НАУКОВІ НОТАТКИ

Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Технічні науки»)

Випуск 50

2015

Луцьк 2015

ЗМІСТ

Зміст……..	4
Баглюк Г. А., Толочина А. В., Толочин А. И., Яковенко Р. В., Кудь В. К., Евич Я. И., Грипачевский А. Н. Влияние диборида титана на структуру и свойства горячештампованного интерметаллида Fe_3Al……	8
Берладір Х. В., Будник А. Ф., Дядюра К. О. Антифрикційний композит на основі активованого матричного політетрафторетилену……	18
Божко Т. Є., Рудь В. Д., Гальчук Т. Н. Порівняння механічної обробки спеченого пористого матеріалу марки ПЖР-3 та ШХ15……...	21
Валецький Б. П., Валецька О. В. Інтелектуальні склади-термінали……..	25
Гальчук Т. Н., Божко Т. Є. Отримання спечених антифрикційних виробів із композиційного матеріалу на основі порошку сталі ШХ15…….	30
Греділь М. І. Еволюція структури та механічних характеристик прутків арматурної сталі внаслідок холодного волочіння……...	35
Гулієва Н. М. Рентгеноструктурні дослідження композитів сапоніт – титану та сапоніт – алюмінію……	39
Давидюк О. І., Маркін Т. Ю., Савчук П. П., Люшук О. М. Оптимізація складу епоксикомпозитів армованих продуктами шліфування сталі ШХ-15……	43
Денисюк В. Ю., Лук'янчук Ю. А., Лапченко Ю. С. Дослідження динамічних характеристик пружної системи безцентрово-шліфувального верстату swaakm 25/1a під час переривчастого шліфування……	48
Дзюбинська О. В., Смаль М. В., Герасимчук Г. А. Особливості вибору схеми віброабразивної обробки плоских стальних деталей……	56
Дідух І. І., Баглюк Г. А., Чувашов Ю. М., Ященко О. М. Вплив добавок ZrO_2 на структуру та властивості розплавів гірських порід……	60
Епифанцева Т. А. Влияние маштабного фактора на свойства холоднопресованного гетерогенного материала медь-вольфрам……	65
Імбірович Н. Ю., Посувайло В. М., Остап'юк С. І. Особливості впливу режимів плазмоелектролітного оксидування оксидокерамічних покриттів на електрофізичні параметри процесу синтезу……	71
Кашицький В. П., Савчук П. П. Наукові підходи до створення самозмащувальних епоксикомпозитних трибоматеріалів……	76
Клапків М. Д., Посувайло В. М., Імбірович Н. Ю. Особливості впливу режимів плазмоелектролітного оксидування оксидокерамічних покриттів на електрофізичні параметри процесу синтезу……	81
Кошелюк В. А. Застосування мсе до розв'язування задач термопружності структурно-неоднорідних тіл……...	86
Кречковська Г. В. , Свірська Л. М. , Студент О. З. Фрактографічні ознаки деградації сталі 12Х1МФ з різних зон гину парогону ТЕС……	93
Кречковська Г. В. Фрактографічні дослідження зламів лопатки парової турбіни……	100
Кривень В. А., Бойко А. Р., Каплун А. В. Початкова стадія пластичного відшаровування включення квадратного перерізу за наявності міжфазних тріщин……	104
Кузнєцов Ю. М., Придальний Б. І. Опис самоналагоджувальних приводів затиску на різних рівнях складності структури і генетичної інформації……...	108
Куц Ю. В. Огляд існуючих методів плакування порошкових матеріалів	112
Малець В. М., Швець І. В., Кашицький В. П., Савчук П. П. Оптимізація складу епоксикомпозитних покриттів наповнених дисперсним порошком цирконію	118
Медведєв О. А. Особливості побудови та аналізу графів кутових розмірних зв'язків техпроцеса мехобработки деталей……..	123
Мельничук М. Д., Гусачук Д. А., Скуба В. М. Отримання еко-теплоізоляційних матеріалів на основі вторинної паперової сировини……	128
Мініцький А. В., Сосновський Л.О., Лобода П.І. Визначення можливості виготовлення вертикальним пресуванням довгомірних заготівок із порошку гідриду титану……	133

Онисько О. Р., Войтенко П. І., Костюк Н. О. Алгоритм визначення величини відхилення профілю різьби виконаної різцем з ненульовим значенням кута нахилу різальної кромки…….	137
Петрина Д. Ю., Гоголь В. М., Петрина Л. Г. Вплив робочих середовищ і неметалічних включень на стійкість резервуарної сталі до корозії…….	145
Пилипець М.І., Паньків В.Р., Паньків М.Р. Термомеханічні властивості композитних матеріалів, які базуються на полімерах та вуглецевих нанотрубках……..	149
Писаренко В. Г., Савуляк В. В. вплив різнотовщинності листових зразків для випробувань на розтяг на розкид значень результатів експериментів……	154
Повстяной О. Ю., Куц Ю. В., Імбірович Н. Ю. Застосування комп'ютерного моделювання для візуалізації трьохмірних даних при дослідженні властивостей пористих проникливих матеріалів……...	159
Полінкевич Р. М., Сомов Д. О., Зубовецька Н. Т. Програмні методи і засоби цифрового моделювання динаміки гідроприводів металорізальних верстатів…….	166
Пугачевская Е. П. Исследование контактного взаимодействия диборида циркония со сплавами Ni-Cr……	171
Марчук О. В., Мельничук Х. О., ГулайЛ. Д., Шемет В. Я фазові рівноваги у системі NiS – La_2S_3 – GeS_2 за температури 770 K……...	176
Роп'як Л. Я.,Шацький І. П., Маковійчук М. В. Оцінка міцності двошарового покриття під локальнимнавантаженням.....	180
Рудь В. Д., Савюк І. В., Самчук Л. М., Повстяна Ю. С. Переробка залізної окалини алюмотермічним методом……	185
Рудь В. Д., Шиберко В. В., Сидоренко В. Б. Моделювання мікроструктури порошкових матеріалів……...	190
Савуляк В . І., Поступайло О. В., Шаповалова О. В. Термодинаміка утворення сполук під час легування розплаву системи Fe-Cr-Ni-Si-C-O манганом……...	194
Садова О. Л., Боярська І. В., Кашицький В. П. Дослідження корозійної та атмосферної стійкості епоксикомпозитних трибоматеріалів…….	199
Сизоненко О. Н., Липян Е. В., Торпаков А. С. К вопросу об оптимизации параметров высоковольтной импульсной обработки порошков…….	203
Сичук В. А., Заболотний О. В. Виготовлення та випробування нової конструкції збірного сопла абразивоструменевої машини……...	208
Смаль М. В., Герасимчук О. О., Герасимчук Г. А. Дослідження параметрів дообрізчика залишків гички головок коренеплодів…….	213
Ткачук І. Є. Методика дослідження сили різання при точінні спечених матеріалів…….	219
Ткачук О. Л., Герасимчук О. П. Дослідження впливу технологічних параметрів на процес гідрофобізації бавовняної тканини…….	222
Фещук Ю. П. Тріщини в полі залишкових напружень оболонкових елементів конструкцій, одержаних у процесі гідродинамічного штампування…….	227
Фурс Т. В. Кристалічна структура і дефектність дийодиду свинцю у зв'язку із способом одержання……..	232
Чейлях А. П., Караваева Н. Е. Влияние высокотемпературной термоциклической обработки на структуру и свойства цементованной стали 20 ГЛ……...	238
Чигвинцева О. П., Клименко Е. В., Варлан К. Е. Исследование теплофизических характеристик органопластиков на основе пентапласта……...	244
Шваб'юк В. І., Ротко С. В., Шваб'юк В. В. Уточнене визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень ортотропної балки – смуги з поперечною тріщиною……	249

ONTENTS

Contents……..	4
Bagliuk G. A., Tolochina A. V., Tolochin O. I., Yakovenko R. V., Kud' V. K., Evich Ya. I., Gripachevski A.N. Effect oftitanium diborideon structure andpropertiesof……....	8
Berladir K. V., Budnik A. F., Dyadyura K. O. Antifriction composite based on the activated matrix polytetrafluoroethylene……...	18
Bozhko T., Rud' V., Galchuk T. Comparison of mechanical handling sintered porous material PZHR3 and SHH15…….	21
Valetsky B., Valetska O. Intellectual cargo terminals……	25
Gal'chuk T., Bozhko T. For sintered antifriction products from composite materials based on powder was SHH15……	30
Hredil M. I. Evolution of structure and mechanical characteristics of pearlitic reinforcing steel wires due to cold drawing……	35
Guliieva N. M. X-RAY diffraction study of composite saponite – titanium and saponite – aluminum	39
Davydyuk O., Markin T., Savshuk P., Lyushuk O. Optimization of the products epoksykompozytiv reinforced grinding steel shh15……...	43
Denysiuk V. Y., Lukyanchuk Y. A., Lapchenko Y. S. Investigation of dynamic characteristics elastic centreless grinding machines swaakm 25/1a intermittent during grinding……	48
Dzybunska O., Smal M., Herasimstuk H. The choice of optimum scheme vibroabrazyve treatment of flat steel details……...	56
Diduk I. I., Bagliuk G. A., Chuvashov Yu. N., Yashchenko O. M. Effect of ZrO_2 on the structure and properties rocks melts……..	60
Epifantseva T. A. Influence of the scale factor on the properties of cold-pressed heterogeneous material copper-tungsten……	65
Imbirovych N. Yu., Posuvailo V. N., Ostapjuk S. I. The features of effects electrolytic plasma of oxide-ceramic coatings on the electrical parameters of the synthesis……	71
Kashytskyi V. P., Savshuk P. P. Scientific approach to creating self-lubricating epoksy kompozyte tribe materials……	76
Klapkiv M. D., Posuvailo V. N., Imbirovych N. Yu. The features of effects electrolytic plasma of oxide-ceramic coatings on the electrical parameters of the synthesis……	81
Kosheliuk V. A. Application of fem to solution of the thermoelasticity problems for structurally inhomogeneous solids……	86
Krechkovska H. V., Svirska L. M., Student O. Z. Fragtografy features of degradation of the 12H1MF steel from different zones of bend steam pipeline of thermal power plant……	93
Krechkovska H. V. Fractographic research kinks of steam turbine blade……..	100
Kryven V. A., Boyko A. RKaplyn., A. V. The initial stage of peeling plastic square section included in the presence interface cracks……	104
Kuznetsov Y. M., Prydalnyi B. I. Description of the self-adjusting clamp actuators on different levels of complexity of structure and genetic information……	108
Kuts Yu. The review of existing methods cladding powder material……	112
Malets M. M., Shvetc I. V., Kashytskyi V. P., Savshuk P. Optimization of coatings epoksykompozytnyh filled with zirconium dispersed powder……...	118
Medvedev O. A. Features of construction and graph analysis angle dimensional relationships process technology machining parts……	123
Melnychuk M., Husachuk D., Skuba V. The receiving eco thermal insulation materials based on recycled paper stock……...	128
Minitsky A. V., Sosnovsky L. A, Loboda P. I. Definition of vertical pressing the possibility of manufacturing long-length billet of titanium hydride powder……	133
Onysko O. R., Vojtenko P. I., Kostuk N. O. Algorithm for determining of the thread profile deviation done by the tool with non-zero cutting edge inclination angle.....	137
Petryna D. J., Hohol V. M., Petryna L. G. Established that the quality of the oil affects the corrosion resistance of steel storage tank……	145
Pylypets M. Pankiv., V., Pankiv M. Thermo-mechanical properties of conducting polymers and	149

carbon nanotubes based composite materials……	
Pisarenko V. G., Savuliak V.V. The influence of thickness differential of sheet samples for tensile tests on the spread of experimental results value.....	154
Povstyanoy O., Kuts Yu., Imbyrovych N. Application of computer design is for visualization of three-dimensional data at research of properties of porous penetrating materials……..	159
Polinkevich R., Somov D., Subovetska N. Programmatic methods and facilities of digital design of dynamics of gidroprivodov of metal-cutting machine-tools……...	166
Puhachevskaya E. P. Investigation of contact interaction tsyrkonyya co diboride allo Ni-Cr……	171
Marchuk O. V., Melnychuk Kh. O., Gulay L. D., Shemet V. Ya. Phase equilibria in the nis – La_2S_3 – GeS_2 systems at temperatures 770 K……...	176
Ropyak L. Ya., Shatskyi I. P., Makoviichuk M. V. Strength estimation of two-layer coating under local load……	180
Rud' V., Saviuk I., Samchuk L., Povstyana Y. Processing by alyumotermichnym iron slag……	185
Rud V., Shyberko V., Sydorenko V. Modelling of microstructure of powder materials……...	190
Savulyak V. I., Postupailo O. V., Shapovalova O. V. Thermodynamic formation of compounds upon alloying melts system Fe-Cr-Ni-Si-C-O by magnesium……...	194
Sadova O. L., Boiarska I. V., Kashytskyy V. P. Resherch corrosion and atmospheric stability of epoxy composite tribomaterials……	199
Syzonenko O., Lypian Y., Torpakov A. On high-voltage pulse powders processing parameters optimization……	203
Sychuk V. A., Zabolotnyi O. V. Production and testing of a new construction of assembled nozzle for abrasive blasting machine……	208
Smal M., Herasimstuk O., Herasimstuk H. Study parameters doobrizchyka remnants turnip root crops heads……..	213
Tkachuk I. Research methods in cutting forces turning sintered materials……...	219
Tkachuk O., Herasymchuk A. Research of influence of technological parameters on the process of waterproof finishing of cotton fabric……..	222
Feshchuk Yu. Stress-strain state of orthotropic elastic-plastic closed cylindrical shell with an internal transverse cracks any configuration……...	227
Furs T. V. Crystal structure and defects of lead iodide in connection with the production……...	232
Cheiliak A. P., Karavaieva N. E. Influence of high thermocyclic treatment on the structure and properties of steel carburized 20mn……	238
Chigvintseva O. P., Klimenko Ye. V., Varlan K. E. Research of thermophysical characteristics of organoplastics, based on pentaplast…….....	244
Shvabyuk V., Rotko S., Shvabyuk V. Specified determination of stress intensity factor of orthotropic beam -strip with a cross crack……..	249

