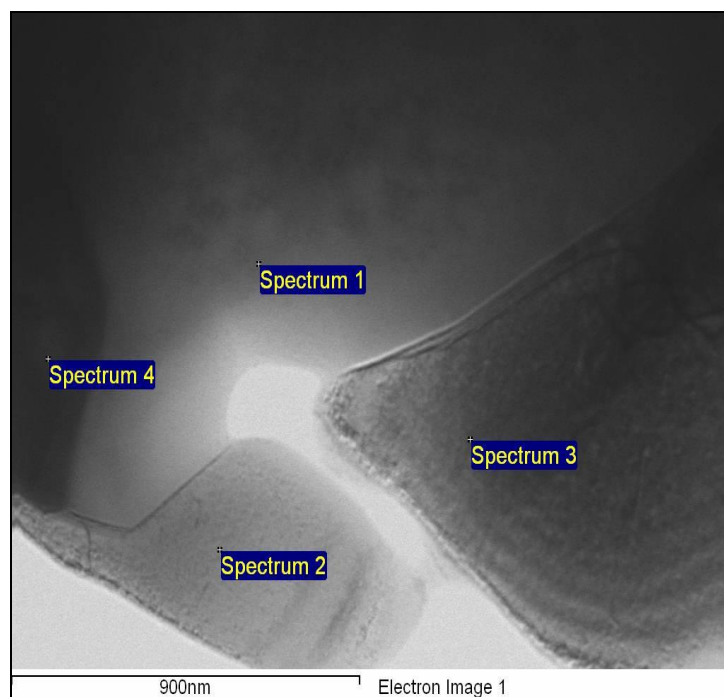


Рис. 10. Структура сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ деформованого на 75% и отожженного по режиму 1100 °С 2 час.

Для данного сплав деформация также приводит к существенному повышению характеристик прочности. На рис. 11 представлены данные высокотемпературной твердости сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ в литом и деформированном состоянии.

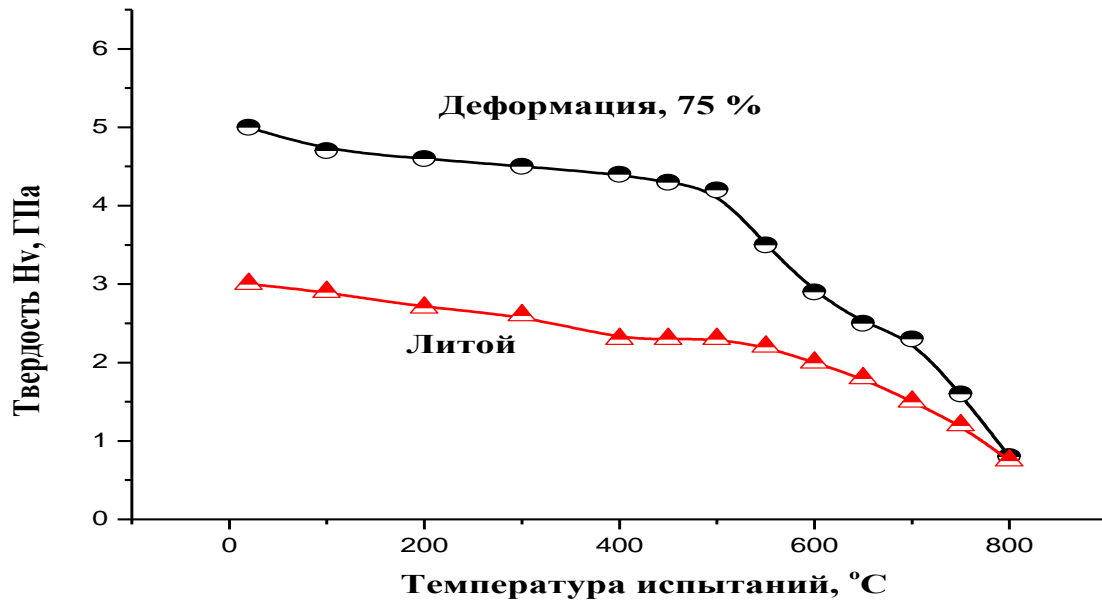


Рис. 11. Залежність характеристик твердості при нарузці в 10 Н від температури випробувань сплаву $\text{Fe}_{25}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{10}\text{Mn}_{15}\text{Al}_{10}$ в литом і деформованому на 75% стані.

Представлені дані показують, що даний сплав зберігає високі значення твердості в деформованому стані на рівні 4,2 ГПа до 500 °C, що становить порядку 0,45 $T_{пл}$. Пластична деформація дозволила в 1,5 рази підвищити характеристики твердості даного сплаву.

ВИВОДИ.

Показано, що досліджені високоентропійні сплави, незважаючи на високі характеристики міцності в литому стані, схильні до деформації прокаткою при кімнатній температурі на 90 % і вище.

Установлено, що високоентропійні сплави на основі ГЦК решітки схильні до суттєвого упрочнення при деформації, що виражається в значному зростанні характеристик міцності. Деформація дозволила підвищити межу міцності сплаву CrMnFeCoNi з 350 до 1600 МПа.

Сплав $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$ підвищив твердість з 2,6 до 6,1 ГПа без суттєвого змінення контактної модуля еластичності. Даний сплав має характеристики міцності на рівні 320 МПа при 1123 К і 1050 МПа при 273 К.

Для високоентропійного сплаву з електронною концентрацією 4,25 ел/ат не відзначено впливу змінення структурного стану при деформації на характеристики міцності, однак характеристики міцності на розтягнення при кімнатній температурі знаходяться на рівні порядку 1200 МПа.

Виявлено, що для досліджених сплавів на основі ОЦК і ГЦК решіток характерно в'язке руйнування в інтервалі кімнатних температур і вище.

Двох компонентний сплав $\text{Fe}_{25}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{10}\text{Mn}_{15}\text{Al}_{10}$ уже деформація на 40% суттєво підвищила твердість з 4,5 до 5,7 ГПа, при цьому підвищується вміст ГЦК фази, спостерігається перехід δ -ОЦК в звичайну ОЦК фазу і незначно знизилась її вміст в сплаві з 35,64 до 24,52 ат.%. Далі деформація матеріалу до 75% супроводжується збільшенням твердості матеріалу до 7,0 ГПа і зменшення вмісту ОЦК фази до 21,35 ат.%

ЛИТЕРАТУРА

1. W.-Y. Tang et al., "Microstructure and Mechanical Performance of Brand-New $\text{Al}_{0.3}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ High-Entropy Alloys" // *Advanced Engineering Materials*, 2009, No. 10, p.788-794,

- 2.С. А. Фирстов, Т. Г. Рогуль, Н. А. Крапивка, С. С. Пономарев и др. Твердорастворное упрочнение высокоэнтропийного сплава AlTiVCrNbMo // *Деформация и разрушение материалов*. 2013, № 2, с.9-16.
- 3.О. N. Senkov, G. B. Wilks., D. B. Miracle, et al. Refractory high-entropy alloys // *Intermetallics*. 2010, V 18, P. 1758—1765.
- 4.Chen Min-Rui, LIN Su-Jien, YEN Jien-Wei, and et. al. Microstructure and properties of Al_{0.5}CoCrCuFeNiTi_x(x = 0-2.0) high-entropy alloys// *Materials transactions* 2006, vol. 47, pp. 1395-1401
- 5.Yang X, Zhang Y, Liaw PY Microstructure and Compressive Properties of TiZrNbMoV_x High-entropy Alloys//*Procedia Engineering* 2012, P.292-298
- 6.С.А Фирстов., В.Ф Горбань., Н.А Крапивка., Э.П. Печковский Упрочнение и механические свойства литых высокоэнтропийных сплавов//*Композиты и Наноматериалы*, 2011, №2, С. 5-20.
- 7.С.А Фирстов., В.Ф Горбань., Н.А Крапивка., Э.П. Печковский. и др. . Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах // *Современные проблемы физического материаловедения*.. 2009, Вып. 18, с.140-147.
- 8.С.А Фирстов., В.Ф Горбань., Н.А Крапивка., Э.П. Печковский Распределение элементов в литых многокомпонентных высокоэнтропийных однофазных сплавах с ОЦК кристаллической решеткой // *Композиты и Наноматериалы*. 2012, №3, с. 48-65
- 9.В.Ф Горбань., В.А Назаренко., М.І Даниленко., М.В Карпец., и др. Влияние деформирования на фазовый состав и физико-механические свойства высокоэнтропийных сплавов// *Деформация и разрушение материалов*. 2013, № 9, с.2-6.
10. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Карпец М.В., Печковский С.П. Влияние электронной концентрации на фазовый состав высокоэнтропийных эквивалентных сплавов// *Порошковая металлургия* 2015, №9/10, с.126-133
11. Zhang Y. Solid solution formation criteria for high entropy alloys / Y. Zhang, Y. J. Zhou // *Mater. Sci. Forum*. – 2007. – No. 561–565. – P. 1337–1339.
12. Senkov O. N. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy / O. N. Senkov, J. M. Scott, S. V. Senkova, D. B. Miracle // *J. All. Comp.* – 2011. – Vol. 509, No. 20. – P. 6043–6048.
13. Фирстов С. А. Упрочнение и механические свойства литых высокоэнтропийных сплавов / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский// *Композиты и наноструктуры*. – 2011. – № 2. – С. 5–20.
14. Y Zhang, X. Yang, P.K. Liaw. Alloy Design and Properties Optimization of Highentropy Alloys//. *JOM*. 2012; V. 64.; P. 830-838.
15. A.A. Andreyev., Lysan Regularities In The Effect Of Model Ion Irradiation On The Structure And Properties Of Vacuum-Arc NitrideCoatings./ A.A. Andreyev, V.N. Voyevodin, O.V. Sobol', V.F. Gorban', G.N. Kartmazov, V.A. Stolbovoy, V.V. Levenets, D.V // *Вопросы атомной науки и техники*, Серия « 2013, вып.87-№5 с.142-146.
16. С.А Фирстов., В.Ф Горбань., Э.П. Печковский. *Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов*. Киев. Изд-во «Логос», 2009. – 82 с
17. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П., Мамека Н. А. Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования // *Материаловедение*. М: Изд-во «Наука и Технологии». 2007, №11, С. 26-31
18. O.N. Senkov , S.L. Semiatin Microstructure and properties of a refractory high-entropy alloy after cold working//*Journal of Alloys and Compounds* -2015-№ 649-P. 1110-1123

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.785.539

С.М. Чернега, М.О. Красовський¹*Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут"**¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України***КАВИТАЦІЙНА СТІЙКІСТЬ КОМПЛЕКСНИХ ДИФУЗІЙНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ БОРИДІВ ЗАЛІЗА**

В даній роботі проведено дослідження кавітаційної стійкості комплексних боридних покриттів, легованих Ti, V, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Nb, Mo чи W відповідно. Показано, що найбільший ефект підвищення кавітаційної стійкості вуглецевих сталей в 2,5 рази досягається при легуванні боридних фаз хромом та ванадієм.

Ключові слова: борування, кавітація, фаза, дифузія, легування, стійкість

Рис. 4. Табл. 1. Літ. 7.

С.М. Чернега, М.О. Красовський**КАВИТАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ КОМПЛЕКСНЫХ ДИФУЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ БОРИДОВ ЖЕЛЕЗА**

В данной работе проведено исследование кавитационной стойкости комплексных боридных покрытий, легированных Ti, V, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Nb, Mo или W соответственно. Показано, что наибольший эффект повышения кавитационной стойкости углеродистых сталей в 2,5 раза достигается при легировании боридных фаз хромом и ванадием.

Ключевые слова: борирование, кавитация, фаза, диффузия, легирование, стойкость

S.M. Chernega, M.A. Krasovskiy**CAVITATION STABILITY OF COMPLEX DIFFUSION COATINGS BASED IRON BORID**

In this paper, the research of cavitation resistance borydnyh complex coatings doped with Ti, V, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Nb, Mo or W, respectively. It is shown that the greatest effect of increased cavitation resistance carbon steel 2.5 times achieved by doping borydnyh phases of chromium and vanadium.

Keywords: Boriding, cavitation, phase, diffusion, doping, stability

Постановка проблеми. Удосконалення конструкцій деталей машин і механізмів, що працюють у потоці рідини призводить до прискорення швидкості їх руху і, як наслідок, до посилення руйнування у результаті кавітації. Кавітаційна довговічність деталей може бути суттєво підвищена за рахунок застосування матеріалів стійких до кавітації. Оскільки кавітаційне руйнування розвивається на поверхні деталі, альтернативою об'ємному легуванню може бути створення кавітаційно-корозійностійких покриттів на дешевих залізобуглецевих сталях із захисними покриттями створеними хіміко-термічною обробкою.

Аналіз останніх досліджень і публікацій.

Проведені дослідження в Україні і за кордоном (Погодаєвим Л.І., Абачарасвим М.М., Ворошніним Л.Г., Векслером Ю.Г., Некозом О.І., та інш.) з розробки та використання дифузійних, газотермічних покриттів для захисту металевих виробів від дії кавітації, свідчать про перспективність пошуків у цьому напрямку [1-6].

Постановка задач. Для вирішення цієї задачі в роботі застосовували хіміко-термічну обробку вуглецевих сталей шляхом дифузійного насичення поверхневого шару сталей бором чи бором в комплексі із одним із відповідних легуючих елементів: Ti, V, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Nb, Mo, W. Оскільки після борування твердість поверхневих дифузійних шарів на сталях досягає 18,5-20,5 ГПа, то спостерігається різке підвищення зносостійкості деталей із боридними шарами в умовах тертя.

Метою даної роботи було дослідження кавітаційної стійкості дифузійних комплексних боридних покриттів на вуглецевих сталях.

Виклад основного матеріалу. Насичення сталей проводили у боромісткому порошку з добавками фтористих активаторів, та в сумішах порошків бормісткого компонента і наступних легуючих елементів: Ti, V, Cr, Mn, Co, Ni, Cu, Nb, Mo, W. Застосовували суміші раціональних складів, розроблених на кафедрі металознавства і термообробки Національного технічного університету "Київський політехнічний інститут". Склади сумішей наведено в таблиці.

Рациональні склади порошкових сумішей для борування сталей

№ пп	Склад насичуючої суміші, % по масі при 1% фторопласту	Вміст у боридних фазах легуючого металу		
		Спектральний аналіз	Мікрорентгено-спектральний аналіз, % по масі	
			FeB	Fe ₂ B
1	84% В ₄ С + 15% Ti	0.95	0.617	0.781
2	96.5% В ₄ С + 2.5% V	1.51	0.786	
3	95% В ₄ С + 4% Cr	1.5	0.945	
4	94.5% В ₄ С + 4.5% Mn	1.16	0.436	0.27
5	92% В ₄ С + 7% Co	0.79	0.231	
6	96% В ₄ С + 3% Ni	1.35	0.251	0.266
7	86% В ₄ С + 13% Cu	1.05	0.242	0.402
8	95% В ₄ С + 4% Nb	1.75	0.408	
9	93.5% В ₄ С + 5.5% Mo	0.38	0.38	
10	81% В ₄ С + 18% W	0.4	0.4	

В якості бормісткого компонента в порошковій суміші був застосований технічний карбід бора (ДСТ 5744-74), до складу якого крім власне карбіду бора В₄С входять борний ангідрид В₂О₃ (до 2...3%), сажа й інші домішки. При відхиленні вмісту порошку легуючого елемента від зазначеного в табл.1, спостерігається зменшення товщини покриття. Це пов'язано зі зниженням активності порошкової насичуючої суміші, що узгоджується із даними роботи [1].

Дифузійне борування здійснювали в наступній послідовності. Підготовлені викладеним вище способом зразки поміщали в тиглі з нержавіючої сталі 10Х18Н9Т і засипали порошковою сумішшю відповідного складу. При цьому відстань між зразками і стінками контейнера складала не менш 5 мм.

Для запобігання окислювання зразків і поліпшення умов процесу насичення тиглі герметизували. Для цього порошок суміші відокремлювали від атмосфери печі азбестовою прокладкою, поверх якої насипали шар натрійсилікату-глиби товщиною 25...30 мм. Крихта натрійсилікату-глиби при нагріванні до температур борування, що складають 1183...1248 К, розплавлялася, що і забезпечувало герметизацію контейнера. Герметизацію контейнерів проводили також нами розробленим порошковим способом без застосування плавких затворів [2].

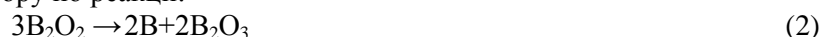
Нагрівання тиглів і наступну ізотермічну витримку протягом $(7,2...21,5) \cdot 10^3$ сек. проводили в лабораторній печі типу СНОЛ - 1, 6, 2, 5.1/11М. Задана температура підтримувалася автоматично за допомогою потенціометра марки КСП-3, що забезпечували максимальне відхилення температури від заданого значення на величину не більш 5 К. Після закінчення процесу тиглі витягали з печі, охолоджували на повітрі і розпаковували.

Процес дифузійного насичення проводили за раціональними режимами для кожної марки сталі в залежності від необхідної товщини покриття. Механізм дифузійного борування в порошок технічного карбіду бора описаний у роботах [1,3,7].

Згідно даним цих робіт, карбід бора при температурі насичення відновлює борний ангідрид до нижчого оксиду бора В₂О₂ по реакції



Парами утвореного В₂О₂ здійснюється перенос бора до поверхні, що насичується. В такий спосіб транспортером бора є кисень. Пари В₂О₂ диспропорціонують на поверхні, що насичується, з утворенням В₂О₃ і атомарного бору по реакції:



Атомарний бор, що утворився, дифундує всередину матеріалу, і утворює відповідні бориди металу.

Поверхня, що насичується, покрита плівкою В₂О₃ у розплавленому стані. Роль карбіду бора полягає також і в тому, що в місці контакту його часток з поверхнею, що насичується, відбувається відновлення В₂О₃, завдяки чому поверхня очищається від плівки розплаву. При цьому утворюються додаткові порції В₂О₂ і полегшується доступ парів В₂О₂ до металу.

Дифузійні шари, що утворюються в результаті насичення сталевих зразків у сумішах раціональних складів, складаються з двох фаз, одна з яких розташована на поверхні - зовнішній

шар, а інша своїми голками проникає в матрицю – внутрішній шар (рис.1). Згідно даним рентгеноструктурного аналізу, ці фази являють собою борода заліза FeB і Fe₂B відповідно. При насиченні зразків із сумішей, що містять легуючі елементи, борода легуючих елементів у дифузійному шарі виявлені не були, легуючі елементи утворюють тверді розчини заміщення в боридних фазах, що підтверджено зміною періодів кристалічних ґраток боридних фаз.

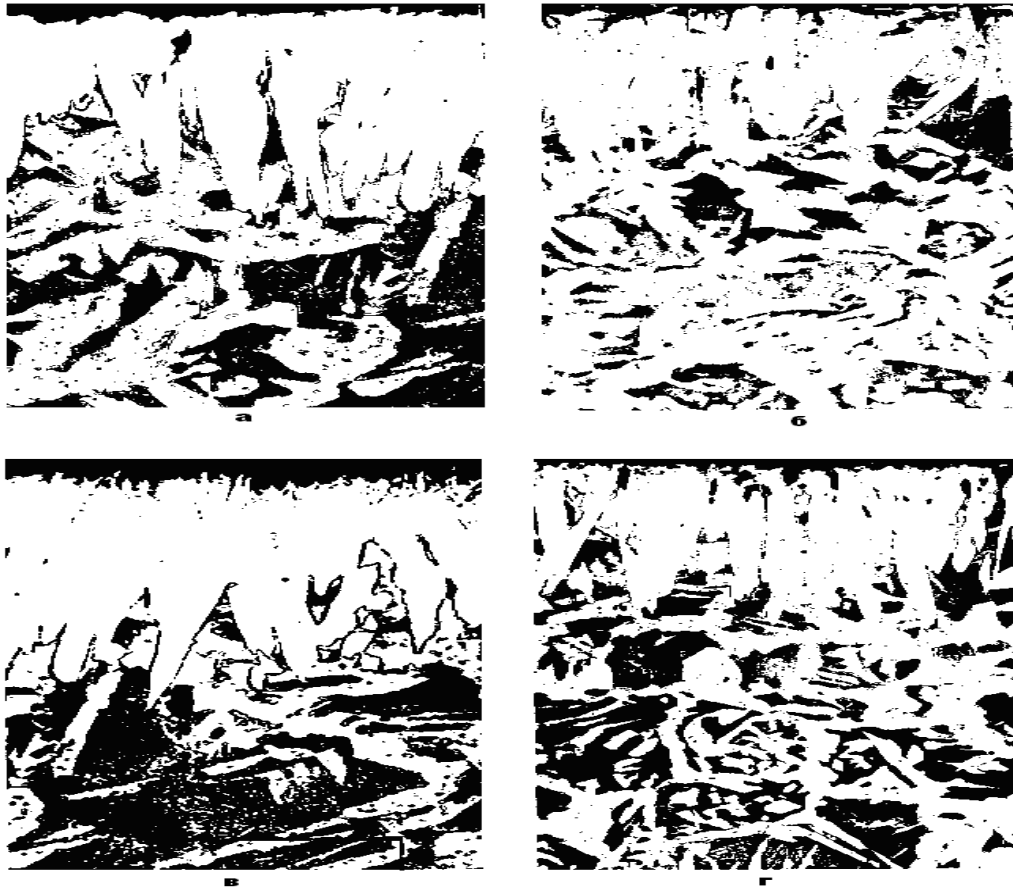


Рис.1. Мікроструктура сталі 20 з боридними покриттями, легованими ванадієм (а), кобальтом (б), хромом (в), марганцем (г).

У даній роботі представлено дослідження кавітаційної стійкості вуглецевих сталей з дифузійними покриттями на основі бора, легованими перехідними металами: Ti, V, Cr, Mn, C, Ni, Cu, Nb, Mo, W. Боридні покриття наносили порошковим методом. Температурно-часові параметри процесів вибирали таким чином, щоб забезпечити формування боридних покриттів однакової товщини, що дорівнює 100...120 мкм.

За даними робіт [4-6] при інтенсивності кавітаційного впливу, що спостерігається в магнітострикційному методі, тривалість випробувань рівна трьом годинам, забезпечує найкращу відповідність результатів натурних і модельних випробувань у найбільш розповсюджених випадках. Тому саме така тривалість була обрана нами для порівняння кавітаційної стійкості легованих боридних покриттів на сталях 20, 45, У8А [2,3]. Отримані результати приведені на рис.2 з якого видно, що всі досліджені покриття підвищують кавітаційну стійкість розглянутих сталей, але в різному ступені. Так, якщо борування сталей без добавки легуючих елементів підвищує кавітаційну стійкість усього лише в 1,2 рази, то введення в боруочу суміш легуючих елементів Ti, V, Ni, Cr у кількості 2...15% по масі приводить до підвищення кавітаційної стійкості в середньому в 2 рази в порівнянні з вихідним матеріалом і в 1,8 рази - у порівнянні з нелегованим боридним шаром.

Підвищення кавітаційної стійкості вуглецевих сталей з боридними покриттями відбувається внаслідок утворення на поверхні зразків наступних боридних фаз: FeB (зовнішній шар) і Fe₂B (внутрішній шар), що володіють більш високими властивостями міцності, ніж матриця. Введення в боруочу суміш легуючих елементів приводить до утворення в боридних фазах твердих розчинів заміщення типу (Fe,Me)B і (Fe, Me)₂B, де Me- перераховані вище легуючі елементи [1-3].

На рис. 2 представлені результати порівняльної кавітаційної стійкості сталі 20 у стані постачання і з нанесеними боридними покриттями, легованими приведеними вище елементами. По зростанню кавітаційної стійкості ці покриття розташовуються в наступний ряд:

(Fe,Cu)B→(Fe)B→(Fe,W)B→(Fe,Mn)B→(Fe,Mo)B→(Fe,Co)B→(Fe,Ni)B→(Fe,Ti)B→(Fe,Nb)B→(Fe,Cr)B→(Fe,V)B.

Подібна гістограма була побудована і для сталі У8А. При цьому виявилось, що її вид цілком повторює вид гістограми для сталі 20. Таким чином, для цих двох сталей найбільший ефект досягається при легуванні боридного покриття наступними елементами: Cr, V, Ti та Nb.

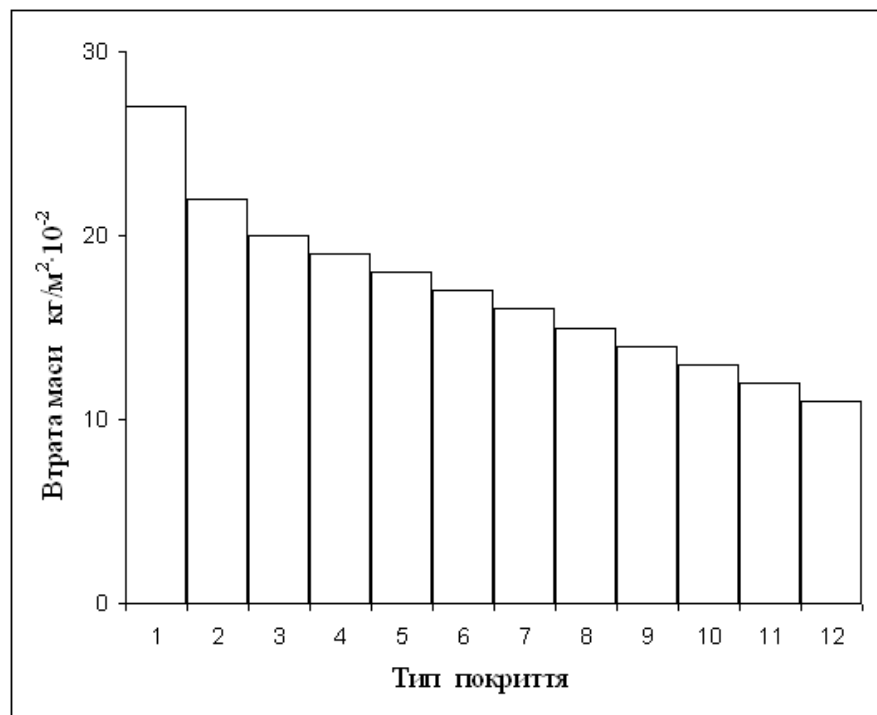


Рис. 2. Гістограма кавітаційної стійкості сталі 20 у вихідному стані (1), сталі 20 з боридним покриттям (3) і з боридними покриттями, легованими міддю (2), вольфрамом (4), марганцем (5), молібденом (6), кобальтом (7), нікелем (8), титаном (9), ніобієм (10), хромом (11), ванадієм (12) (тривалість зношування $10,8 \cdot 10^3$ с)

Тому подальше детальне дослідження механізму і кінетики кавітаційного руйнування боридних покриттів на розглянутих сталях 20, 45 і У8А проводили при легуванні покриттів саме цими елементами, як найбільш перспективними.

Руйнування боридних покриттів відбувається рівномірно по поверхні зношування без утворення локальних каверн, як це має місце в сталях. Топографія поверхні кавітаційного руйнування боридних покриттів із різними легуючими елементами представлена на рис.3 та рис.4.

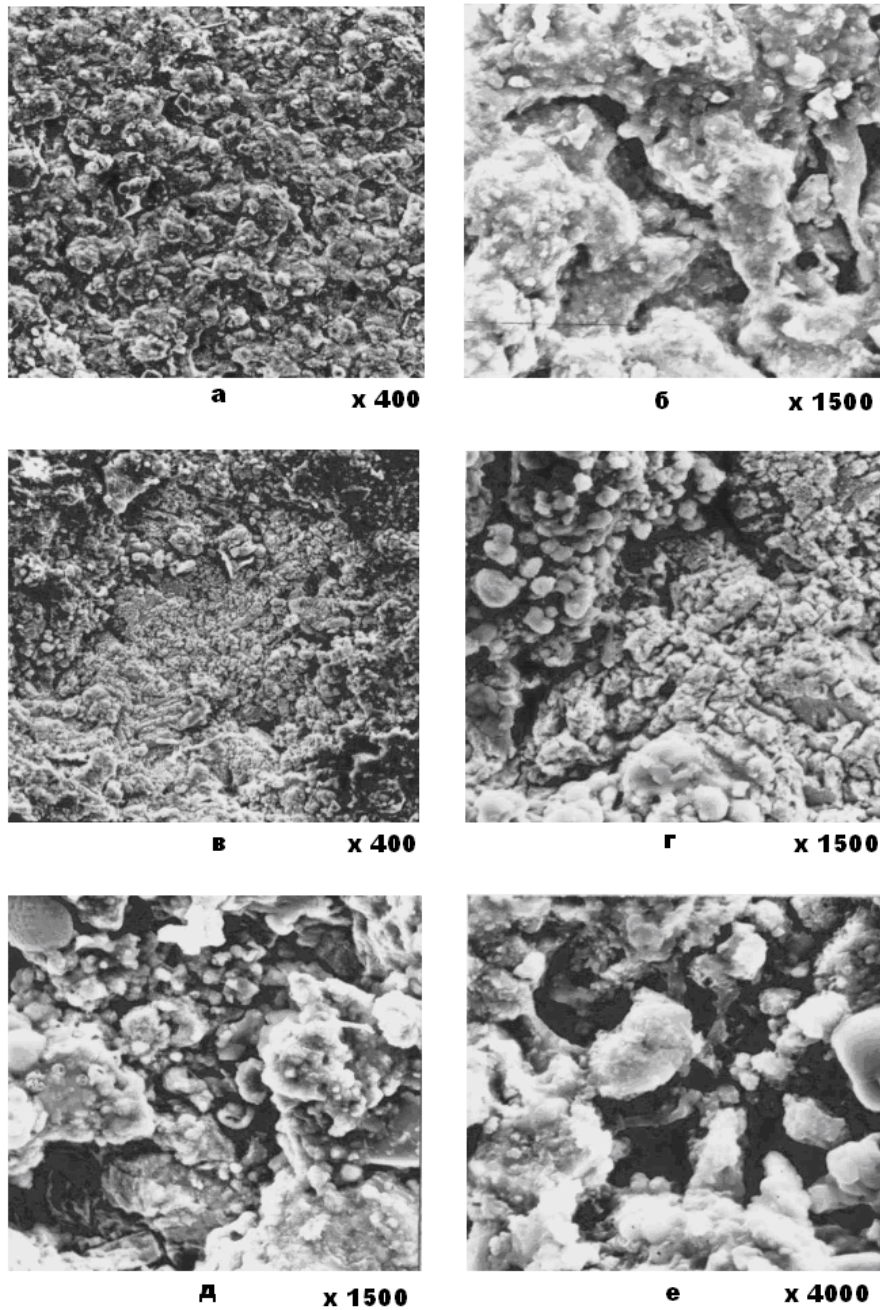


Рис. 3. Топографія поверхні боридного покриття, легованого ванідієм, на сталі 45 після кавітаційного зношування тривалістю $12,6 \cdot 10^3$ с. (а, б), $28,8 \cdot 10^3$ с. (в, г, д, е)

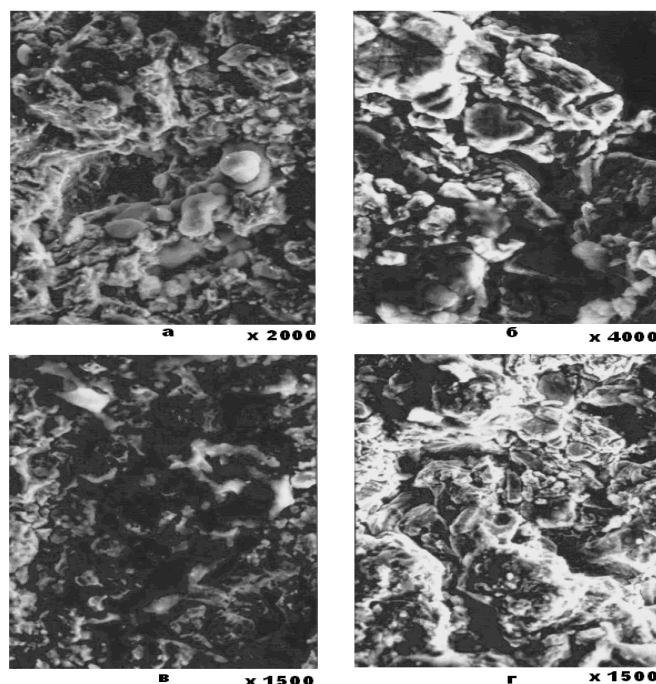


Рис. 4. Топографія поверхні боридного покриття, легованих титаном на сталі 45 після кавітаційного зношування тривалістю $10,8 \cdot 10^3$ с. (а), $25,2 \cdot 10^3$ с. (б, в), $30,6 \cdot 10^3$ с. (г)

Приведена гістограма кавітаційної стійкості дозволяє зробити наступні висновки. По-перше, втрати маси зразків з ефективними боридними покриттями, легованими хромом і ванадієм, а також титаном і ніобієм, для кожної з розглянутих сталей незначно відрізняються між собою ($0,5 \cdot 10^{-2}$ кг/м²). По-друге, втрати маси кожного з ефективних покриттів також незначно змінюються при переході від однієї сталі до іншої ($1,5 \cdot 10^{-2}$ кг/м²). У той же час з розгляду втрат маси незахищених сталей випливає, що їхня кавітаційна стійкість зростає в ряді сталь 20 → сталь 45 → сталь У8А із збільшенням вмісту вуглецю від 0,21% до 0,76%, причому стійкість сталі У8А в 3 рази вище, ніж у сталі 20. Ефект збільшення стійкості обумовлений підвищенням характеристик міцності сталі, її твердості, а також зменшенням кількості маломіцної феритної складової. Таким чином, по-третє, можна вважати, що вплив на кавітаційну стійкість легованих боридних покриттів буде різним для різних марок сталей. Так, наприклад, нанесення легованого хромом покриття збільшує кавітаційну стійкість сталі У8А в 1,6 рази, сталі 45 - у 1,9 рази, сталі 20 -2,5 рази, тобто ефект зміцнення значно зростає при зменшенні вмісту вуглецю в сталі.

Висновки. Нанесення комплексних боридних покриттів дозволяє підвищити кавітаційну стійкість вуглецевих сталей в 1,6-2,5 рази. В умовах інтенсивного кавітаційного зношування можна рекомендувати боридні покриття леговані хромом чи ванадієм.

Список використаних джерел:

1. Ворошин Л.Г., Лахович Л.С. Борирование стали – М.: Металлургия, 1978, -236 с.
2. Чернега С.М., Лоскутов В.Ф., Лоскутова Т.В., Єгорова О.М., Дяченко О.А. Спосіб герметизації контейнерів при ХТО металевих виробів. Деклараційний патент на винахід № 54844 А. -17.03.2003. Бюл. №3.
3. Чернега С.М. Комплексное насыщение углеродистых сталей бором и хромом в активированной среде // Изв.ВУЗов. Черная металлургия.-1999.- №11.- С.58-60.
4. Многокомпонентные диффузионные покрытия /Л.С. Ляхович, Л.Г. Ворошин, Г.Г. Панич, Э.Д. Щербаков. – Минск:Наука и техника, 1974.–288 с.
5. Л.Г. Ворошин, М. М. Абачарав, Б. М. Хусид. Кавитационно-стойкие покрытия на железоуглеродистых сплавах. – Минск: Наука и Техника, 1986. – с. 248.
6. Чернега С.М. Зношування дифузійних і газотермічних покриттів в умовах циклічної кавітаційно-корозійної дії // Металознавство та обробка металів.- 2000.- №4.- С.10-16.
7. Чернега С.М., Поляков І.А., Красовський М.О. Формування дифузійних боридних шарів на сталях при застосуванні зовнішнього магнітного поля // Металознавство та обробка металів.- 2015.- №4.- С.51-56

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 621.785.539

С.М. Чернега, І.А. Поляков, О.О. Шульженко*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»***КОМПЛЕКСНІ ДИФУЗІЙНІ БОРИДНІ ПОКРИТТЯ НА СТАЛІ 40X15Г8САФ**

В даній роботі проведено дослідження з формування комплексних дифузійних боридних шарів порошковим методом на сталі 40X15Г8САФ. Розраховано величину коефіцієнту дифузії в різних фізико – хімічних умовах та термодинамічний потенціал протікання хімічних реакцій. Визначено фазовий склад отриманих шарів на сталі 40X15Г8САФ. Встановлено, що застосування зовнішнього магнітного поля (ЗМП) призводить до перерозподілу кількісного співвідношення боридних фаз в поверхневих шарах, зміни періодів кристалічної ґратки та підвищення коефіцієнту дифузії.

Ключові слова: борування, боридний шар, дифузія, енергія Гіббса, фаза, магнітне поле

Рис. 6. Табл. 1. Літ. 15.

С.М. Чернега, И.А. Поляков, Е.А. Шульженко**КОМПЛЕКСНЫЕ ДИФФУЗИОННЫЕ БОРИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА СТАЛИ 40X15Г8САФ**

В данной работе проведено исследование по формированию комплексных диффузионных боридных слоев порошковым методом на стали 40X15Г8САФ. Рассчитано величину коэффициента диффузии в различных физико – химических условиях и термодинамический потенциал протекания химических реакций. Определены фазовый состав полученных слоев на стали 40X15Г8САФ. Установлено, что применение внешнего магнитного поля (ВМП) приводит к перераспределению количественного соотношения боридных фаз в поверхностных слоях, изменению периодов кристаллической решетки и повышению коэффициента диффузии.

Ключевые слова: борирование, боридных слой, диффузия, энергия Гиббса, фаза, магнитное поле

S.M. Chernega, I.A. Poliakov, O.O. Shulzhenko**COMPLEX DIFFUSION BORIDE COATINGS ON Cr-Mn-N STEEL**

In this paper was investigated the formation of complex diffusion boride layers on metastable austenite Cr-Mn-N steel powder method. Calculate the value of the diffusion coefficient in different physical – chemical conditions and the thermodynamic potential chemical reactions. Defined phase composition layers obtained on the metastable austenite Cr-Mn-N steel. It is established that the application of an external magnetic field (EMF) leads to a redistribution of the proportion boride phases in the surface layers, changes the period of crystal lattice and increasing the diffusion coefficient.

Keywords: boriding, boride layer, diffusion, the Gibbs energy, phase, the magnetic field

Постановка проблеми. Аустенітна хромомарганцева сталь відноситься до зносостійких сталей в яких метастабільний аустеніт в процесі експлуатації зазнає фазове перетворення з утворення ϵ – мартенситу [1–3]. Однак в жорстких умовах інтенсивних навантажень при гідроабразивному зношуванні в різних корозійних середовищах, наприклад, як деталей гідрозатворної арматури із хромомарганцевої сталі, виникає проблема підвищення експлуатаційних характеристик [4–5]. Ефективним методом є застосування хіміко – термічної обробки (ХТО) з використанням бору та інших насичуючих елементів. ХТО дозволяє створити на поверхні матеріалу структуру, яка складається із високотвердих боридних фаз [6–9]. Проте багатокомпонентне дифузійне борування є досить енергозатратним процесом, тому для зменшення енергозатратності необхідно застосовувати методи для інтенсифікації процесу насичення. Одним із методів є застосування зовнішнього магнітного поля (ЗМП), так звана магнітотермохімічна обробка [10].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Аналіз літературних джерел показав, що в літературі практично немає даних по застосуванню комплексного насичення бором та міддю з одночасною дією магнітного поля, також в літературних джерелах відсутня інформація по впливу магнітного поля на розподіл елементів в боридному покритті.

Постановка задач. Для вирішення цієї задачі в роботі застосовували дифузійне комплексне насичення поверхневого шару сталі 40X15Г8САФ бором чи бором та міддю при одночасній дії ЗМП.

Метою даної роботи було дослідження дифузійних боридних та бороміднених покриттів на сталі 40X15Г8САФ, отриманих в різних фізико – хімічних умовах, а саме: проведення насичення без застосування зовнішнього магнітного поля (ЗМП) та при його одночасному накладанні.

Виклад основного матеріалу. Процеси борування та бороміднення здійснювали порошковим методом у спеціальному контейнері при температурі 975 °С протягом 2 та 6 годин з використанням плавких затворів. Насичення сталей бором, чи бором і міддю проводили в

порошкових сумішах на основі технічного карбиду бору B_4C з додаванням порошоків Cu_2O , як джерело міді, та фторопласту в якості активуючої добавки.

Для створення магнітного поля застосовували соленоїд, який складався із 635 витків шини алюмінієвого сплаву, розміром 10x20 мм; сила струму 60 А; магнітна індукція 35 мТл. Для магнітотермохімічної обробки в соленоїд поміщали високотемпературну піч з тиглями із запакованою в них насичуючою борувальною сумішшю із зразками сталі 40X15Г8САФ.

Рентгенофазовим аналізом сталі 40X15Г8САФ з дифузійним покриттям встановлено, що при боруванні без застосування ЗМП в поверхневому шарі до 10 – 15 мкм формуються фази FeB, (Fe, Cr)B та CrB (рис. 1, а). Пошаровий аналіз дифузійних боридних покриттів отриманих без дії ЗМП показав наступний фазовий склад: після зняття 15 мкм виявлено фази FeB, (Fe, Cr)B, CrB та Fe_2B (рис. 1, б); після зняття 20 мкм – (Fe, Cr)B, CrB та Fe_2B (рис. 1 в).

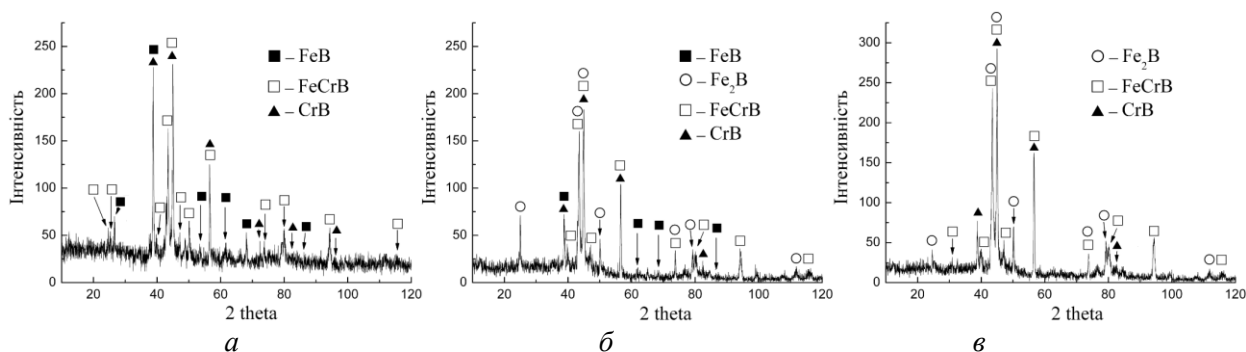


Рис. 1. Дифрактограми зняті з поверхні сталі 40X15Г8САФ з боридними покриттями отриманими після борування, тривалість насичення 5 год.: а – вихідні стан покриттів (після насичення); б – після зняття 15 мкм покриття; в – після зняття 20 мкм покриття

При дослідженні боромідних покриттів отриманих без дії ЗМП було встановлено наступний фазовий склад: в поверхневому шарі до 10 – 15 мкм – FeB, (Fe, Cr)B та Cu (рис. 2, а); після зняття 15 мкм – FeB, (Fe, Cr)B та CrB (рис. 2, б); після зняття 15 мкм – FeB, (Fe, Cr)B, CrB та Fe_2B (рис. 2, в).

В результаті пошарового аналізу виявлено наступний фазовий склад боромідненого покриття починаючи від поверхні: FeB, Cu \rightarrow (Fe, Cr)B \rightarrow CrB \rightarrow Fe_2B .

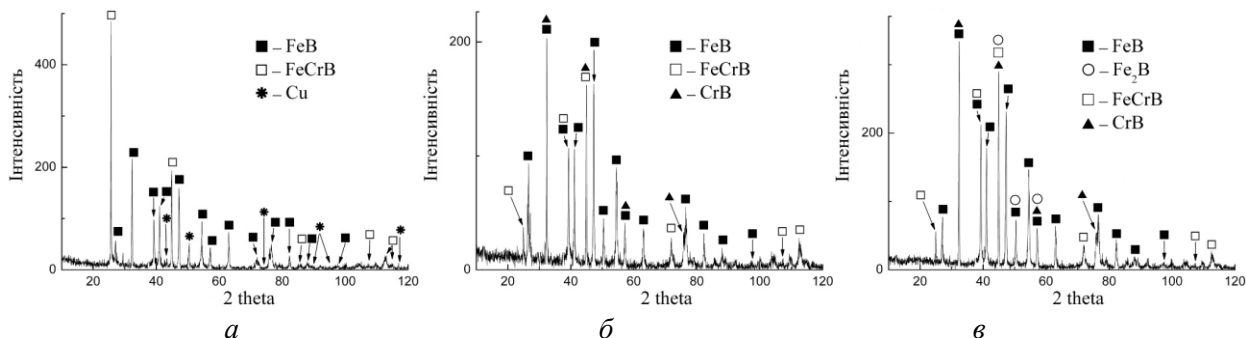


Рис. 2. Дифрактограми зняті з поверхні сталі 40X15Г8САФ з боридними покриттями отриманими після комплексного насичення бором та міддю без дії ЗМП, тривалість насичення 5 год.: а – вихідні стан покриттів (після насичення); б – після зняття 15 мкм покриття; в – після зняття 15 мкм покриття. Дифракційні максимуми Cu відповідають кристалографічним площинам: (111), (200), (220), (311)

При накладанні ЗМП спостерігається збільшення товщини боридного покриття і зокрема прошарку фази FeB. В результаті цього на дифрактограмах поверхневих шарів боридних покриттів, отриманих після борування в умовах дії ЗМП фіксується наявність фаз FeB, (Fe, Cr)B та CrB (рис. 3, а). Після зняття 12 мкм покриття було встановлено наступний фазовий склад: FeB, (Fe, Cr)B, CrB та Fe_2B (рис. 3, б). Зняття ще 15 мкм не показало зміни фазового складу (FeB, (Fe, Cr)B, CrB та Fe_2B) (рис. 3, в).

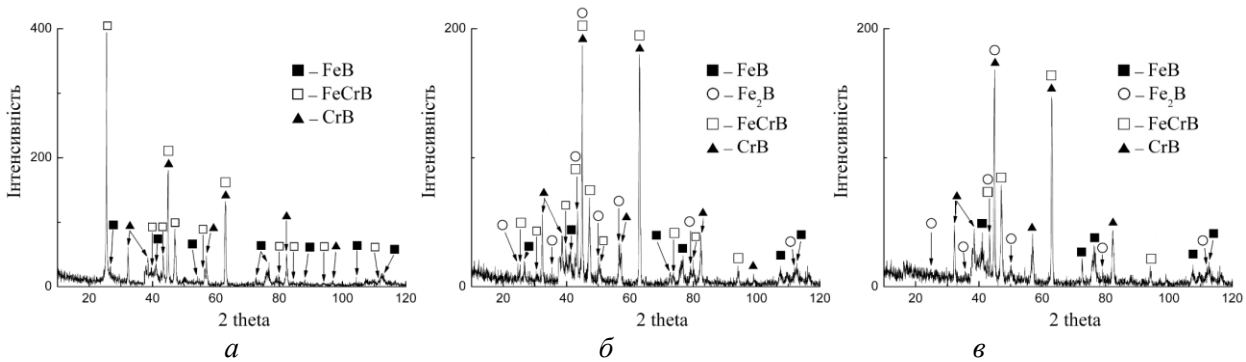


Рис. 3. Дифрактограми зняті з поверхні сталі 40X15Г8САФ з боридними покриттями отриманими після борування в умовах дії ЗМП, тривалість насичення 2 год: *а* – вихідні стан покриттів (після насичення); *б* – після зняття 12 мкм покриття; *в* – після зняття 15 мкм покриття

Після комплексного насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП, оскільки формуються покриття більшої товщини, ніж при боруванні, то на дифрактограмах фіксуються фази FeB та Cu (рис. 4, а). Після зняття 10 мкм покриття було встановлено наступний фазовий склад: FeB, (Fe, Cr)B та Cu (рис. 4, б), а після зняття ще 15 мкм – FeB, (Fe, Cr)B, CrB та Cu (рис. 4, в).

Накладання ЗМП призводить до зростання окремих прошарків боридних фаз і перерозподілу кількісного співвідношення фаз в поверхневих шарах та зміни періодів кристалічної ґратки (табл.). При комплексному насиченні бором і міддю об'ємна частка міді в поверхневому шарі, за результатами рентгеноструктурних досліджень, становила 2 %, а при ХТО із накладанням ЗМП кількість мідної складової в поверхневій фазі FeB збільшилась до 5 %.

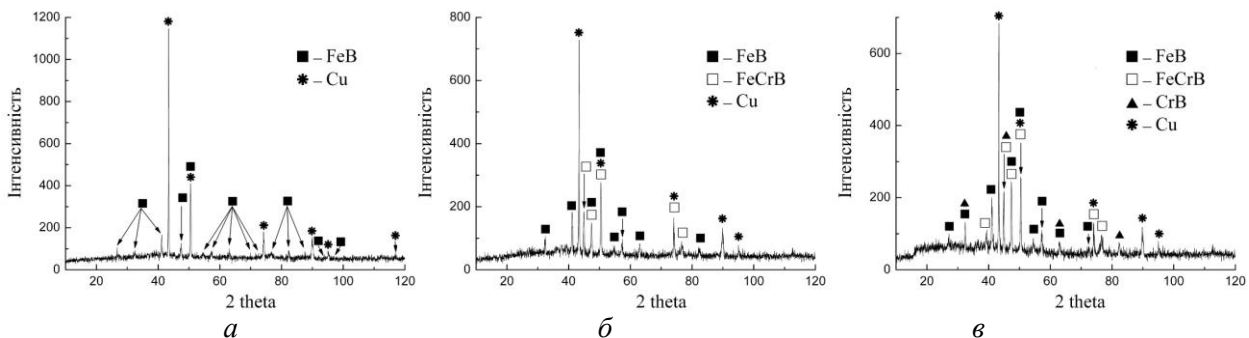


Рис. 4. Дифрактограми зняті з поверхні сталі 40X15Г8САФ з боридними покриттями отриманими після комплексного насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП, тривалість насичення 2 год.: *а* – вихідні стан покриттів (після насичення); *б* – після зняття 10 мкм покриття; *в* – після зняття 15 мкм покриття. Дифракційні максимуми Cu відповідають кристалографічним площинам: (111), (200), (220), (311), (222)

Боридні фази, що формуються в умовах дії магнітного поля мають менші об'єми елементарних кристалічних ґраток (табл.) та кристалітів (областей когерентного розсіювання).

В процесі формування боридних та бороміднених покриттів відбувається масообмін між поверхнею матеріалу й активним газовим середовищем, яке утворюється в реакційному просторі у процесі проходження хімічних реакцій. Ці реакції можуть проходити одночасно або послідовно, причому не тільки в об'ємі активної газової фази, але й на межі поділу з оброблюваним матеріалом, а також всередині останнього. Саме ці реакції суттєво впливають на перебіг процесу формування покриттів [11 – 15].

Проведенню експериментальних досліджень передувало визначення основних хімічних реакцій, які проходять у закритому реакційному середовищі за допомогою термодинамічного аналізу. В якості вихідних компонентів використовували порошки карбіду бору, оксиду міді та фторопласту, нагрів та витримка яких, у замкнутому реакційному просторі призводить до проходження великої кількості хімічних реакцій.

Було розраховано більше 100 окисно – відновлювальних реакцій, які проходять при комплексному насиченні сталей бором чи бором та міддю. Для визначення термодинамічної

можливості проходження хімічної реакцій, розраховували зміну термодинамічного потенціалу хімічних реакцій при різних значеннях температури за допомогою програми HSC 5.1 CHEMISTRY.

Таблиця 1.

Параметри кристалічних ґраток фаз, області когерентного розсіювання та кількісний фазовий аналіз поверхні сталі 40X15Г8САФ після борування та бороміднення в різних фізико – хімічних умовах

Процес насичення	Назва фази	Параметри кристалічної ґратки, Å			Об'єм (Å ³)	Вміст фаз (%)	Області когерентного розсіювання (розміри кристалітів)
		a	b	c			
Борування без дії ЗМП	FeB	4,176	5,554	3,007	70	19	1214 ± 27
	FeCrB	14,619	7,287	4,213	449	11	122 ± 10
	CrB	2,994	7,820	2,895	68	69	174 ± 35
Борування при дії ЗМП	FeB	4,106	5,558	2,947	67	24	554 ± 14
	FeCrB	14,537	7,316	4,211	448	20	37,3 ± 8
	CrB	2,959	7,664	2,951	67	56	113,5 ± 8
Бороміднення без дії ЗМП	FeB	4,105	5,540	2,950	67	76	1251 ± 41
	FeCrB	14,520	7,370	4,142	443	22	255 ± 9
	Cu	3,615	3,615	3,615	47	2	-
Бороміднення при дії ЗМП	FeB	4,086	5,504	2,950	66	46	197 ± 15
	Cu	3,614	3,614	3,614	47	54	572 ± 81

У результаті досліджень було виокремлено групу реакцій обмінного типу, в яких термодинамічна ймовірність утворення продуктів взаємодії значно вища від решти реакцій (рис. 6).

1. $14\text{Fe} + \text{B}_2\text{O}_3 + 3\text{B}_4\text{C} = 14\text{FeB} + 3\text{CO}(\text{g})$
2. $28\text{Fe} + \text{B}_2\text{O}_3 + 3\text{B}_4\text{C} = 14\text{Fe}_2\text{B} + 3\text{CO}(\text{g})$
3. $42\text{Fe} + 2\text{B}_2\text{O}_3 + 6\text{B}_4\text{C} = 14\text{Fe}_2\text{B} + 14\text{FeB} + 6\text{CO}(\text{g})$
4. $7\text{Cr} + \text{B}_2\text{O}_3 + 3\text{B}_4\text{C} = 7\text{CrB}_2 + 3\text{CO}(\text{g})$
5. $14\text{Cr} + \text{B}_2\text{O}_3 + 3\text{B}_4\text{C} = 14\text{CrB} + 3\text{CO}(\text{g})$
6. $70\text{Cr} + 3\text{B}_2\text{O}_3 + 9\text{B}_4\text{C} = 14\text{Cr}_5\text{B}_3 + 9\text{CO}(\text{g})$
7. $91\text{Cr} + 5\text{B}_2\text{O}_3 + 15\text{B}_4\text{C} = 14\text{Cr}_5\text{B}_3 + 14\text{CrB} + 7\text{CrB}_2 + 15\text{CO}(\text{g})$
8. $7\text{Mn} + \text{B}_2\text{O}_3 + 3\text{B}_4\text{C} = 7\text{MnB}_2 + 3\text{CO}(\text{g})$
9. $14\text{Mn} + \text{B}_2\text{O}_3 + 3\text{B}_4\text{C} = 14\text{MnB} + 3\text{CO}(\text{g})$
10. $28\text{Mn} + \text{B}_2\text{O}_3 + 3\text{B}_4\text{C} = 14\text{Mn}_2\text{B} + 3\text{CO}(\text{g})$
11. $49\text{Mn} + 3\text{B}_2\text{O}_3 + 9\text{B}_4\text{C} = 14\text{Mn}_2\text{B} + 14\text{MnB} + 7\text{MnB}_2 + 9\text{CO}(\text{g})$
12. $3\text{Cu}_2\text{O} + 2\text{Fe} = 6\text{Cu} + \text{Fe}_2\text{O}_3$
13. $3\text{Cu}_2\text{O} + 2\text{Cr} = 6\text{Cu} + \text{Cr}_2\text{O}_3$
14. $2\text{Cu}_2\text{O} + \text{Mn} = 4\text{Cu} + \text{MnO}_2$
15. $7\text{Cu}_2\text{O} + \text{B}_4\text{C} = 14\text{Cu} + 2\text{B}_2\text{O}_3 + \text{CO}(\text{g})$
16. $13,86\text{Fe} + \text{B}_2\text{O}_3 + 3\text{B}_4\text{C} + 14\text{Cr} = 12,6\text{Fe}_{1,1}\text{Cr}_{0,9}\text{B}_{0,9} + 3\text{CO}(\text{g})$
17. $14\text{Fe} + \text{B}_2\text{O}_3 + 3\text{B}_4\text{C} + 14\text{Cr} = 14\text{FeCrB} + 3\text{CO}(\text{g})$

Як видно з рис. 5 та рис. 6, термодинамічна ймовірність утворення боридних фаз FeB, Fe₂B, CrB, FeCrB із підвищенням температури зростає про що свідчить зменшення вільної енергії Гіббса.

З отриманих даних можна зробити висновок, що при одночасному насиченні сталі 40X15Г8САФ бором чи бором та міддю на поверхні формується покриття, яке складається з боридів FeB, FeCrB, CrB та Fe₂B, а при комплексному насиченні бором та міддю також з'являється ймовірність присутності у дифузійному шарі скупчень міді. Згідно рис. 5 (г) Cu₂O може вступати в

реакцію із Fe, Cr, Mn, V_4C з утворенням атомарної Cu, яка і дифундує в поверхневі шари дифузійного боридного покриття.

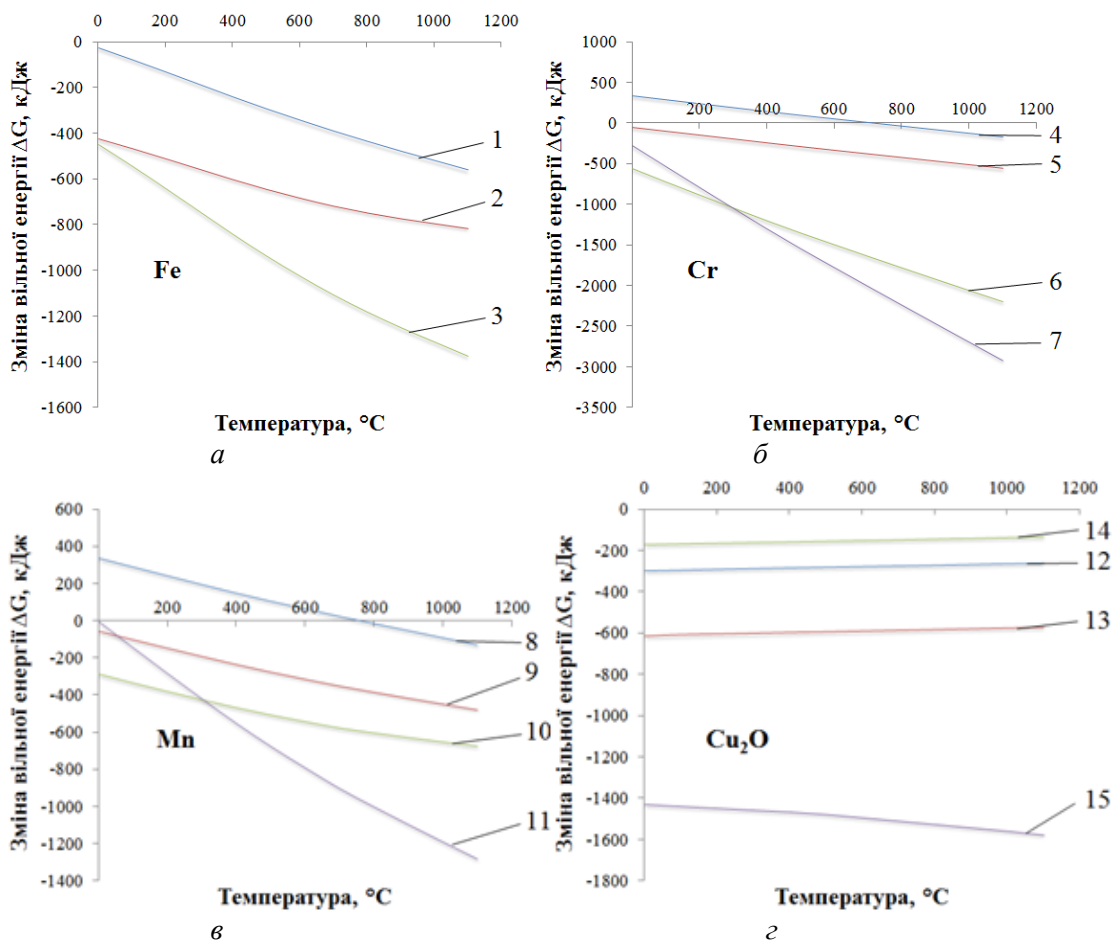


Рис. 5. Залежність зміни вільної енергії утворення боридних фаз від температури: а – Fe, б – Cr, в – Mn, з – Cu_2O Cu_2O (1 – 15 – номер термохімічних реакцій)

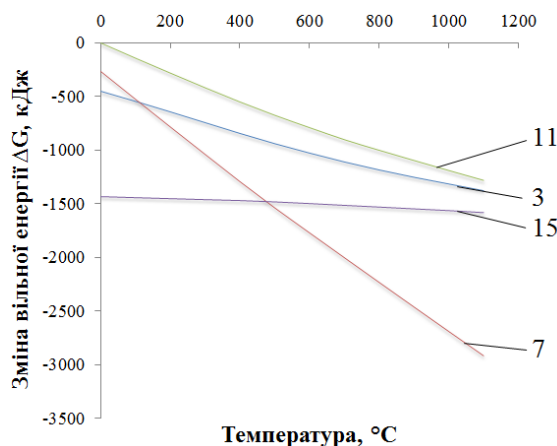


Рис. 6. Залежність зміни вільної енергії утворення боридних фаз від температури Cu_2O (3, 7, 11, 15 – номер термохімічних реакцій)

Відповідно до рис. 6 можна стверджувати, що так як для реакції 7 отримано саме більше від'ємне значення енергії Гіббса при 975 °С, то ймовірно ця реакція буде протікати першою з утворенням бориду CrB. Наступною згідно розрахунку буде протікати реакція 3 з утворенням боридів FeB та Fe_2B .

FeCrB це нестехіометричне з'єднання і для нього неможливо розрахувати значення енергії Гіббса, але так як рентгенофазовий аналіз показав існування такого з'єднання, то можна стверджувати, що ΔG цього з'єднання менше 0.

Використовуючи первісну функцію Крампа, що отримується з дифузійного рівняння Фіка для одновимірної задачі, було розраховано коефіцієнти дифузії В та Сu при проведенні борування та бороміднення без застосування ЗМП та при його одночасній дії [16].

Встановлено, що при дифузійному боруванні без дії ЗМП коефіцієнт дифузії бору змінюється від $2,4 \cdot 10^{-10}$ см²/с в поверхневих шарах (5 – 15 мкм) до $1,1 \cdot 10^{-11}$ см²/с в шарах, що межують із матрицею (50 мкм). Накладання магнітного поля призводить до збільшення коефіцієнту дифузії і при боруванні з одночасною дією ЗМП він змінюється від $1,3 \cdot 10^{-9}$ см²/с до $2,2 \cdot 10^{-10}$ см²/с.

Також було розраховано коефіцієнт дифузії міді при боромідненні без дії ЗМП та при його одночасній дії. Встановлено, що коефіцієнт дифузії міді при боромідненні без дії ЗМП змінюється від $7,8 \cdot 10^{-11}$ см²/с до $8,8 \cdot 10^{-12}$ см²/с, тоді як накладання магнітного поля призводить до зростання коефіцієнту дифузії міді в поверхневому шарі матеріалу, при цьому k_d змінюється від $4,1 \cdot 10^{-10}$ см²/с до $2,8 \cdot 10^{-11}$ см²/с.

Висновки. Пошаровим рентгеноструктурним методом встановлено фазовий склад боридних і бороміднених покриттів отриманих на сталі 40X15Г8САФ без та в умовах дії ЗМП. Знайдено кореляцію між фазовим складом боридних фаз та термодинамічними розрахунками перебігу хімічних реакцій при дифузійному боруванні та боромідненні сталей. Застосування зовнішнього магнітного поля призводить до зростання прошарків боридних фаз в покритті. Спостерігається збільшення кількісного вмісту фази FeB і на дифрактограмах поверхневих шарів боридних покриттів, отриманих після борування в умовах дії ЗМП фіксуються фази FeB, (Fe, Cr)B та CrB, а після комплексного насичення бором та міддю в умовах дії ЗМП – FeB та Cu. Встановлено, що застосування ЗМП призводить до зростання коефіцієнтів дифузії бору та міді на порядок.

Список використаних джерел:

1. Чернега С.М. Кавітаційна стійкість метастабільної аустенітної сталі 40X18Г15АФЛ легованої азотом / С.М.Чернега, І.Ф. Кірчу, А.П. Величко // Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія машинобудування. – К.: НТУУ «КПІ». – 2011. – Т2, 61. – С. 152 – 154.
2. Малинов Л.С. Экономнолегируемые сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
3. Чейлях А.П. Использование термодиффузионной обработки для регулирования метастабильности аустенита и повышения свойств сталей и чугунов / А.П. Чейлях // Вестник Приазовского государственного технического университета: сб. науч. тр. – Мариуполь, 2000. – Вып. 10. – С. 88 – 93.
4. Малинов Л. С. Износостойкие марганцовистые стали с метастабильным аустенитом / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Металлургические процессы и оборудование. – 2014. – № 2. – С. 19 – 25.
5. Малинов Л.С. Получение высокой прочности и пластичности в хромомарганцевых сталях с нестабильным аустенитом за счет обработок, оптимизирующих интенсивность мартенситного превращения при нагружении / Л.С. Малинов, В.И. Коноп, К.Н. Соколов // Тез. докл. Всесоюз. научн.-техн. конф. «Новые стали и сплавы в машиностроении». – Ижевск, 1975. – С 31 – 34.
6. Кухарева Н.Г. Борирование углеродистых и легированных сталей в кипящем слое / Н.Г. Кухарева, С.Н. Петрович, Н.А. Галынская, В.Ф. Протасевич, Т.Н. Смирнова // Наука и Техника. – № 5. – 2012. – С. 11 – 17.
7. Костик В.О. Формирование микроструктуры борированного слоя на поверхности углеродистой конструкционной и инструментальной сталях из обзоров при печном нагреве / В.О. Костик, О.В. Сапуцкая, Е.А. Костик // Харьков: Восточно – Европейский журнал передовых технологий. – 17. – № 5/1. – 2005. – С. 63 – 68.
8. Чернега С.М. Комплексне насичення вуглецевої сталі бором і міддю / С.М. Чернега, І.А. Поляков, М.А. Красовський // Луцький національний технічний університет «Наукові нотатки». – 2015. – Вип. 49. – С. 165–171.
9. Похмурский В.И. Повышение долговечности деталей машин с помощью диффузионных покрытий / В.И. Похмурский, В.Б. Далисов, В.М. Голубец. – К.: Наук. думка, 1980. – 188 с.
10. Бернштейн М.Л. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле / М.Л. Бернштейн, В.Н. Пустовой. – М.: Машиностроение, 1987. – 254 с.
11. Иванцов А.Е. Бориды: Тематическая консультация для студентов механических специальностей / А.Е. Иванцов, Г.А. Рожкова. – Казань: Казанский государственный технологический университет, 2006. – 19 с.
12. Самсонов Г.В. Бориды / Г.В. Самсонов, Т.И. Серебрякова, В.А. Неронов. – М.: Атомиздат, 1975. – 375 с.
13. Matkovich V.I. Boron and Refractory Borides / V.I. Matkovich. – Berlin: Springer-Verlag, 1977. – 656 pp. – ISBN 978 – 3 – 642 – 66622 – 3.
14. Amberger E. Boron: Gmelin Handbook of Inorganic Chemistry, Supplement Vol. 2: Elemental Boron. Boron Carbides / E. Amberger, W. Stumpf. – Berlin: Springer, 1981. – 242 pp.
15. David R.L. CRC handbook of chemistry and physics / Lide R. David, Boca Raton. – CRC Press: Taylor and Francis Group, 2008. – 89th edition. – 2736 pp. – ISBN 978 – 1420066791.
16. Николаев Л.А. Физическая химия / Л.А. Николаев, В.А. Тулупов. – М.: Высшая школа, 1967. – 467 с.