УДК 621.762

Г. А. Баглюк, А. В. Толочина, А. И. Толочин, Р. В. Яковенко,
В. К. Кудь, Я. И. Евич, А. Н. Грипачевский
Институт проблем материаловедения НАН Украины

ВЛИЯНИЕ ДИБОРИДА ТИТАНА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ГОРЯЧЕШТАМПОВАННОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Fe_3Al

Изучено влияние присадок TiB_2 на структуру и основные физико-механические свойства интерметаллидов на основе алюминида железа Fe_3Al, полученных горячей штамповкой пористых порошковых заготовок. Показано, что введение в состав интерметаллида частиц TiB_2 приводит к некоторому повышению характеристик прочности и трещиностойкости образцов после горячей штамповки, а проведение последующих отжигов привело к выравниванию свойств интерметаллида и композитов на его основе. Твердость горячештампованных материалов увеличивается с увеличением в них боридной составляющей и снижается после проведения их отжига.

Ключевые слова: *интерметаллид, алюминид железа, порошковая металлургия,,прочность, трещиностойкость, горячая штамповка, структура.*

Г. А. Баглюк, О.В. Толочина, О. І. Толочин, Р. В. Яковенко,
В. К. Кудь, Я. І. Євич, А. М. Грипачевський

ВПЛИВ ДИБОРИДУ ТИТАНУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ГАРЯЧЕШТАМПОВАНОГО ІНТЕРМЕТАЛІДУ Fe_3Al

Вивчено вплив присадок TiB_2 на структуру та основні фізико-механічні властивості інтерметалідів на основі алюмініда заліза Fe_3Al, отриманих гарячим штампуванням пористих порошкових заготовок. Показано, що введення до складу інтерметаліду часток TiB_2 призводить до деякого підвищення характеристик міцності і тріщиностійкості зразків після гарячого штампування, а проведення подальших відпалів призвело до вирівнювання властивостей інтерметаліду і композитів на його основі. Твердість гарячештампованих матеріалів збільшується зі збільшенням в них боридної складової і знижується після проведення їх відпалу.

Ключові слова: *інтерметаліди, алюмінідів заліза, порошкова металургія ,, міцність, тріщиностійкість, гаряча штамповка, структура.*

G. A. Bagliuk, A. V. Tolochina, O. I. Tolochin, R. V. Yakovenko, V. K. Kud', Ya. I. Evich, A.N. Gripachevski

EFFECT OFTITANIUM DIBORIDEON STRUCTURE ANDPROPERTIESOF HOT FORGEDFe_3AlINTERMETALLIC

The effect of TiB_2additives on structure and basic physical and mechanical properties of intermetallic compounds based on iron Fe_3Alaluminide, obtained by hot forging of porous powder preforms was investigated. It is shown that the insertion in the intermetallic composition TiB_2particles leads to some increase in the strength and fracture toughness of the samples after hot forging while carrying out subsequent annealing leds to the leveling of properties of the intermetallic compound and composites based on it. Hardnessof hot forged materials increases with increase in boride component and decreases after annealing.

Keywords: intermetallic,iron aluminide, powder metallurgy, strength, fracture toughness, hot forging, structure.

Введение. Сплавы на основе алюминида железа Fe_3Al отличаются высоким сопротивлением окислению и сульфидированию, низкой плотностью и стоимостью, что перспективно для автомобилестроения и электротехники. Однако интерметаллиды проявляют повышенную хрупкость при комнатной температуре. Применение соединений алюминидов железа в чистом виде ограничено их низкой пластичностью и хрупкостью на воздухе при комнатной температуре[1-3].

Механические и эксплуатационные свойства также можно повысить созданием композитов на основе интерметаллидов с тугоплавкими частицами размером до 10 мкм [4]. В качестве упрочнителя для интерметаллидной матрицы хорошие рекомендации имеет соединение TiB_2 [4, 5]. Кроме того, легирование частицами диборида титана может улучшить прочность между границами зерен, что помогает избежать хрупкого межкристаллитного разрушения [6].

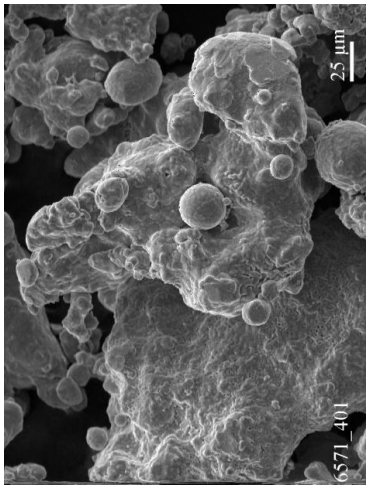
© Г. А. Баглюк, А. В. Толочина, А. И. Толочин, Р. В. Яковенко,
В. К. Кудь, Я. И. Евич, А. Н. Грипачевский

Наибольшей популярностью получения интерметаллидов пользуются литейные методы – вакуумно-индукционный переплав, электрошлаковая плавка, выплавка по технологии Exo–MeltTM [1-3, 7]. Последующими операциями в данном технологическом процессе является обработка давлением литых интерметаллидов прокаткой и экструзией, для придания им необходимых свойств. Однако, эти технологии являются многостадийными и сложными, что приводит к удорожанию продукции и снижению эффективности их применения.

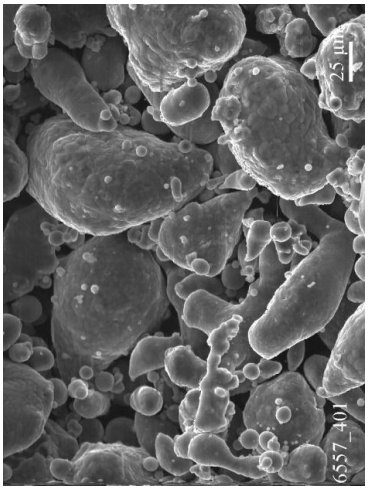
Помимо указанных наиболее распространенных технологий для получения интерметаллидов применяются и технологииоснованные на методах порошковой металлургии. Особое место занимают здесь методы связанные с горячей обработкой давлением порошков, что позволяет существенно снизить температуры консолидации и добиться практически беспористого состояния изделия.

Целью данной работы являлось изучения влияния борида титана на структуру и свойства горячештампованных предварительно размолотых порошковых композиций Fe_3Al–TiB_2.

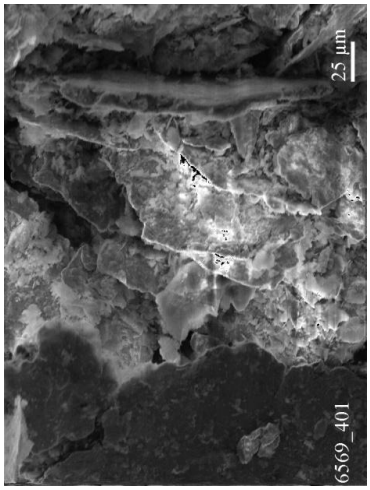
Материалы и методика эксперимента. Смеси порошков Fe+15%Al, Fe+15%Al+2%TiB_2, Fe+15%Al+4%TiB_2 (масс.%) готовили размолом порошков железа марки ПЖР-3.200.28, алюминия ПА-4 и борида титана TiB_2 в планетарной мельнице в течение 20 мин в среде спирта. Исходные порошки железа, алюминия и их смеси после размола представлены на рис. 1.



а



б



в

Рис. 1. **Исходные порошки железа (а) и алюминия (б), а также смесь порошков Fe+15%Al после размола (в)**

Из порошковых смесей под давлением 600 МПа прессовали цилиндрические образцы диаметром 40 мм и высотой 14 мм, которые спекали в вакуумной печи с вакуумом не ниже 10^{-3} мм. рт. ст. при температуре 1000 °С с изотермической выдержкой 30 мин с целью обеспечения термического синтеза интерметаллида из смеси элементарных порошков железа и алюминия. Спеченные образцы затем нагревали в среде аргона до температуры 1150 °С и подвергали горячей штамповке (ГШ) на винтовом дугостаторном прессе в полузакрытом штампе.

Полученные после горячей штамповки образцы из всех смесей делились на три части, которые подвергались следующим видам обработки: режим 1 – ГШ без дополнительной обработки; режим 2 – ГШ + отжиг в вакууме при температуре 1100 °С с изотермической выдержкой 180 мин.; режим 3 – ГШ + отжиг в вакууме при температуре 1300 °С с изотермической выдержкой 10 мин.

После проведения соответствующих технологических операций на полученных образцах исследовали плотность (гидростатическим методом); удельное электросопротивление (методом измерения падения напряжения на штампованном и эталонном образцах); твердость по Виккерсу с нагрузкой 100 Н на твердомере 2137 ТУ; прочность при изгибе на образцах размером 6×4×35 мм и расстоянием между опорами 20 мм; трещиностойкость на образцах размером 6×4×20 мм с

расстоянием между опорами 10 мм. Трещину в образец вводили электроискровым способом проволокой диаметром 0,1 мм. Испытания на изгиб и трещиностойкость проводили на испытательной машине CERAMTESTSYSTEM. Рентгенофазовый анализ образцов осуществляли на приборе ДРОН-3 в Co-Kα излучении. Локальный рентгеноспектральный анализ проводили на рентгеновском микрозондеCAMECAMS-46. Структуру материала изучали на сканирующем электронном микроскопе JEOLSuperprobe-733.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Изделия и материалы, получаемые методами порошковой металлургии, в первую очередь характеризуются таким важным параметром как плотность. Применение штамповки для уплотнения алюминида железа и композитов на его основе при температуре 1150 °С позволило получить интерметаллидFe–15Alс плотностью 6,39 г/см^3, а также композиты Fe–15Al–2TiB$_2$и Fe–15Al–4TiB$_2$ с плотностью 6,33и 6,45 г/см^{3}соответственно(рис. 2). Полученные значения плотности исследуемых материаловнесколько ниже теоретических значений, которые составляют 6,72, 6,66 и 6,59 г/см^3, соответственно для интерметаллидаFe$_3$Al и композитов на его основе с 2 и 4 % борида титана. Обращает на себя внимание то, что наиболее близким по значениям к теоретической плотности получился композит с наибольшим содержанием тугоплавкой фазы, хотя известно, что чем больше твердых и тугоплавких частиц содержится в пластичной матрице, тем труднее уплотнять порошковый материал до беспористого состояния. Рассматриваемое несоответствие между полученными и теоретическими плотностями исследуемых сплавов может быть связано либо с разной морфологией и дисперсностью частиц порошка после размола всех трех смесей, которые в разной степени поддаются уплотнению и деформированию, либо же с изменением фазового состава материала, в том числе и образованием оксидных фаз (особенно после размола в планетарной мельнице). Проведение отжигов образцов после горячей штамповки практически не повлияло на изменение плотности и поэтому можно допустить, что основной причиной пониженной плотности полученных интерметаллида и композитов является появление оксидных фаз.

Проведенный после штамповки интерметаллидаFe–15Al рентгенофазовый анализ образцов показал, что материал состоит из фазы Fe$_3$Al с присутствием оксидных фаз FeAl$_2$O$_4$, Fe$_{0,909}$O, Al$_{21,333}$O$_{32}$, Al$_{10,666}$O$_{16}$.