Стаття надійшла до редакції 22.04.2016.

УДК: 621.9.02

Т.І. Четвержук, Р.М. Полінкевич, Р.П. Голодюк, О.Ф. Варич
Луцький національний технічний університет
ДО ПИТАННЯ МОНІТОРИНГУ І ДІАГНОСТИКИ ВІБРАЦІЙ ВЕРСТАТІВ

Проведено порівняльний аналіз методів моніторингу і діагностики вібрацій у верстатах та запропоновано безрозбірну вібродіагностику, як раціональну методику.

Ключові слова: вібрації, металорізальний верстат, моніторинг, діагностика, частота, сигнал.

Т.И. Четвержук, Р.Н. Полинкевич, Р.П. Голодюк, О.Ф. Варыч
К ВОПРОСУ МОНИТОРИНГА И ДИАГНОСТИКИ ВИБРАЦИЙ СТАНКОВ

Проведен сравнительный анализ методов мониторинга и диагностики вибраций в станках и предложено безразборную вибродиагностику, как рациональную методику.

Ключевые слова: вибрации, металлорежущий станок, мониторинг, диагностика, частота, сигнал.

T. Chetverzhuk, R. Polynkevych, R. Golodyuk, A. Varich
FOR QUESTION ABOUT MONITORING AND DIAGNOSTICS OF VIBRATIONS OF MACHINE TOOLS

The comparative analysis of methods for monitoring and diagnostics of vibrations in machine tools and offered CIP diagnostics as a rational method.

Keywords: vibrations, machine tools, monitoring, diagnostics, frequency, signal.

Постановка проблеми. Розвиток засобів вимірювання і обчислювальної техніки в останні роки дозволив частково вирішити проблеми контролю і діагностики шляхом створення систем моніторингу машин і устаткування на базі розглянутих інформаційних технологій. Такі системи, орієнтовані на перманентний контроль діагностичних параметрів конкретної машини або устаткування, які мають спеціальні режими адаптації на початковому етапі експлуатації, коли дефекти частіше усього відсутні. На цьому ж етапі виявляються і враховуються особливості впливу режимів роботи машини і зміни зовнішніх умов, таких як температура, якість електричного живлення і т. ін., на діагностичні параметри. Це знижує ймовірність помилкового спрацьовування системи моніторингу при зміні режимів або зовнішніх умов.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Вібраційна діагностика – метод діагностування технічних систем і устаткування, заснований на аналізі параметрів вібрацій, або вібрацій, які створюються працюючим устаткуванням, або вторинною вібрацією, що обумовлена структурою досліджуваного об'єкту.

Методи і засоби оцінки технічного стану верстатів й іншого устаткування розвивалися поетапно. Спочатку використовувалися засоби контролю різних параметрів, потім моніторингу, і, на останньому етапі, системи діагностики і прогнозу технічного стану.

Впровадження кожного наступного виду систем дає користувачу нові можливості для переходу на обслуговування машин і устаткування по його фактичному технічному стану.

Так, контроль дозволяє отримати інформацію про величину параметрів і область їх допустимого відхилення. При моніторингу з'являється додаткова інформація про тенденції зміни параметрів у часі, що може використовуватися і для прогнозу. Ще більший об'єм інформації дає діагностика, як ідентифікація місця, виду і розміру дефекту.

Протягом багатьох років методи контролю і діагностування машин та устаткування по будь-яких видах діагностичних сигналів ґрунтувалися на порівнянні розміру сигналу або його складових із граничними значеннями, що розділяють множини бездефектних і дефектних станів. Системи контролю і діагностики, створювані на базі цих методів, забезпечували виділення інформативних складових із вимірюваного сигналу і реєстрацію моментів перевищення ними граничних значень. Будь-яке перевищення граничних значень реєструвався як дефект, вид якого визначався по сукупності складових, що перевищили задані для кожного із них допустимих границь. Сучасні системи моніторингу стану обладнання, що є логічним розвитком систем контролю, і зараз будуються за цими принципами. Однак деякі системи моніторингу дозволяють уже не тільки контролювати розміри параметрів, порівнюючи їх із граничними значеннями, виявляти тенденції їхньої зміни в часі, але і прогнозувати час, коли вони досягнуть граничних значень.

Постановка завдань. В роботі поставлено мету – розробити ефективну методику діагностування вібрацій в металорізальному верстаті з мінімальними трудомісткими і часовими витратами.

Викладення основного матеріалу. Найбільш складною задачею є задача прогнозу розвитку дефекту, а не змін контрольованих параметрів, рішення якої дозволяє визначити залишковий ресурс або прогнозований інтервал безаварійної роботи.

В даний час під терміном моніторинг часто розуміють рішення всього комплексу процедур оцінки стану обладнання, але існуючі системи моніторингу, далеко не завжди вирішують питання ідентифікації дефектів і прогнозу їх розвитку в часі. Тому, під терміном моніторинг варто розуміти контроль основних параметрів, виявлення тенденцій їх зміни в часі і прогноз розвитку контрольованих параметрів, а під терміном діагностика – ідентифікацію дефектів і прогноз їх розвитку.

Сучасні системи моніторингу та діагностики машин і технологічного обладнання будуються на базі неруйнівних методів контролю і діагностування.

Використовувані в них методи діагностування можна розділити на дві основні групи.

До першої відносяться методи тестової діагностики, що вимагають формування штучних збурень, які подають на об'єкт діагностики. По ступеню спотворення введених збурень оцінюють стан об'єкта. Збурення мають відомі характеристики, і предметом вивчення є тільки ті відхилення, що виникають при їх вловлюванні як відгуків системи. Подібні методи будуються на базі досить простих інформаційних технологій і широко використовуються для діагностики вузлів та систем машин і устаткування на етапі їх виготовлення.

Друга група містить у собі методи функціональної діагностики, що використовуються, в першу чергу для машин, в яких є джерела природних збурень. Ці методи орієнтовані, насамперед, на аналіз процесів формування збурень, а не їх спотворення під час поширення. Більш того, спотворення, як правило ускладнюють аналіз вимірюваних сигналів і, як наслідок інформаційну технологію, що використовується.

Вимірювання коливань холостого ходу є основою для віброакустичної діагностики елементів несучої системи верстата, зокрема підшипників шпindelного вузла [1].

Найпростішою з основних інформаційних технологій функціональної діагностики є енергетична технологія, заснована на вимірюванні потужності або амплітуди контрольованого сигналу. В якості діагностичного сигналу може використовуватися температура (перепад температур), тиск, шум, вібрація і багато інших фізичних параметрів. Технологія будується на вимірюванні розмірів сигналів у контрольних точках і порівнянні їх із граничними значеннями.

Розвитком енергетичної технології є інформаційна частотна технологія, що припускає виділення з вимірюваного сигналу складових у визначених частотних діапазонах і подальший енергетичний аналіз виділених складових. Технологія частотного аналізу використовується не тільки для контролю і діагностики машин, але і для їх аварійного захисту.

Ще одна, інформаційна фазо-часова технологія, заснована на порівнянні форми сигналів, які вимірюються через фіксовані інтервали часу. Ця технологія успішно використовується для контролю стану машин зворотно-поступальної дії з декількома однаковими вузлами (циліндрами і поршнями), що навантажуються послідовно через однакові інтервали часу.

Порівняння форми сигналів, але вже з еталонної, можна здійснювати за допомогою ще однієї інформаційної спектральної технології, заснованої на вузькосмуговому спектральному аналізі сигналів. При використанні такого виду аналізу сигналів діагностична інформація міститься в співвідношенні амплітуд і початкових фаз основних складових і кожної з кратних їй по частоті складових. Така технологія застосовується для аналізу сигналів із датчиків тиску, вібрації, шуму, а також датчиків струму і напруги в електричних машинах і апаратах [47, 48].

Перераховані вище інформаційні технології застосовувалися дуже давно для контролю роботоздатності парових машин. Лише остання, спектральна технологія, почала широко використовуватись в середині ХХ століття після створення відносно простих аналізаторів спектру сигналів різної природи. В даний час ці технології широко застосовуються в системах контролю і керування машин і устаткування.

Всі вони, однак, мають загальний недолік при використанні в задачах діагностики, коли потрібно виявити дефекти різних вузлів, що зароджуються. Він пов'язаний із тим, що діапазон величин вимірюваних параметрів навіть у групі однакових бездефектних машин, як правило, перевищує зміни, характерні для появи дефектів, що зароджуються.

Результати статистичних досліджень показують, що типовий розкид розмірів багатьох складових лежить у межах 20 дБ, тобто 10 разів, а для деяких складових виявляється ще вище. У той же час дефекти в початковій стадії розвитку можуть чинити значно менший вплив, змінюючи характерні для цих дефектів розміри параметрів вібрації усього в 2-3 рази.

Іншою найважливішою характеристикою систем діагностики є необхідний ступінь підготовки оператора. По об'єму необхідної від оператора діагностичної підготовки, системи можуть бути розділені на три групи.

Перша група – професійні системи діагностики, у яких оператор самостійно вибирає інформаційну технологію і засоби вимірювання. Знання і досвід оператора-експерта при використанні подібної системи цілком визначають глибину і достовірність діагнозу і прогнозу.

Друга група – експертні системи діагностики, що включають у себе експертні програми, що містять відповіді на типові запити оператора, тобто такі, що допомагають оператору приймати рішення у визначених ситуаціях. Експертні системи можуть застосовуватися операторами, що мають спеціальну підготовку, але не володіють досвідом експертів.

Третя група – системи автоматичного діагностування. Вони будуються по методах, що дозволяє автоматизувати постановку діагнозу, формуючи для оператора програму вимірів, і не вимагають від користувача спеціальної підготовки.

Проблеми користувача систем моніторингу пов'язані з необхідністю інтерпретування виявлених та прогнозованих змін стану об'єкта дослідження. Природною межею, що розділяє системи моніторингу і діагностики, міг би бути етап розподілу виявлених змін на дві групи, зворотні (зміна умов роботи машини) і незворотні (дефекти).

На жаль, жодна із систем моніторингу не вирішує цілком задачу такого розподілу. Тому системи діагностики повинні вступати в дію до того, як виявлені системою моніторингу зміни будуть розділені на групи зворотних і незворотних.

У зв'язку з цим, однієї з основних характеристик систем діагностики варто вважати глибину її інтеграції в систему моніторингу.

При безрозбірній вібродіагностиці вирішується не тільки, які деталі втратили працездатність, але ідентифікується, які фактори і якою мірою визначають цю втрату. В техніці ремонт на практиці здійснюється трьома основними способами:

- робота до відмови;
- виведення техніки в ремонт за результатами експертних оцінок;
- виведення техніки в ремонт за результатами діагностики і прогнозу його технічного стану.

Але значний економічний ефект дає лише третій спосіб. Успішне його використання дозволяє:

- скоротити час, обсяг ремонту і кількість запасних частин більше, ніж на третину,
- зменшити число раптових відмов у десятки разів,
- скоротити упущений прибуток через простоювання в декілька разів.

Для останнього способу необхідна повна діагностика об'єкта, причому бажано виявляти всі дефекти, що впливають на ресурс, щоб підготуватися до ремонту. В механіці, як показує практика, ефективна діагностика машин можлива по вібрації, тому що:

– коливальні сили виникають безпосередньо в місці появи дефекту, а машина «прозора» для вібрації;

- вібрація містить максимальний об'єм діагностичної інформації;
- діагностувати можна на місці, без розбирання і зупинки устаткування.

Але глибока діагностика машин і устаткування по вібрації це не тільки методи діагностики й апаратура для виміру й аналізу процесів, є ще дві обов'язкові складові частини:

- база даних по вимірах великої кількості устаткування протягом тривалого часу з можливістю оперативного одержувати будь-які дані і проводити їхній аналіз;
- способи прийняття діагностичних рішень.

У першому питанні лідерами завжди були фірми США, що створювали протягом багатьох років ефективні комп'ютерні системи моніторингу, тобто спостереження за процесами, що протікають, у тому числі і за вібрацією машин і устаткування. До складу програмного забезпечення входила база даних із характеристиками контрольованого устаткування і результатами вимірів, зручний інтерфейс для користування з можливістю графічного аналізу з побудовою трендів, і іншими засобами представлення даних.

Друге питання в більшості систем діагностики вирішувалось одним способом – залученням експерта по діагностиці конкретного виду устаткування.

Але існує ще два можливих напрямки вирішення другого питання, це розробка штучного інтелекту [2]. Перший напрямок – навчання штучного інтелекту. Навчання проводить спочатку розроблювач системи, потім користувач доповнює систему потрібними йому правилами. Другий напрямок – самонавчання (адаптивний) системи за жорсткими алгоритмами навчання, заданими розроблювачами.

У вібродіагностиці дефект визначається коливальною силою, що діє в зоні дефекту, а сила зв'язана лінійно з коливальним прискоренням, а не зі швидкістю. Тому в діагностиці часто користуються вимірами віброприскорення, а для вібраційного контролю машин додатково вимірюють і віброшвидкість, причому лише в обмеженому низькочастотному діапазоні.

Ефективним експериментальним методом визначення динамічних характеристик несучої системи верстата є аналіз мод коливань [3] на основі результатів вимірювань і аналізу вимушених механічних коливань. Існує два методи модального аналізу: традиційний і операційний.

У традиційному модальному аналізі створюється контрольоване вхідне збудження і проводиться аналіз між вихідним відгуком і вхідним збудженням. Джерелом вхідного збудження є ударний молоток з вбудованим датчиком сили або електродинамічний збудник з вбудованим датчиком сили. У реальних умовах експлуатації для складних конструкцій з багатомодовими коливаннями, часто немає можливостей провести традиційний модальний аналіз.

Операційний модальний аналіз дозволяє провести модальний аналіз, використовуючи тільки вихідний відгук конструкції при нормальних експлуатаційних режимах. Визначення модальних параметрів в робочому режимі володіє величезною користю, оскільки отримана модальна модель показує фактичні сили і рівні вібрації за дійсних граничних умов. Це також дозволяє проводити випробування механічної системи, коли її важко порушити штучно і коли неможливо безпосередньо зміряти вхідні сили [4].

Спеціальна програма дозволяє отримувати з сигналів акселерометрів, які віддають сигнал пропорційний прискоренню, сигнали віброшвидкості і віброзміщення.

Після перетворення сигналу вібрації (шуму) в електричний сигнал, останній необхідно ретельно аналізувати, не втрачаючи діагностичну інформацію. До приладів, що аналізують, у діагностиці пред'являються самі жорсткі вимоги. До типових операцій, що повинні виконувати прилади, що аналізують вібрацію, варто віднести:

1. Визначення рівня (загального) вібрації в смузі частот, регламентованої стандартами вібраційного контролю.
2. Спектральний аналіз вібрації.
3. Аналіз коливань потужності окремих складової вібрації, попередньо виділених із сигналу вібрації.
4. Аналіз форми сигналу вібрації, тобто аналіз тимчасової розгортки сигналу (робота в режимі осцилографа).

Одна з вимог, які ставляться до приладів контролю – висока лінійність. Природно, що межею є лінійність, обмежена динамічним діапазоном 80 дБ, тобто не гірше 0,01%. На практиці, як правило, вдається досягти в кращому випадку 0,03%, тобто спотворення з'являються на рівні 70 дБ, і це цілком достатньо для діагностичних вимірів.

Наступна вимога пред'являється до величини частотного діапазону. Типові вимоги – від 2 Гц до 20 кГц, але іноді потрібно збільшення діапазону частот. У ряді випадків необхідно збільшення діапазону зверху до 40 кГц, у деяких галузях промисловості потрібно розширення діапазону частот знизу до 0,3 Гц або навіть до нуля. Остання вимога – по роздільній здатності приладів. Типові вимоги – від 100 до 800, але в деяких приладах зустрічається і більша кількість смуг – до 6400 і вище.

Поширена на сьогодні технологія вібродіагностики верстатів складається з наступних етапів [5]:

1. Фахівець вивчає креслення верстата і визначає точки, в які встановлюватиметься акселерометр. Операція складна, але проводиться тільки 1 раз для кожного верстата - навіть верстата одного типу часто відрізняються по конструкції, не говорячи вже про відмінності між фрезерним і наприклад, токарним верстатом.
2. У повністю робочому верстаті фахівець по черзі встановлює акселерометр, знімаючи еталонні показники вібрації в різних місцях конструкції – підготовка завершена.

3. Після встановленого терміну експлуатації верстата фахівець знову встановлює акселерометр в потрібних вузлах і знімає дані. По змінах люфтів (вібрації) в різних місцях верстата фахівець визначає зношення, або дрібні поломки в механіці верстата.

Частоти, які обумовлені неврівноваженістю валу, виявляються на частоті обертання валу і на кратних частотах, що говорить про дефекти складання і виготовлення. Подвійна частота обкатки тіл кочення по зовнішньому кільцю показує перекик зовнішнього кільця підшипника. Автоколивання, що виникають на половині частоти обертання валу, можуть бути пов'язані з автоколиваннями в підшипнику ковзання.

Час для проведення вимірювань одного верстата в цеху складає 2-3 години. Заздалегідь формується керуюча програма на певну модель верстата. При виконанні вимірювань за керуючою програмою необхідно зняти заздалегідь певні вібраційні характеристики в намічених точках шляхом почергового переустановлення одного акселерометра.

Далі фактично відбувається порівняння експериментальних даних і розрахункових показників, що характеризують роботу нових і бездефектних вузлів і тих, що комплектують.

Висновки. В статті проведено класифікацію та порівняльний аналіз методів діагностування вібрацій металорізальних верстатів і запропоновано власну методику безрозбірної діагностики.

Замість повного розбирання верстата потрібне лише часткове розбирання тих вузлів, де є дефектні деталі і усунення конкретних несправностей. Тобто реально необхідний об'єм роботи складає не більше 40% в порівнянні з іншими методами.

Список використаних джерел:

1. Сабиров Ф.С., Кочинев Н.А., Козочкин М.П., Хомяков В.С., Суслов Д.Н., Сенькина В.В. Диагностика, моделирование и расчет шпиндельных узлов станков // «Комплект: ИТО». 2009, № 3, С. 52-54.
2. Давиденко В.І. Застосування різних методів оцінювання взаємозв'язку між факторами при побудові мереж Байєса [Текст] / Давиденко В.І., Трофименко Д.В., Свердел К.О. // Системний аналіз та інформаційні технології : сб. наук. праць по матеріалам ХІІ міжнар. наук.-прак. конф. – К:НТУУ "КПІ", 2010. – С. 448.
3. Металорізальні верстати : навч. посіб. / В. М. Бочков, Р. І. Сілін, О. В. Гаврильченко; Нац. ун-т "Львів. політехніка", Хмельниц. нац. ун-т. – Л., 2009. – 268 с.
4. Четвержук Т. І. Вібродіагностика верстата з використанням мереж Байєса / О. Ф. Гордєєв, Р. М. Полінкевич, Н. Т. Зубовецька, Т. І. Четвержук // Наукові нотатки: міжвуз. зб.наук. праць. – Луцьк, 2013. – Вип. 40. – С. 62-70.
5. Савинов Ю.И. Обслуживание станков по фактическому состоянию. РИТМ, №4, 2011 г., стр. 130-133.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 624.072.32

¹Човнюк Ю.В., ²Герасимчук Г. А., ¹Гуменюк Ю.О.¹Національний університет біоресурсів і природокористування України, м. Київ²Луцький національний технічний університет, м. Луцьк**ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОЇ ФОРМИ РОЗПУШУВАЛЬНОЇ ЛАПИ
КУЛЬТИВАТОРА**

Стаття присвячена визначенню оптимальної форми розпушувальних лап культиватора. Враховуючи жорсткісні та міцнісні характеристики лапи і використовуючи у якості функціоналу, що мінімізується значення вертикального переміщення носка лапи, нами визначено оптимальну форму лапи при різних типах її поперечного перерізу: прямокутного перерізу - постійної ширини і змінної висоти; трипрошаркової лапи - змінної товщини зовнішніх прошарків і постійної товщини середнього прошарку.

Ключові слова: лапа культиватора, оптимальна форма, жорсткість, міцність, прогин.

Човнюк Ю.В., Герасимчук Г. А., Гуменюк Ю.О.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОЙ ФОРМЫ РЫХЛИТЕЛЬНОЙ ЛАПЫ
КУЛЬТИВАТОРА**

Статья посвящена определению оптимальной формы рыхлительных лап культиватора. Учитывая жесткостные и прочностные характеристики лапы и, используя в качестве минимизирующего функционала значение вертикального смещения носка лапы, нами определена оптимальная форма лапы при разных типах ее поперечного сечения: для прямоугольного сечения – постоянной ширины и изменяемой высоты; для трехслойной лапы – изменяемой толщины внешних слоев и постоянной толщины среднего слоя.

Ключевые слова: лапа культиватора, оптимальная форма, жесткость, прочность, прогиб.

Chovnyuk YU., Herasymchuk H., Humenyuk YU.

DETERMINATION OF OPTIMAL FORM OF BURSTER PAW OF CULTIVATOR

The article is devoted to determination of optimum form for cultivator's shank. Taking into account shank's characteristics of stiffness and strengths and using the value of vertical displacement of shank bottom as a minimizing functional, we have defined the optimum form of shank in different types of its cross-sectional: for the rectangular section – the permanent width and changeable height; and for the three-layered shank – the changeable thickness of external layers and permanent thickness of the middle layer.

Key words: shank of cultivator, optimum form, stiffness, strengths, deflection.

Постановка проблеми. У задачах оптимізації геометричної форми розпушувальної лапи культиватора у якості шуканих керуючих функцій, зазвичай, розглядають розподіл товщини при фіксованому положенні осьової лінії у випадку одновимірних елементів або серединної поверхні для двовимірних об'єктів. Поряд з вказаними постановками представляє також інтерес знаходження самої форми осьової лінії або серединної поверхні з умови екстремуму деяких жорсткісних або характеристик міцності. До типових задач цього класу можна віднести визначення оптимальної форми криволінійного пружного стрижня. До теперішнього часу дана задача не досліджена у припущенні, що стрижень до і після деформації є плоским, а величини деформацій малими.

Аналіз публікацій по темі дослідження. Оптимізація пружних елементів конструкцій (балок, стрижнів, пластин тощо) розглянута у роботах [1, 2]. Чисельні розв'язки сформованих варіаційних задач із використанням методів мінімізації наведені у [3]. Проте відсутні публікації, у яких визначається оптимальна форма розпушувальної лапи культиватора.

Мета даної роботи полягає у визначенні оптимальних геометричних форм розпушувальної лапи культиватора шляхом пошуку керуючих функцій, у якості котрих виступають форма осьової лінії (недеформованого стану) лапи і/або розподіл товщини вздовж стрижня лапи. При цьому для ряду випадків розв'язки задач знайдені у явній формі, а також досліджені деякі особливості оптимальних рішень.

Виклад основного змісту дослідження. Розглянемо задачу визначення оптимальної форми пружного криволінійного стрижня (розпушувальної лапи культиватора), жорстко закріпленого одним кінцем в точці O (рис.1) і такого, що знаходиться під дією статичних навантажень. Розгляд обмежимо тим випадком, коли вісь стрижня представляє собою плоску фігуру, яка задається параметричним рівнянням $x = x(s)$, $y = y(s)$, де s – довжина дуги, яка відраховується від точки O . Вважаємо, що одна з головних осей інерції поперечного перерізу стрижня розміщена у площині

$(x; y)$ і що зовнішні сили діють у тій самій площині. Тому вісь стрижня після деформації залишається плоскою кривою. Деформація стрижня (лапи) вважається малою.

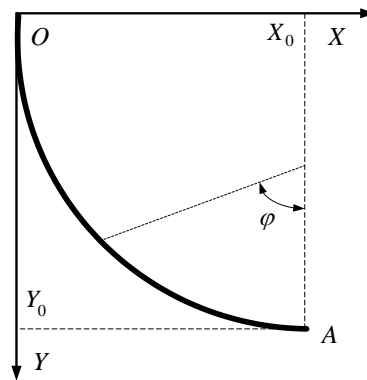


Рис.1. Геометрія задачі

Форма поперечного перерізу стрижня (лапи) визначається заданими величинами $h = h(s)$, яку умовно назвемо товщиною стрижня. У якості цього параметра можна, наприклад, прийняти висоту прямокутного поперечного перерізу або радіус для випадку стрижнів круглого поперечного перерізу. Від значення величини h залежать всі використані нижче жорсткісні та геометричні характеристики стрижня: статичний момент D , момент інерції I площа перерізу S .

Позначимо через u, v, M, N, Q відповідні компоненти вектора переміщення вздовж осей x та y , згинальний момент, зусилля розтягу, перерізаючі зусилля. Враховуючи, що $u = v = 0$ у точці O , запишемо формули, які обчислюють переміщення вільного кінця стрижня (лапи) [4]:

$$\begin{cases} u(l) = -\frac{1}{E} \int_0^l \left[\left(N + \frac{M}{\rho} \right) \cos \varphi + \left(\frac{MS}{D\rho} + \frac{N}{\rho} \right) (y_0 - y) - mQ \sin \varphi \right] \frac{ds}{s} \\ v(l) = -\frac{1}{E} \int_0^l \left[\left(N + \frac{M}{\rho} \right) \sin \varphi - \left(\frac{MS}{D\rho} + \frac{N}{\rho} \right) (x_0 - x) + mQ \cos \varphi \right] \frac{ds}{s} \end{cases} \quad (1)$$

де ρ – радіус кривизни осьової лінії; m – коефіцієнт, який залежить від форми поперечного перерізу (зокрема $m = 3(1 + \mu)$) для стрижнів прямокутного перерізу; μ – коефіцієнт Пуассона); φ – кут між нормаллю до осі стрижня та лінією, яка паралельна осі y (див. рис 1).

Величини M, N, Q, ρ, φ , які входять до підінтегрального виразу вважаються заданими у залежності від $(x; y)$ та їх похідних за s . Для ρ та φ – це відомі геометричні співвідношення, а для величини M, N, Q – ці залежності неважко отримати для кожного конкретного випадку навантаження стрижня. Виходячи з силових умов рівноваги, так як розглядувана задача є статично визначеною, правило знаків для величин M, N, Q прийняте таке ж, як у [4].

Припустимо, що задана довжина стрижня l , його об'єм V і координата незакріпленого кінця стрижня у недеформованому стані. Ці умови запишемо у вигляді:

$$\int_0^l S(h) ds = V, \quad (0 \leq s \leq l); \quad (2)$$

$$x(0) = y(0) = 0; \quad x(l) = x_0; y(l) = y_0. \quad (3)$$

Функції $x(s), y(s)$ і параметри x_0, y_0, l повинні задовольняти геометричним співвідношенням:

$$\left(\frac{dx}{ds} \right)^2 + \left(\frac{dy}{ds} \right)^2 = 1; \quad (4)$$

$$l^2 \geq x_0^2 + y_0^2, \quad (5)$$

які випливають з самого визначення диференціалу дуги і умови, що задає довжину стрижня не менше найкоротшої відстані між точками $O(0;0)$ та $A(x_0; y_0)$.

У якості функціонала, який мінімізується, розглянемо деяку функцію переміщень вільного кінця стрижня, тобто величин $u(l)$ та $v(l)$:

$$\Phi = \Phi\{u(l), v(l)\} \rightarrow \min. \quad (6)$$

Таким чином, прийдемо до варіаційної задачі знаходження на інтервалі $0 < s < l$ функцій $x(s), y(s)$ та $h(s)$, які задовольняють умовам (2) - (5) і надають мінімум функціоналам (1), (6).

Слід зазначити, що при умові рівності у (5) осьова лінія стрижня буде прямою, яка з'єднає точки $(0; 0)$ та $(x_0; y_0)$, а оптимізаційна задача (1) - (6) зводиться до знаходження однієї функції $h(s)$.

Крім того, зауважимо, що ефективне чисельне рішення сформульованої варіаційної задачі може бути отримане з використанням методів мінімізації, наведених у [3]. При цьому у останній постановці варіаційної задачі можуть бути враховані деякі додаткові обмеження на керуючі функції, наприклад, обмеження виду $a_1 \leq h \leq a_2$, де a_1, a_2 – задані додатні константи $a_2 > a_1$.

Питанням вибору раціональних контурів пружних арок (у основному з додаткових вимог щодо напруженого стану, таких, наприклад, як безмоментність напруженого стану та інших) присвячена велика кількість робіт. Бібліографія за таким питанням наявна, зокрема у посиланні [5].

1. Модель тонких стрижнів.

Розглянемо сформовану вище варіаційну задачу у наближенні тонких стрижнів, коли:

$$\frac{h_0}{l} \ll 1, \quad \frac{h_0}{\rho_0} \ll 1 \quad (h_0 = \max_s h(s), \quad \rho_0 = \min_s \rho(s), \quad 0 \leq s \leq l). \quad (7)$$

У цьому випадку вирази для u та v допускають відомі спрощення. Крім того, додатково конкретизуємо постановку задачі. Зовнішнє навантаження, діюче на стрижень, задамо у вигляді зосередженої сили P , прикладеної до вільного кінця й спрямованої паралельно осі y . У якості мінімізованого функціоналу приймаємо абсолютне значення вертикального прогину v кінця стрижня, тобто величину переміщення у напрямку дії сили.

Зв'язок між величинами I та h буде різним у залежності від типу поперечного перерізу стрижня. Так, наприклад, для стрижнів прямокутного поперечного перерізу постійної ширини b й змінної висоти $h = h(s)$ ця залежність має вид: $I = \frac{bh^3(s)}{12}$. У випадку трипрошаркових стрижнів зі змінною товщиною зовнішніх армуючих прошарків $\frac{h(s)}{2}$ та постійною товщиною середнього прошарку ($H \gg \max h(s)$) маємо $I(s) = \frac{bH^2 h(s)}{4}$. У цій формулі припускаємо, що згинна жорсткість середнього прошарку дуже мала (нею можна знехтувати). Нижче обмежимо розгляд залежностями виду

$$I(s) = k_\alpha h^\alpha(s),$$

де k_α – константа, яка залежить від типу поперечного перерізу стрижня ($\alpha = 0, k_0 = \frac{bh^3}{12}$) – для стрижнів постійного прямокутного перерізу; ($\alpha = 1, k_1 = \frac{bH^2}{4}$) – для трипрошаркових стрижнів; ($\alpha = 3, k_3 = \frac{b}{12}$) – для прямокутних стрижнів змінної висоти.

Зазначимо, що при розгляді трипрошаркових стрижнів під заданим об'ємом V , який фігурує у ізопериметричній умові (2), розумітимемо об'єм матеріалу армуючих прошарків, а під величиною h_0 у (7) – суму $H + \max_s h(s)$.

Використовуючи сформульовані вище припущення і приймаючи у якості незалежної змінної координату x , запишемо основні співвідношення варіаційної задачі ($\alpha = 1, 3$)

$$\frac{P}{k_\alpha E} \int_0^{x_0} \frac{(x_0 - x)^2 \sqrt{1 + (y')^2}}{h^\alpha} dx \Rightarrow \min; \quad (8)$$

$$y(0) = 0, \quad y(x_0) = y_0, \quad y' \equiv \frac{dy}{dx}; \quad (9)$$

$$\int_0^{x_0} \sqrt{1 + (y')^2} dx = l; \quad (10)$$

$$\int_0^{x_0} h(x) \sqrt{1 + (y')^2} dx = \frac{V}{b}. \quad (11)$$

У випадку $\alpha = 0$ умова (11) не розглядається. Розв'язок варіаційної задачі (8) – (11) будемо розшукувати у класі неперервно-диференційованих функцій $y(x)$ і неперервних функцій $h(x)$. Випишемо необхідну умову екстремуму у задачі (8) – (11) для функцій u та h . Рівняння Ейлера для функціонала (8) по уза ізопериметричних умов (10), (11) має вид:

$$\frac{y'}{\sqrt{1 + (y')^2}} \left[\frac{(x_0 - x)^2}{h^\alpha} + \lambda_1 + \lambda_2 h \right] = B, \quad (\alpha = 1, 3), \quad (12)$$

де λ_1, λ_2, B – довільні константи. Умова екстремуму функціонала (8) по h при умові (11) призводить до формули:

$$h = [\lambda_3(x_0 - x)^2]^{1/(\alpha+1)}, (\alpha = 1, 3). \quad (13)$$

Виключимо h з рівняння (12) за допомогою формули (13).

У результаті отримуємо:

$$\begin{cases} \frac{y'}{\sqrt{1+(y')^2}} [(x_0 - x)^{2/(\alpha+1)} + C_0] = C_1, C_0 = \frac{\lambda_1 \lambda_3^{\alpha/(\alpha+1)}}{1+\lambda_2 \lambda_3}; \\ C_1 = \frac{B \lambda_3^{\alpha/(\alpha+1)}}{1+\lambda_2 \lambda_3}. \end{cases} \quad (14)$$

Рівняння (14) визначає оптимальну форму $y = y(x)$ осьової лінії стрижня при оптимальному виборі зміни товщини $h(x)$. Для обчислення констант C_0, C_1, λ_3 й довільної константи, яка виникає при інтегруванні рівняння (12), маємо дві граничні умови (9) та два ізопериметричних співвідношення/умови (10), (11).

Не інтегруючи рівняння (14), можна зробити деякі висновки про поведінку розв'язку. Для випадків, коли $y_0 \neq 0$ чи $y_0 = 0$, але $l > x_0$ похідна розв'язку y' буде відмінною від нуля на усьому інтервалі $0 \leq x \leq x_0$. З іншого припущення, що $y' = 0$ у деякій точці $\xi (0 \leq x \leq x_0)$ і обмеженості величини, записаної у квадратних дужках у рівнянні (14), випливає, що постійна $C_1 = 0$ і тому $y' = 0$ на усьому інтервалі $0 \leq x \leq x_0$. Функція $y = const$ при $y_0 = 0$ не задовольняє граничним умовам (9). Якщо $y_0 = 0$, а $l > x_0$, тоді вказаний розв'язок не задовольняє ізопериметричній умові (10). Відповідно, справедливим є твердження про те, що $y' \neq 0$ при $0 \leq x \leq x_0$. Із доведеного твердження випливає, що при $y_0 = 0$ та $l \neq x_0$ розглядувана задача не має неперервно-диференційованого рішення $y = y(x)$, оскільки у протилежному випадку похідна y' дорівнювала би нулю у деякій точці $0 \leq \xi \leq x_0$.

У випадку, коли $y_0 = 0$ й $x_0 = l$, рівняння осьової лінії має вид $y = 0 (0 \leq x \leq l)$, а оптимальний розподіл товщини стрижня дається відомою формулою (яка випливає зі співвідношень (11), (13)):

$$h = (\alpha + 3) V(l - x)^{2/(1+\alpha)} [(1 + \alpha)bl^{(\alpha+3)/(\alpha+1)}]^{-1}. \quad (15)$$

У подальшому без обмеження узагальнення будемо вважати $y_0 > 0$, звідки завдяки зазначеній властивості випливає, що оптимальне рішення $y(x)$ та похідна $y'(x)$ додатні ($y(x) > 0$ при $0 < x \leq x_0$, а $y' > 0$ при $0 \leq x \leq x_0$). Наслідком невід'ємності похідної y' буде умова:

$$l < x_0 + y_0, \quad (16)$$

виконання якої необхідне для існування розв'язку задачі.

Інтеграл рівняння (14) із врахуванням граничної умови $y(0) = 0$ може бути представлений у вигляді:

$$y = C_1 \int_0^x \frac{dt}{\sqrt{[(x_0 - t)^{2/(\alpha+1)} + C_0]^2 - C_1^2}}, C_1 > 0. \quad (17)$$

Постійні C_0 та C_1 визначаються з рівняння, отриманих у результаті підстановки виразів для y та y' у другу граничну умову (9) й у ізопериметричну умову (10):

$$C_1 \int_0^x \frac{dt}{\sqrt{[(x_0 - t)^{2/(\alpha+1)} + C_0]^2 - C_1^2}} = y_0; \quad (18)$$

$$\int_0^x \frac{[(x_0 - t)^{2/(\alpha+1)} + C_0] dt}{\sqrt{[(x_0 - t)^{2/(\alpha+1)} + C_0]^2 - C_1^2}} = l. \quad (19)$$

Для знаходження постійної λ_3 , яка входить у формулу (13), підставимо вирази для h та y' з (13), (14) в умову (11) й виразимо λ_3 з отриманої рівності. У результаті прийдемо до формули:

$$\lambda_3 = \left(\frac{V}{b}\right)^{\alpha+1} \left[\int_0^x \frac{(x_0 - t)^{2/(\alpha+1)} [(x_0 - t)^{2/(\alpha+1)} + C_0] dt}{\sqrt{[(x_0 - t)^{2/(\alpha+1)} + C_0]^2 - C_1^2}} \right]^{-(\alpha+1)}, \quad (20)$$

за якою можна обчислювати λ_3 , якщо знайдені C_0 та C_1 .

Наведені вирази (17) – (19) залежать від значення параметру α , який характеризує тип перерізу стрижня, і не залежать від величини коефіцієнту k_α . Тому оптимальна форма осьової лінії буде однакою для стрижня різного типу, але такою, що має однаковий показник у залежності $I(s) = k_\alpha h^\alpha(s)$ моменту інерції від керуючої функції. Так, наприклад, будуть однаковими оптимальні форми осей для трипрошаркового стрижня прямокутного перерізу зі змінною товщиною $\frac{h}{2}$ несучих прошарків ($I = k_1 h$, $k_1 = \frac{bH^2}{4}$) й для суцільного стрижня прямокутного перерізу змінної ширини, ($h_* \equiv b$, $I = k_1 h_*$, $k_1 = \frac{h^3}{12}$).

Нижче для випадків $\alpha = 1, 3, 0$ визначимо оптимальні форми осьових ліній і дослідимо деякі їх властивості.

2. Трипрошарковий стрижень ($\alpha = 1$, $k_1 = \frac{bH^2}{4}$).

Розглянемо випадок $\alpha = 1$. Для зручності всі наступні дослідження і розрахунки проведемо у безрозмірних змінних:

$$x' = \frac{x}{x_0}; \quad y' = \frac{y}{x_0}; \quad L = \frac{l}{x_0}; \quad \kappa = \frac{y_0}{x_0}. \quad (21)$$

(Штрихи у безрозмірних змінних у подальшому не приведені).

Обчислимо у співвідношеннях (17) – (19) інтеграли й перейдемо до змінних (21). У результаті отримаємо рівняння, яке визначає оптимальну форму осьової лінії (лапи культиватора у наближенні тонкого стрижня):

$$y = \bar{C}_1 \ln \left[\frac{1 + \bar{C}_0 + \sqrt{(1 + \bar{C}_0)^2 - \bar{C}_1^2}}{1 + \bar{C}_0 - x + \sqrt{(1 + \bar{C}_0 - x)^2 - \bar{C}_1^2}} \right], \quad \bar{C}_0 = \frac{C_0}{x_0}, \quad \bar{C}_1 = \frac{C_1}{x_0}, \quad (22)$$

і співвідношення, яким повинні задовольняти постійні \bar{C}_0 й \bar{C}_1 :

$$\begin{cases} \bar{C}_1 \ln \left[\frac{1 + \bar{C}_0 + \sqrt{(1 + \bar{C}_0)^2 - \bar{C}_1^2}}{\bar{C}_0 + \sqrt{\bar{C}_0^2 - \bar{C}_1^2}} \right] = \kappa; \\ \sqrt{(1 + \bar{C}_0)^2 - \bar{C}_1^2} - \sqrt{\bar{C}_0^2 - \bar{C}_1^2} = L. \end{cases} \quad (23)$$

Умови існування розв'язку (5), (16) запишуться у змінних (21) у вигляді:

$$L - 1 < \kappa \leq \sqrt{L^2 - 1}. \quad (25)$$

Обчислення, необхідні для знаходження постійних \bar{C}_0 й \bar{C}_1 за заданими κ та L , можна спростити, перетворивши систему (23), (24) до одного трансцендентного рівняння. Для цього розв'яжемо рівняння (24) відносно постійної \bar{C}_1 і виконаємо елементарні перетворення. У результаті отримаємо:

$$\bar{C}_1 = \sqrt{L^2 - 1} \frac{\sqrt{(2\bar{C}_0 + 1 - L)(2\bar{C}_0 + 1 + L)}}{2L}. \quad (26)$$

Використовуючи знайдений вираз для \bar{C}_1 , неважко показати, що:

$$\begin{cases} (1 + \bar{C}_0)^2 - \bar{C}_1^2 \equiv \left(\frac{1}{4}L^2\right) (2\bar{C}_0 + 1 + L^2)^2 \geq 0; \\ \bar{C}_0^2 - \bar{C}_1^2 \equiv \left(\frac{1}{4}L^2\right) (2\bar{C}_0 + 1 - L^2)^2 \geq 0. \end{cases} \quad (27)$$

Підставляючи далі співвідношення (26), (27) у (23), отримаємо трансцендентне рівняння, яке слугує для знаходження константи \bar{C}_0 :

$$\frac{\sqrt{L^2 - 1}}{2L} \sqrt{(2\bar{C}_0 + 1 - L)(2\bar{C}_0 + 1 + L)} \ln \left[\frac{1 + \bar{C}_0 + \frac{1}{2}L |2\bar{C}_0 + 1 + L^2|}{\bar{C}_0 + \frac{1}{2}L |2\bar{C}_0 + 1 - L^2|} \right] = \kappa. \quad (28)$$

Якщо константа \bar{C}_0 знайдена з (28) (як розв'язок рівняння (28)), тоді постійна \bar{C}_1 може бути обчислена за формулою (26). З використанням наведених співвідношень знаходження констант \bar{C}_0 та \bar{C}_1 було проведене чисельним шляхом на ЕОМ. Потім за формулою (22) визначались шукані залежності $y = y(x)$. На рис. 2 показані у результаті розрахунків для $L = 2$ оптимальні форми осьових ліній. Індексом 1, 2, 3, 4 помічені криві, які відповідають наступним значенням параметру: $\kappa = 1,060; 1,308; 1,537; 1,681$.

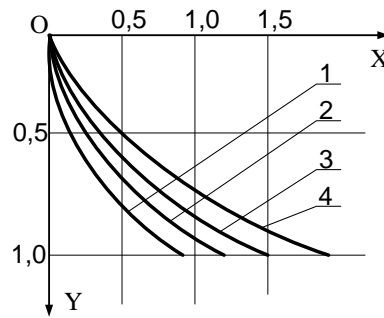


Рис.2. Оптимальні форми осьових ліній лапи культиватора (у наближенні моделі тонкого стрижня): $L = 2$; 1) $\kappa = 1,060$; 2) $\kappa = 1,308$; 3) $\kappa = 1,537$; 4) $\kappa = 1,681$

Розглянемо поведінку оптимальних форм у випадку, коли значення параметру κ мале у порівнянні з одиницею. Використаємо наступні представлення:

$$y = \varepsilon Y, \quad L = 1 + \varepsilon^2 L_*, \quad \kappa = \varepsilon \kappa_* \quad (29)$$

де $\varepsilon > 0$ – малий параметр. Дослідження цього випадку можна провести на основі (22) – (28), однак більш просто використати рівняння:

$$(1 + \bar{c}_0 - x) \frac{dY}{dx} = \bar{c}_1 \quad (30)$$

і граничні умови:

$$Y(0) = 0, Y(1) = \kappa_* \quad (31)$$

а також ізопериметричні обмеження:

$$\int_0^1 (Y')^2 dx = 2L_* \quad (32)$$

до яких приводять співвідношення (9), (10), (14) при використанні представлення (29) і нехтуванні членами більш високого порядку малості. Інтегрування рівняння (30) і врахування граничних умов (31) дозволяють визначити оптимальний розв'язок:

$$Y = \frac{\kappa}{\ln(1+t)} \ln\left(\frac{1+t}{1+t-xt}\right), \quad t = \frac{1}{c_0} \quad (33)$$

з точністю до однієї довільної сталої t . Для знаходження константи використаємо ізопериметричну умову (32), котра після підстановки у неї виразів для Y' , згідно (30) і інтегрування приводить до трансцендентного рівняння:

$$\psi' = (1+t)t^{-2} \ln^2(1+t) = \frac{\kappa_*^2}{2L_*} \quad (34)$$

Умова (25) у розглядуваному випадку прийме вигляд:

$$\frac{\kappa_*^2}{2L_*} \leq 1. \quad (35)$$

Дослідимо поведінку функції $\psi_1(t)$ для $t > 0$. При малих значеннях t функція $\psi_1(t)$ асимптотично може бути подана у вигляді $\psi_1(t) = 1 - \frac{t^2}{12}$, відповідно, у області малих t при прямуванні t до нуля функція $\psi_1(t)$ прямує до одиниці, не перевищуючи цього значення. Для великих значень t функція $\psi_1(t)$ веде себе як $\left(\frac{\ln^2 t}{t}\right)$ й тим самим прямує до нуля при $t \rightarrow \infty$. Результати розрахунків і помічені асимптотичні властивості показують, що при зміні t від 0 до ∞ функція $\psi_1(t)$ монотонно спадає від одиниці до нуля (графік функції $\psi_1(t)$, отриманий у результаті розрахунків, показаний кривою 1 на рис.3).

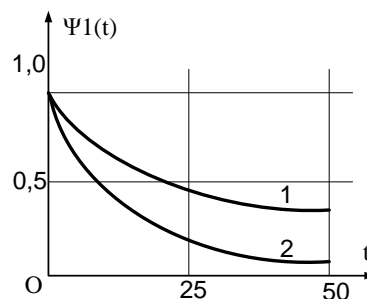


Рис.3. Графіки функції $\psi_1(t)$, $\psi_2(t)$

Розглянувши поведінку функції $\psi_1(t)$, приходимо до висновку, що для всіх значень параметрів задачі, які задовольняють умові (35), розв'язок варіаційної задачі існує і єдиний.

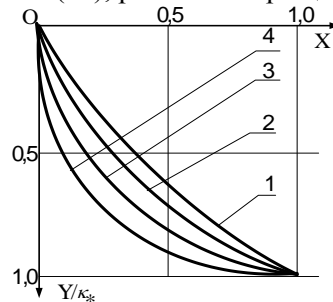


Рис 4. Оптимальні форми криволінійних стрижнів (лапи):

$$1) t = 0,5; \frac{\kappa_*^2}{2L_*} = 0,986; 2) t = 2,5; \frac{\kappa_*^2}{2L_*} = 0,879;$$

$$3) t = 10; \frac{\kappa_*^2}{2L_*} = 0,634; 4) t = 50; \frac{\kappa_*^2}{2L_*} = 0,315$$

На рис 4 показані отримані у результаті обчислень оптимальні форми криволінійних стрижнів (лап). Індексом 1,2,3,4 позначені криві, які відповідають наступним значенням параметру $t = 0,2; 2,5; 10; 50$. Значення параметру $\frac{\kappa_*^2}{2L_*}$ для вказаних t відповідно дорівнюють: 0,986; 0,879; 0,634; 0,315.

Для значень параметру $\frac{\kappa_*^2}{2L_*}$, близьких до одиниці, використовуючи асимптотичне представлення для ψ_1 за малих t , отримаємо з (34)

$$t = 2 \sqrt{2 \left(1 - \frac{\kappa_*^2}{2L_*}\right)}.$$

Рівняння (33) оптимальної осової лінії стрижня (лапи) у розглядуваному випадку приймає вигляд: $Y = \kappa_* \left(x + \frac{1}{2}tx(x-1)\right)$.

3. Розглянемо випадок $\alpha = 3$ (стрижні прямокутного перерізу змінної висоти). При цьому обмежимося вказуванням відповідної формули для u та рівнянь, які слугують для визначення довільних сталих. До цих рівнянь (співвідношень) можна прийти, обчислюючи при $\alpha = 3$ інтеграли, які входять у вирази (17) – (19), й переходячи до безрозмірних змінних (21).

$$y = 2\bar{c}_0\bar{c}_1 \ln \left(\frac{\bar{c}_0 + \sqrt{1-x} + \sqrt{\sqrt{1-x} + \bar{c}_0^2 - \bar{c}_1^2}}{1 + \bar{c}_0 + \sqrt{(1 + \bar{c}_0)^2 - \bar{c}_1^2}} \right) + 2\bar{c}_1 \left(\sqrt{(1 + \bar{c}_0)^2 - \bar{c}_1^2} - \sqrt{\sqrt{1-x} + \bar{c}_0^2 - \bar{c}_1^2} \right),$$

$$\bar{c}_0 = \frac{c_0}{\sqrt{x_0}}, \bar{c}_1 = \frac{c_1}{\sqrt{x_0}}. \quad (36)$$

Постійні \bar{c}_0 та \bar{c}_1 задовольняють системі трансцендентних рівнянь:

$$\left\{ \bar{c}_0\bar{c}_1 \ln \left[\frac{\bar{c}_0 + \sqrt{\bar{c}_0^2 - \bar{c}_1^2}}{1 + \bar{c}_0 + \sqrt{(1 + \bar{c}_0)^2 - \bar{c}_1^2}} \right] + \bar{c}_1 \sqrt{(1 + \bar{c}_0)^2 - \bar{c}_1^2} - \sqrt{\bar{c}_0^2 - \bar{c}_1^2} = \frac{\kappa}{2}; \right. \quad (37)$$

$$\left. \bar{c}_1^2 \ln \left[\frac{1 + \bar{c}_0 + \sqrt{(1 + \bar{c}_0)^2 - \bar{c}_1^2}}{\bar{c}_0 + \sqrt{\bar{c}_0^2 - \bar{c}_1^2}} \right] + \bar{c}_0 \sqrt{\bar{c}_0^2 - \bar{c}_1^2} + (1 + \bar{c}_0) \sqrt{(1 + \bar{c}_0)^2 - \bar{c}_1^2} = L. \right. \quad (38)$$

Умови існування оптимального розв'язку (36) – (38) даються рівностями (25).

Не аналізуючи співвідношень (25), (36) – (38), зазначимо, що дослідження властивостей оптимального розв'язку на основі даних співвідношень може бути проведене аналогічно тому, як це робилось у п. 3 для випадку $\alpha = 1$.

4. Оптимальні форми при $\alpha = 0$ (стрижні постійного поперечного перерізу).

Аналогічний розгляд обмежимо випадком $\kappa = y_0/x_0 \ll 1$, тобто випадком пологих стрижнів (лапи).

Використовуючи безрозмірні змінні (21) і розклад (29) запишемо рівняння Ейлера варіаційної задачі (8) – (10) з $\alpha = 0$:

$$[(1-x)^2 + \lambda] \frac{dY}{dx} = B, \tag{39}$$

а граничні умови (9) і обмеження (10), (16) – у вигляді (31), (32), (35). Інтегруючи рівняння (39), отримаємо:

$$Y = -\frac{B}{\lambda} \operatorname{arctg} \frac{1-x}{\sqrt{\lambda}} + B_1 \text{ при } \lambda > 0; \tag{40}$$

$$Y = -\frac{B}{2\sqrt{\lambda}} \lg \left(\frac{1-\sqrt{-\lambda}-x}{1+\sqrt{-\lambda}-x} \right) + B_1 \text{ при } \lambda < 0; \tag{41}$$

$$Y = \frac{B}{1-x} + B_1, \lambda = 0. \tag{42}$$

Розглянемо спочатку розв'язок виду (42). Для того, щоб цей розв'язок задовольняв другій граничній умові (31), слід задати $B = 0$, $C = \kappa_*$. У результаті отримаємо функцію $Y(x) = \kappa_*$, ($\kappa_* \neq 0$), яка не задовольняє першій граничній умові (31). Відповідно, розв'язок виду (42) неприйнятний.

У розглядуваній задачі не існує також рішень виду (41), оскільки для $\sqrt{-\lambda} \geq 1$ чисельник виразу записаного у (41) під знаком логарифму, є від'ємним, а для $0 < \sqrt{-\lambda} < 1$ казаний чисельник від'ємний на частині інтервалу $1 - \sqrt{-\lambda} < x \leq 1$. Знаменник цього виразу (41) додатний у обох випадках. Тому логарифм, а, відповідно, й (41), не визначені на інтервалі $0 \leq x \leq 1$.

Перейдемо до розгляду розв'язку виду (40). Для визначення постійних B , і B_1 , які фігурують у (40), використаємо умови (31), (32). За допомогою граничних умов (31) обчислимо константи B , і B_1 .

У результаті (40) набуває вигляду:

$$Y = \kappa_* \left(1 - \frac{\operatorname{arctg}[t(1-x)]}{\operatorname{arctg} t} \right), \quad t \equiv \frac{1}{\sqrt{\lambda}}. \tag{43}$$

Знаходження значення константи t на основі співвідношень (32), (43) призведе до трансцендентного рівняння:

$$\psi_2(t) = \frac{\kappa_*^2}{2L_*}, \quad \psi_2(t) \equiv \frac{2(1+t^2)(\operatorname{arctg} t)^2}{t[t+(1+t^2)\operatorname{arctg} t]}. \tag{44}$$

Зазначимо деякі властивості функції $\psi_2(t)$. Для малих t функція $\psi_2(t)$ асимптотично представляється у вигляді $\psi_2(t) \equiv 1 - \frac{4t^4}{45}$, звідки випливає, що $\psi_2(t) \rightarrow 1$ при $t \rightarrow 0$, причому $\psi_2(t) < 1$ для $t \neq 0$. При $t \rightarrow \infty$ функція $\psi_2(t)$ має наступну асимптотичну залежність: $\psi_2(t) = \pi/t$ ($\lim_{t \rightarrow \infty} \psi_2(t) = 0$). Результати розрахунків й зазначені вище асимптотичні властивості показують, що при зміні t від 0 до ∞ функція $\psi_2(t)$ монотонно спадає від 1 до 0 (див. графік функції $\psi_2(t)$, який показаний кривою 2 на рис 3.) звідси випливає, що для значень $\frac{\kappa_*^2}{2L_*} \leq 1$ розв'язок варіаційної задачі існує і він єдиний.

На рис 5 кривими з номерами 1, 2, 3, 4 показані отримані у результаті розрахунків оптимальні форми осьових ліній для котрих $t = 1; 2,5; 5; 10$.

Даним величинам параметру t відповідають значення $\kappa_*^2/2L_* = 0,960; 0,738; 0,482; 0,276$. Для значень параметру $\kappa_*^2/2L_*$, близьких до одиниці ($\kappa_*^2/2L_* < 1$), наближений розв'язок рівняння (44) визначається формулою:

$$t = \left[\frac{45}{4} \left(1 - \frac{\kappa_*^2}{2L_*} \right) \right]^{1/4}.$$

Відповідна форма осьової лінії (лапи) дається виразом:

$$Y = \kappa_* \left[1 - (1-x) \left(1 + \frac{1}{3} x t^2 / 2x \right) \right].$$

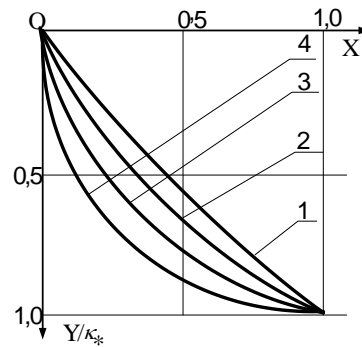


Рис 5. Оптимальні форми осевих ліній (стрижня) для випадку $\alpha = 0$ (постійний поперечний переріз):

$$1) t = 1; \frac{\kappa_*^2}{2L_*} = 0,960; 2) t = 2,5; \frac{\kappa_*^2}{2L_*} = 0,738;$$

$$3) t = 5; \frac{\kappa_*^2}{2L_*} = 0,482; 4) t = 10; \frac{\kappa_*^2}{2L_*} = 0,276$$

Якщо значення параметру $\frac{\kappa_*^2}{2L_*}$ малі, тоді рівняння (44) допускає наближений розв'язок $t = \frac{2\pi L_*}{\kappa_*^2}$, а рівняння осевої лінії записується у вигляді:

$$Y = \kappa_* \left[1 - \arctg \left(\frac{2\pi L_* (1-x)}{\kappa_*^2} \right) \left(\arctg \left(\frac{2\pi L_*}{\kappa_*^2} \right) \right)^{-1} \right].$$

6. Вивчимо тепер задачу (1) – (6), припускаючи заданими положення осевої лінії стрижня (лапи), тобто $x(s)$, $y(s)$ – задані. Єдиною шуканою функцією буде розподіл товщини $h = h(s)$ стрижня прямокутного перерізу по його довжині, або товщини несучих прошарків у випадку трипрошаркового стрижня ($I = k_\alpha h^\alpha$, $s = bh$). Розглянемо спочатку випадок тонких стрижнів, коли вирази для переміщень $u(l)$ та $v(l)$ задаються формулами:

$$u(l) = -\frac{1}{k_\alpha E} \int_0^l \frac{(y_0 - y) M ds}{h^\alpha}, \quad v(l) = \frac{1}{k_\alpha E} \int_0^l \frac{(x_0 - x) M ds}{h^\alpha}. \quad (46)$$

Рівняння Ейлера для неадитивного (у загальному випадку) функціоналу (6), (46) за наявності ізопериметричної умови (2) може бути записане у вигляді [3]:

$$M h^{-(\alpha+1)} [(y_0 - y) \Phi_u(x_0 - x) \Phi_v] = \lambda, \quad (47)$$

де λ – множник Лагранжа, який відповідає умові (2). Похідні $\frac{\partial \Phi}{\partial u} = \Phi_u(u, v)$, $\frac{\partial \Phi}{\partial v} = \Phi_v(u, v)$ обчислюються при значеннях функціоналів u та v , які відповідають екстремалі $h(s)$ варіаційної задачі (2) – (6), (46). Для знаходження розв'язку цього рівняння (47) можна скористатись наступним прийомом.

Позначимо величини Φ_u та Φ_v , що відповідають екстремалі розглядуваної задачі через γ_1 та γ_2 , а рівняння (47) запишемо у вигляді:

$$h = \{M \alpha^{-1} [(y_0 - y) \gamma_1 - (x_0 - x) \gamma_2]\}^{1/\alpha+1}. \quad (48)$$

Константи γ_1 й γ_2 можуть бути знайдені з розв'язку системи рівнянь:

$$\Phi_u \equiv f_1(\gamma_1, \gamma_2, \lambda) = \gamma_1 \Phi_v \equiv f_2(\gamma_1, \gamma_2, \lambda) = \gamma_2, \quad (49)$$

до якої прийдемо у результаті підстановки подання (48) у формули (46) й наступного обчислення величин Φ_u та Φ_v . Після обчислення констант γ_1 та γ_2 множник λ визначається за формулою:

$$\lambda = \left(\frac{b}{v} \right)^{\alpha+1} \left\{ \int_0^l (M [(y_0 - y) \gamma_1 - (x_0 - x) \gamma_2])^{1/\alpha+1} ds \right\}^{\alpha+1}. \quad (50)$$

У окремому випадку, коли $\Phi = \beta_1 u(l) + \beta_2 v(l)$, а β_1, β_2 – задані константи, на основі формул (48) – (50) отримаємо:

$$h = \frac{b}{v} (M [(y_0 - y) \beta_1 - (x_0 - x) \beta_2])^{1/\alpha+1} \left\{ \int_0^l (M [(y_0 - y) \beta_1 - (x_0 - x) \beta_2])^{1/\alpha+1} ds \right\}^{\alpha+1}. \quad (51)$$

На прикладі трипрошаркового стрижня можна оцінити вигреш у жорсткості оптимального стрижня у порівнянні зі стрижнем, який має постійну товщину несучих прошарків. У розглядуваному прикладі осьова лінія стрижня має форму дуги кола:

$$y = r \sin \varphi, \quad x = r(1 - \cos \varphi), \quad x_0 = r, \quad y_0 = r, \quad 0 \leq \varphi \leq \frac{\pi}{2},$$

де r - радіус, а зовнішнє навантаження дається у вигляді зосередженої сили, яка прикладається у $(x_0; y_0)$ і діє у від'ємному напрямку осі y .

У якості мінімізованого функціоналу приймаємо величину вертикального переміщення u вільного кінця стрижня ($\beta_1 = 0, \beta_2 = 1$ у формулі (51)). Величина прогину u для трипрошаркового стрижня постійного перерізу, як це впливає з формул (2), (46), буде дорівнювати $u = \frac{\pi^2 r^4 P b}{8 k_1 E V}$.

У випадку стрижня, який має той самий об'єм V (армованих прошарків) і оптимальний розподіл товщини $h = \frac{V}{r b} \cos \varphi$, величина вертикального переміщення дорівнює $u = \frac{r^4 P b}{k_1 E V}$.

З порівняння величин прогинів отримаємо, що відносний вигреш у жорсткості оптимального стрижня у порівнянні зі стрижнем постійної товщини приблизно дорівнює 18%.

Перейдемо до загального випадку, відмовившись від припущення про тонкість стрижня. Розглядаючи суцільні стрижні (лапи) прямокутного перерізу ($I = \frac{b h^3(s)}{12}; s = bh$), запишемо співвідношення (1) наступним чином:

$$u(l) = \int_0^l \left(\frac{A_1}{h} + \frac{B_1}{h^3} \right) ds, \quad v(l) = \int_0^l \left(\frac{A_2}{h} + \frac{B_2}{h^3} \right) ds, \quad (52)$$

де величини A_1, A_2, B_1, B_2 не залежить від h і дорівнюють:

$$\begin{cases} A_1 = -\frac{1}{Eb} \left[\left(N + \frac{M}{\rho} \right) \cos \varphi + \frac{N}{\rho} (y_0 - y) - mQ \sin \varphi \right]; \\ A_2 = -\frac{1}{Eb} \left[\left(N + \frac{M}{\rho} \right) \sin \varphi - \frac{N}{\rho} (x_0 - x) + mQ \cos \varphi \right]; \\ B_1 = -\frac{12M(y_0 - y)}{Eb}; \quad B_2 = -\frac{12M(x_0 - x)}{Eb}. \end{cases} \quad (53)$$

У розглядуваному випадку необхідна умова мінімуму функціоналу (6), (52), (53) при обмеженні (2) приймає вигляд:

$$h^{-2} (A_1 \Phi_u + A_2 \Phi_v) + 3h^{-4} (B_1 \Phi_u + B_2 \Phi_v) = \lambda. \quad (54)$$

Величини Φ_u, Φ_v мають той самий зміст, що і у рівнянні (47). При розв'язанні рівняння (54) можна скористатись тим самим прийомом, що і для рівняння (47). Якщо мінімізований функціонал Φ заданий у вигляді $\Phi = \beta_1 u(l) + \beta_2 v(l)$, тоді $\Phi_u = \beta_1, \Phi_v = \beta_2$, а рівняння Ейлера (54) зводиться до біквдратного алгебраїчного рівняння відносно h . У цьому випадку розв'язок розглядуваної задачі зводиться до обчислення постійної λ , для визначення якої слугує рівняння, що отримують після підстановки у (2) виразу для h з (54).

Висновки

1. Визначені оптимальні форми розпушувальних лап культиватора у наближенні тонких стрижнів для різних типів поперечного перерізу стрижня: прямокутного перерізу постійної ширини і змінної висоти; трипрошаркового стрижня змінної товщини зовнішніх прошарків і постійної товщини середнього прошарку. У якості функціоналу, що мінімізується (критерій оптимальності), обране значення вертикального прогину u кінця стрижня, тобто величина переміщення у напрямку дії сили на лапу культиватора.

2. Отримані у роботі результати можуть бути у подальшому використані для вдосконалення та уточнення існуючих інженерних методів розрахунку розпушувальних лап культиваторів, як на стадіях їх проектування і конструювання, так і у режимах (зокрема вібраційних) реальної експлуатації.

Література

1. Niordson F.I. A review of optimal structural design. / Niordson F.I., P. Pedersen // Proc. 13th Internat. Congr. Theoret. and Appl. Mech. Moscow University, 1972/ - Berlin - Heidelberg - New York: Springer, 1973.
2. Prager W. Optimization of structural design. / Prager W. // Optimizat. Theory and Appl. - 1970. - Vol.6. №1.
3. Черноусько Ф.Л. Вариационные задачи механики и управления. Численные методы. / Ф.Л. Черноусько, Н.В. Баничук. - М.: Наука, 1973. - 240 с.
4. Тимошенко С.П. Рассчет упругих арок. / Тимошенко С.П. - М.: Госстройиздат, 1933.
5. Киселев В.А. Рациональные формы арок и подвесных систем. / Киселев В.А. - М.: Госстройиздат, 1953.