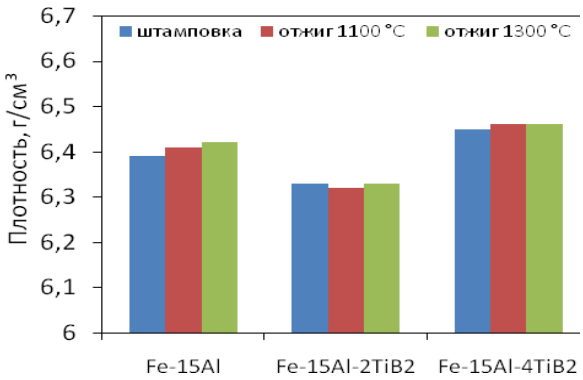


Рис. 2. **Плотность образцов после горячей штамповки при 1150 °С, а также последующих отжигов при 1100 и 1300 °С**

Анализ структуры полученных материалов показывает, что интерметаллид и композит с 2 % диборида титана состоят из пластинчатых частиц, а композит с 4 % тугоплавкой фазы состоит из более объемных округлых частиц(рис. 3). В структуре композитов наблюдаются темные прослойки новой появившейся фазы, что особенно заметно шлифах с пластинчатыми частицами в разрезе. Структура же композита Fe–15Al–4TiB$_2$отличается неравномерным распределением тугоплавкой фазы, где скопления мелких частиц борида титана находятся на границе между крупными частицами интерметаллидной матрицы (рис. 3,*в*). Проведение отжигов для отштампованных образцов привело к небольшому утолщению пластинчатых частиц и некоторым

© Г. А. Баглюк, А. В. Толочина, А. И. Толочин, Р. В. Яковенко,
В. К. Кудь, Я. И. Евич, А. Н. Грипачевский

фазовым изменениям, как в зернах матрицы, так и темных прослойках (см. рис. 3 *а, б, в*и рис. 3 *г, д, е*).

Анализ распределения алюминия и титана в исследуемых материалах показал неравномерное содержания данных компонентов в структурах(рис. 4-6). Видно, что в светлых пластинах интерметаллидной фазы содержание алюминия ниже, чем в темных прослойках новой фазы. Локальный рентгеноструктурный анализ фаз интерметаллидаи композитов на его основе показал, что пластины состоят из железа с алюминием, а темные прослойки являются оксидной фазой, которую можно отнести к шпинели нестехиометрического состава $Fe_xAl_yO_z$(табл. 1-3). При этом, соотношение компонентов указывает на то, что состав такихпластин должен состоять из нескольких фаз – интерметаллида и твердого раствора, т.е. B2+α и $D0_3$+α. Кроме того, после отжига наблюдается увеличение содержание алюминия и кислорода в оксидной фазе, что еще больше сдвигает фазовый состав пластинчатых частиц к области твердого раствора α. В случае с композитом Fe–15Al–2TiB_2 после отжига при 1300 °С в темных прослойках структуры было обнаружено два оксида, причем один из них классическая шпинель $FeAl_2O_4$, а второй оксид отличается повышенным содержанием титана (табл. 2).

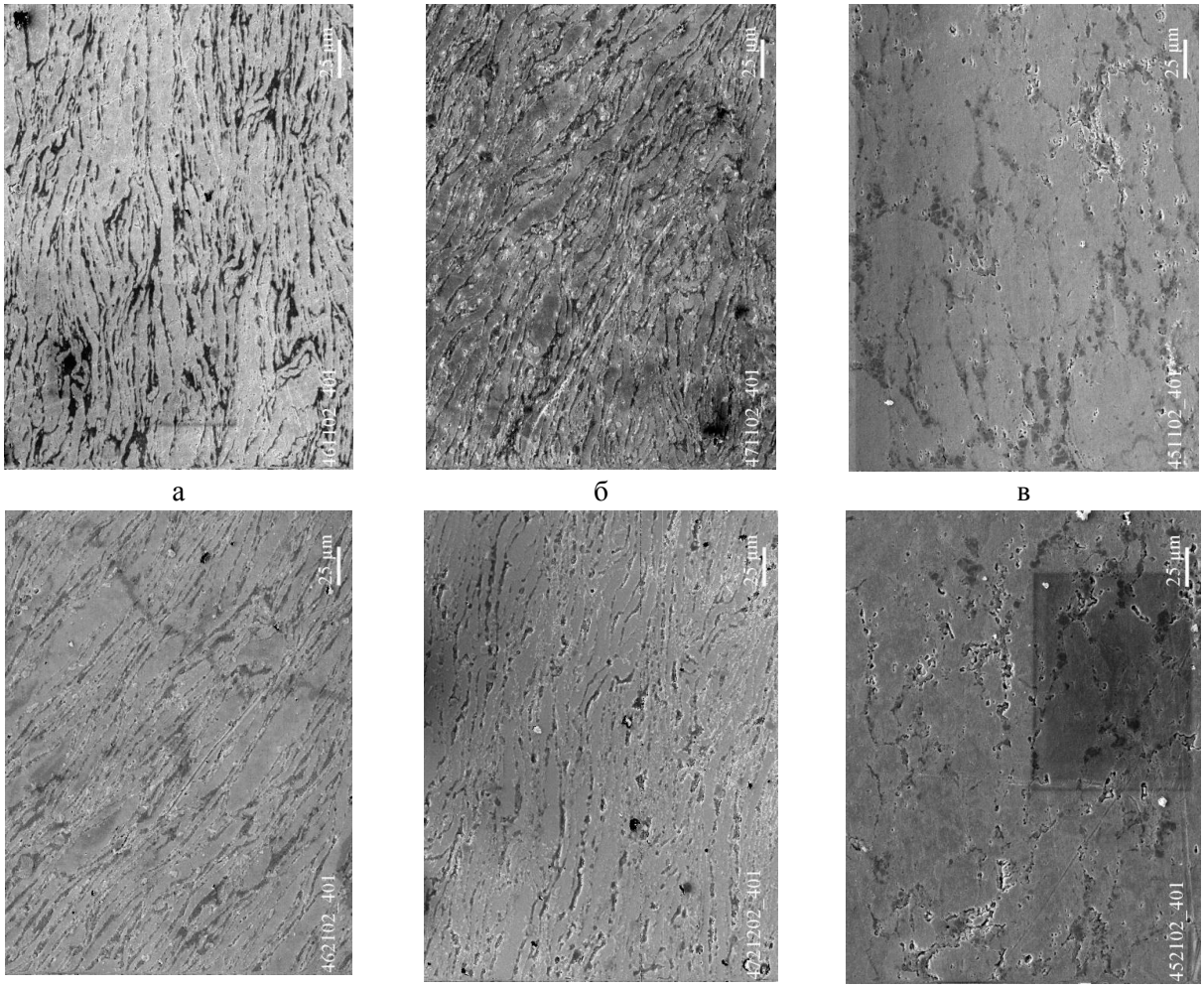


Рис. 3. **Структура интерметаллидаFe–15%Al и композитовна его основе после горячей штамповки (верхний ряд) и последующего отжига при 1300 °С (нижний ряд): а, г – Fe–15%Al; б, д – Fe–15%Al–2%TiB_2; в, е – Fe–15%Al–4%TiB_2**

© Г. А. Баглюк, А. В. Толочина, А. И. Толочин, Р. В. Яковенко, В. К. Кудь, Я. И. Евич, А. Н. Грипачевский

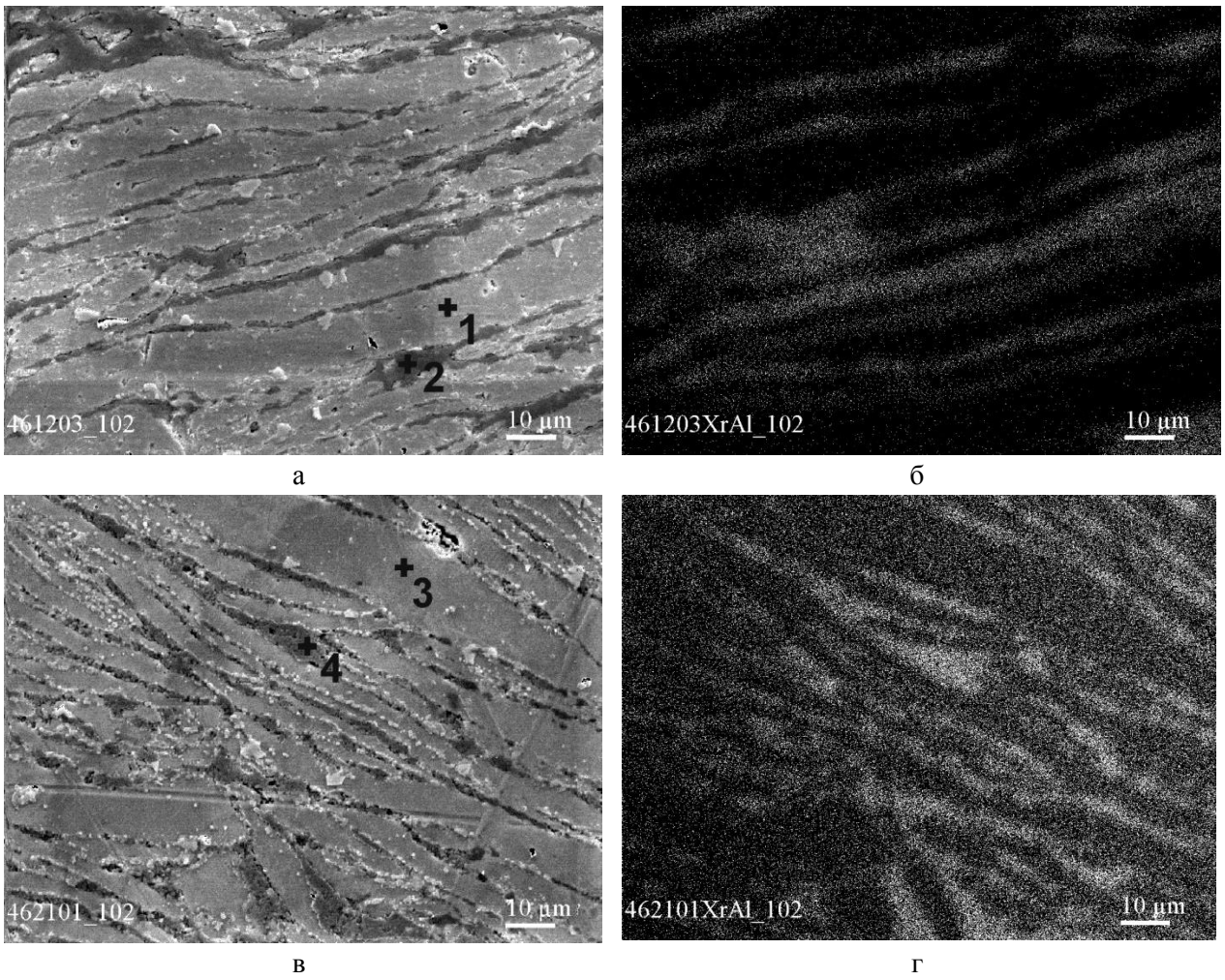


Рис. 4. **Структура и характер распределения алюминияв интерметаллидеFe–15%Al после горячей штамповки и отжига при 1300 °С**

Таблица 1

Локальный анализ фаз интерметаллидаFe–15%Al после горячей штамповки и последующего отжига при 1300 °С

Номер спектра	Элементы, вес, %			
	Fe	Al	O	Ti
Горячая штамповка				
1	86,55	13,45	–	–
2	17,34	40,25	42,41	–
Горячая штамповка + отжиг при 1300 °С				
3	87,86	12,14	–	–
4	13,23	43,0	43,77	–

© Г. А. Баглюк, А. В. Толочина, А. И. Толочин, Р. В. Яковенко, В. К. Кудь, Я. И. Евич, А. Н. Грипачевский