УДК 624.21

О.З. Шафранська, Н.І. Ільчук, І.О. Парфентьєва*Луцький національний технічний університет***ПОКРАЩЕННЯ МЕТОДІВ ДІАГНОСТИКИ І СПОСОБІВ ВІДНОВЛЕННЯ
ЗАЛІЗОБЕТОННИХ КОНСТРУКЦІЙ АВТОДОРОЖНИХ МОСТІВ**

У даній статті розглянуто основні аналізи існуючих методів діагностики та способів відновлення залізобетонних конструкцій мостів. Запропоновані рекомендації щодо впровадження нових сучасних технологій, відновлення залізобетонних конструкцій мостів при забезпеченні їх експлуатаційної надійності і довговічності

Ключові слова: Відновлення, надійність, довговічність, дефекти, бетон, мости

О.З. Шафранская, Н.И. Ильчук, И. А. Парфентьев**УЛУЧШЕНИЯ МЕТОДОВ ДИАГНОСТИКИ И СПОСОБОВ ВОССТАНОВЛЕНИЯ
ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ АВТОДОРОЖНЫХ МОСТОВ**

В данной статье рассматриваются основные анализы существующих методов диагностики и способов восстановления железобетонных конструкций мостов. Предложенные рекомендации по внедрению новых современных технологий восстановления железобетонных конструкций мостов при обеспечении их эксплуатационной надежности и долговечности

Ключевые слова: Восстановление, надежность, долговечность, дефекты, бетон, мосты

O.Z. Shafranska, N.I. Pchuk, I. O. Parfentieva**IMPROVING DIAGNOSIS AND METHODS OF CONCRETE STRUCTURES WAY TO
RESTORE ROAD BRIDGE**

This article analyzes the basic existing diagnostic methods and methods of restoring concrete structures of bridges. The proposed recommendations on implementing new technologies, restoration of concrete structures of bridges while ensuring their operational reliability and durability

Keywords: Recovery, reliability, durability, defects, concrete bridges

Постановка проблеми. Забезпечення експлуатаційної надійності і довговічності залізобетонних конструкцій мостів після їх відновлення.

Аналіз досліджень і публікацій. На основі аналізу досвіду обстежень залізобетонних мостів за останні 20 років виявлено недоліки існуючих методів діагностики та способів відновлення конструкцій, які знижують їх експлуатаційну надійність. У статті викладені основні напрямки у вирішенні цієї проблеми.

Метою цієї статті є популяризація впровадження сучасних методів діагностики і способів відновлення залізобетонних конструкцій для забезпечення їх експлуатаційної надійності.

В останні роки проблеми забезпечення надійності будівельних конструкцій пов'язані з цим питанням їх діагностики та посилення. При діагностиці залізобетонних мостів в даний час застосовуються методи:

- неруйнівного контролю міцності бетону;
- інструментального контролю розмірів і положення конструкції;
- статичні і динамічні випробування;
- візуальний огляд.

Так, для визначення міцності бетону рекомендується молоток D1G1-Schmidt2. Традиційний молоток Шмідта оснащений електронним пристроєм з вбудованими графіками перекладу в значення міцності на стиск. Прилад автоматично коригує напрям удару, статично обробляє результати вимірів з висновком на ПЕОМ.

Особливий інтерес представляє локатор арматури «Profometer4». Він призначений для пошуку арматури, вимірювання товщини захисного шару, визначення діаметра арматури, володіє унікальною можливістю представляти на рідкокристалічному дисплеї шар бетону з закладеною в ньому арматурою в системі координат. Прилад точно вимірює захисний шар бетону до 120 мм - за допомогою точкового пробника, методом неруйнівного контролю визначає діаметр арматури з точністю до 1 мм. Дані вимірювань можуть бути занесені в пам'ять для подальшої обробки на ПЕОМ.

Статичні і динамічні випробування проводяться з метою визначення прогинів, подовжень і напруг в елементах конструкції. Методика має низку переваг: точність вимірювань, мобільність, універсальність. До недоліків цієї методики слід віднести прихильність до джерел живлення,

труднощі установки датчиків, додаткові витрати коштів і часу зі створення випробувальних навантажень.

Аналіз виявлених дефектів і пошкоджень вказує на закономірності їх появи. Причинами передчасного руйнування залізобетонних конструкцій мостів, на наш погляд, є: вплив агресивного середовища на утворення тріщин, втомне руйнування бетону від впливу експлуатаційних навантажень, незадовільний стан поточного утримання, що тягне за собою руйнування системи водовідведення, вилуговування бетону, руйнування захисного шару і корозію робочої арматури. Обмеженість коштів на поточне утримання і капітальні ремонти споруд, призводить до передчасного руйнування конструкцій, скорочення довговічності мостів в порівнянні з проектними термінами. Ці питання поглиблюються зниженням надійності споруд і створенням умов, при яких не забезпечується їх безпечна експлуатація.

Сучасні способи відновлення пошкоджених залізобетонних конструкцій передбачають:

- використання торкретбетону для заповнення раковин, сколів бетону і захисного шару;
- заповнення силових тріщин в головних балках;
- впровадження нових полімерних складів для захисту бетону від корозії.

Приготування торкретбетону пов'язане з необхідністю ретельного підбору складу бетону, що в умовах будівельного майданчика об'єкта утруднено. Крім того, перед нанесенням торкретбетону виникає необхідність ретельного очищення поверхні бетону та арматури, що також ускладнює процес відновлення зруйнованих ділянок бетону.

Впровадження нових полімерних матеріалів (ПХВ) забезпечує захист поверхні залізобетонних конструкцій від проникнення води, покращує зовнішній вигляд, сприяє підвищенню довговічності бетону. До недоліків цього способу належать висока вартість робіт і необхідність застосування спеціальних пристроїв для нанесення складів.

Перспективні методи діагностики припускають:

- створення діагностичних комплексів на базі ПЕОМ, підсилювачів, аналого-цифрових перетворювачів і датчиків для реєстрації вимірювань, їх аналізу та занесення в базу даних;
- розробку і впровадження методики прогнозування терміну служби залізобетонних прогонових будов автодорожніх мостів відповідно до вимог ДБН В.2.3-14: 2006 «Мости і нові способи регенерації залізобетонних прогонових будов мостів включають:
- використання складів проникаючої дії для ремонту несучих конструкцій;
- посилення конструкцій композиційними матеріалами на основі вуглецевих волокон.

Застосування складів проникаючої дії (КАЛЬМАТРОН) забезпечує високе проникнення в бетон, можливість регенерації старого бетону, але вимагає спеціального устаткування і має високу вартість.

Крім відновлення первісної несучої здатності, може виникнути необхідність збільшення навантаження на споруду або зміна його розрахункової схеми. Основними способами підсилення конструкцій було збільшення їх перетину. Однак, останнім часом, отримали застосування композиційні матеріали, армовані вуглецевими волокнами. Їх безперечними перевагами є високі міцність і модуль пружності, малу вагу, технологічність, несприйнятливості до зовнішніх агресивних чинників, здатність повторювати практично будь-які форми конструкції, витривалість. Перевагами композиційних матеріалів є також легкість транспортування і виготовлення підсилюючих елементів необхідних розмірів на місці виконання робіт, можливість посилення поверхонь різної кривизни, неперервність експлуатації споруди під час проведення робіт по посиленню, що особливо важливо для мостових конструкцій, що зазнають постійні технологічні навантаження, оскільки навіть тимчасові перерви в процесі їх експлуатації призводять до серйозних фінансових втрат. В даний час композиційні матеріали з фіброю (КМФ) широко використовуються для посилення опор і прогонових будов мостів. Необхідно відзначити, що капітальний ремонт і посилення залізобетонних конструкцій мостів неможливо проводити без ретельної діагностики споруди, виконання детального обстеження. Причому, в разі посилення конструкції композиційними матеріалами, її діагностика та аналіз напружено-деформованого стану грають ключову роль при ухваленні рішення про посилення. Виконання діагностики необхідно для визначення реальних геометричних параметрів конструкції, фактичних властивостей її матеріалів і їх розподілу по перетину. Діагностика залізобетонних мостів дозволяє не тільки виявити ступінь їх зносу, а й визначити причини цього явища. Все це можливо виконати за допомогою сучасних приладів для діагностики та неруйнівного контролю будівельних конструкцій.

Результати досліджень і перспективи подальших розробок.

Зазначені способи регенерації мостових конструкцій не забезпечують повною мірою збереження експлуатаційної надійності і довговічності конструкцій в зв'язку з недосконалістю застосовуваного обладнання, а також неефективністю застосовуваних матеріалів і технологій. Визначальними факторами руйнування мостових конструкцій є:

- висока водопроникність;
- низька корозійна стійкість бетону використаного при будівництві;
- низька морозостійкість.

Першочерговими завданнями у вирішенні даної проблеми є питання розробки нових методик діагностики та нових сучасних способів регенерації мостових конструкцій.

Актуальними є питання створення сучасних мобільних вимірювальних комплексів для діагностики мостів.

Сучасні способи відновлення мостів засновані на впровадженні нових технологій посилення прогонових будов і опор мостів композиційними матеріалами.

Найважливішими елементами ефективності виконання робіт з відновлення мостів служать критерії оцінки експлуатаційної надійності, в тому числі:

- впливу фактора системності на надійність прогонових будов мостів;
- застосування методу випадкових величин для оцінки надійності конструкцій;
- створення передумов для проектування балкових залізобетонних прогонових будов із заданим умовою надійності;
- розробка комплексної системи управління надійності на всіх етапах будівельного процесу (вишукування, проектування, будівництво);
- створення нормативної бази для розробки взаємопов'язаної системи критеріїв прийняття рішень на різних етапах виробничого процесу.

Пріоритетними напрямками в забезпеченні експлуатаційної надійності і довговічності залізобетонних конструкцій мостів є:

- вдосконалення дослідницької та проектної баз;
- впровадження методик експлуатаційної оцінки мостів;
- застосування зарубіжних матеріалів і технологій при ремонті мостів.

висновки

За результатами досліджень можна зробити висновки про недосконалість методів діагностики залізобетонних конструкцій мостів: похибки вимірювань, трудомісткості робіт, нерентабельність. Існуючі способи регенерації пошкоджених конструкцій мостів не забезпечують необхідну якість робіт, трудомісткі у виконанні, мають високу вартість.

Сучасна концепція підвищення експлуатаційної надійності і довговічності залізобетонних конструкцій мостів передбачає:

- використання бетонів, що містять інгібітори корозії при ремонтних роботах;
- застосування еластичних, захисних покриттів для герметизації тріщин, що виникають при нормальній експлуатації залізобетонних мостів;
- продовження терміну експлуатації конструкцій шляхом створення захисного покриття безпосередньо на поверхні арматури;
- підвищення адгезії старого і нового бетону за допомогою нанесення сучасних матеріалів;
- збільшення несучої здатності конструкцій при посиленні елементів шляхом введення епоксидних смол.

Отже, в даний час ще не створена цілісна система підвищення експлуатаційної надійності і довговічності автодорожніх мостів і нам належить докорінно змінити поточне утримання і своєчасний ремонт штучних споруд.

Першочерговими завданнями в області відновлення пошкоджених залізобетонних конструкцій мостів є:

- застосування методів діагностики з використанням сучасних електронних вимірювальних комплексів;
 - Розробка та впровадження мобільних відновлювальних комплексів;
 - вдосконалення проектної та наукової бази для забезпечення експлуатаційної надійності конструкцій;
 - Розробка та впровадження комплексної системи технічного обслуговування, що гарантує забезпечення довговічності конструкцій;
 - забезпечення безпеки експлуатації підсилених залізобетонних прогонових будов мостів.
- Питання збереження експлуатаційної надійності і довговічності залізобетонних конструкцій

в процесі регенерації є дуже актуальними для мостів як об'єктів особливої соціальної значущості.

Список використаних джерел:

1. ДБН В.1.2-14-2009 «Загальні принципи забезпечення надійності конструктивної безпеки будівель, споруд, будівельних конструкцій та основ».
2. Костюченко, С. М. Забезпечення експлуатаційної надійності і довговічності залізобетонних конструкцій автодорожніх мостів / С. М. Костюченко, Б. В. Савчинська // Автомобільні дороги і дорожнє будівництво. - 2002. - № 64. - К.: НТУ, 2002. - С. 147-149.
3. Засць, Ю. Л. Деякі питання діагностики та регенерації залізобетонних конструкцій автодорожніх мостів, пошкоджених в результаті тривалого впливу експлуатаційних навантажень / Ю. Л. Засць, Б. В. Савчинська // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій : зб. наук. пр. ФМ1 ім. Г. В. Карпенка. - 2002. - Вип. 5. - Л.: Вид-во ФМ1 ім. Г. В. Карпенка, 2002. - С. 491-494.
4. Гибшман М. Є., Дедух І. Е. Мости і споруди на автомобільних дорогах. Підручник для автомоб.-дор. технікумів. - М.: Транспорт, 1981. - 399 з.
5. Дзвонів М. М., Вейнблат Б. М. Будівництво мостів: Підручник. - М.: Транспорт, 1984. - 504 з.

Бабич Є.М., завідувач кафедри будівельних конструкцій д.т.н., проф. (НУВГП, м.Рівне),

Шваб'юк В.І., завідувач кафедри промислового будівництва та господарства (Луцький НТУ, м. Луцьк)

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК 539.3: 539.4

І.П. Шацький¹, А.М. Кундрат², М.М. Кундрат²¹Івано-Франківський відділ Інституту прикладних проблем механіки і математики ім. Я. С. Підстригача НАН України²Національний університет водного господарства та природокористування
МОДЕЛЬ КОМПОЗИТУ ЗІ ЗВ'ЯЗАНОЮ СТРІЧКОВОЮ АРМАТУРОЮ

Досліджується напружено-деформований стан пружного масиву з системами жорстких стрічкових включень за умов поздовжнього зсуву. Проаналізовано вплив взаємозв'язаності та кількості включень на прикладах їх колінеарного та паралельного розташування. Обчислено стрибки напружень та коефіцієнти інтенсивності напружень в околі вершин включень, подано графіки переміщень композиту.

Ключові слова: пружне тіло, поздовжній зсув, жорстке включення, стрибок напружень, коефіцієнт інтенсивності.

Рис. 12. Форм. 8. Літ. 7.

И.П. Шацкий, А.Н. Кундрат, Н.М. Кундрат
МОДЕЛЬ КОМПОЗИТА СО СВЯЗАННОЙ ЛЕНТОЧНОЙ АРМАТУРОЙ

Исследуется напряженно-деформированное состояние упругого массива с системами жестких ленточных включений в условиях продольного сдвига. Проанализировано влияние взаимосвязанности и количества включений на примере их коллинеарного и параллельного расположения. Вычислены скачки напряжений и коэффициенты интенсивности напряжений в окрестностях вершин включений, представлены графики перемещений композита.

Ключевые слова: упругое тело, продольный сдвиг, жесткое включение, скачок напряжений, коэффициент интенсивности.

I.P. Shatskyi, A.M. Kundrat, M.M. Kundrat
MODEL OF COMPOSITE WITH THE CONNECTION OF RIBBON-LIKE ARMATURE

Stressed-strained state of elastic body with the systems rigid ribbon-like inclusions subjected to the longitudinal shear is investigated. Influence of connection between inclusions and their quantity on stress-deformed state elastic space has been analyzed on the example collinear and parallel inclusions. Jump of stress and stress intensity factors in the inclusions tips are calculated, diagrams of displacement of composite are shown.

Key words: elastic body, longitudinal shear, rigid inclusion, jump of stress, intensity factor.

Вступ. Вирішення задач підвищення надійності, довговічності та зносостійкості елементів конструкцій уже довгий час відіграють важливу роль у багатьох галузях виробництва. Адже саме підвищення працездатності складових елементів дає можливість скоротити витрати матеріалів, підвищити продуктивність, чим сприяє збереженню трудових та матеріальних ресурсів. Найбільш поширеними конструкційними матеріалами продовжують залишатися композиційні, зокрема армовані, оскільки їх використання забезпечує значний ресурс роботи при помірних економічних затратах. У зв'язку з цим постають задачі вивчення напруженого стану тіл з чужорідними включеннями [1, 2], для яких антиплоска деформація масиву є найбільш зручною моделлю. Додатково для підвищення жорсткісних характеристик елементи арматури можуть зв'язуватись в єдиний каркас, що зумовлює потребу у нових постановках задач механіки композитів.

Систематичні дослідження тіл із зв'язаними жорсткими включеннями в загальній постановці розпочато в роботах [3–6], де на прикладах колінеарного та паралельного розташування стрічок за навантаження однорідним полем напружень на безмежності [3, 4] та за витягування погонними силами, прикладеними безпосередньо до включень [5], досліджено вплив зв'язаності. Для діади довільно розташованих стрічок виявлено найбільш небезпечну орієнтація однорідного зсуву [6]. Аналіз результатів цих робіт свідчить про значне покращення фізико-механічних властивостей конструкцій, зокрема підвищення їх жорсткості в результаті зв'язаності навіть окремих армувальних елементів. Але з іншого боку це призводить до збільшення концентрації напружень в масиві, а відтак, до можливого передчасного руйнування.

Мета цього повідомлення – продемонструвати ефекти зв'язаності стрічкової арматури на задачах поздовжнього зсуву пружного тіла з множиною взаємонерухомих жорстких включень.

Постановка та інтегральні рівняння задачі. Розглянемо ізотропне тіло $(x, y, z) \in \mathbf{R}^3$, армоване системою паралельних безмежно тонких тунельних включень, протяжних вздовж осі z . Попереччя включень у площині xy – це відрізки L_k з розмірами $2l_k$ ($k = \overline{1, N}$). Приймаємо, що включення є абсолютно жорсткими та перебувають в ідеально механічному контакті з матрицею.

Досліджуємо збурення напружено-деформованого стану композиції, викликане однорідним полем напружень зсуву на безмежності.

Крайова задача антиплоскої деформації для масиву із взаємонерухомими недеформівними включеннями має вигляд [3]:

$$\mu \nabla^2 w = 0, \quad (x, y) \in \mathbf{R}^2 \setminus \bigcup_{k=1}^N L_k; \quad (1)$$

$$\frac{\partial w}{\partial s} = 0, \quad (x, y) \in L_k, \quad k = \overline{1, N}; \quad (2)$$

$$\mu \frac{\partial w}{\partial x} = \tau_1^\infty, \quad \mu \frac{\partial w}{\partial y} = \tau_2^\infty, \quad (x, y) \rightarrow \infty; \quad (3)$$

з додатковими умовами відсутності взаємних переміщень та глобальної рівноваги системи зв'язаних між собою у єдиний каркас включень відповідно:

$$w_j - w_k = 0, \quad (x, y) \in L_j, L_k, \quad j \neq k; \quad \sum_{k=1}^N \int_{L_k} [\tau_{nz}]_k(s) ds = 0. \quad (4)$$

У разі незв'язаних включень замість умов (4) приймають:

$$\int_{L_k} [\tau_{nz}]_k(s) ds = 0, \quad k = \overline{1, N}. \quad (5)$$

Тут $w = w(x, y)$ – z -компонента вектора переміщення, μ – модуль зсуву матеріалу матриці, $\nabla^2 = \partial^2/\partial x^2 + \partial^2/\partial y^2$ – оператор Лапласа, $[\tau_{nz}]$ – стрибки напружень на включеннях, n, s – нормаль та дотична до контуру.

Для розв'язання задачі використаємо фундаментальний розв'язок рівняння Лапласа (1): вираз переміщення через невідомі стрибки напружень подамо у вигляді

$$w(x, y) = w^0(x, y) + \frac{1}{2\pi\mu} \sum_{i=1}^N \int_{L_i} \ln \sqrt{(\xi - x)^2 + (\eta - y)^2} [\tau_{nz}]_i(s) ds, \quad (\xi, \eta) \in L_i, \quad (6)$$

де $w^0(x, y) = (\tau_1^\infty/\mu)x + (\tau_2^\infty/\mu)y$ – відома функція основного стану для суцільного тіла без включень (визначена з точністю до сталої). Другий доданок у формулі (6) описує збурення, яке внесене системою включень.

Дослідимо системи прямолінійних включень, паралельних до осі абсцис. Тоді з урахуванням умов (2) (3) отримуємо систему сингулярних інтегральних рівнянь задачі стосовно невідомих стрибків напружень:

$$\frac{1}{2} \sum_{i=1}^N \int_{-l_i}^{l_i} \frac{x_i^0 - x_k^0 + \xi - x_k}{(x_i^0 - x_k^0 + \xi - x_k)^2 + (y_i^0 - y_k^0)^2} [\tau_{yz}]_i(\xi) d\xi = \tau_1^\infty, \quad x_k \in L_k, \quad k = \overline{1, N}, \quad (7)$$

де x_k^0, y_k^0 – координати центру k -ого включення.

Для зв'язаних включень систему інтегральних рівнянь слід розв'язати за додаткових умов (4), які у термінах функцій стрибків матимуть вигляд

$$w^0(x_k^0, y_k^0) - w^0(x_1^0, y_1^0) + \frac{1}{2\pi\mu} \sum_{i=1}^N \int_{-l_i}^{l_i} \ln \sqrt{\frac{(x_i^0 + \xi - x_k^0)^2 + (y_i^0 - y_k^0)^2}{(x_i^0 + \xi - x_1^0)^2 + (y_i^0 - y_1^0)^2}} [\tau_{yz}]_i(\xi) d\xi = 0, \quad k = \overline{2, N};$$

$$\sum_{i=1}^N \int_{-l_i}^{l_i} [\tau_{yz}]_i(\xi) d\xi = 0. \quad (8)$$

Числові розв'язки інтегральних рівнянь (7) з відповідними додатковими умовами будували методом механічних квадратів [7]. За знайденими функціями стрибка обчислювали коефіцієнти інтенсивності напружень (КІН) в околі вершин включень

$$k_{3k}^\pm = \pm \frac{1}{2\sqrt{l_k}} \lim_{x \rightarrow \pm l_k} \sqrt{l_k^2 - x^2} [\tau_{yz}]_k(x)$$

та пружні переміщення композиції відносно початку координат: $\tilde{w}(x, y) = w(x, y) - w(0, 0)$.

Розглянемо окремі випадки розташування включень з однаковими розмірами $2l_k = 2l$.

Система колінеарних включень. Розглядали систему п'яти колінеарних включень,

розміщених по осі абсцис на віддалі d один від одного з геометричними центрами $(x_k, 0)$, $x_k^0 = (k - 3)d$, $k = \overline{1, 5}$ (рис. 1, $N = 5$). Взаємне розташування включень описували безрозмірним параметром $\lambda = 2l/d$. Результати розрахунків порівнювали з отриманими для двох та для одного включень [2, 4] відповідно до схеми на рис. 1 ($N = 2$, $N = 1$).

Розподіл функцій стрибків напружень по півширині центрального $x \in (0, l)$ та справа від нього розташованих включень для фіксованої віддалі між ними ($\lambda = 2l/d = 0,5$) подано на рис. 2. Рис. 3 демонструє залежності знерозміреного КІН від параметра зближення включень, а рис. 4 – графіки знерозміреного переміщення точок пружного масиву для близько розташованих ($\lambda = 0,9$) колінеарних включень.

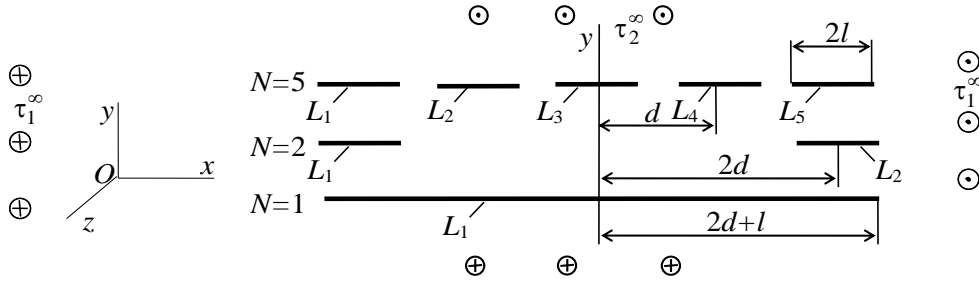


Рис. 1. Схема розташування колінеарних включень

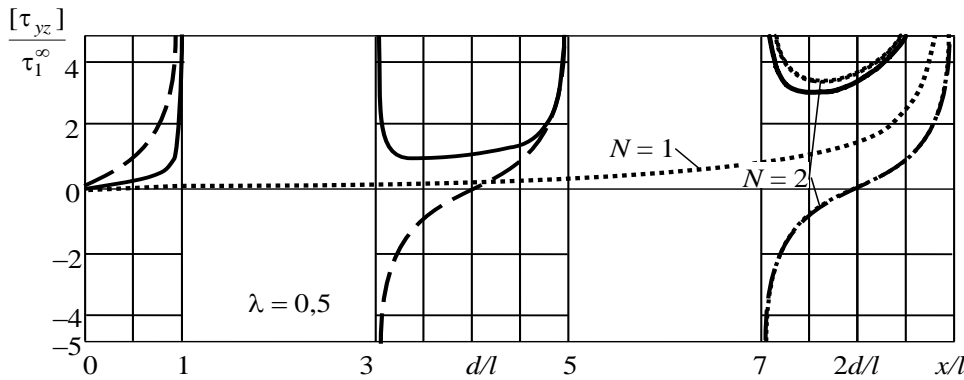


Рис. 2. Стрибки напружень: суцільні лінії – зв'язана, а штрихові – незв'язана система з п'яти включень ($N = 5$), пунктирні – одне включення ($N = 1$) та система з двох включень ($N = 2$)

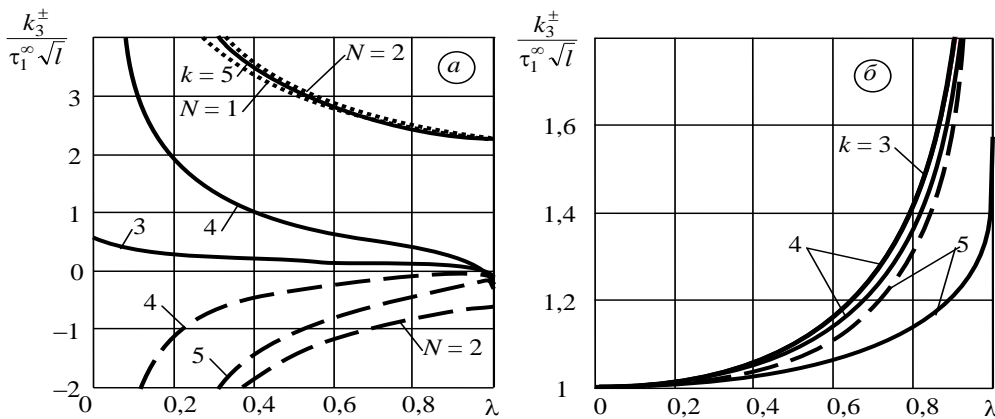


Рис. 3. Коефіцієнти інтенсивності напружень: а – зв'язані, б – незв'язані стрічки; суцільні лінії –праві, а штрихові – ліві вершини включень при $N = 5$, пунктирні – $N = 1$ та $N = 2$

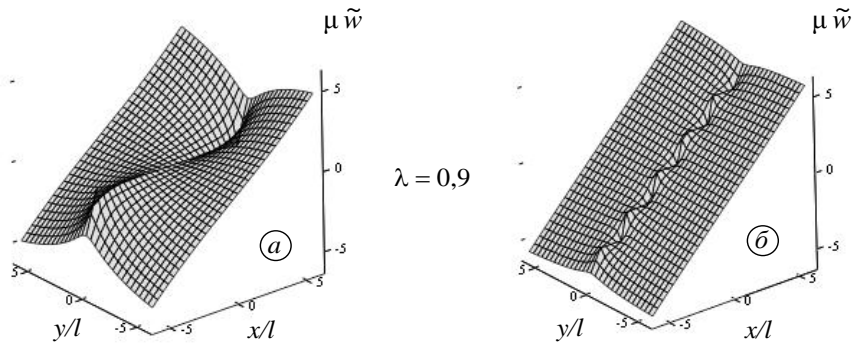


Рис. 4. Переміщення точок пружного масиву: а – зв'язані, б – незв'язані стрічки

Для зв'язаних включень виявили такі закономірності: небезпечнішими концентраторами є вершини включень, які далі розташовані від центра; при віддаленні стрічок концентрація напружень підвищується ($|k_3^\pm|$ – спадна функція параметра λ така, що $\lim_{\lambda \rightarrow 0} k_3^\pm = \pm\infty$); при зближенні стрічок концентрація напружень поблизу внутрішніх вершин практично зникає, а у крайній правій вершині прямує до сталої величини, характерної для вп'ятеро ширшого іпоодинокого включення ($k_3^+ \rightarrow \tau_1^\infty \sqrt{5l}$). Для незв'язаних включень спостерігаємо протилежні тенденції: завжди небезпечними є ближчі до початку координат вершини; при віддаленні включень концентрація напружень зменшується, а при зближенні – зростає.

Система паралельних включень. Нехай п'ять включень з центрами $(0, y_k^0)$, $y_k^0 = (k-3)d$, $k = \overline{1,5}$, розташовані паралельно до осі абсцис (рис. 5). Розглядали зсув простору паралельно до площини yz однорідним полем напружень $\tau_1^\infty \neq 0, \tau_2^\infty = 0$ (рис. 5). В цьому разі зв'язаність стрічок вочевидь не впливає на розв'язок задачі [3, 6]. Внаслідок симетрії досліджували розподіл стрибків напружень по ширині трьох верхніх включень (рис. 6).

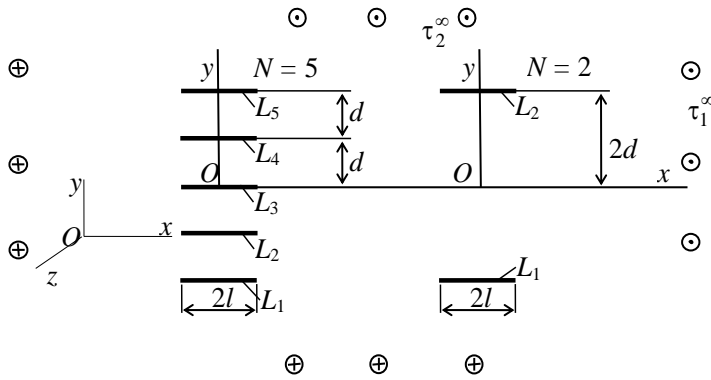


Рис. 5. Схема задачі для паралельних стрічок

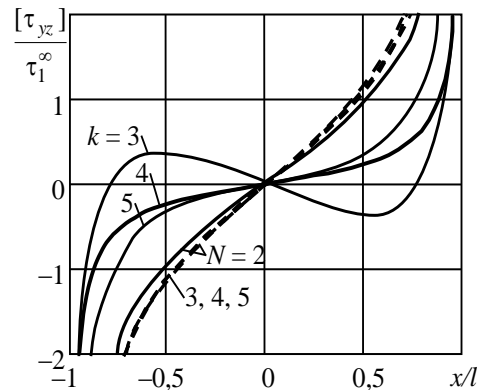


Рис. 6. Стрибки напружень: $\lambda = 0,5$ – пунктир, $\lambda = 5$ – суцільні лінії

Для далеко розташованих включень стрибок напружень змінює знак лише в геометричному центрі кожного, а для близько розмішених на центральному включенні відбувається зміна знаку ще у двох точках, симетричних відносно середини.

Зі збільшенням відстані між включеннями КІН зростає (рис. 7) і в системі з п'яти включень у вершинах крайніх стрічок порівняно з внутрішніми є завжди більшим. У системі з двох стрічок ($N=2$) інтенсивність напружень у вершинах більша проти максимальних в системі п'яти, наявність додаткової арматури в цьому разі розвантажує композицію.

На рис. 8 подано відносні переміщення матриці за фіксованою віддалі між стрічками ($d = 4l$).

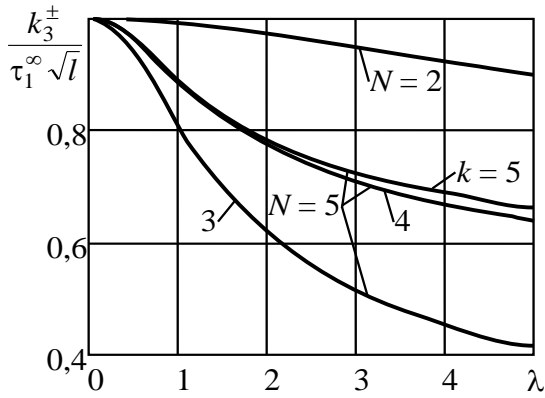


Рис. 7. Коефіцієнти інтенсивності напружень

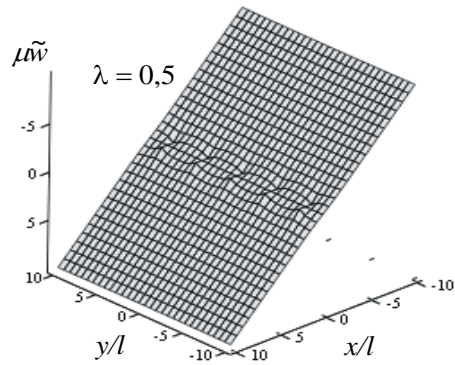


Рис. 8. Переміщення точок пружного масиву

За зсуву масиву паралельно до площини xz ($\tau_1^\infty = 0, \tau_2^\infty \neq 0$), отримуємо систему однорідних інтегральних рівнянь з неоднорідними додатковими умовами для нерухомих включень. Стрибки напружень на трьох верхніх включеннях показано на рис. 9.

Зі збільшенням взаємної відстані між зв'язаними включеннями КІН зростає (рис. 10) і у вершинах крайніх включень порівняно з внутрішніми завжди більший.