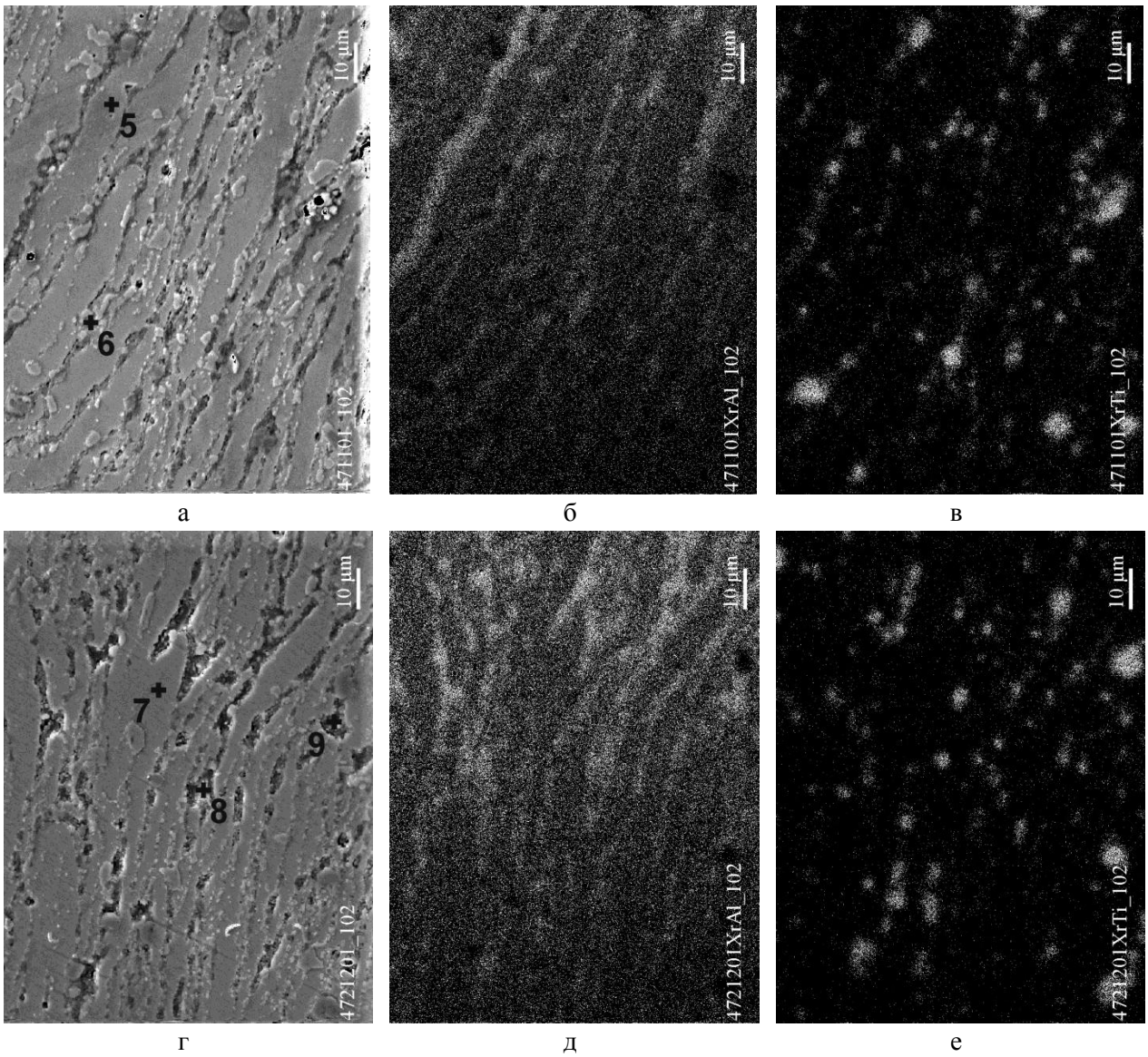


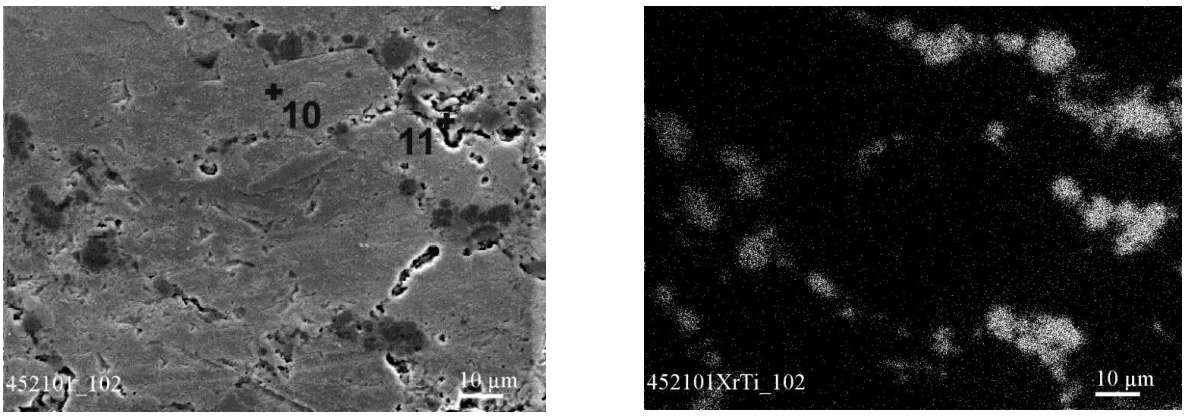
Рис. 5. **Структура и характер распределения алюминия и диборида титана в композите Fe–15%Al–2%TiB_2 после горячей штамповки (верхний ряд) и отжига при 1300 °С (нижний ряд): б, д – распределение алюминия; в, е – распределение диборида титана**

Таблица 2

Локальный анализ фаз композита Fe–15Al–2TiB_2 после горячей штамповки и последующего отжига при 1300 °С

Номер спектра	Элементы, вес, %			
	Fe	Al	O	Ti
Горячая штамповка				
5	87,11	12,68	–	0,21
6	31,15	29,77	37,89	1,18
Горячая штамповка + отжиг при 1300 °С				
7	86,75	12,80	–	0,45
8	34,18	31,42	34,28	0,12
9	33,59	22,28	38,35	5,78

© Г. А. Баглюк, А. В. Толочина, А. И. Толочин, Р. В. Яковенко, В. К. Кудь, Я. И. Евич, А. Н. Грипачевский



а б

Рис. 6. **Структура и характер распределения диборида титана в композите Fe–15%Al–4%TiB_2 после горячей штамповки**

Таблица 3

Локальный анализ фаз композита Fe–15Al–4TiB_2 после горячей штамповки

Номер спектра	Элементы, вес, %			
	Fe	Al	O	Ti
Горячая штамповка				
10	87,34	12,44	–	0,22
11	49,72	15,59	34,45	0,24

Появление оксидных фаз в сплавах должно проявиться на показателях характеристики удельного электросопротивления, котороя косвенно отражает качество межчастичного взаимодействия в материале. Действительно, электросопротивление полученного интерметаллидаFe–15Al после штамповки составило 146 мкОм·см и дальнейшее проведение отжигов не сильно повлияло на данную характеристику (рис. 7, а). Аналогичная ситуация наблюдается и для композита Fe–15Al–2TiB_2. В случае с композитом Fe–15Al–4TiB_2, удельное электросопротивление образцов после штамповки составляет 128 мкОм·см и наблюдается его снижение при проведении отжигов до 110 мкОм·см. По нашему мнению, отличие указанного параметра композита с 4 % диборида титана от двух других материалов в наибольшей степени связано с особенностями структуры (морфология и размер частиц, наличие оксидной прослойки), хотя может оказывать влияние количество и распределение тугоплавкой компоненты.

В работе [8] показано, что интерметаллид аналогичный по составу к исследуемому с упорядоченной фазой B2 (как и в нашем случае после штамповки), но полученный вакуумным переплавом с последующей горячей прокаткой слитка, характеризуется удельным электросопротивлением равным 130–135 мкОм·см, в то время как после длительного температурного отжига, который позволил получить упорядоченную структуру типу $D0_3$, электросопротивление снижается до 100–110 мкОм·см. Если сравнивать исследуемые сплавы с другими порошковыми интерметаллидами Fe_3Al, то уровень удельного электросопротивления такого материала по данным [9] после горячего изостатического прессования (ГИП) составляет 149 мкОм·см. В случае же компактирования ГИП [9] предварительно распыленного в воду порошка интерметаллида с неравноосными частицами 5–30 мкм, его электросопротивление достигает 167 мкОм·см. Именно из-за распыления в воду данный порошок приобретает покрытие из оксида алюминия, который впоследствии выступает в качестве дискретного изолятора в проводящей Fe–Al матрице. Похожую ситуацию наблюдаем и в настоящем исследовании, где после размола и штамповки порошков вокруг металлических частиц образовались окислы. Но в исследуемом сплаве получили более низкий уровень электросопротивления, что может быть связано с разной остаточной пористостью материалов после ГИП и горячей штамповки, разной

морфологией и зернистостью компактируемых порошков, а значит и существенно разной протяженностью границ, а также различной электропроводимостью разных окислов.

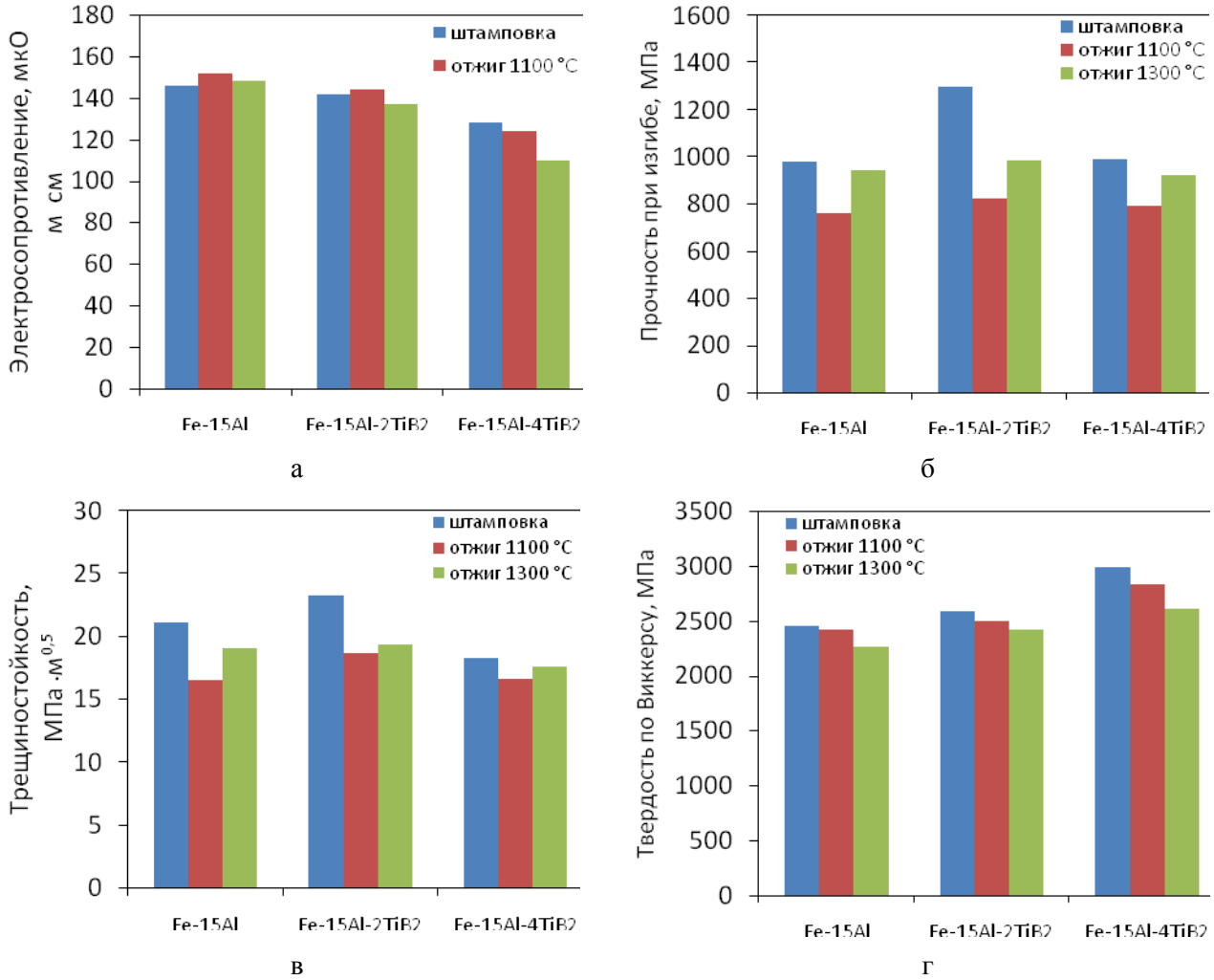


Рис. 7. **Физико-механические характеристики интерметаллида и композитов на его основе после горячей штамповки и последующих отжигов**

Однако, низкая пористость и электросопротивление исследуемых интерметаллидов не гарантируют прочной механической связи между частицами в материале. Поэтому достаточно важной для таких материалов являются характеристика прочности, в частности, предел прочности при изгибе. Испытания сплавов на изгиб показало, что наибольшей прочностью, равной 1298 МПа, обладают образцы композита Fe–15Al–2TiB_2 после штамповки(рис. 7 б), тогда как два других сплава находятся примерно на одном уровне прочности.Однозначно объяснить полученный максимум сложно, но, скорее всего, связано это с особенностями структуры и, в частности, с сопротивлением продвижению трещины. Проведение отжиговпривело к выравниваю прочности материалов. Причем после более низкотемпературного отжига прочность материалов уменьшилась до значений порядка 800 МПа, из-за устранения при термической обработке последствий деформационного наклепа и термических напряжений, в то время как после более высокотемпературной обработки прочность осталась на уровне штампованных образцов – 950–1000 МПа, что может быть связано с улучшением качества и прочности межфазных границ по сравнению с более низкими температурами отжига, что косвенно подтверждается и уменьшением удельного электросопротивления сплавов.

Анализ поверхности разрушения образцов интерметаллида и композитов на его основе после штамповки и последующей термообработки показывает (рис. 8), что на изломах

присутствуют как элементы разрушенных сколом частиц, так и фрагменты межграничного разрушения. Причем элементов отражающих межкристаллитное прохождение трещины больше наблюдается на отожженных образцах. Рассматривая фрактографии композита Fe–15Al–2TiB_2 необходимо обратить внимание на более тонкие частицы по сравнению с двумя другими материалами, что могло сказаться и на уровне разрушающего напряжения.

Трещиностойкость продемонстрировала похожий с прочностью характер изменения. Единственное, что обращает внимание, это более низкие значения трещиностойкости для композита Fe–15Al–4TiB_2(рис. 7, в), что может быть связано с влиянием частиц твердой фазы.

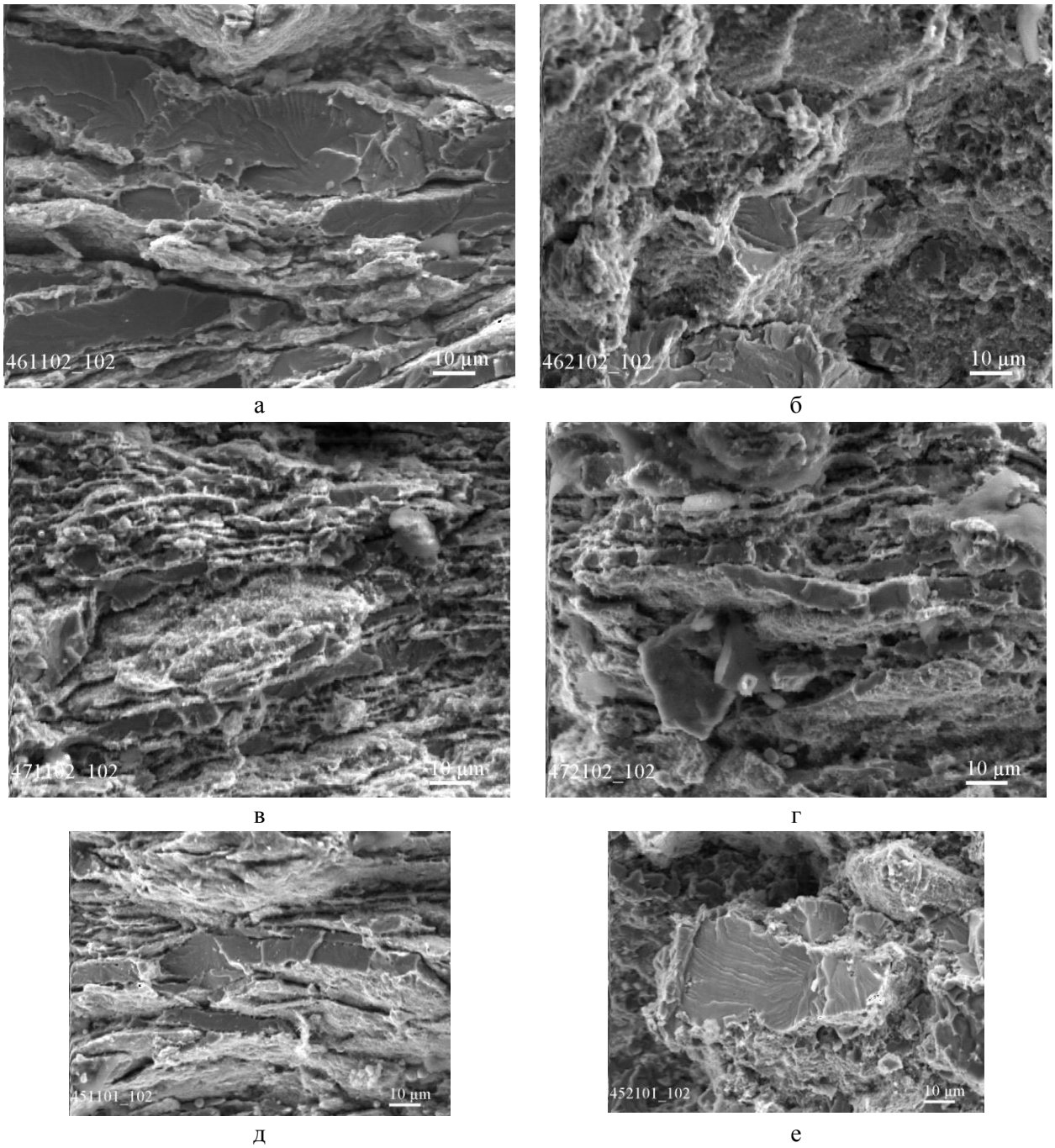


Рис. 8. **Поверхность разрушения образцов интерметаллида и композитов на его основе после штамповки (левый столбец) и последующего отжига при 1300 °С (правый столбец): а, б – Fe–15Al; в, г – Fe–15Al–2TiB_2; д, е – Fe–15Al–4TiB_2**

© Г. А. Баглюк, А. В. Толочина, А. И. Толочин, Р. В. Яковенко, В. К. Кудь, Я. И. Евич, А. Н. Грипачевский

Сравнение с работой [10], где интерметаллиды и композиты на его основе уплотнялись горячим прессованием при температуре 1100 °С, показывает, что прочность и трещиностойкость составляют соответственно 780 МПа и 15,9 МПа·м$^{1/2}$ для сплава Fe–16Al, а также 1361 МПа и 19,0 МПа·м$^{1/2}$ для композита Fe–16Al–5ZrO_2 (5,5 об.%ZrO_2), в то время как в исследуемом композите Fe–15Al–4TiB_2 объемная доля твердой фазы составляет 5,8%.

Твердость исследуемых материалов показала рост с увеличением количества твердой компоненты (рис. 7, г). Отжиги образцов как интерметаллида, так и композитов на его основе приводят к снижению твердости, что может быть связано некоторыми изменениямикак геометрических параметров структуры, так фазовыми изменениями.

Выводы

1. Предварительная обработка исходной смеси элементарных порошков железа и алюминия в планетарной мельнице существенно изменяет морфологию как исходной шихты, так и структуры горячештампованныхинтерметаллидов и композитов на его основе.
2. Введение в интерметаллид частиц TiB_2 привело к некоторому улучшению характеристик прочности и трещиностойкости образцов после горячей штамповки, а проведение последующих отжигов привело к выравниванию свойств интерметаллида и композитов на его основе.
3. Твердость материалов увеличивается с увеличением в них боридной составляющей. Наибольшей твердостью отличаются интерметаллид и композит на его основе после горячей штамповки.Отжиг штампованных образцов снижает их твердость, причем чем выше температура отжига, тем больше снижается твердость как интерметаллида, так и композита на его основе.

1. Stoloff N. S. Iron aluminides: present status and future prospects // Materials Science and Engineering A. – 1998. – Vol. 258. – P. 1–14.
2. Liu C. T., George E. P., Maziasz P. J., Schneibel J. H. Recent advances in B2 iron aluminide alloys: deformation, fracture and alloy design // Mater. Sci. Eng., 1998, A258, P. 84-98.
3. Deevi S. C., Sikka V. K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // Intermetallics, 1996, v.4, P. 351-315.
4. Peng L.M., Li H., Wang J.H., Gong M. High strength and high fracture toughness ceramic−iron aluminide (Fe_3Al) composites // Materials Letters. – 2006. –Vol. 60. – P. 883– 887.
5. Park B.G., Ko S.H., Park Y.H., Lee J.H. Mechanical properties of in situ Fe3Al matrix composites fabricated by MA–PDS process // Intermetallics. – 2006. – Vol. 14. – P 660–665.
6. Krein R., Schneider A., Sauthoff G., Frommeyer G. Microstructure and mechanical properties of Fe Al-based alloys with strengthening boride precipitates // Intermetallics – 2007. – Vol. 15. – P. 1172–1182.
7. Wang J., Xing J., Qiu Z., Zhi X., Cao L. Effect of fabrication methods on microstructure and mechanical properties of Fe_3Al-based alloys // Journal of Alloys and Compounds 488 (2009) 117–122
8. Pazourek A., Pfeiler W., Sima V. Dependence of electrical resistivity of Fe–Al alloys on composition // Intermetallics. – 2010. – Vol. 18. – P 1303–1305.
9. Пат. США US5620651 // Iron aluminide useful as electrical resistance heating elements // Sikka V. K., Deevi S. C., Fleischhauer G. S., Hajaligol M. R., Lilly A. C. Pudl. Apr. 15, 1997.
10. Peng L.M., Li H., Wang J.H., Gong M. High strength and high fracture toughness ceramic−iron aluminide (Fe_3Al) composites// Materials Letters. – 2006. – Vol. 60, No. 7. – P. 883– 887.

Стаття надійшла до редакції 28.04.2015.

© Г. А. Баглюк, А. В. Толочина, А. И. Толочин, Р. В. Яковенко,
В. К. Кудь, Я. И. Евич, А. Н. Грипачевский

УДК 621.763:539.61/.62:539.31

Х. В. Берладір, А. Ф. Будник, К. О. Дядюра
Сумський державний університет

АНТИФРИКЦІЙНИЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВІ АКТИВОВАНОГО МАТРИЧНОГО ПОЛІТЕТРАФТОРЕТИЛЕНУ

Досліджено вплив механічної активації матричного політетрафторетилену на зміну структури, фізико-механічних та експлуатаційних властивостей полімерного композиту на його основі.
Ключові слова: *політетрафторетилен, механічна активація, структура, властивості, зносостійкість.*

К.В. Берладир, А.Ф. Будник, К.А. Дядюра

АНТИФРИКЦИОННЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ АКТИВИРОВАННОГО МАТРИЧНОГО ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Исследовано влияние механической активации матричного политетрафторэтилена на изменение структуры, физико-механических и эксплуатационных свойств полимерного композита на его основе.
Ключевые слова: *политетрафторэтилен, механическая активация, структура, свойства, износостойкость.*

K.V. Berladir, A.F. Budnik, K.O. Dyadyura

ANTIFRICTION COMPOSITE BASED ON THE ACTIVATED MATRIX POLYTETRAFLUOROETHYLENE

Shown the influence of mechanical activation matrix polytetrafluoroethylene on the structure, physico-mechanical and operating properties of polymer composite based on it.
Key words: polytetrafluoroethylene, mechanical activation, structure, properties, wear resistance.

Вступ. Використання композиційних матеріалів на полімерній основі - важливий фактор підвищення ефективності та успішного розвитку провідних галузей техніки. Однак сучасна техніка висуває нові і більш високі вимоги до фізико-механічних властивостей полімерних композиційних матеріалів (ПКМ), у зв'язку з чим актуальним є дослідження впливу різних факторів на структуру і триботехнічні властивості створюваних композитів. Поставлена задача може бути вирішена методами структурної модифікації полімерної матриці ПКМ.

Серед методів модифікування найбільш доступним і простим є метод модифікування за рахунок механохімічних і термомеханічних процесів при підготовці матриці композиту [1].

Загалом, питанню дослідження механізмів впливу механічної активації на структуру і властивості політетрафторетилену (ПТФЕ) та композитів на його основі, присвячено невиправдано мало робіт [1-5].

Тому, дослідження в даному напрямку представляються актуальними і своєчасними.

Об'єкти і методи досліджень. Об'єктом досліджень є ПТФЕ торгової марки Ф-4-ПН (ГОСТ 10007) та композити на його основі.

Вивчення надмолекулярної структури активованого порошку ПТФЕ та структури композитів до і після тертя проводили за допомогою скануючого електронного мікроскопа високого дозволу TESCAN MIRA 3 LMU.

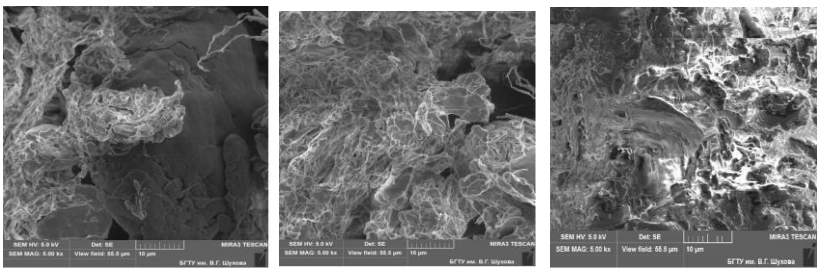
Методика дослідження властивостей композиту включала визначення щільності ρ (кг/м^3), міцності при розриві σ_p (МПа), відносного подовження δ (%) і інтенсивності зношування $I \cdot 10^{-6}$ (мм^3/Н·м).

Зміст та обговорення результатів досліджень. Попередню механічну активацію ПТФЕ матриці проводили на експериментальному змішувачі, виготовленому на базі млина МРП-2 з частотою обертання робочих органів, яка варіювалася в межах від 5000 до 14000 хв$^{-1}$. Загальний час активації становив 3, 5 і 8 хв. (з позмінним режимом роботи млина через 1 хвилину).