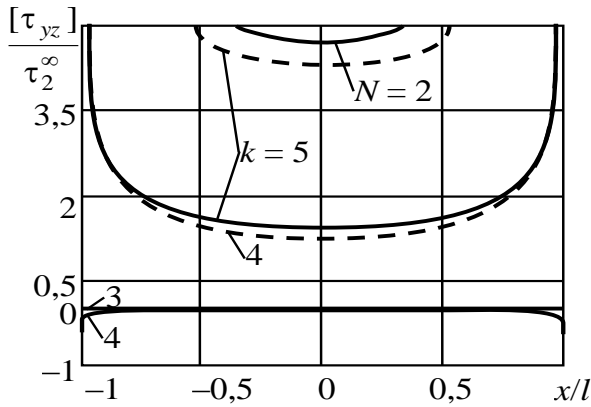


Рис. 9. Стрижки напружень: $\lambda = 0,5$ – пунктир, $\lambda = 5$ – суцільні лінії

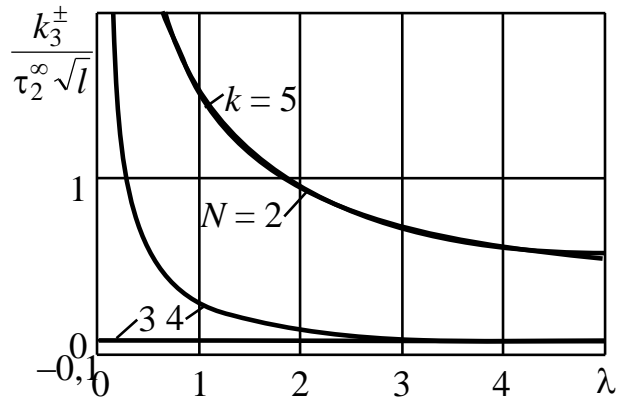


Рис. 10. Коефіцієнти інтенсивності напружень

На рис. 11 подано значення головних векторів вектор реактивних напружень на кожному з включень. Найбільше навантаження в системі з п'яти стрічок сприймає крайня ($k = 5$), центральна стрічка закономірно не навантажена.

Рис. 12 ілюструє відносні переміщення точок пружного масиву на площині xu при $\lambda = 0,5$. Тут спостерігаємо збурення однорідної картини деформування, набагато помітніші, ніж на рис. 8.

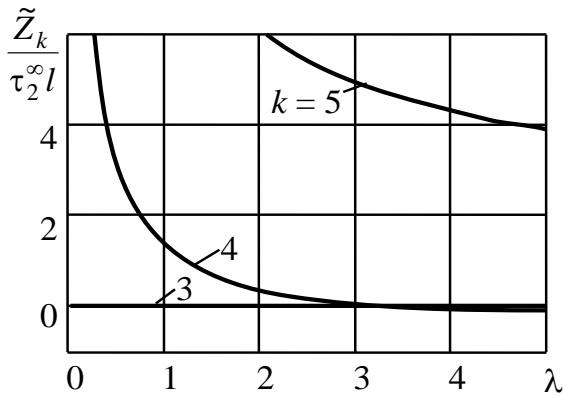


Рис. 11. Головний вектор напружень

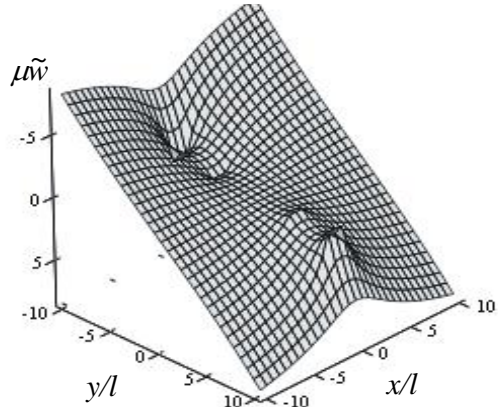


Рис. 12. Переміщення точок матриці

Для незв'язаних включень задача про збурення має очікуваний тривіальний розв'язок $[\tau_{yz}]_k = 0$, $k = \overline{1, 5}$, а самі включення отримують переміщення: $w(x, y_k^0) = (\tau^\infty / \mu)(k - 3)d$, $x \in (-l, l)$, $k = \overline{1, 5}$.

Висновки. Композиційний матеріал зі зв'язаною стрічковою арматурою змодельовано пружним середовищем з системою взаємонерухомих жорстких тунельних включень. Сформульовано крайову задачу антиплоскої деформації ізотропного тіла з системами недеформованих включень. Побудовано та проаналізовано числові розв'язки для п'яти колінеарних та паралельних стрічкових включень за умов однорідного зсуву на безмежності.

Встановлено, що напружено-деформований стан композиції із взаємозв'язаною стрічковою арматури має суттєві відмінності порівняно з випадком розмежованого армування. Проведені дослідження дають змогу передбачати та оптимізувати міцнісні та деформативні характеристики композицій із взаємонерухомими армувальними елементами.

Список використаних джерел:

1. Бережницький Л. Т. Взаимодействие жестких линейных включений и трещин в деформируемом теле / Л. Т. Бережницький, В. В. Панасюк, Н. Г. Стащук. – К.: Наук. думка, 1983. – 288 с.
2. Сулим Г. Т. Основи математичної теорії термопружної рівноваги деформівних твердих тіл з тонкими включеннями / Г. Т. Сулим. – Львів: Дослідно-видавничий центр НТШ, 2007. – 716 с.
3. Шацький І. П. Антиплоска деформація пружного простору зі зв'язаними жорсткими стрічковими включеннями / І. П. Шацький, А. М. Кундрат // Доп. НАН України. – 2004. – № 11. – С. 55–60.
4. Шацький І. П. Поздовжній зсув масиву з взаємонерухомими жорсткими колінеарними включеннями / І. П. Шацький, А. М. Кундрат // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – Т. 40, № 3. – С. 69–73.
5. Шацький І. Антиплоска задача про витягування системи стрічкових включень із пружної матриці / І. Шацький, А. Кундрат // Машинознавство. – 2004. – № 7. – С. 21–23.
6. Шацький І. П. Влияние связанности ленточной арматуры на концентрацию напряжений продольного сдвига / И. П. Шацкий, А. Н. Кундрат // Механика композиц. материалов и конструкций. – 2006. – Т. 2, № 2. – С. 273–280.
7. Саврук М. П. Двумерные задачи упругости для тел с трещинами / М. П. Саврук. – К.: Наук. думка, 1981. – 324 с.

Стаття надійшла до редакції 20.04.2016.

УДК 539.3

В.І. Шваб'юк, С.В. Ротко, А.В. Маткова*Луцький національний технічний університет***ДО ПРОБЛЕМИ УТОЧНЕНОГО РОЗРАХУНКУ ЗГИНУ ПЛИТ НА ЖОРСТКИХ ТА ПРУЖНИХ ОСНОВАХ**

Розглядається згин трансверсально-ізотропних плит, центральна область яких контактує з пружною основою Вінклера або жорстким фундаментом. Визначаються контактні переміщення і напруження на поверхні розділу з урахуванням деформації поперечного зсуву та обтиснення.

Ключові слова: трансверсально-ізотропна плита, пружна основа, контактні напруження, деформації поперечного зсуву та обтиснення.

В.И. Шваб'юк, С.В. Ротко, А.В. Маткова**К ПРОБЛЕМЕ УТОЧНЕНОГО РАСЧЕТА ИЗГИБА ПЛИТ НА ЖЕСТКИХ И УПРУГИХ ОСНОВАНИЯХ**

Рассматривается изгиб трансверсально-изотропных плит, центральная область которых контактирует с упругим основанием Винклера или жестким фундаментом. Определяются контактные перемещения и напряжения на поверхности раздела с учетом деформации поперечного сдвига и обжатия.

Ключевые слова: трансверсально-изотропная плита, упругая основа, контактные напряжения, деформации поперечного сдвига и обжатия.

V.I. Shvabyuk, S.V. Rotko, A.V. Matkova**TO THE PROBLEM OF AN IMPROVED CALCULATION OF BENDING OF PLATES ON RIGID AND ELASTIC FOUNDATIONS**

The bending problem of plates on an elastic base in the classical Kirchhoff's formulation of the theory of thin plates and specified theories of the Timoshenko type, which take into account only the effects of transverse shear, does not give qualitatively correct results for the values of displacements and contact pressures in cases with significant transverse anisotropy of the plate or for certain relations of the elasticity moduli of slabs and base.

This especially applies to the contact problems of plates with elastic bases of different types, if the load on the front surface of the plate is the result of a hard stamp, that fits into the plate. In addition to identifying all other stress-deformation characteristics, a difficult problem occurs connected with finding the contact pressure that arises between the stamp and the plate. This problem becomes more complicated if the plate or the shell are anisotropic. Therefore, such cases require the use of equations of the specified theory that take into account the deformation of transversale compression.

This research examines the bending of transversaly isotropic plates, the central region of which contacts with an elastic base of Winkler or with a rigid foundation. Therefore such plates can be plates of road or airfield pavements with edges lifted to a certain height and under the influence of distributed load.

The formulas, which allow to find the size of the contact area and contact pressure of the elastic base and an absolutely rigid foundation on the plate. There were found the displacements and the tension in that part of the plate which is not in contact with the elastic or rigid bases. The contact displacements and the tension on the division surface can be found with taking into account the strains of transversale shear and compression.

Key words: transversale isotropic plate, elastic foundation, the contact stresses, deformations transversale shear and displacement.

Постановка проблеми. Проблема згину плит на пружній основі у класичній постановці теорії тонких пластин Кірхгофа, а також і уточнених теорій типу С. Тимошенка, які враховують тільки ефекти поперечного зсуву, не дає якісно правильних результатів для величин контактних переміщень і тисків у випадках значної поперечної анізотропії плити або відношень модулів пружності плит та основи (E/E_0). Особливо це стосується проблеми контакту плит із пружними основами різних типів, якщо навантаження на лицевій поверхні плити є результатом дії жорсткого штампа, що втискується в плиту. Тому, в додаток до визначення всіх інших напружено-деформаційних характеристик, виникає складна задача знаходження контактної тиску, що виникає між штампом і плитою. Задача ще більше ускладнюється, якщо плита чи оболонка є анізотропними. Такі випадки уже вимагають застосування рівнянь уточнених теорій, що враховують деформації поперечного обтиснення.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Задачі уточненого розрахунку згину ізотропних і трансверсально - ізотропних плит на пружних або жорстких основах під дією розподіленого або зосередженого навантаження розглянуті в багатьох роботах [1-5], де враховувався вплив поперечного зсуву на величини максимальних напружень і переміщень у плитах, де контактний тиск і уявна реакція на межі контакту мають дорівнювати нулю.

Згин товстих ізотропних плит на пружних багат шарових основах досить детально розглядався у фундаментальній роботі В.З. Власова та М.М. Леонтьєва [6], де крім статичних розглядалися і динамічні задачі. Подібні задачі, але вже для анізотропних плит із урахуванням деформацій поперечного зсуву та обтиснення, розглядалися у низці робіт В.Г. Піскунова та В.К. Присяжнюка [7,8].

Ще одним ефективним методом розрахунку контактних задач для плит, навантажених жорсткими штампами, є метод інтегральних перетворень. За допомогою цього методу авторами [9] здійснено практичний розрахунок плит на пружних і жорстких основах, які можуть використовуватись для покриття аеродромних смуг та автомобільних доріг. Розв'язано низку задач про контактну взаємодію штампів із плитами, що лежать повністю або частково на жорстких або пружних фундаментах.

Завдяки розробленим підходам контактні задачі для оболонки, пластин і балок, без підвищення порядку рівнянь (відносно зсувних неklasичних моделей), стали математично коректнішими, а їх розв'язки (якісно та кількісно) ближчими до відповідних задач теорії пружності та придатнішими для здійснення адекватних інженерних розрахунків.

У даній роботі розглядається згин трансверсально-ізотропних плит, центральна область яких контактує з пружною основою Вінклера або жорстким фундаментом. Такими плитами можуть бути плити дорожнього або аеродромного покриттів під дією розподіленого навантаження, із піднятими на певну висоту краями. Визначаються контактні переміщення і напруження на поверхні розділу з урахуванням деформації поперечного зсуву та обтиснення.

1. Циліндричний згин трансверсально-ізотропної плити, частково опертої на пружну основу

Розглянемо циліндричний згин трансверсально-ізотропної плити, довжиною $2l$ під дією власної ваги $q = 2P/2l$ та розподілених сил P_1 , прикладених до правого та лівого країв, що піднімають їх. Середня частина плити ($x \leq a$) лежить на пружній основі Вінклера та знаходиться під дією власної ваги q і контактної тиску $p(x)$. Прийmemo, що поверхня розділу плити і пружної основи є ідеально гладкою, тому дотичні напруження τ_{xz}, τ_{yz} на цій поверхні вважатимуться відсутніми. Таким чином граничні умови на зовнішніх поверхнях плити записуються в наступному вигляді:

$$\begin{aligned} \sigma_z &= q^+(x) = -p(x) \text{ для } (z = h; x \leq a); \\ \sigma_z &= 0 \text{ для } (z = h; x > a); \quad \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \text{ для } z = \pm h, \end{aligned} \quad (1)$$

де $p(x)$ – невідомий контактний тиск, який виникає між нижньою поверхнею плити і пружною основою в області її контакту ($x \leq a$); $2h$ – товщина плити.

Будемо виходити зі співвідношень узагальненої моделі трансверсально-ізотропних плит, які стосовно до даного класу задач можна записати у вигляді [8,9]:

а) розрахункових рівнянь згину:

$$D \frac{d^4 \hat{w}}{dx^4} = (1 - \varepsilon_1 \frac{d^2}{dx^2}) q_2; \quad D \frac{d^2 w_\tau}{dx^2} = -\frac{5}{4} \varepsilon_\tau q_2, \quad (2)$$

$$\varepsilon_1 = \frac{h^2}{10(1-\nu)} \left(8 \frac{G}{G'} - 3\nu'' \right), \quad \varepsilon_\tau = \frac{4h^2 G}{5(1-\nu)G'}, \quad D = \frac{2}{3} \frac{Eh^3}{(1-\nu^2)},$$

де

$$\varepsilon_2 = \frac{0.1h^4}{2(1-\nu^2)} (1 - \nu'' G' / 2G) \cdot \frac{E}{E'}, \quad \hat{w} = w + \frac{\varepsilon_2}{D} q_2; \quad q_2 = (q^+ + q^-) = q - p.$$

б) виразів для напружень і переміщень:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \frac{N_x}{2h} + \frac{M_x}{I} z + \frac{z}{3I(1-\nu)} \left(z^2 - 0.6h^2 \right) \left(\frac{G}{G'} - \nu'' \right) \left(q_2 - 0.5q_2'' h^2 \frac{G'}{E'} \right); \\ \sigma_z &= q_1 + \frac{1}{4} \left(3 \frac{z}{h} - \frac{z^3}{h^3} \right) \cdot q_2; \quad q_1 = \frac{1}{2} (q^+ - q^-); \end{aligned} \quad (3)$$

$$U(x, z) = u(x) - z \left(\frac{dw}{dx} - \frac{dw_\tau}{dx} \left(1 - (1-\alpha) \frac{z^2}{3h^2} \right) \right) + \frac{(1-\alpha)}{8E'h} \frac{dq_2}{dx} z^3;$$

$$W(x, z) = w(x) + 2\alpha_0 z \cdot \frac{q_1}{E'} + A' \cdot \frac{d^2 w}{dx^2} \cdot \frac{z^2}{2} + \frac{\alpha_0 q_2 h}{8E'} \cdot B(z).$$

Тут $B(z) = 6A_2 \frac{z^2}{h^2} - A_3 \frac{z^4}{h^4}$; $I = \frac{2}{3} h^3$; $A' = \frac{\nu''}{1-\nu}$; $\alpha_0 = 0.5 - \nu' A'$, $\tilde{w} = w + 1.5 \varepsilon_2 q_2 h / \tilde{E}$,

$$A_2 = 1 + \frac{A'E'}{2\alpha_0 G'}; \quad A_3 = A_2 - \frac{\nu'' A'E'}{4\alpha_0 G'}. \quad Q_x = K' \frac{dw_\tau}{dx}; \quad N_x = \int_{-h}^h \sigma_x dz = 2\tilde{E}h \frac{du}{dx} + 2A'hq_1;$$

$$M_x = \int_{-h}^h z \sigma_x dz = -D \frac{d^2 \tilde{w}}{dx^2} - \varepsilon_1 h^2 q_2 - \text{поперечна та поздовжня сили, згинальний момент у плиті};$$

$q^- = q$ – власна вага плити; u – тангенціальне переміщення серединної поверхні плити. Вираз для вертикального переміщення в області контакту плити з основою ($x \leq a$) має вигляд

$$W(x, h) = w(x) + 0.5A' \cdot \frac{d^2 w}{dx^2} h^2 + \frac{2\alpha_0 h q_1}{E'} + \alpha_0 q_2 h (6A_2 - A_3) / 8E'. \quad (4)$$

Поза областю контакту ($x > a$) нижньої поверхні плити та поверхні розділу вертикальне переміщення плити записується у вигляді

$$W(x, h) = w(x) + 0.5A' \cdot \frac{d^2 w}{dx^2} h^2 - \frac{\alpha_0 h q}{E'} + \alpha_0 q h (6A_2 - A_3) / 8E'. \quad (5)$$

Між вертикальним переміщенням нижньої поверхні плити та тиском на поверхні розділу існує зв'язок у формі

$$q^+(x) = -p(x) = -kW(x, h) \quad \text{для } (x \leq a);$$

$$q^+(x) = 0 \quad \text{для } (x > a), \quad (6)$$

де k – коефіцієнт постелі основи у випадку, коли плита знаходиться на пружній основі Вінклера.

Виходячи з умов (4), (6), знаходимо вираз для контактного тиску на нижню грань плити:

$$A_0^+ p(x) = k[w(x) + 0.5A'h^2 w''] - kA_0^- q, \quad (7)$$

де $A_0^+ = 1 + k(8 + B(h)) \frac{\alpha_0 h}{8E'}$; $A_0^- = (8 - B(h)) \frac{\alpha_0 h}{8E'}$; $B(h) = 6A_2 - A_3$.

Замінивши у першому рівнянні (2) складову навантаження q^+ на вираз (6), одержимо наступне розрахункове рівняння

$$D'w^{VI} + D_0w^{IV} - k(\varepsilon_1 - 0,5A'h^2)w'' + kw = (A_0^+ + A_0^-)q, \quad (8)$$

де $D' = -0,5kA'\varepsilon_2 h^2$; $D_0 = DA_0^+ - k(\varepsilon_2 + 0,5A'\varepsilon_1 h^2)$.

Нехтуючи у рівнянні (8) коефіцієнтом біля старшої похідної ($D' \ll 0$), одержимо розрахункове диференціальне рівняння четвертого порядку для визначення переміщення середньої лінії плити w :

$$w^{IV} - 2g^2 w'' + \lambda^4 w = (A_0^+ + A_0^-)q / D_0. \quad (9)$$

де $\lambda^4 = k / D_0$; $g^2 = \frac{0,4}{1-\nu} (\tilde{G} - \nu'') h^2 \lambda^4$; $\tilde{G} = G / G'$.

Розв'язком рівняння (9), за умови, що $g^2 < \lambda^2$, буде вираз

$$w(x) = A_1 K_1(x) + A_2 K_2(x) + A_3 K_3(x) + A_4 K_4(x) + w^*. \quad (10)$$

Тут $w^* = (A_0^+ + A_0^-)q/k$ – частковий розв’язок рівняння (9); $A_i, (i=1 \div 4)$ – невідомі коефіцієнти, які знаходяться з граничних умов на кінцях плити та умов рівноваги; $K_i(x)$ – фундаментальні функції Кривола:

$$K_1(x) = ch\alpha x \cdot \cos \beta x; \quad K_2(x) = sh\alpha x \cdot \sin \beta x; \quad K_3(x) = sh\alpha x \cdot \cos \beta x; \\ K_4(x) = ch\alpha x \cdot \sin \beta x; \quad \alpha = \sqrt{(\lambda^2 + g^2)/2}; \quad \beta = \sqrt{(\lambda^2 - g^2)/2}. \quad (11)$$

З умови симетричності задачі два з чотирьох невідомих коефіцієнтів A_i дорівнюють нулю ($A_3 = A_4 = 0$). Інші два коефіцієнти (A_1, A_2) та величина області контакту $2a$ знаходяться з умов, що невідомий контактний тиск $p(x)$ на межі області контакту $x = \pm a$ дорівнює нулю, а всередині області має задовольнити умову рівності нулю суми проєкцій всіх сил на вісь Oz та умові рівності нулю суми моментів проєкцій всіх сил відносно початку системи координат ($x = 0$):

$$p(\pm a) = 0; \quad \int_{-a}^a p(x) dx = 2ql - 2P_1; \quad \int_0^a xp(x) dx = \frac{1}{2}ql^2 - P_1l. \quad (12)$$

Підставивши в умови (12) замість величини $p(x)$ вираз (7) та задовольнивши їх, знаходимо трансцендентне рівняння для визначення величини області контакту $2a$, а також залежності для сталих A_1, A_2 :

$$(1 - K_1)\tilde{K}_1 + K_2\tilde{K}_2 + (K_3\tilde{K}_3 + K_4\tilde{K}_4)(\alpha^2 + \beta^2) = \frac{1}{2}l^2(\alpha^2 + \beta^2)^2 \left(\frac{1}{3} - \theta^2 \right), \\ A_1 = qA_0^+ \frac{(\nu_0\alpha - \tilde{g}\beta)K_3 + (\nu_0\beta + \tilde{g}\alpha)K_4 + l(\frac{2}{3} - \theta)(\alpha^2 + \beta^2)(\nu_0K_1 + \tilde{g}K_2)}{[(\alpha R_1 + \beta R_2)K_3 + (\beta R_1 - \alpha R_2)](\nu_0K_1 + \tilde{g}K_2)}, \\ A_2 = -\omega A_1 - qA_0^+(\nu_0K_1 + \tilde{g}K_2)^{-1}; \quad R_1 = (\tilde{g} - \nu_0\omega), \quad R_2 = (\omega\tilde{g} + \nu_0), \quad (13)$$

$$\text{де } \omega = (\tilde{g}K_1 - \nu_0K_2) / (\nu_0K_1 + \tilde{g}K_2); \quad \tilde{g} = 1 + 0.5A'h^2g^2; \quad \tilde{K}_1 = \tilde{R}_1g^2 + 2\alpha\beta\tilde{R}_2; \\ \tilde{K}_2 = \tilde{R}_2g^2 - 2\alpha\beta\tilde{R}_1; \quad \tilde{K}_3 = \alpha\alpha\tilde{R}_1 + \alpha\beta\tilde{R}_2; \quad \tilde{K}_4 = \alpha\beta\tilde{R}_1 - \alpha\alpha\tilde{R}_2; \quad \nu_0 = A'h^2\alpha\beta; \\ \tilde{R}_1 = A_1R_1 / A_0^+ - \nu_0(\tilde{g}K_2 + \nu_0K_1)^{-1}; \quad \tilde{R}_2 = A_1R_2 / A_0^+ + \tilde{g}(\tilde{g}K_2 + \nu_0K_1)^{-1};$$

величини $K_i, (i = 1, 2, 3, 4)$ є відповідними значеннями функцій Кривола в перерізі плити $x = a$.

Останні залежності (13) дозволяють знайти величину області контакту та контактний тиск пружної основи на плиту, а також переміщення та напруження у тій частині плити, котра не контактує з пружною основою.

2. Випадок плоского деформованого стану для абсолютно жорсткої основи

Розглянемо випадок, коли основа, на яку частково опирається пластина, є абсолютно жорсткою. Для такої основи умови (4.6) спрощуються до вигляду

$$W(x, h) = 0 \text{ для } (x \leq a) \text{ та } q^+(x) = 0 \text{ для } (x > a). \quad (14)$$

Тоді в умовах (7), (13) необхідно покласти параметр $k = 1$, де коефіцієнти: $D_0 = DA_0^+ - (\varepsilon_2 + 0.5A'\varepsilon_1h^2)$; $A_0^+ = (8 + B(h))\frac{\alpha_0h}{8E'}$, а вираз (4.7) для контактного тиску жорсткої основи на пластину у вигляді

$$A_0^+ p(x) = w(x) + 0.5A'h^2w'' - A_0^- q. \quad (15)$$

Розрахункове рівняння для визначення переміщень серединної поверхні плити, що частково лежить на абсолютно жорсткій основі, буде мати вигляд

$$w(x) = A_1 K_1(x) + A_2 K_2(x) + w^*, \quad (16)$$

де $w^* = (A_0^+ + A_0^-)q$ – частковий розв'язок рівняння (9), із урахуванням впливу абсолютно жорсткого фундаменту.

Трансцендентне рівняння для визначення величини області контакту $2a$, а також залежності для сталей A_1, A_2 залишаються у вигляді (13), із урахуванням попередніх зауважень для параметрів k, D_0 та A_0^+ . Вираз для напруження нижньої поверхні плити записується у вигляді :

$$\sigma_x = \frac{3M_x}{2h^2} + \frac{1}{5(1-\nu)} \left(\frac{G}{G'} - \nu'' \right) \left(q_2 - 0.5q_2'' h^2 \frac{G'}{E'} \right). \quad (17)$$

У формулі (17) друга частина є уточненням, що, додатково до моделей згину пластин типу Тимошенка та Кірхгофа-Лява, враховує нелінійність зміни напружень та вплив поперечної анізотропії пластин. За формулами (15), (16) можна знайти також зміну величини області контакту та максимального контактного тиску в зоні області контакту для транстропного матеріалу.

Висновки. Отримано залежності, які дозволяють знайти величину області контакту і контактний тиск пружної основи та абсолютно жорсткого фундаменту на плиту. Знайдено переміщення та напруження у тій частині плити, котра не контактує з пружною чи жорсткою основами. Контактні переміщення і напруження на поверхні розділу знаходяться із урахуванням деформацій поперечного зсуву та обтиснення.

Список використаних джерел:

1. Феодосьев В.И. Избранные задачи и вопросы по сопротивлению материалов / В.И. Феодосьев. – М.: Наука, 1973. – 400 с.
2. Essenburg F., Gulati S. T. On the contact of two axisymmetric plates. — Paper of Essenburg F., Gulati S. T. On the contact of two axisymmetric plates. — Paper of ASME, 1965, N APMW-26 / Русский перевод; Эссенбург Ф., Гулати С.Т. О контакте двух осесимметричных пластинок. // Прикладная механика. – Серия Е. – 1966. – №2 – ИЛ. – С. 91–97.
3. Александров В.М., Мхитарян С.М.. Контактные задачи для тел с тонкими покрытиями и прослойками. – М.: Наука, 1983. – 488 с.
4. Пистер К., Вестман Р. Изгиб пластинок на упругом основании // Труды Америк. общ-ва инж. механиков. Сер.Е. Прикл. механика. 1962. №2. – С.165-171.
5. Хрджианц И.Ф., И.Н. Векуа Плита на упругом основании // Расчет оболочек и пластин. Ростов -на-Дону, Изд-во РТУ, 1982. – С.50-58.
6. Власов В.З. Балки, пластины и оболочки на упругом основании / В.З. Власов, Н.Н. Леонтьев. – М.: Госфизматлит, 1960. – 491 с.
7. Піскунов В.Г., Присяжнюк В.К., Марчук О.В. Задача контакту прямокутної плити жорсткого дорожнього одягу з напівпростором // Автомобільні дороги і дорожнє будівництво. -К.: Будівельник, 1965. В.36. – С.7-12.
8. Піскунов В.Г., Шваб'юк В.І. Контактна задача для трансверсально-ізотропної плити на пружному півпросторі // Вісник Українського транспортного університету. – Київ: РВВ УТУ. 1999. Вип.3. – С.218–223
9. Шваб'юк В.І., Высоцкий Т.Н. Изгиб трансверсально-изотроп-ных плит на упругом основании. // Вестн. Львов. политехн. ин-та. Львов.: Вища школа. 1983. № 173. – С.120-122.
10. Шваб'юк В.І. Згин круглої транстропної плити, частково опертої на пружну основу / В.І. Шваб'юк, С.В. Ротко, О.В. Гуда // Міжвузівський збірник "Наукові нотатки". – Луцьк, 2011. – Вип. №31. – С. 421–425.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК: 669:539

В.В. Широков, О.І. Дацій

Українська академія друкарства

ОЦІНКА ТЕРС СТАЛЕВИХ (12Х18Н10) ДЕФОРМОВАНИХ ПОВЕРХОНЬ

Викладені методичні підходи і основні результати експериментальних досліджень залежності ТЕРС поверхні зразків деяких сталей, при деформаціях розтягування і стискування їх в пружній і пластичній зонах.

Ключові слова: деформації, потенціали, напруги, навантаження, випробування, поперечний вигин, гетерогенність, метод вимірювання ТЕРС

В.В. Широков, О.И. Дацій**ОЦЕНКА ТЭДС СТАЛЬНЫХ (12Х18Н10) ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ**

Изложены методические подходы и основные результаты экспериментальных исследований зависимости ЭДС поверхности образцов некоторых сталей, при деформациях растяжения.

Ключевые слова: деформации, потенциалы, напряжения, нагрузки, испытания, поперечный изгиб, гетерогенность, метод измерения ТЭДС

V. Shirokov, O. Datsiy**ASSESSMENT THERMOELECTRIC E.M.F. STEEL (12H18N10) DEFORMED SURFACE**

The above methodological approaches and main results of experimental studies of EMF depends surface samples of some steels, the deformation of stretching and compression of the elastic and plastic zones.

Keywords: deformation, potentsyal, voltage, load, trials, poperechnyy yzhyb, heterogeneity, rubbed measurement method

Актуальність теми. Аналіз методів контролю якості поверхневих шарів виробів із різноманітних металів і сплавів показав [1-3], що найбільш доцільним є застосування неруйнівних або мікроруйнівних методів контролю з високою локальністю контактних об'ємів матеріалу в точках заміру. Особливе місце посідає контроль залишкових напружень і деформацій, які виникають після механічної обробки матеріалів, хімічної і структурно- фазової неоднорідностей, тощо та впливають на ресурс працездатності деталей.

Виходячи із природи термоелектрорушійної сили [4,5] та деяких напрацювань [6-9] між пружно- деформівним станом металу і його ТЕРС існує взаємозв'язок. Проте питанням впливу деформацій металевих конструкцій та виникнення ТЕРС приділяється недостатня увага. Це і послужило підставою для постановки серії спеціальних експериментів.

Мета роботи виявити вплив розтягу на ТЕРС сталі 12Х18Н10.

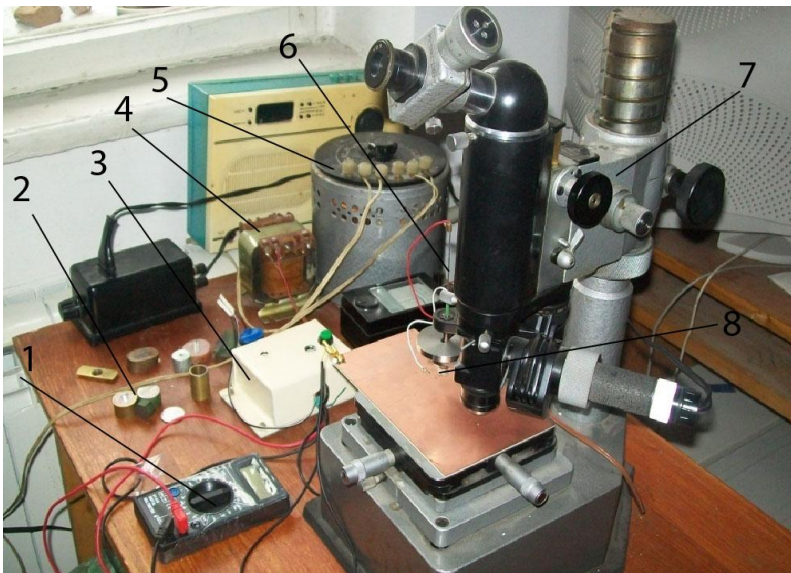
Об'єктом досліджень було обрано широко розповсюджену (безшовні труби різноманітного діаметра спеціального призначення, в криогенних системах, як конструкційна для емностей і резервуарів, експлуатація яких відбувається в агресивних середовищах, колекторів, випускних систем і інших вузлів) хромонікелеву аустенітну сталь 12Х18Н10 .

Методи і матеріали

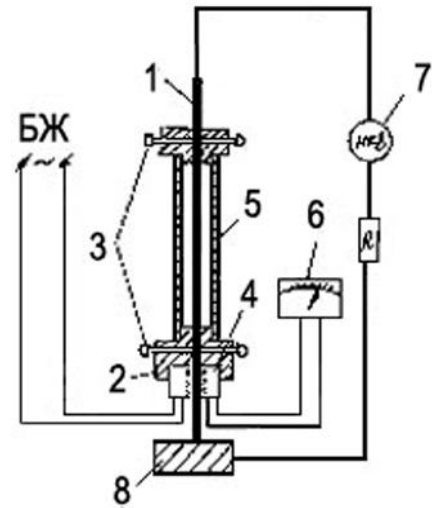
Було вирішено використати метод контролю, який базується на оцінці змін термоелектрорушійної сили (термо-е.р.с.) металу. Висока чутливість термоелектричного методу і можливість реєстрації за його допомогою змін структурного стану та фізико-механічних властивостей обумовлюють можливості використання цього методу.

Оцінка напружень і деформацій на поверхні проводилось методом контактної локальної термоелектрорушійної сили (КЛ ТЕРС). Вивчення взаємозв'язку між напруженнями та величиною КЛ ТЕРС проводилися з допомогою розробленої та виготовленої на базі мікротвердоміра ПМТ-3 установки (рис. 1) із дотриманням експериментально встановлених вимог щодо геометрії стержня термозонда, величини навантаження на нього.

Нами було прийнято варіант навантаження, що призводить до поперечного вигину не защемленого пластинчастого зразка, довжиною 40мм, поперечним перерізом 2,5х1 мм. Всі зразки було виготовлено з одного листа.