Визначено, що оптимальним за результатом, що досягається, є режим механічної активації матриці ПТФЕ з числом обертів робочих органів подрібнювача n = 9000 хв$^{-1}$ протягом 5 хвилин. Структура ПТФЕ залежно від режиму активації представлена на рис. 1.

З аналізу представлених мікрофотографій випливає, що надмолекулярна структура ПТФЕ при механічній активації зазнає істотних змін - з ламелярної невпорядкованої в структуру з вищою впорядкованістю аж до сферолітної. Полімер з такою структурою має більш високу зносостійкість, що підтверджено експериментально (табл. 1).

© Х.В. Берладір, А.Ф. Будник, К.О. Дядюра



а) б) в)

Рис. 1 – **Мікроструктура ПТФЕ в залежності від режиму активації: а) n=5000 хв$^{-1}$; б) n=7000 хв$^{-1}$; в) n=9000 хв$^{-1}$, τ=5 хв**

В ході процесу активації енергія, яка передається змішувальним органом матеріалу при ударній дії, витрачається не тільки на перерозподіл часток в об'ємі полімеру, але і на збільшення питомої поверхні (диспергування матеріалу), а, більшою мірою, на збільшення внутрішньої енергії полімеру-матриці.

Таблиця 1

Вплив технології отримання на механічні та триботехнічні властивості ПТФЕ

№ з/п	Технологія отримання	Щільність ρ, г/см³	Міцність при розриві σ_p, МПа	Відносне подовження δ, %	Інтенсивність зношування I, 10^{-6} мм³/Н·м
1	неактивований	2,269	9,5	96	1133
2	τ=3 хв., n=5000 хв$^{-1}$	2,208	10,2	240	1080
3	τ=3 хв., n=7000 хв$^{-1}$	2,199	10,7	270	970
4	τ=3 хв., n=9000 хв$^{-1}$	2,203	19,6	290	890
5	τ=3 хв., n=14000 хв$^{-1}$	2,209	17,0	305	1100
6	τ=5 хв., n=5000 хв$^{-1}$	2,211	21,6	416	930
7	τ=5 хв., n=7000 хв$^{-1}$	2,205	23,5	423	820
8	τ=5 хв., n=9000 хв$^{-1}$	2,214	24,8	415	610
9	τ=5 хв., n=14000 хв$^{-1}$	2,160	16,3	198	690
10	τ=8 хв., n=5000 хв$^{-1}$	2,175	17,3	280	800
11	τ=8 хв., n=7000 хв$^{-1}$	2,211	18,2	358	717
12	τ=8 хв., n=9000 хв$^{-1}$	2,213	18,0	340	720
13	τ=8 хв., n=14000 хв$^{-1}$	2,119	17,9	320	780

При попередній активації проходить механохімічне руйнування макромолекул політетрафторетилену з утворенням радикальних осколків. Наявність, з одного боку, активної поверхні частинки наповнювача, а з іншого - вільного радикала макромолекули ПТФЕ, може ініціювати реакцію щеплення полімеру до наповнювача. Хоча такі реакції з утворенням хімічних зв'язків між полімером і поверхнею наповнювача протікають тільки по активних центрах і носять імовірнісний характер, проте їх внесок у зміцнення композиційного матеріалу дуже суттєвий.

Вплив зовнішніх сил на ненаповнений ПТФЕ призводить до підвищення параметрів його деформаційно-міцнісних характеристик (міцності при розриві в 2,6 рази, відносного подовження при розриві в 4,3 рази) при збереженні високих триботехнічних показників. Це, очевидно,

пов'язано з утворенням нових реакційних центрів і збільшенням поверхневої енергії окремих фрагментів макромолекул в результаті дії пружних і пластичних деформацій.

Найкращі показники має активований ПТФЕ при n = 9000 $хв^{-1}$ протягом 5 хвилин: міцність при розриві $\sigma_р$=24,8 МПа, відносне подовження δ=415%, інтенсивність зношування I=610·10^{-6} $мм^3$/Н·м. У неактивованого ПТФЕ $\sigma_р$= 9,5 МПа, δ=96%, I=1133·10^{-6} $мм^3$/Н·м.

Підвищення зносостійкості ПТФЕ в ході механоактивації пов'язано із зменшенням ступеня кристалічності і збільшенням середньої міжшарової відстані в процесі фрикційної взаємодії та структурної пристосованості модифікованого ПТФЕ в умовах тертя і прояви синергетичних ефектів самоорганізації трибоструктур, що володіють підвищеною зносостійкістю.

Композити, створені на основі такої активованої матриці та вуглецевих волокон (ВВ) мають значно вищі триботехнічні показники (табл. 2), ніж з неактивованою матрицею.

Таблиця 2

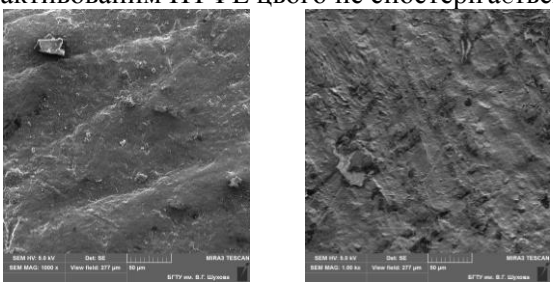
Властивості ПТФЕ композитів в залежності від механічної активації матриці

Композит	Властивості							
	Щільність ρ, г/см³		Міцність при розриві $\sigma_в$, МПа		Відносне подовження δ, %		Інтенсивність зношування I, 10^{-6} мм³/Н·м	
	неакт.*	акт.**	неакт.	акт.	неакт.	акт.	неакт.	акт.
Ф4ВВ10	2,01	2,02	17,5	17,9	90	98	25-60	21-51
Ф4ВВ15	1,98	1,99	18,3	19,1	105	115	20-50	17-42
Ф4ВВ20	1,96	1,98	20,4	22,1	120	145	19-45	16-38
Ф4ВВ25	1,95	1,96	16,9	18,4	115	125	18-40	15-34

* неактивований ПТФЕ;
** активований ПТФЕ.

Мікрофотографії поверхні тертя композитів (рис. 2) підтверджують, що внаслідок зростання адгезійного зв’язку «активована матриця ПТФЕ – наповнювач» процес зношування менш активний, ніж у композита з неактивованою матрицею.

На мікрофотографіях ясно видно, що в разі зношування композиту з неактивованим ПТФЕ (рис. 2, а) сліди зношування більш глибокі, спостерігаються борозни знеміцненого матеріалу і т.д., а при зношуванні композиту з активованим ПТФЕ цього не спостерігається (рис. 2, б).



а) б)

Рис. 2 – **Мікрофотографії поверхні тертя ПТФЕ композитів:**
а) –з неактивованою матрицею; б) – з активованою матрицею

Використання такого композиту в якості вузлів тертя компресора 4ГМ 2,5 У-2/3-250 (сальникових ущільнень та поршневих кілець) дало змогу підвищити його працездатність в 2,3 рази.

1. Влияние механической активации политетрафторэтиленовой матрицы на ее физико-химические и эксплуатационные свойства / О.А. Будник, В.А. Свидерский, К.В. Берладир, А.Ф. Будник, П.В. Руденко // Научно-теоретический журнал «Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова». - 2014. - № 4. - С. 10-17.
2. Будник О.А. Вуглепластики триботехнічного призначення на основі фторопласту-4 та модифікованого вуглецевоволокнистого наповнювача : дис. канд. техн. наук. / О.А. Будник. - Д., 2011. - 160 с.
3. Сіренко Г.О. Створення антифрикційних композитних матеріалів на основі порошків термотривких полімерів та вуглецевих волокон: дис. докт. техн. наук. / Г.О. Сіренко. - Київ, 1997. - 431 с.
4. Машков Ю.К. Структура и износостойкость модифицированного политетрафторэтилена / Ю.К. Машков, Л.Ф. Калистратова, З. Н. Овчар. - Омск: Изд-во ОмГТУ, 1998. - 144 с.
5. Полимерные композиционные материалы триботехнического назначения на основе политетрафторэтилена / А.А. Охлопкова, П.Н. Петрова, С.Н. Попов, С.А. Слепцова // Рос. хим. ж. (Ж. Рос. хим. об-ва Д.И. Менделеева). - 2008. - № 3. - С. 147-152.

Стаття надійшла до редакції 28.04.2015.

© Х.В. Берладір, А.Ф. Будник, К.О. Дядюра

УДК 621.922

Т.Є. Божко, В.Д. Рудь, Т.Н. Гальчук

ПОРІВНЯННЯ МЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ СПЕЧЕНОГО ПОРИСТОГО МАТЕРІАЛУ МАРКИ ПЖР-3 ТА ШХ15

Розглянуто вплив подачі, швидкості різання, глибини різання та пористості деталі на шорсткість поверхні. Досліджено, що чим більша пористість оброблюваного матеріалу, тим більша висота мікронерівностей оброблюваної поверхні.

Ключові слова: *якість, шорсткість, пористість.*

Т.Е. Божко, В.Д. Рудь, Т.Н. Гальчук

СОПОСТАВЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИСПЕЧЕННЫЙ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ МАРКИ ПЖР -3 И ШХ15

Рассмотрено влияние подачи, скорости резания, глубины резания и пористости детали на шероховатость поверхности. Доказано, что чем больше пористость обрабатываемого материала, тем больше высота микронеровностей обрабатываемой поверхности.

Ключевые слова: *качество, шероховатость, пористость.*

T. Bozhko, V. Rud', T. Galchuk

COMPARISON OF MECHANICAL HANDLING SINTERED POROUS MATERIAL PZHR3 AND SHH15

The influence of feed, cutting speed , cutting depth and porosity details on surface roughness. Investigated that the greater porosity of the material , the greater the height of the treated surface asperities .

Ke words: *quality, roughness, porosity.*

Постановка проблеми. Завдяки структурним особливостям продукти порошкової металургії більш термостійкі, краще переносять дію циклічних коливань температури і напруги, що дуже важливе для матеріалів нової техніки.

Порошкова металургія має і недоліки, що гальмують її розвиток: порівняно висока вартість металевих порошків, необхідність спікання в захисній атмосфері, що також збільшує собівартість виробів порошкової металургії, неможливість виготовлення в деяких випадках виробів і заготовок великих розмірів, складність отримання металів і сплавів у компактному стані, необхідність застосування чистих початкових порошків для отримання чистих металів.

Недоліки порошкової металургії і деякі її переваги не можна розглядати як чинники постійної дії: в значній мірі вони залежать від стану і розвитку як самої порошкової металургії, так і інших галузей промисловості. У міру розвитку техніки порошкова металургія може витіснятися з одних областей і, навпаки, завойовувати інші.

У Луцькому національному технічному університеті на кафедрі комп'ютерного проектування верстатів та технологій машинобудування розроблено технологію переробки відходів підшипникового виробництва. Дана технологія дозволяє отримати порошок марки ШХ15, який у десять раз дешевший аналогічного порошка, що отримані за класичною технологією.

У разі потреби порошкові вироби піддають ще додатковій обробці. Остаточна обробка складається з таких операцій: калібрування, різання, термічної та хіміко-термічної обробки, повторного спікання тощо. У процесі калібрування уточнюють розміри виробів, ущільнюють і полірують їх поверхні тощо. Різання (точіння, свердління, фрезерування тощо) застосовують тоді, коли пресуванням не можна виготовити вироби потрібної форми та розмірів, для нарізання внутрішньої та зовнішньої різьби, отримання вузьких, але глибоких отворів тощо.

Якість деталі визначається як геометричними показниками, такими як точність розмірів і форми, так і шорсткістю та властивостями поверхневого шару матеріалу. В сучасному виробництві технологічне забезпечення параметрів стану поверхонь деталей в залежності від характеристик інструменту недостатньо обґрунтовано, що приводить до завищення вимог та подорожчання машин. На шорсткість поверхні впливають пружна й пластична деформації у поверхневому шарі, режими різання, жорсткість системи ВПІД, форма та стан різальної частини інструменту, тертя між обробленою поверхнею і інструментом, а також вид оброблюваного матеріалу. В літературі питання впливу режимів різання на якість поверхні пористих тіл висвітлені

© Т.Є. Божко, В.Д. Рудь, Т.Н. Гальчук

недостатньо. Тому проведення теоретичних та експериментальних досліджень в цьому напрямку є актуальними.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Питаннями визначення впливу режимів різання на шорсткість поверхні при механічній обробці пористих спечених матеріалів займалися такі вчені, як Артамонов А.Я. [1]. Белькевич Б.А. [2] розглянув питання лезвійної обробки спечених порошкових матеріалів, механічна обробка яких відрізняєься від компактних матеріалів. В той же час є ряд публікацій стосовно шліфування компактних матеріалів [3]. Однак, визначення впливу режимів різання нв якість поверхневого шару деталі при шліфуванні порошкових матеріалів з пористістю 20-40% на теперішній час мало вивчені.