а)



б)

Рис. 1 Загальний вигляд установки а) для вимірювання КЛ ТЕРС:

1 – вольтметр; 2-досліджувальні зразки; 3 – підсилювач ; 4 – блок живлення ; 5- латер;
6 - вольфрамовий електрод – зонд; 7 - мікротвердоміра ПМТ-3; 8 - піч
та принципова схема б) :

1 - вольфрамовий електрод - зонд; 2 - сталеві втулки з гніздом; 3 - стопорні гвинти; 4 - піч;
5 - обойма, до якої кріпиться вольфрамовий електрод; 6 - цифровий вимірювач температури;
7 - мікрвольтметр; 8 - досліджуваний зразок; БЖ - блок живлення.

До переваг обраного способу навантаження можна віднести його простоту в реалізації, відсутність впливу на результат збурень зон закріплення взірця, можливість використовувати пристосування у вигляді скоб (рис.2). Різні деформації тут легко реалізуються зміною стріли прогину, яка може бути виміряна з високою точністю. Є можливість проведення серійних випробувань і перевірки повторюваності їх результатів.

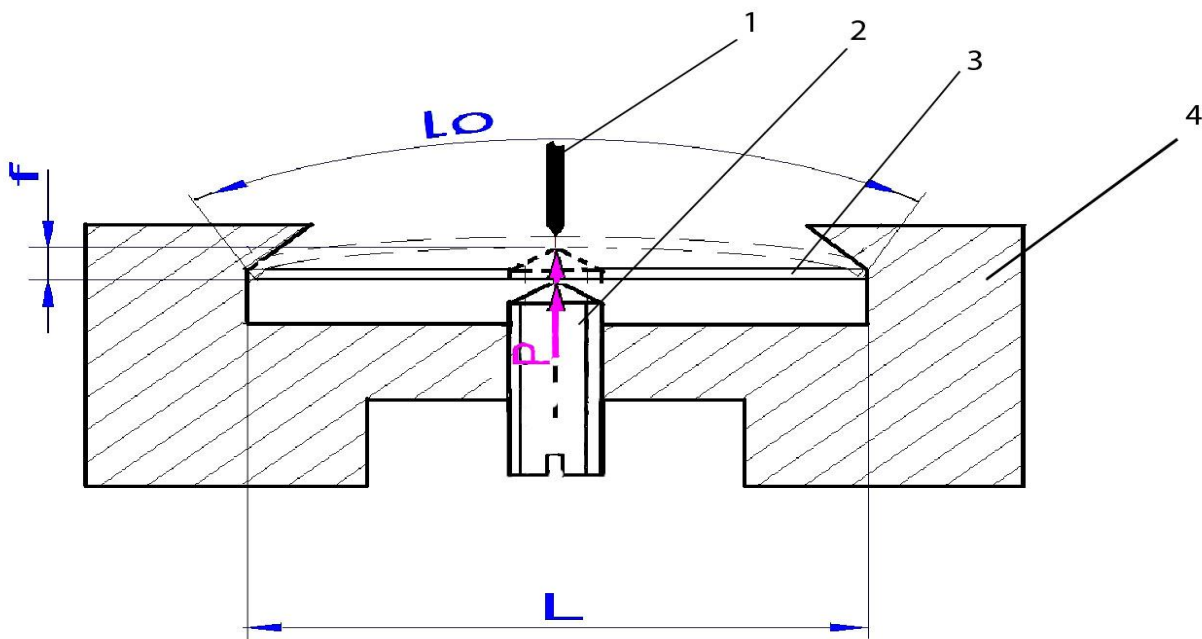


Рис. 2. Навантажень плоских зразків за допомогою скоби при випробуваннях з постійною загальною деформацією:

1- зонд, 2- гвинт, 3 – зразок, 4- скоба.

P – сила яка діє на зразок, L – довжина зразка, L_0 – довжина хорди, f – величина прогину

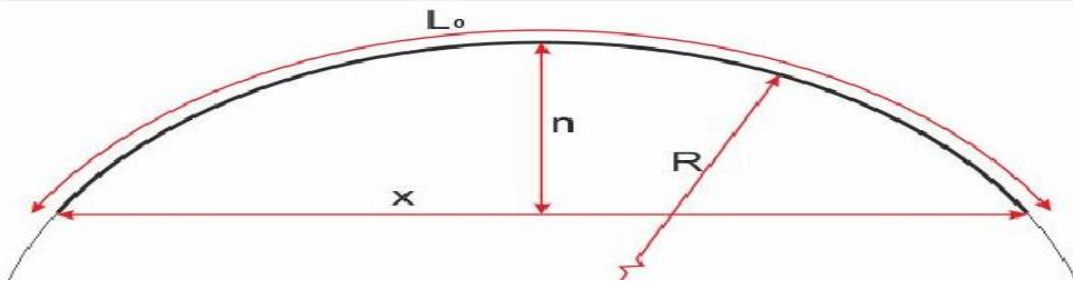


Рис. 3. Схема розрахунку довжини дуги L_0 за довжиною x і висотою n хорди

Деформацію розтягу можна охарактеризувати абсолютною деформацією $\Delta l = L_0 - L$.

За схемою рис.3 розраховуємо довжину дуги, наприклад при $n=1$ мм $x = 40$ мм в нашому випадку

$$\Delta l = 40,07 - 40 = 0,07 \text{ мм}$$

Отже, відносна деформація $\varepsilon = \Delta l / L$ складає $\varepsilon = 0,07 / 40 = 0,00175$

Пристрій, виконаний у вигляді навантажувальної скоби (рис.2) з натискним гвинтом дозволяє створювати різні деформації. Фіксувалося переміщення або інакше стріла прогину.

Для кожного кроку переміщення виконували не менше 4 вимірів КЛ ТЕРС (табл.1).

Перед початком випроб обладнання було перевірено на предмет підтримки стабільності температурних режимів і відтворюваність отриманих результатів. З цією метою досліди з визначення різниці ТЕРС в зоні напружений метал - електрод багаторазово перевірялися.

Випробування велися при кімнатній температурі від 18 ... 20 °С. Заміри проводили для недеформованого зразка в його центрі та після поетапного збільшення прогину f в межах 0- 4,0; мм.

Криві експериментальних залежностей зміни ТЕРС на розтягнутій стороні зразка в залежності від величини прогину f наведені на рис. 4.

На графіках добре видно – спочатку стрибкоподібне збільшення значення з наступним різким падінням це перехід в межах зони пружних деформацій до пластичних деформацій пізніше поступове спадання і вирівнювання абсолютного значення ТЕРС.

Таблиця. 1

Вплив стріли прогину на величину КЛ ТЕРС

№ п/п	Матеріал	L , mm	ТЕРС, мкВ				Усереднене значення ТЕРС, мкВ
			1.	2.	3.	4.	
1.	12X18H10	0	70	69	72	73	71
2.	12X18H10	0,25	82	83	80	83	82
3.	12X18H10	0,5	80	78	79	79	79
4.	12X18H10	0,75	84	85	85	86	85
5.	12X18H10	1	71	70	72	71	71
6.	12X18H10	1,25	67	69	68	72	69
7.	12X18H10	1,5	65	63	63	65	64
8.	12X18H10	1,75	62	64	61	61	62
9.	12X18H10	2	59	61	63	61	61
10.	12X18H10	2,25	66	64	63	67	65
11.	12X18H10	2,5	65	68	66	69	67
12.	12X18H10	2,75	69	68	69	70	69
13.	12X18H10	3	71	72	73	72	72
14.	12X18H10	3,5	71	75	71	75	73
15.	12X18H10	3,75	74	73	70	71	72

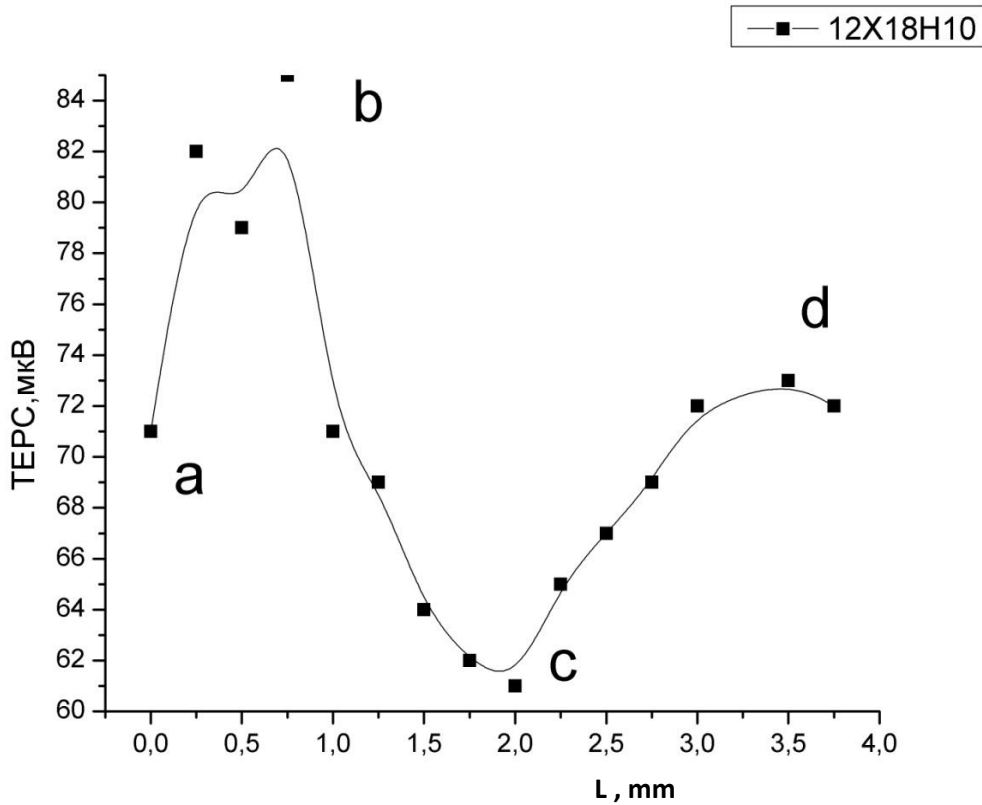


Рис. 4. Залежностей зміни ТЕРС поверхні зразків від величини деформації (сталь 12X18P10)

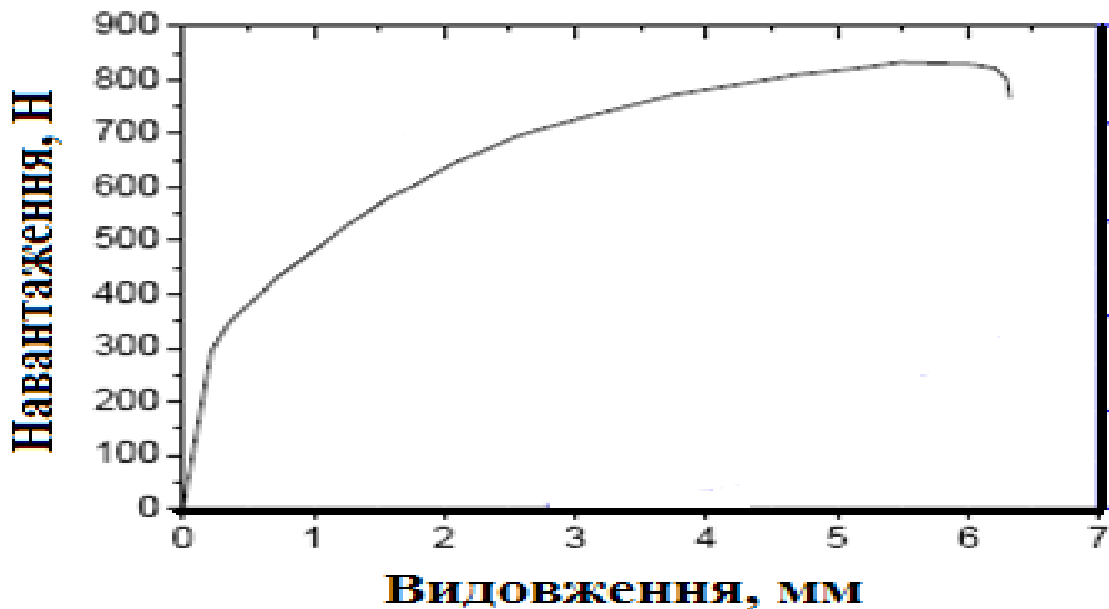


Рис.5. Діаграма розтягу сталі після аустенізації 1050⁰ С, 30 хв.)

На основі проведеного аналізу можна зробити висновок, що ділянки "a" і "b" відповідають пружній області деформування, а ділянки "c" і "d" - пластичній. Наявність ділянки "a" свідчить про те, що метод є чутливим до зміни напруженого стану. На ділянці "b" при збільшенні напружень має місце зростання величини КЛ ТЕРС. Різне падіння КЛ ТЕРС на ділянці "c" із подальшою стабілізацією на ділянці "d" може викликатися зростанням дефектності структури та релаксацією напружень при пластичному деформуванні. Відповідні кореляції спостерігаються кривою розтягу сталі (рис5) [10].

Висновки. Підтверджено, що методом вимірювання ТЕРС можна оцінювати зміну напружено-деформівного стану металевих поверхонь.

Розроблено методику оцінки хімічного складу і структурного стану металу методом термо-е.р.с. на базі приладу для визначення мікротвердості ПМТ-3. Проведені дослідження показали високу чутливість методу термо-е.р.с. до хімічного складу, напружень і деформації.

Для сталей типу 12Х18Н10 встановлено складний характер зміни ТЕРС поверхневих шарів металу у процесі деформування розтягом.

Список використаних джерел:

1. Неразрушающий контроль: Справочник: В 8 т. / Под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 5: В 2 кн. Кн. 1: В.П. Вавилов. Тепловой контроль. Кн. 2: К.В. Подмастерьев, Ф.Р. Соснин, С.Ф. Корндорф, Т.И. Ногачева, Е.В. Пахолкин, Л.А. Бондарева, В.Ф. Мужичкий. Электрический контроль. – 2-е изд., испр. – М.: Машиностроение, 2006. – 679 с.
2. Ф. Дж. Блатт и др. Термоэлектродвижущая сила металлов. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1980, 248 с.
3. Широков В.В., Дацій О.І./ Принципи методів вимірювань термоелектричних характеристик металів та їх застосування в машинобудуванні. Наук.-техн. конф. проф.-викл. складу, наук. прац. і асп., Тези доповідей. УАД, Львів-2015р., С.19
4. Лившиц Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов. М.:Металлургия,1980,320 с.
5. Ф. Дж. Блатт и др. Термоэлектродвижущая сила металлов. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1980, 248 с.
6. Нестеренко А. И. Методика исследования стабильности диффузионных покрытий с помощью термо-э.д.с. ФХММ. Львів: ФМІ, 1976, с. 111-112.
7. Палаш В.М., Юськів В. М., Дзюбик А. Р. Використання методу локальної контактної ТЕРС для дослідження напруженого стану металевих конструкцій. "Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій". Вип. 2. Том 1. "Механіка і механізми процесів руйнування матеріалів". Львів: "Каменярь", 1999, стор. 118-121.
8. Бабей Ю. И., Рябов Б. Ф., Куслицкий А. Б., Зимин Г. Г., Шильникова Г. К. Исследование напряженного состояния металла вокруг неметаллических включений методом микротермо-э.д.с. ФХММ. Львів: ФМІ, 1972, с. 79-82.
9. Палаш В.М., Юськів В. М., Дзюбик А. Р. І Українська науково-технічна конференція «Сучасні технології та обладнання в газотермічних процесах відновлення та утилізації деталей машин і конструкцій». Тези докладів м. Київ 27-29 жовтня 1999 року ст.. 31.
10. Максимкин О.П., Налтаев А. Ю, Бердалиев Д.Т., Рахашев Б.К. Влияние температуры аугментации и старения на мартенситное превращение при деформации нержавеющей хромоникелевых сталей, облученных электронами и нейтронами kazntu.kz/sites/.../maximkin_2008_4

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.

УДК: 678.05+678.02

Є.В. Штефан, С.І. Блаженко, С.П. Ястреба

Національний університет харчових технологій

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ПРУЖНО – В'ЯЗКО - ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ ДИСПЕРСНИХ МАТЕРІАЛІВ

Розроблено методикау отримання визначальних співвідношень, що описують процеси пружно – в'язко - пластичного деформування дисперсних матеріалів. Отримані рівняння мають вигляд, який дозволяє ефективно їх використовувати при створенні цифрових моделей на основі існуючих пакетів прикладних програм для скінчено-елементного аналізу рівноважних процесів деформування компактних матеріалів.

Ключові слова: визначальні співвідношення, дисперсні матеріали, пружно – в'язко – пластичність.

Е.В. Штефан, С.И. Блаженко, С.П. Ястреба

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ УПРУГО – ВЯЗКО - ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Разработана методика получения определяющих соотношений для описания процессов упруго-вязко-пластического деформирования дисперсных материалов. Полученные уравнения имеют вид, который позволяет эффективно их использовать при создании цифровых моделей на основе существующих пакетов прикладных программ для конечно-элементного анализа равновесных процессов деформирования компактных материалов.

Ключевые слова: определяющие соотношения, дисперсные материалы, упруго-вязко-пластичность.

E. Shtefan, S. Blagenko, S. Yastreba

MATHEMATICAL SIMULATION OF ELASTIC-VISCOUS - PLASTIC DISPERSE MATERIALS DEFORMATION PROCESS

The creation methodology of constitutive equation for elastic - viscous - plastic dispersible materials deformation processes is worked out. The proposed equations is suitable for their effective practical using for digital models creation that based on existent software for the finite –element analysis of equilibrium processes of deformation of compact materials.

Keywords: constitutive equation, dispersible materials, elastic – viscous - plasticity

Постановка проблеми дослідження обумовлена необхідністю дослідження нерівноважних процесів деформування дисперсних матеріалів (ДМ). Використання методів математичного моделювання як інструментального ядра у сучасних технологіях проектування процесів та обладнання по обробленню ДМ неможливо без врахування структурно-механічних особливостей цих матеріалів і, в першу чергу, таких реологічних властивостей твердої фази, як пружність, пластичність, в'язкість та ін. Значною проблемою при отриманні адекватних результатів чисельного моделювання нерівноважних процесів деформування у технологіях механічного оброблення ДМ є відсутність визначальних співвідношень, що дозволяють враховувати структурно-механічні та реологічні параметри пружно – в'язко - пластичного пористого тіла. Крім того, для забезпечення ефективного практичного використання цих співвідношень доцільно отримувати їх у формі аналогічній відповідним рівнянням реологічної моделі пружно-пластичного компактного тіла.

Аналіз останніх досліджень і публікацій по даній проблемі свідчить, що на сьогоднішній день розроблено математичні моделі оброблення ДМ в галузі механіки ґрунтів, порошкової металургії та харчової промисловості [1-3]. Застосування таких моделей для аналізу процесів пресування, подрібнення, змішування ДМ з твердою фазою, механічна поведінка якої відповідає пружно – в'язко – пластичному режиму її деформування обмежується відсутністю адекватних та зручних для практичного використання визначальних співвідношень.

Постановка завдань. Для створення інструментальної системи призначеної для численного аналізу нарівноважних процесів деформування дисперсних матеріалів необхідно розвинути математичне крайової задачі механіки дисперсних середовищ у режимі пружно – в'язко – пластичного деформування твердої фази. Тому, **метою роботи** є розроблення методів отримання визначальних співвідношень, що описують процеси пружно – в'язко - пластичного деформування ДМ і можуть використовуватися паралельно з визначальними співвідношеннями рівноважної (пружно-пластичної) реологічної моделі у межах спільного програмного забезпечення при проведенні обчислювальних експериментів.

Основні результати дослідження.

Розглядаючи конкретну переробну технологію, приймаємо концепцію подання сировинних дисперсних мас як двохфазних сумішей пористої або зернистої твердої деформованої структури з

рідиною чи газом, яку надалі будемо розглядати у вигляді моделі суцільного текучого середовища з приписуваними їй фізичними властивостями, які феноменологічно відображають молекулярну структуру середовища і внутрішні рухи речовини, що відбуваються в ній. Для описання механічної поведінки таких матеріалів необхідно використовувати поняття напружень, деформацій, щільності, а також швидкості зміни цих параметрів. Ці тензорні та скалярні характеристики мають локальну природу і визначаються за допомогою операцій граничного переходу, коли елементи простору (об'єми і поверхні) стягуються до точок (матеріальних). У традиційних моделях континуума точки ототожнюють з частками середовища (нескінченно малий об'єм матеріального континуума), а ті, у свою чергу, є елементарними носіями властивостей матеріалу [5]. Подібне ототожнення в дисперсній масі з твердою фазою рослинного походження ускладнюється через брак єдиної думки про те, що потрібно розуміти під часткою такого середовища.

Динамічні аспекти механічної поведінки ДМ регламентуються рівняннями балансу у формі закону збереження кількості руху з врахуванням закону збереження маси у межах представницького елемента (ПЕ) ДМ. При цьому для кожної з фаз ДМ рівняння відносного руху фаз представляються у вигляді [1]:

$$\alpha_1 \left(\rho_1 \frac{d\mathbf{u}}{dt} - \rho_2 \frac{d\mathbf{v}}{dt} \right) - \nabla \sigma^f - \frac{\mathbf{R}}{\alpha_2} - \alpha_1 (\rho_1 - \rho_2) \mathbf{G} = 0, \quad (1)$$

$$\rho_2 \frac{d\mathbf{v}}{dt} = -\nabla \mathbf{P} - \frac{\mathbf{R}}{\alpha_2} + \rho_2 \mathbf{G} = 0, \quad (2)$$

де відповідно до конкретного механізму взаємопроникнення фаз дисперсної системи (фільтрація, дифузія і т.п.) враховується сила \mathbf{R} , яка пропорційна відносній середній швидкості потоку газорідкої фази (аналог сили в'язкого опору):

$$\mathbf{R} = \frac{\mu}{a^2} \alpha_1 \alpha_2 (\mathbf{v} - \mathbf{u}), \quad (3)$$

де μ - коефіцієнт динамічної в'язкості (кг/с·м) для нестисливої рідини; a - узагальнений коефіцієнт, що враховує конфігурацію простору пор дисперсійного середовища.

Для формулювання визначальних співвідношення (між деформаціями та напруженнями) у межах ПЕ ДМ розроблена методика, яка складається з наступних етапів:

1. Вводиться у розгляд два рівні структурного аналізу ДМ - мікроаналіз (на основі розглядання окремого мікро-фрагменту (частки) дисперсної системи формулюються співвідношення щодо параметрів його механічної поведінки) та макроаналіз, де виконується осереднення параметрів по макрооб'єму ПЕ. Для цього розглянуто ідеалізований мікро-фрагмент ДМ - елементарний об'єм у вигляді кругового порожнього циліндра (рис.1). Матеріал даного циліндра (тверда фаза ДМ на мікро рівні) вважається нестисливим, а його вісь збігається з напрямком одного з головних компонентів тензора швидкостей деформації.

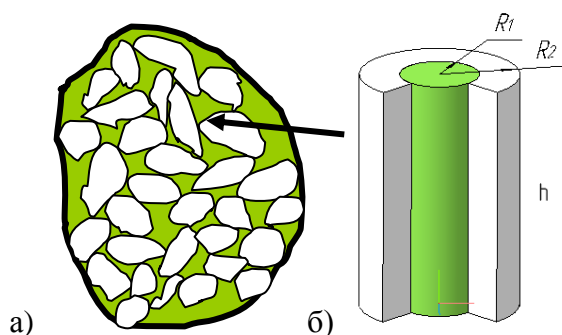


Рис.1. Макро-фрагмент (а) та ідеалізований мікро-фрагмент (б) ДМ

В області зайнятій циліндром $R_1 < r < R_2$; $0 < z < h$ розглядаються тільки дві компоненти швидкості переміщень точок матеріалу v_r і v_z , які задовольняють рівнянню нерозривності:

$$\frac{\partial v_r}{\partial r} + \frac{v_r}{r} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = 0. \quad (4)$$

2. Для нівелювання результатів введеної ідеалізації розглядається параметр швидкості локальної (на мікрорівні) енергії деформування твердої фази з подальшим її осередненням по всьому об'єму циліндра:

$$D = \sigma_0 \gamma_0 \cdot \left(\frac{1}{\alpha_1} \sqrt{\frac{\psi e^2}{\gamma_0^2} + \frac{\phi \Gamma^2}{\gamma_0^2}} \right)^{n+1} + \sigma_T \gamma_0 \frac{1}{\alpha_1} \sqrt{\frac{\psi e^2}{\gamma_0^2} + \frac{\phi \Gamma^2}{\gamma_0^2}}. \quad (5)$$

При виведенні (5) враховані параметри дисперсності матеріалу [5,7]: $\alpha_2 = 1 - \alpha_1 = \frac{R_1^2}{R_2^2}$, $\phi =$

α_1 ; $\psi = \frac{\alpha_1}{2\alpha_2}$, а також узагальнена реологічна модель матеріалу твердої фази $\sigma = \sigma_0 \left(\frac{\dot{\gamma}}{\gamma_0} \right)^n + \sigma_T$, де

σ_T – границя текучості, $\gamma = \sqrt{\frac{1}{2} \frac{R_2^4}{r^4} e^2 + \Gamma^2}$ - параметр інтенсивності швидкостей деформацій ПЕ,

σ_0, γ_0, n – константи апроксимації експериментальних даних; e, Γ - перший та другий інваріанти

тензора напружень; $w = \frac{1}{\alpha_1} \sqrt{\psi e^2 + \phi \Gamma^2}$.

3. На основі (5) формулюється загальна структура визначальних співвідношень через компоненти тензорів напружень σ_{ij} і швидкостей деформацій e_{ij} по аналогії з [5,6]:

$$\sigma_{ij} = \left[\frac{\sigma_0 \left(\frac{w}{\gamma_0} \right)^n + \sigma_T}{w} \right] \left[\phi e_{ij} + \left(\psi - \frac{1}{3} \phi \right) e \delta_{ij} \right], \quad (6)$$

4. Конкретизуються співвідношення (6) відповідно до обраної моделі матеріалу. Згідно принципу дисипативного детермінізму для моделі пружно - в'язко - пластичного матеріалу достатньо задати параметри: вільну енергію Гельмгольца Δ , яка визначає зворотну складову механічної потужності деформування

$$W^0 = \frac{\partial \Delta}{\partial e^e} e^e \quad (7)$$

разом з тензором швидкостей зворотної (пружної) деформації e^e ; узагальнений дисипативний потенціал D_m зі скалярною функцією $\lambda(\Phi)$, що визначає механічну дисипацію енергії (у нерівності Клаузіуса-Дюгема):

$$D_m = \lambda(\Phi) \cdot \Phi = \sigma_{ij} \cdot e^H_{ji}. \quad (8)$$

З рівняння (7) слідує визначальні співвідношення для пружного режиму деформування ПЕ:

$$\dot{\sigma}_{ij} = D_{ijkl}^e e^e_{kl}, \quad (9)$$

де D_{ijkl}^e компоненти тензора пружних властивостей матеріалу твердої фази.

Для забезпечення загального вигляду визначальних співвідношень у формі (6) функціонал Φ , що визначає у просторі напружень границю зворотного і незворотного станів макро - об'єму ДМ, слід представити у вигляді [5,6]:

$$\Phi(p, \tau, \alpha_1, \kappa, t) = \frac{\tau^2}{\phi} + \frac{p^2}{\psi} - \kappa(t) = 0, \quad (10)$$

де P - рівень гідростатичного тиску в дисперсному середовищі; τ^2 - другий інваріант девіатора ефективних напружень; $\kappa(t)$ - визначає характерний розмір поверхні навантаження у процесі деформування. З врахуванням (8,9) отримаємо визначальні співвідношення незворотного режиму деформування ПЕ ДМ:

$$\sigma_{ik} = \frac{1}{\lambda(\Phi)} \left[\phi e^H_{ik} + \left(\psi - \frac{1}{3} \phi \right) e^H \delta_{ik} \right]. \quad (11)$$

Розглядаючи процес нерівноважного незворотного деформування, вважаємо, що повні ефективні напруження σ , можуть бути представлені у вигляді суми рівноважної σ^p і нерівноважної складових σ^v :

$$\sigma = \sigma^p + \sigma^v. \quad (12)$$

Особливістю даної моделі є те, що поняття рівноважної пружно-в'язко-пластичної течії матеріалу виявляються альтернативним його пружно-пластичному деформуванню.

Рівноважну складову тензора напружень (12) визначаємо на підставі (11):

$$\sigma_{ik}^p = \frac{\sqrt{\rho k(t)}}{\sqrt{\varphi \gamma^2 + \psi e^2}} \left[\varphi e_{ik}^H + \left(\psi - \frac{1}{3} \varphi \right) e^H \delta_{ik} \right], \quad (13)$$

де γ - другий інваріант девіатора швидкостей деформації e_{ik} . У свою чергу для нерівноважної складової тензора напружень на підставі (11) маємо:

$$\sigma_{ik}^v = 2\eta \left[\varphi e_{ik}^H + \left(\psi - \frac{1}{3} \varphi \right) e^H \delta_{ik} \right], \quad (14)$$

де η – коефіцієнт в'язкості твердої фази матеріалу.

Рівняння (12) з врахуванням (13) та (14) дозволяє визначити незворотну складову швидкості деформування ДМ:

$$e_{ik}^H = \frac{\sqrt{\varphi \gamma^2 + \psi e^2}}{\varphi \psi (\sqrt{\rho k} + 2\eta_k \sqrt{\varphi \gamma^2 + \psi e^2})} \left[\varphi \sigma_{ik} + \left(\frac{1}{3} \varphi - \psi \right) p \delta_{ik} \right], \quad (15)$$

або у матричному вигляді

$$\{e^H\} = [Z^H] \{\sigma\}, \quad (16)$$

де $[Z^H]$ матриця, компоненти якої визначають параметри в'язко – пластичної моделі ДМ.

5. Формулюються визначальні співвідношення для пружно - в'язко - пластичного режиму деформування твердої фази матеріалу. Для цього використовуємо розкладання вектора $\{e^H\}$ у (15) в ряд Тейлора по часовому аргументу $t_n < t < t_n + \Delta t_n$ в околиці моменту t_n в припущенні про малість Δt_n :

$$\{e^H\}_{n+1} = \sum_{m=0}^m \frac{d^{m-1}}{dt^{m-1}} \{e^H\} \Big|_{t_n} \frac{(\Delta t_n)^m}{m!} + O(\Delta t_n)^{m+1} \approx \{e^H\}_n + ([\dot{Z}^H]_n \{\sigma\}_n + [Z^H]_n \{\dot{\sigma}\}_n) \Delta t_n. \quad (17)$$

Враховуючі адитивне розкладання швидкості деформування $e = e^e + e^H$ та лінійну інтерполяцію (16) на часових шарах t_n та t_{n+1} $\{e^H\} = (1 - \bar{\omega}) \{e^H\}_n + \bar{\omega} \{e^H\}_{n+1}$, з (9) слідує співвідношення у матричному вигляді:

$$\{\dot{\sigma}\} = [D^{evp}]_n \{e\} - \{VP\}_n, \quad (18)$$

де $[D^{evp}]_n$ - конституціональна матриця пружно-в'язко-пластичності, $\{VP\}$ - вектор „реологічного” корегування напружень. Отримано конкретний вигляд визначальних співвідношень (18) для прийнятих моделей деформування твердої фази, а саме: 1) пружно-пластичної (рівноважної) у циліндричній системі координат:

$$[D^{ep}] = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1-\nu & \nu & \nu & 0 \\ \nu & 1-\nu & \nu & 0 \\ \nu & \nu & 1-\nu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} \end{bmatrix} - K_f \begin{bmatrix} S_r^2 & S_r S_z & S_r S_\alpha & S_r \tau_{rz} \\ S_z S_r & S_z^2 & S_z S_\alpha & S_z \tau_{rz} \\ S_\alpha S_r & S_\alpha S_z & S_\alpha^2 & S_\alpha \tau_{rz} \\ \tau_{rz} S_r & \tau_{rz} S_z & \tau_{rz} S_\alpha & \tau_{rz}^2 \end{bmatrix} - K_s \begin{bmatrix} 2S_r & S_r + S_z & S_r + S_\alpha & \tau_{rz} \\ S_z + S_r & 2S_z & S_z + S_\alpha & \tau_{rz} \\ S_\alpha + S_r & S_\alpha + S_z & 2S_\alpha & \tau_{rz} \\ \tau_{rz} & \tau_{rz} & \tau_{rz} & 0 \end{bmatrix} - K_p \begin{bmatrix} 1 & 1 & 1 & 0 \\ 1 & 1 & 1 & 0 \\ 1 & 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}, \quad (19)$$

де $K_f = \frac{27G^2\psi^2}{9(\xi+3G)\psi^2\tau^2 + \left(2\xi + \frac{3E}{1-2\nu}\right)\varphi^2P^2}$ - коефіцієнт пластичного формоутворення заданого

об'єму ДМ; $K_s = \frac{9GPG\psi\varphi}{(1-2\nu)\left[9(\xi+3G)\psi^2\tau^2 + \left(2\xi + \frac{3E}{1-2\nu}\right)\varphi^2P^2\right]}$ - коефіцієнт пластичної об'ємно

зсувної деформації; $K_p = \frac{3P^2E^2\varphi^2}{(1-2\nu)^2\left[9(\xi+3G)\psi^2\tau^2 + \left(2\xi + \frac{3E}{1-2\nu}\right)\varphi^2P^2\right]}$ - коефіцієнт пластичної зміни

об'єму ДМ, S_i - компоненти девіатора тензора напружень; ξ - коефіцієнт пластичної жорсткості твердої фази матеріалу. Як видно з (19) у випадку $K_f=K_s=K_p=0$ маємо матрицю пружних властивостей $[D^e]$ твердої фази ДМ.