Невирішені частини проблеми. В даний час накопичений великий досвід вивчення технологічних операцій шліфування компактних матеріалів, але вплив режимів різання на якість поверхні при абразивній обробці спечених порошкових матеріалів на теперішній час досліджено не в повному обсязі.

Метою роботи є дослідження впливу режимів різання на шорсткість поверхні при фінішній обробці пористого заліза марки ПЖР-3 та ШХ15.

Основні результати дослідження. Заготовки-зразки виготовлялись методом гідростатичного формування у гідростатичній установці з використанням маслостійких гумових еластичних оболонок. Необхідне значення пористості зразків досягалось за допомогою зміни питомого зусилля формування. Проведені досліди виконувались на зразках, які були виготовлені з порошків заліза марки ПЖР-3 ГОСТ 9849-86 та шламового порошку сталі ШХ15, отриманого за технологією розробленою в Луцькому НТУ. Виготовлення заготовки проводилось в два етапи: пресування і спікання. Пресування залізного порошку проводилось за допомогою гумової форми у камері високого тиску, створюючи тиск, необхідний для отримання зразка заданої пористості. Спікання порошкових пресовок здійснювали в однокамерній печі під рідким затвором протяом двох годин. Температура спікання дорівнювала $T=1050^0C$.

Шліфування зразків проводилося без охолодження на універсальному плоскошліфувальному верстаті марки 3Г71. Було проведено дослідження впливу режимів різання на шорсткість поверхні при фінішній обробці пористого заліза марки ПЖР-3 та ШХ15.

Результати експериментальних досліджень показали, що збільшення подачі призводить до збільшення шорсткості поверхні (рис.1). При шліфуванні кругом 24А СМ2 К6 та режимах різання $V_{кр}$=35м/с, t=0,02мм параметр Ra збільшується майже в два рази (від 0,55 до 0,98мкм) при збільшенні подачі з 0,1 мм/хід до 0,5 мм/хід при пористості 30%.

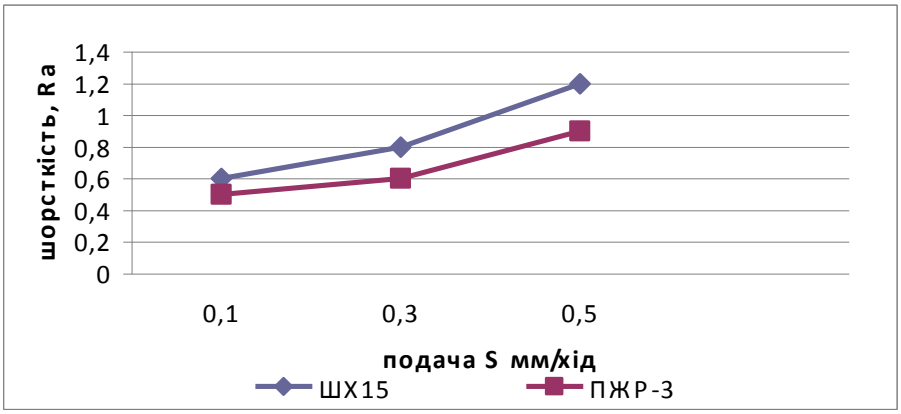


Рис.1- **Вплив подачі на шорсткість поверхні**

Це можна пояснити особливостями процесу, що проходить в зоні різання. При невеликих подачах проходить налипання оброблюваного матеріалу на зерна шліфувального круга, що призводить до підвищення мікронерівностей, а при високих подачах підвищуєтьсь температура в зоні різання збільшується знос ріжучого інструмента, що також призводить до збільшення шорсткості поверхні.

Як показали дослідження, глибина різання не суттєво впливає на шорсткість поверхні (рис. 2).

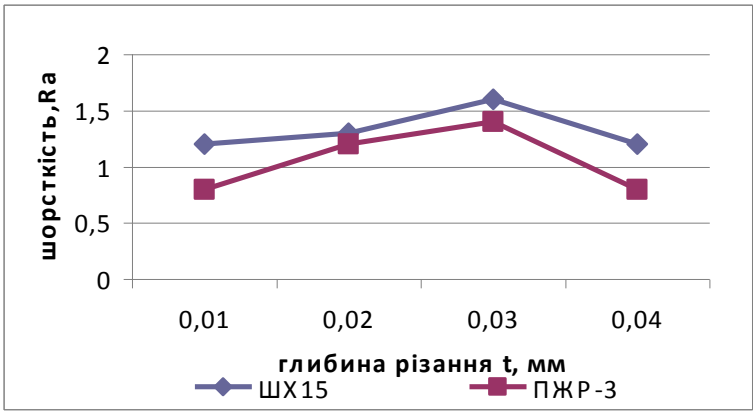


Рис.2 – **Вплив глибини різання на шорсткість поверхні**

Встановлено, що чим більша швидкість різання, тим менша висота мікронерівностей оброблюваної поверхні.

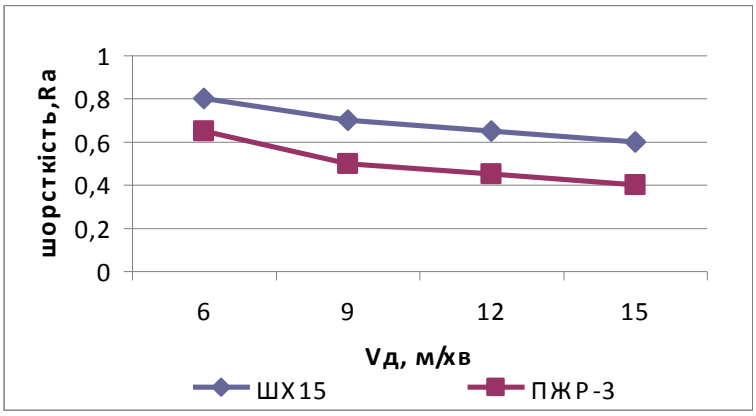


Рис.3 – **Вплив швидкості різання на шорсткість поверхні при S=0,2мм/хід, Vкр=35м/с, t=0,02мм.**

Встановлено, що збільшення пористості оброблюваного матеріалу висота нерівностей, при сталих умовах обробки, збільшується. При шліфуванні спеченого пористого заліза має місце процес ”заліковування” пор. Пори в матеріалі розташовані по всьому об’єму рівномірно, але частина них виходить на оброблену поверхню. При низьких температурах деформації та тертя на поверхні деталі пора залишається відкритою, а при високих температурах поверхневий шар оброблюваного матеріалу розмягчується і шліфувальний круг, деформує матеріал, вдавлює його в пору. Пора зникає з поверхні деталі, ”заліковування”. Але метал, який закрив пору, не завжди достатньо міцно поєднаний з основою і в процесі експлуатації може відірватися. В цьому випадку він стає абразивною часткою, що пришвидшує знос деталі. При обробці спеченого заліза з підвищеною пористістю мікрорельєф обробленої поверхні різко погіршується, збільшується висота мікронерівностей та виникають мікро тріщини. З рисунку 4 видно, що чим більша пористість оброблюваного матеріалу, тим більша висота мікронерівностей оброблюваної поверхні.

При збільшенні подачі до S=0,5мм/хід у деталях з вищою пористістю утворюються мікротріщини в області шліфування. Такий самий процес спостерігається при збільшенні глибини різання. Чим вищі вимоги до оброблюваної поверхні, тим значима роль залишкової пористості. Іноді із-за залишкової пористості неможливо отримати поверхню високої точності. Пора на поверхні виробу слугує концентратором напруги і як наслідок зменшує строк експлуатації виробу. Разом з тим, деякі автори [10] вважають, що пора в середині виробу служить бар’єром для розповсюдження тріщин.

При 24% пористості деталі, залишкова пористість на поверхні становить 2,5%, а при 32% пористості – залишкова пористість становить 3,4%, що суттєво впливає на шорсткість поверхні.

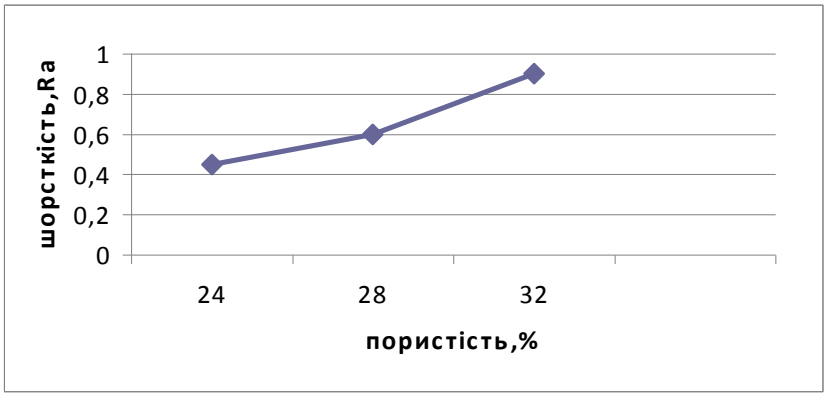


Рис. 4. – **Вплив пористості на шорсткість поверхні при S=0,2мм/хід, $V_{кр}$=35м/с, t=0,02мм**

Встановлено, що під час шліфування в поверхневому шарі відбуваються процеси фізичного та “структурного” зміцнення. “Структурне” зміцнення призводить до часткового закриття поверхневих пор та ущільнення поверхневого шару матеріалу. Наслідком фізичного зміцнення є утворення наклепу в матричному матеріалі пористого тіла.

Безперечний вплив на формування мікрорельєфу поверхневого шару робить охолодження. Без подачі рідини в зону різання через температурний чинник змінюється характер руйнування шліфованої поверхні. Крім того, знижується різальна здатність круга внаслідок налипання часток матеріалу на зв'язку круга. При використанні змащувально-охолоджувальної рідини під час шліфування пористих матеріалів спостерігається попадання її в пори та зміна фізико-хімічних властивостей матеріалу.

Висновки. Проведені дослідження свідчать про вплив режимів різання на якість поверхневого шару матеріалу. Встановлено, що закономірності які виникають при обробці пористого заліза марки ПЖР-3 спостерігаються при обробці деталей виготовлених із ШХ15. При плоскому шліфуванні висотні параметри шорсткості залежать від подачі та пористості деталі. Швидкість шліфування має зворотній вплив на шорсткість поверхні, збільшення швидкості переміщення деталі веде до зменшення висотних параметрів мікрорельєфу поверхневого шару. Отримані результати свідчать про суттєвий вплив пористості деталі на мікрорельєф поверхневого шару. Зі збільшенням пористості оброблюваної деталі збільшується число відкритих пор після шліфування, що веде до збільшення висотних параметрів мікрорельєфу поверхневого шар

1. Белькевич Б. А. Обработка металлокерамических материалов резанием. – Мн: Наука и техника, 1965. – 100 с.
2. Артамонов А. Я. Влияние условий обработки на физико – механическое состояние металлокерамических материалов. – К.: Техника, 1965.
3. Абразивная и алмазная обработка материалов: Справ./Под ред. А. Н. Резникова – М.: Машиностроение, 1977. – 391 с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© Т.Є. Божко, В.Д. Рудь, Т.Н. Гальчук

УДК 621.798

Б.П. Валецький, О.В.Валецька
Луцький національний технічний університет, Україна

ІНТЕЛЕКТУАЛЬНІ СКЛАДИ-ТЕРМІНАЛИ

У статті описаний автоматизований вантажний склад - термінал, представлені його основні функціональні елементи, архітектура і відповідні інформаційні структури, ідеї функціонування та управління транзитними вантажами. Розглянуто нові можливості підвищення ефективності його роботи на основі використання інтелектуальних роботів та принципи організації їх діяльності..

Ключові слова: *упаковка, вантаж, контейнер, автоматизований вантажний термінал, зони прибуття і відправлення, диспетчер, координатор, робот.*

Рис. 2. Літ. 6.

Б.П. Валецкий, О.В. Валецкая

ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ СКЛАДЫ-ТЕРМИНАЛЫ

В статье описан автоматизированный грузовой склад - терминал, представлены его основные функциональные элементы, архитектура и соответствующие информационные структуры, идеи функционирования и управления транзитными грузами. Рассмотрены новые возможности повышения эффективности его работы на основе использования интеллектуальных роботов, принципы организации их деятельности. В работе склада и его роботов используются сигналы диспетчера об изменении текущего состояния, например, сигналы о завершении операции разгрузки контейнера или его загрузки, приема блоков на склад или выдачи со склада и другие.