2) пружно - в'язко - пластичної (нерівноважної) у циліндричній системі координат:

$$[D^{evp}]_n = \left[[D^e]^{-1} + [V]_n \right]^{-1}, \quad (20)$$

де

$$[V]_n = \bar{\omega} \Delta t_n \begin{pmatrix} \frac{\sqrt{\varphi\gamma^2 + \psi e^2}}{\left(\sqrt{\rho\kappa + 2\eta\sqrt{\gamma^2 + \psi e^2}}\right)} \end{pmatrix} \begin{bmatrix} \frac{2}{3\varphi} + \frac{1}{3\psi} & -\frac{1}{3\varphi} + \frac{1}{9\psi} & -\frac{1}{3\varphi} + \frac{1}{9\psi} & 0 \\ & \frac{2}{3\varphi} + \frac{1}{3\psi} & -\frac{1}{3\varphi} + \frac{1}{9\psi} & 0 \\ & & \frac{2}{3\varphi} + \frac{1}{3\psi} & 0 \\ \text{симетрично} & & & \frac{1}{\varphi} \end{bmatrix}$$

Система рівнянь (1)-(20) доповнюється завданням початкових та граничних умов, що відображають специфіку конкретної технологічної операції оброблення ДМ.

Висновки. Представлена система рівнянь складає основу крайової задачі механіки дисперсних систем, що дозволяє при створенні математичної моделі деформаційних процесів врахувати структурно-механічні та реологічні параметри твердої фази матеріалу. Форма

отриманих визначальних співвідношень дозволяє ефективно їх використовувати для скінченно-елементного аналізу механічної поведінки дисперсних матеріалів на основі існуючих добре апробованих цифрових моделей рівноважних (пружно-пластичних) процесів деформування компактних матеріалів.

Список використаних джерел:

1. Штефан Є. В. Построение аналитической модели процессов деформирования дисперсных материалов / Є. В. Штефан, С. И. Блаженко // Межд. период. сб. научн. тр. «Обработка дисперсных материалов и сред. Теория, исследования, технологии, оборудование». – О.: НПО «ВОТУМ», 2003. - Выпуск № 13. – с. 26 - 33.
2. Штефан, Е. В. Інформаційні технології проектування обладнання для мундштучного пресування керамічних мас / Є. В. Штефан // зб. наук. пр. ВАТ «УкрНДІВогнеупорів ім. А. С. Бережного».- 2010. - № 110. - с. 593 - 598.
3. Штефан Є. В. Розроблення інформаційних технологій проектування машин та апаратів харчових виробництв / Є. В. Штефан // Наук.пр. ОНАХТ. – О.: 2006. - Вип. 28. - Т. 2. - с. 222 - 223.
4. Штефан Є.В. Експериментальний метод дослідження реологічних властивостей органічних матеріалів - відходів зернової промисловості / Є.В. Штефан, Д.В. Риндюк // Наукові праці НУХТ.–2008.–№25,42.–С.106-108.
5. Штерн М.Б., Развитие теории прессования порошков и механики деформирования пористых тел // Порошковая металлургия. – 1992. – № 9. – с. 15-29
6. Штерн М.Б., Рудь В.Д. Механічні та комп'ютерні моделі консолідації гранульованих середовищ на основі порошоків металів і кераміки при деформуванні та спіканні: Монографія. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2009. – 287с.
7. M.Shtern, O.Mikhailov Defects Formation in Die Compaction: Prediction and Numerical Analysis - in Proceeding of Powder Metallurgy European Congress, 22 - 24 October, 2001, Nice, France, Vol.3, 50-57

Рецензенти:

Кришук Микола Георгійович, професор , д.т.н., професор кафедри динаміки і міцності машин та опору матеріалів НТУУ «КПІ»

Бовсуновський Анатолій Петрович, професор , д.т.н., професор кафедри машинобудування, стандартизації та сертифікації обладнання.

Стаття надійшла до редакції 22.04.2016.

УДК: 691.3

Р.Я. Юхим, А.Є. Ліснічук, Н.А. Івантишин*Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка***МІЦНІСТЬ ЦЕМЕНТНОГО КАМЕНЮ, АРМОВАНОГО МІКРОВОЛОКНАМИ ЗА СТИСКУ**

Сформульована розрахункова модель для прогнозування міцності армованого мікрОВОлокнами цементного каменю за стиску. Отримана аналітична залежність міцності матеріалу від механічних характеристик цементного каменю та фібри, їх об'ємного вмісту, параметрів, що характеризують ступінь пористості матриці. Результати проведених експериментів на стиск призматичних зразків, виготовлених із армованого базальтовими волокнами цементного каменю добре корелюють із отриманими розрахунковими даними.

Ключові слова: міцність за стиску, цементний камінь, армування, фібра.

Р.Я. Юхим, А.Е. Лисничук, Н.А. Івантишин**ПРОЧНОСТЬ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ, АРМИРОВАННОГО МИКРОВОЛОКНА ЗА СЖАТИЯ**

Сформулирована расчетная модель для прогнозирования прочности армированного микроволокнами цементного камня при сжатии. Получена аналитическая зависимость прочности материала от механических характеристик цементного камня и фибры, их объемного содержания, параметров характеризующих степень пористости матрицы. Результаты проведенных экспериментов на сжатие призматических образцов изготовленных из армированного базальтовыми волокнами цементного камня хорошо коррелируют с полученными расчетными данными.

Ключевые слова: прочность при сжатии, цементный камень, армирование, фибра.

R.Ya. Yukhym, A.Ye. Lisnichuk, N.A. Ivantyshyn**COMPRESSIVE STRENGTH OF MICROFIBRE REINFORCED CEMENT STONE**

Calculation model for predicting the compressive strength of fiber reinforced cement stone was formulated. The analytical formula of strength composite materials dependence of the mechanical properties of the cement stone and fiber, they volume content, parameters that characterize the degree of porosity of the matrix was obtained. The results of experiments on prismatic specimens maded from reinforced basalt fiber cement stone under compression well correlate with the calculated data.

Keywords: compressive strength, cement stone, reinforcement, fiber.

Постановка проблеми. Ефективним методом підвищення характеристик міцності бетонів, які використовують при будівництві промислових та житлових об'єктів є дисперсне армування волокнами (фіброю). Введення в цементні розчини будівельного волокна сприяє більш повній і рівномірній гідратації цементу, що веде до зниження інтенсивності процесів тріщиноутворення, підвищує міцність готового виробу на розтяг і згин, ударну міцність, в'язке руйнування, опір стиранню, при цьому знижується ефект деформації повзучості і усадки. Перераховані особливості фібробетонів сприяють значному збільшенню терміну їх експлуатації. Хоча застосування дисперсного армування в будівельній практиці відоме давно, однак, лише в останні десятиліття ведуться наукові дослідження з моделювання поведінки фібробетону та оптимізації сумішей. Найбільш поширеними фібрами, які використовують у промисловості є скляні, поліпропіленові, базальтові, металеві та деякі інші. Їх фізико-механічні властивості наведені в таблиці 1.

Таблиця 1.

Механічні характеристики фібри

Назва фібри	Густина, g/cm ³	Міцність на розрив, МПа	Модуль пружності, GPa
Базальтова	2,65	1200	12
Вуглецева	2	2000	245
Скляна	2,6	1050	75
Стальна	7,8	900	200
Поліпропіленова	0,9	500	5
Азбестова	2,6	1000	68

Наведені волокна мають різні механічні характеристики, у зв'язку з чим і різні сфери застосування, відрізняються способом введення в розчини, а також мають ряд модифікацій (структура поверхні, товщина і довжина окремого волокна, наявність замаслювача і т.д. Діаметр фібр лежить в межах від кількох мікрометрів до міліметра. Поперечний переріз волокон може бути круглим, овальним, полігональним та іншої форми в залежності від призначення фібри та процесу її виготовлення. За діаметром волокон фібру ділять на дві категорії – мікро і макро. До мікрофібри відносять волокна, товщина яких менша 300 μm . Об'ємний вміст фібри зазвичай не перевищує 5% і визначається метою, з якою вона вводиться у розчин. Для запобігання мікророзтріскуванню бетону при усадці та температурних змінах доцільно вводити від 0,1% до 0,3% фібри від маси цементу. Вищі об'ємні вмісти фібри дозволяють підвищити несучу здатність елементів бетонних конструкцій.

Сталефібробетони застосовують в більшій мірі на промислових об'єктах з важкими експлуатаційними умовами. Без нього неможливе будівництво промислових вібростійких споруд – підлоги, залізничні шпали, плити для будівництва доріг, аеродромів та мостів.

Склофібробетон поширений при виготовленні декоративних конструкцій, фасадних панелей під натуральний камінь, об'ємних і криволінійних елементів складних форм для реставрації історичних будівель. У промисловому будівництві з нього виготовляють незнімну опалубку, використовують на гідротехнічних об'єктах і об'єктах хімічної промисловості. Із склофібробетону доцільно споруджувати легкі іригаційні і дренажні системи, що характеризуються високою морозостійкістю та водопроникністю.

Фібробетон на основі поліпропіленових волокон має вузьку сферу застосування, оскільки волокна мають більш низькі механічні і армуючі характеристики порівняно зі сталлю і скловолокном. Його застосовують переважно для заливання підлоги при зведенні промислових і цивільних будівельних об'єктів. В окремих випадках використовують фібри із різних матеріалів або одного різних розмірів для досягнення необхідних властивостей фібробетону. Набуває популярності армування фіброю пінобетону. Отриманий композит володіє більшою міцністю, водночас зберігає позитивні якості пінобетону — малу вагу з низькими показниками теплопровідності.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Проведені експериментальні і теоретичні дослідження [1-13] показують, що дисперсне армування бетону підвищує міцність елементів конструкції на розтяг та згин, збільшує тріщиностійкість та ударну в'язкість матеріалу, покращує інші його фізико-механічні характеристики. Використання фібрового армування є передумовою довговічності будівельних об'єктів, веде до зниження трудовитрат на проведення арматурних робіт, скорочує терміни виконання робіт та знижує економічні витрати за рахунок досягнення проектних характеристик при меншій матеріалоемності конструкції.

Для прогнозувати міцнісних характеристик фібробетону застосовують теоретичні моделі, які базуються на засадах механіки композитних матеріалів, таких як використання правила сумішей з врахуванням об'ємного вмісту фаз композиту [10]. Такі підходи дозволяють апроксимувати міцність композитів, не розкриваючи фізичної суті явища деформування і руйнування композиту.

Існує чимало факторів, що впливають на зміну властивостей композитів на основі цементної матриці, що в свою чергу дає багато варіантів їх комбінування для створення матеріалів із необхідними характеристиками. Для цього потрібно розвивати теорії, що враховують дискретну структуру матеріалів. В роботах [14, 15] на основі концепцій механіки руйнування побудовано розрахункові моделі для прогнозування міцності та тріщиностійкості композитів на основі цементної матриці, що враховують порову структуру матриці та тріщини в цементному камені.

Постановка завдань. Метою даної роботи є побудова розрахункових залежностей для прогнозування міцності фібробетону за стиску. Варто відмітити, що відомі в літературі експериментальні дослідження з цієї проблеми містять неоднозначні, а іноді й суперечливі дані стосовно впливу армування фіброю на міцність композиту за стиску.

Розрахункова модель фібробетону за стиску. Основною службовою характеристикою бетону, яку використовують при проектуванні конструкцій та при контролі якості бетону є його міцність на стиск. Міцність бетону на стиск, у порівнянні з розтягом, вища у 8 разів для класу бетону В5 і зростає до 15 раз і вище для марки В40. Суттєву роль у виникненні тріщин в структурі бетону за стиску відіграють пори. Пори в цементному камені мають різне походження і розміри їх змінюються в широких межах (таблиця 2).

Розподіл і класифікація пор в ц пор в цементному камені

Вид пор в ЦК	Інтервал за діаметром, нм	Характерні діаметри, нм
Гелеві	до 20	4
Проміжні	20÷50	30-40
Капілярні:	50÷2000	
- мікро	50÷200	60-80
- макро	200÷2000	300, 1400
Макропори	$(100÷1000) \cdot 10^3$	

Пори цементного каменю мають довільну форму і випадкову орієнтацію по відношенню до зовнішнього навантаження. В роботі [16] показано, що за умов стиску напруження розтягу, що виникають в околі пор, мало залежать від їх форми. Побудову моделі деформування за стиску цементного каменю здійснимо в рамках плоскої задачі теорії пружності.

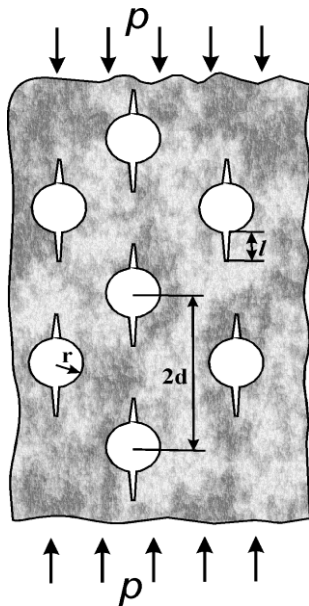


Рис. 1. Схема стиску армованого цементного каменю з порами

За розрахункову модель міцності на стиск цементного каменю, стохастично армованого мікрОВОлокнами, візьмемо товсту пластину із системою періодичних кругових отворів (пор) з тріщинами на контурі (рис.1). За межами пор маємо армований матеріал з мікропорами, який не вносять вагомому вкладу в поширення тріщини, хоча і є концентраторами напружень. Його поведінку моделюємо однорідним ізотропним середовищем із ефективними пружними характеристиками E, ν . Припускаємо, що концентрація великих пор є такою, що їх взаємодією можна знехтувати. Тоді утворення та поширення тріщин на контурі пор можна дослідити на прикладі одного ізольованого отвору.

Згідно з відомими розв'язками теорії пружності біля кругового отвору в тілі (рис. 2) під час його стискування виникає зона розтягальних напружень, величину яких можна розрахувати за формулою [17]

$$\sigma_{yy}(x,0) = -p \left(\frac{1}{2} \frac{r^2}{x^2} - \frac{3}{2} \frac{r^4}{x^4} \right). \quad (1)$$

Напруження, розраховані за формулою (1) зображено на рис. 3. В інтервалі $(r < x < 1,7r)$ виникають напруження розтягу, а при $x > 1,7r$ – напруження змінюють знак і стають стискальними.

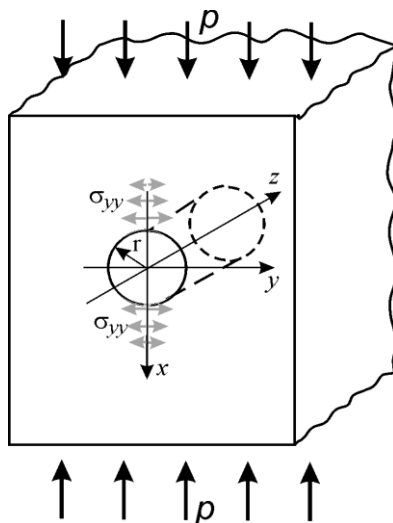


Рис. 2. Схема стиску тіла з круговим циліндричним отвором

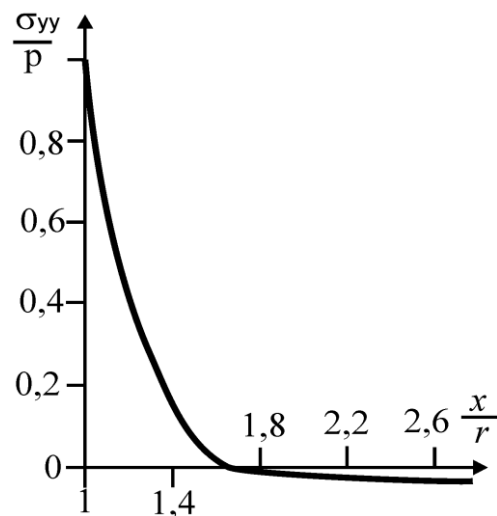


Рис. 3. Розподіл напружень $\sigma_{yy}(x,0)$ біля кругового отвору за стиску вздовж осі x

За достатньої інтенсивності зовнішнього навантаження стиску напруження розтягу ініціюють появу тріщин на контурі порожнини (рис. 4). Експериментальні дослідження показують, що тріщини в цементному камені виникають вже при інтенсивності навантажень $p \sim (0,5 \dots 0,6) R_b$. Тут R_b - міцність матеріалу на стиск.

Граничні навантаження для росту цих тріщин можна розрахувати за встановленою у роботі [16] залежністю

$$p^* = \sqrt{\frac{\pi(1+\lambda)^7}{4r((1+\lambda)^2-1)}} K_{IC}, \quad (2)$$

де K_{IC} - характеристика локальної тріщиностійкості матеріалу; $\lambda = l/r$.

Розвиток цих тріщин спочатку нестійкий, тобто вони поширюються до розмірів $l = \lambda_0 r$ без збільшення навантаження (рис. 5). Далі навантаження для росту тріщини необхідно збільшувати.

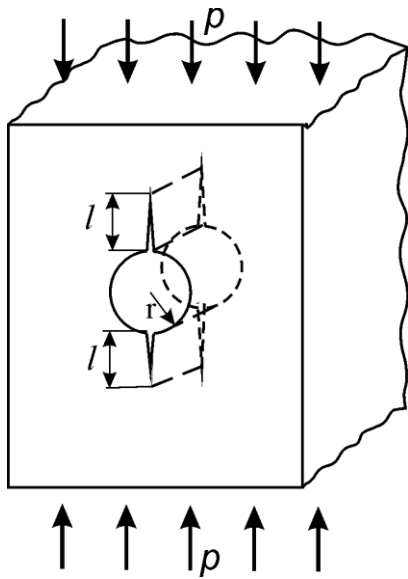


Рис. 4. Тіло з круговим циліндричним отвором та тріщинами в умовах стиску

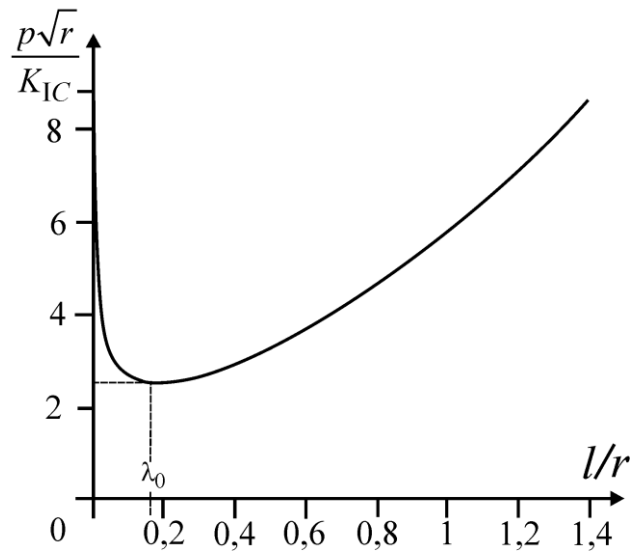


Рис. 5. Залежність граничного навантаження від довжини тріщини

Зовнішні навантаження, за яких тріщини зливаються в одну, що перетинає все тіло, приймаємо за границю міцності композиту за стиску. Цю характеристику встановлюємо за формулою (2), покладаючи довжину тріщини l рівною половині відстані між порами $d - r$:

$$R_b = \sqrt{\frac{\pi(1+\lambda_c)^7}{4r((1+\lambda_c)^2-1)}} K_{IC}, \quad \lambda_c = \frac{d}{r} - 1. \quad (3)$$

Якщо адгезія матриці із мікрволокнами при зростанні інтенсивності навантаження стиску аж до руйнування не порушується, то для розрахунку K_{IC} можна застосувати раніше отриману в роботі [15] залежність

$$K_{IC} = \frac{1}{\sqrt{1-\nu^2}} \left(\left(0,33\sigma_f V_f \left(1 - \frac{r\sigma_f}{a\sigma_m} \right) + \sigma_m (1 - V_f) \right) \times \right. \\ \left. \times \left(E_m \left(1 + \frac{V_f}{(m/(m-1)) - V_f^{1/3}} \right) \right) \rho (\exp \varepsilon_c - 1) \right)^{1/2}. \quad (4)$$

Тут σ_f , σ_m - границі міцності фібри і цементної матриці відповідно; E_f , E_m - модулі пружності фібри і матриці; V_f - об'ємний вміст фібри; ε_c - гранична деформація композиту; ν - коефіцієнт Пуассона композиту; ρ - параметр структури матеріалу; a - довжина волокон; $m = E_f / E_m$.

Реально в композиті за умов стиску внаслідок різниці в модулях пружності матриці і армуючих волокон вздовж поверхонь їх розділу виникають дотичні напруження, які за достатньої інтенсивності зовнішнього навантаження призводять до порушення адгезії між фазами з утворенням поля мікротріщин. Взаємодія макротріщини з мікротріщинами разом з втратою впливу армування на тріщиностійкість внаслідок декогезії веде до зменшення параметра тріщиностійкості матеріалу K_{IC} , а отже, згідно зі співвідношенням (3), і до зниження міцності на стиск. На наш погляд, це одна з головних причин незначного зростання, а часто і зменшення міцності на стиск композитів на основі цементної матриці зі збільшенням об'ємного вмісту армуючих волокон.

Зниження опору поширенню тріщини внаслідок мікророзтріскування матеріалу за стиску, можна виразити наближено залежністю [18]

$$K_{IC} = K_{IC}^0(1 - f_s) \quad (5)$$

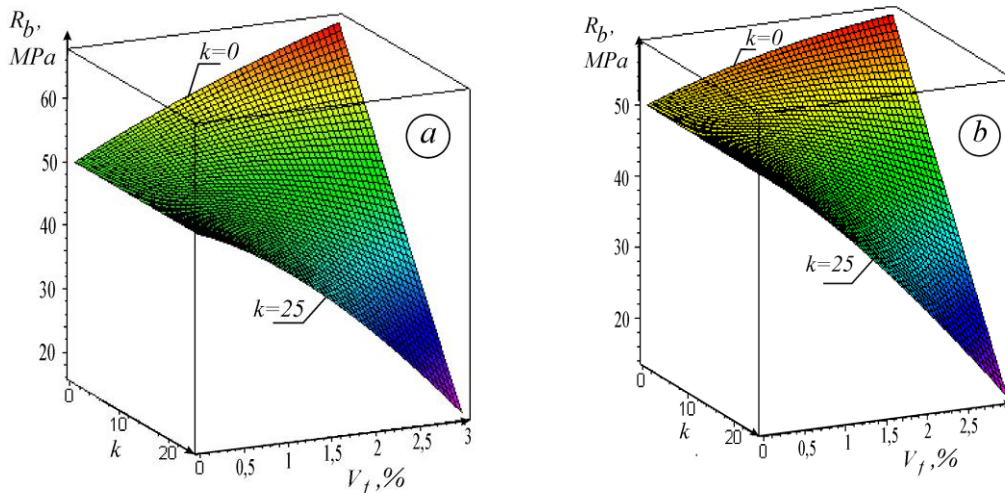
де K_{IC}^0 – тріщиностійкість матеріалу без мікротріщин; f_s – параметр інтенсивності мікророзтріскування (функція деградації матеріалу).

Оскільки в умовах стиску композиту мікророзтріскування пов'язане в основному з присутністю армуючої фібри, то припускаємо, що f_s є лінійною функцією від об'ємного вмісту фібри $f_s(V_f) = kV_f$, де k – коефіцієнт пропорційності.

На основі співвідношень (3) – (5) отримуємо залежність для розрахунку міцності композиту на стиск

$$R_b = (1 - kV_f) \sqrt{\frac{\pi(1 + \lambda_c)^7}{4r((1 + \lambda_c)^2 - 1)(1 - \nu^2)}} \cdot \sqrt{0,33\sigma_f V_f \left(1 - \frac{r\sigma_f}{l\sigma_m}\right) + \sigma_m(1 - V_f)} \times \\ \times \sqrt{E_m \left(1 + \frac{V_f}{(m/(m-1)) - V_f^{1/3}}\right) \rho(\exp \varepsilon_c - 1)}. \quad (6)$$

На рис. 6 на основі наведеної формули побудовані графічні залежності прогнозованої міцності композиту від об'ємного вмісту базальтової, поліпропіленової, вуглецевої, азбестової фібри за різних значень параметра пошкодженості матеріалу за стиску.



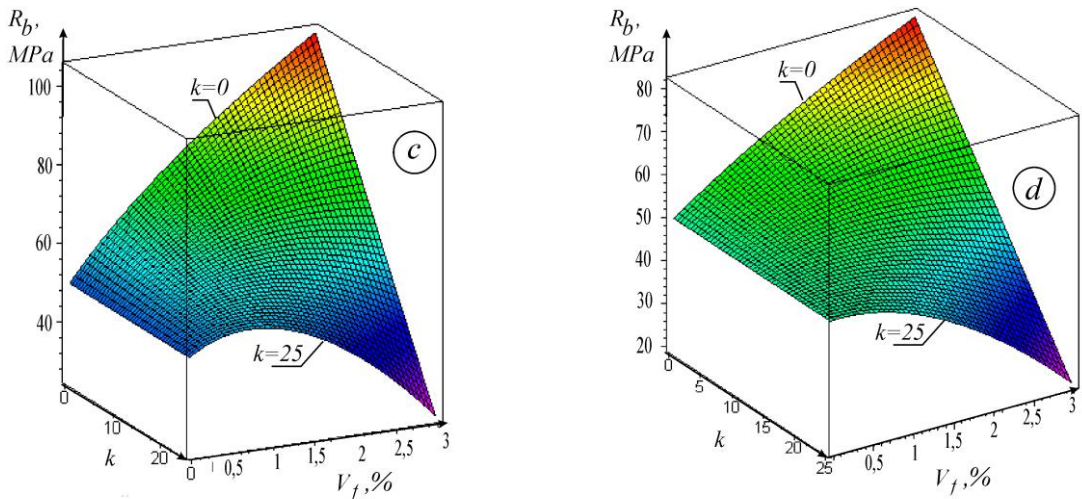


Рис. 6. Теоретичний прогноз міцності за стиску цементного камню армованого базальтовою (а), поліпропіленовою (б), вуглецевою фіброю (с), азбестовою фіброю (д).

Експериментальні дослідження. Для порівняння отриманих теоретичних розрахункових залежностей з експериментальними даними проведено дослідження на стиск цементного каменю армованого базальтовими волокнами. Для приготування розчину використовували портландцемент ПЦ П/А-3-500 загально-будівельного призначення ПАТ "Волинь-Цемент", гіперпластифікатор на основі полікарбоксилату Verament ТВ-1. В усіх серіях зразків водоцементне відношення становило 0,32. Як армуючі елементи в розчин додавали базальтову фібру виробництва ТОВ "Технобазальт-Інвест" діаметром 15 μm , довжиною 12 мм.

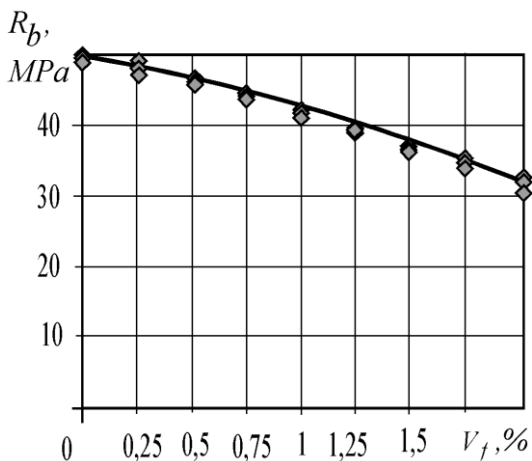


Рис. 7. Залежність міцності армованого цементного каменю при стиску від об'ємного вмісту базальтової фібри.

Вміст фібри у відношенні до цементу змінювали від 0 до 2% за об'ємом. З розчинів виготовляли кубічні зразки розміром 4x4 см, які формували протягом 30 с на віброплощині з подальшою витримкою в повітряно-сухих умовах лабораторії при температурі $25 \pm 3^\circ\text{C}$ протягом 28 діб.

При армуванні матеріалу 2% фібри міцність на стиск становить лише 65% від неармованого цементного каменю. Результати експерименту та прогнозу міцності добре корелюють між собою.

На рис. 7 наведені дані експериментальних досліджень зі встановлення впливу армування базальтовими волокнами цементного каменю на міцність при стиску. Теоретичному прогнозу міцності композиту, розрахованому за формулою (6) відповідає суцільна лінія на графіку. Параметр пошкодженості цементного каменю в даному випадку $k=16,7$. З результатів слідує, що присутність досліджуваних волокон в цементній матриці знижує міцність на стиск композитного матеріалу на основі цементної матриці, армованої волокнами різної природи. Основними чинниками, що впливають на міцність таких матеріалів є пори, як основні ініціатори тріщиноутворення за стиску, а також множинна пошкодженість матеріалу внаслідок порушення адгезійних зв'язків між цементною матрицею та волокнами наповнювача за інтенсивних зусиль стиску. Останній фактор можна вважати причиною зниження міцності на стиск композиту зі збільшенням вмісту високомодульних волокон, що часто спостерігається в експериментальній практиці. Ще одним із факторів, що викликає це явище, можна вважати збільшення вмісту пор в процесі внесення мікрОВОЛОКОН в розчин.

Список використаних джерел:

1. Naaman, A. E. 2007. "Tensile Strain Hardening FRC Composites: Historical Evolution Since the 1960s." In *Advances in Construction Materials*, ed. C. U. Grosse, 181–202. Berlin, Germany: Springer.
2. Banthia, N., M. Azzabi, and M. Pigeon. 1993. "Restrained Shrinkage Cracking in Fiber Reinforced Cementitious Composites." *Materials and Structures* 26 (161): 405–413.
3. Marar, K., Ö. Eren, and T. Çelik. 2001. "Relationship between Impact Energy and Compression Toughness Energy of High Strength Fiber Reinforced Concrete." *Materials Letters* 47 (4–5): 297–304.
4. Nataraja, M. C., T. S. Nagaraj, and S. B. Basavaraja. 2005. "Reproportioning of Steel Fiber Reinforced Concrete Mixes and their Impact Resistance." *Cement and Concrete Research* 35 (12): 2350–2359.
5. Xu, Z., H. Hao, and H. N. Li. 2012. "Experimental Study of Dynamic Compressive Properties of Fiber Reinforced Concrete Material with Different Fibers." *Materials and Design* 33 (1): 42–55.
6. Kronlof, A., L. Markku, and S. Pekka. 1995. "Experimental Study on the Basic Phenomena of Shrinkage and Cracking of Fresh Mortar." *Cement and Concrete Research* 25 (8): 1747–1754.
7. Brandt A. M. *Cement-Based Composites: Materials, Mechanical Properties and Performance II* Spon Press redition. – 2009, March, 544 p.
8. Jefferey M. and Lemm HB *Tiber-Reinforced Concrete: Principles, Properties, Developments and applications (Building Materials Science)*// William Andrew. – 1990. – 194 p.
9. Maidl B. *Steel Fibre Reinforced Concrete*. Wiley – VCH. – 1995. – 292 p.
10. Рабинович Ф. Н. Композиты на основе дисперсно армированных бетонов. Вопросы теории и проектирования, технологии, конструкции. М.:АСВ, 2004, 560с.
11. Hannant Dj, *Fibre-reinforced concrete, Advanced Concrete Technology – Processes*, Elsevier, Oxford. UK, 2002.
12. K. Ramujel. Strength properties of polypropylene fiber reinforced concrete. *Int. J. of Innovative Research in Science, Engineering and Technology*, 2013, V. 2, 8, p. 3409-3413.
13. Солодкий, С. Й. Тріщиностійкість бетонів на модифікованих цементях/ С. Й. Солодкий. – Л.: НУ "ЛПТ", 2008. – 144 с.
14. Силованюк В.П. Розрахункова модель фібробетону на міцність за розтягу/ В.П. Силованюк, Р.Я. Юхим, А.Є. Ліснічук, Н.А. Івантишин// Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – Т. 51, № 3. – С. 39–45. (V. P. Sylovanyuk, R. Ya. Yukhym, A. E. Lisnichuk, and N. A. Ivantyshyn. Computational model of the tensile strength of fiber-reinforced concrete// *Materials Science*. – 2015. – Volume 51, Issue 3. – P. 340-347.)
15. Силованюк В. П. Прогнозування тріщиностійкості цементного каменю та фібробетону/ Силованюк В. П., Юхим Р. Я., Івантишин Н. А., Ліснічук А. Є. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – Т. 54, № 4. – С. 120–125.
16. Зайцев Ю.В. Моделирование деформаций и прочности бетона методами механики разрушения. – М.: Стройиздат, 1982, 196 с.
17. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. –М.: Наука, 1966, 707с.
18. Evans A.G. and Fu Y. Some effects of microcracks on the mechanical properties of brittle solids – II microcrack toughening. – *Acta metal.* Vol.33, No. 8, pp.1525–1531, 1985.

Рецензент: Д-р техн. наук, професор,
 зав. відділу конструкційної міцності матеріалів
 у робочих середовищах
 ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАНУ

Я.Л. Іваницький

Стаття надійшла до редакції 21.04.2016.