Ключевые слова*: упаковка, груз, контейнер, автоматизированный грузовой терминал, зоны прибытия и отправления, диспетчер, координатор, робот.*

B. Valetsky, O.Valetska

INTELLECTUAL CARGO TERMINALS

The article describes an automated cargo terminal, presented its basic functional elements, architecture and structure of the relevant information, ideas, functioning and management of transit cargo. Opportunities to improve its efficiency through the use of intelligent robots, principles of their activities are considered. In the warehouse and its robots, controller signals are used to change the current status, for example, signals of completion of the unloading operation of the container or its load receiving units to the warehouse or distribution from a warehouse and others.

Keywords: *Package, cargo, container, automated cargo terminal, arrival area and departure manager, controller, coordinator, robot.*

Особливістю сучасних інформаційних систем є те, що системи здатні самостійно приймати рішення в тих чи інших складних або навіть критичних ситуаціях. Відповідальність за ці рішення, які не були спочатку закладені в алгоритми автоматизованого управління або прийняття ключових рішень, можна доручити інтелектуальним механізмам. У даній статті розглядається можливість використання інтелектуальних механізмів на автоматизованих складах для обробки ввхідних замовлень на розвантаження / завантаження контейнерів з різногабаритними об'єктами у вигляді 3-D блоків, а також реалізації черговості розвантаження / завантаження на основі багатокритеріальної задачі [1].

Автоматичні склади являють собою комбінацію обладнання та керуючих систем для зберігання, переміщення та обробки вантажів з високою точністю і швидкістю. Повністю інтегровані у виробничий процес автоматизовані системи можуть включати в себе автоматичне або напівавтоматичне обладнання, використовувати автоматичне або ручне управління.

Проблеми ефективного управління роботою складу пов'язані з вирішенням наступних оптимізаційних завдань:

- ✓ тривимірне пакування різногабаритних вантажів - завантаження контейнера;
- ✓ тривимірне розпакування різногабаритних паковань (вивантаження блоків з контейнера);
- ✓ визначення порядку розвантаження прибулих контейнерів;
- ✓ визначення порядку завантаження вільних (порожніх) контейнерів;
- ✓ управління запасами на складі.

Опис автоматизованого вантажного терміналу (АВТ). В укрупненому представленні автоматизований склад включає в себе 4 функціональні частини:

- ✓ зона прибуття вантажів;

© Б.П. Валецький, О.В.Валецька

- ✓ зона тимчасового зберігання вантажів;
- ✓ зона відправлення вантажів;
- ✓ диспетчерська.

При детальному розгляді процесу функціонування складу можна виділити наступні елементи його опису:

1) блоки (вантажі) – подаються у вигляді тривимірних об'єктів – різногабаритних прямокутних паралелепіпедів, що характеризуються унікальною трійкою атрибутів – габаритних розмірів [2], в яких знаходяться товари, що підлягають транспортуванню;

2) склад – місце, де забезпечується зберігання та облік блоків, що прибули, які очікують розвантаження або завантаження та блоки в стані проміжного зберігання;

3) зона прибуття, очікування і розвантаження контейнерів (U), на якій контейнери що прийшли розвантажуються, а блоки, що знаходяться в них переходять на тимчасове зберігання на склад. Вона характеризується максимальним числом контейнерів k, які можуть розвантажуватися одночасно;

4) зона відвантаження, очікування завантаження і завантаження контейнерів (L), на якій порожні контейнери завантажуються і з якою контейнери відправляються їх замовникам. Вона характеризується максимальним числом контейнерів r, які можуть завантажуватися одночасно;

5) контейнер – ємність у вигляді паралелепіпеда, призначена для перевезення блоків;

6) транспорт з контейнерами - безліч одиниць пересувної вантажної техніки, призначеної для переміщення контейнерів;

7) список очікування розвантаження (WU) - список з непорожніх контейнерів, що містять набір блоків, які знаходяться на території складу або за цого межами, які очікують розвантаження;

8) список очікування прибуття на АВТ окремих блоків (I). Всі списки кількісних і якісних складів контейнерів включаються в даний список і постійно актуалізуються при розвантаженні і завантаженні контейнерів;

9) список очікування завантаження (WL) - список з порожніх контейнерів, які очікують завантаження і знаходяться на території АВТ або за її межами. Якщо контейнер ще не прибув на термінал, то він позначається атрибутом «неприбуття», який прибув, але ще не розвантажений контейнер - атрибутом «Не розвантажений»;

10) робот-координатор (AC), який здійснює координацію діяльності інших механізмів і приймає рішення про вибір наступних контейнерів на розвантаження і завантаження;

11) робот розвантаження (AU), що обробляє прибувають контейнери і займається постановкою їх у список очікування розвантаження (WU), а також вибором чергового контейнера на розвантаження на підставі вимог з розвантаження контейнерів і вимог робота-координатора (AC);

12) робот завантаження (AL), що обробляє надходять замовлення на завантаження контейнерів і виконує вибір чергового контейнера на завантаження зі списку очікування завантаження (WL) на підставі вимог по завантаженню контейнерів і вимог робота-координатора (AC);

13) робот складу (AW) контролює все знаходяться на складі товари, а також товари, що знаходяться в списку на розвантаження (WU). Завчасно повідомляє робота-координатора про наявність дефіцитних товарів;

14) Диспетчер - один або кілька працівників, які займаються своєчасним введенням актуальних даних про стани об'єктів на вантажному терміналі в систему, таких як:

- ✓ фіксація нових станів списків на завантаження / розвантаження;
- ✓ введення оперативних даних про відправку ззовні контейнерів на АВТ;
- ✓ прибуття контейнера на розвантаження / завантаження;
- ✓ початок розвантаження / завантаження контейнера;
- ✓ завершення розвантаження / завантаження контейнера;
- ✓ відправка контейнера з АВТ замовнику.

Узагальнена схема вантажного терміналу представлена на рис. 1.

© Б.П. Валецький, О.В.Валецька

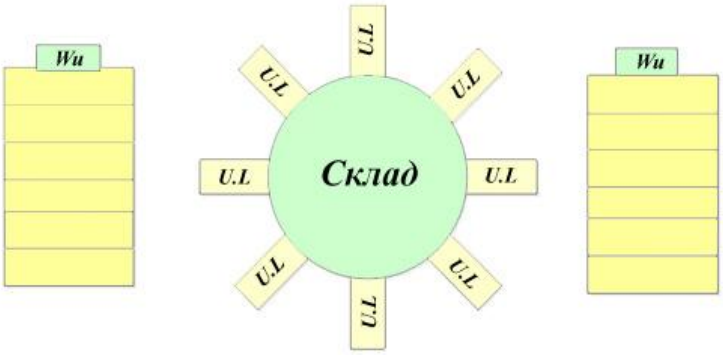


Рис. 1. ***Узагальнена схема вантажного складу-терміналу***

При відправці завантаженого контейнера від постачальника на термінал з групами блоків, даний контейнер диспетчером поміщається в список очікування розвантаження (WU). Разом з контейнером передається його план завантаження (реалізований), що представляє собою послідовність заповнення контейнера блоками по кроках, а також список, що містить кількісний і якісний склад завантажених в контейнер блоків. План розвантаження контейнера автоматично будується на терміналі як зворотна послідовність щодо досконалої завантаження [2]. При відсутності плану, новий план завантаження контейнера створюється на основі алгоритмів тривимірної упаковки, описаних в [3]. План розвантаження використовується роботом AU для точного опису кількісного складу товарів в контейнері, а також для визначення часу, необхідного для його розвантаження.

Після прибуття контейнера, диспетчер подає сигнал про прибуття контейнера, і з контейнера негайно знімається атрибут «неприбуття».

Після розвантаження порожній контейнер, якщо він бере участь у подальших операціях (завантаження й відправлення), переміщується в список очікування завантаження (WL), інакше-залишає АВТ і видаляється з усіх списків.

З зоною розвантаження пов'язані наступні списки:

- ✓ список очікування розвантаження (WU), в який поміщаються всі контейнери, підлягають розвантаженню. У нього потрапляють контейнери, відправлені на термінал, але ще не прибули, з атрибутом «неприбуття». З прибулих контейнерів атрибут «неприбуття» знімається;
- ✓ список очікування прибуття окремих блоків (I).

Зі складом пов'язані наступні списки:

- ✓ список наявності блоків на складі;
- ✓ список дефіцитних блоків, потрібних в зоні завантаження, але поки відсутніх на складі.

З зоною завантаження пов'язані наступні списки:

- ✓ список очікування контейнерів під завантаження (WL);
- ✓ список блоків кожного контейнера, необхідних для початку його завантаження.

Інтелектуальні роботи. У загальному випадку робот - обчислювальна система, поміщена в зовнішнє середовище, здатна взаємодіяти з нею, здійснюючи автономні раціональні дії для досягнення певних цілей. Однак дане визначення не виділяє явно властивості інтелектуального робота. Зазвичай вважається, що інтелектуальний робот повинен мати властивості [3, 5]:

- ✓ реактивність – здатність відчувати зовнішнє середовище і реагувати на зміни в ній, здійснюючи дії, спрямовані на досягнення мети;
- ✓ проактивність – здатність показувати кероване цілями поведінку, проявляючи ініціативу, здійснюючи дії, спрямовані на досягнення мети;
- ✓ соціальність – здатність взаємодіяти з іншими середовищами для досягнення мети.

На АВТ використовуються інтелектуальні роботи, що відповідають за черговість обробки контейнерів зі списків розвантаження і завантаження. Робот AU відповідає за список очікування розвантаження (WU), робот AL- за список завантаження (WL), за діяльність складу відповідає робот складу AW. Діяльність механізмів AU, AL, AW контролює і координує робот-координатор

АС. Роботи нижнього рівня AU, AL, AW не взаємодіють один з одним безпосередньо, їх взаємодія здійснюється за допомогою відправки повідомлень роботу-координатору АС.

Функції механізмів:

1) контроль розвантаження контейнерів у строк відповідно до вимог постачальника;

2) контроль завантаження та відправки контейнерів з терміналу в строк відповідно до вимог замовника;

3) контроль наявності на складі АВТ достатньої кількості блоків необхідних типів для здійснення кроків 1 і 2;

4) побудова плану завантаження / розвантаження контейнерів (за відсутності таких планів).

Вибором наступного контейнера для розвантаження / завантаження займається робот-координатор АС в кооперації з механізмами AU, AL, AW. При виборі контейнера на розвантаження використовуються наступні критерії QU:

- ✓ швидкість псування продукту в блоці. Контейнери, що містять блоки з товарами які швидко псуються, будуть обслуговуватися швидше;
- ✓ вимога даного блоку в зоні відправлення L;
- ✓ пріоритети блоків у контейнері-інтегральна характеристика, спрямована на прискорення обслуговування даного контейнера;
- ✓ мінімізація загального часу перебування контейнера на АВТ;
- ✓ наявність дефіциту блоків певного типу на складі.

При виборі чергового контейнера на завантаження роботом АС використовуються наступні критерії QL:

- ✓ вимога відправки контейнера певного замовнику до конкретного моменту часу;
- ✓ швидкість псування продукту в блоці. Контейнери, що містять блоки з товарами, що швидко псуються, будуть обслуговуватися швидше;
- ✓ пріоритети блоків, які підлягають завантаженню - інтегральна характеристика, спрямована на прискорення завантаження «затриманого» контейнера;
- ✓ загальний час знаходження контейнера на АВТ.

Описані роботи і їх поведінка володіють всіма трьома згаданими властивостями інтелектуальних механізмів [6]:

- ✓ реактивність і проактивність – роботи реагують на зміни в зовнішньому середовищі за допомогою зміни послідовності завантаження / розвантаження контейнерів;
- ✓ соціальність – роботи взаємодіють між собою, забезпечуючи найкращу послідовність обробки списків з їх точки зору, а також взаємодіють з диспетчером, який вносить інформацію в систему і свої побажання.

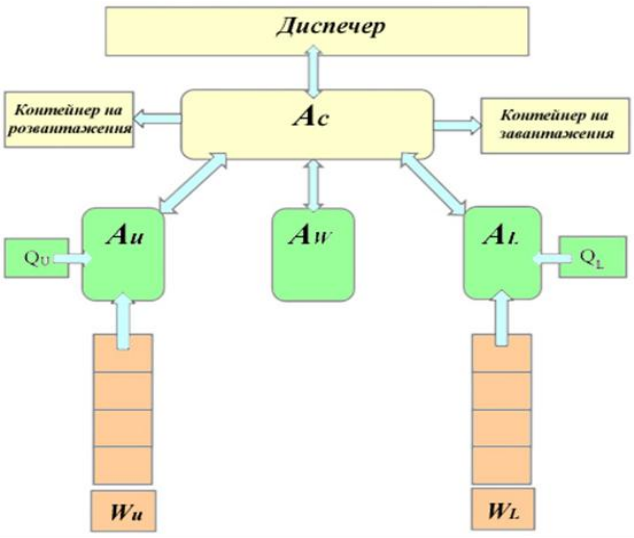


Рис. 2. ***Принципи організації діяльності механізмів***

Принципи організації діяльності механізмів наступні:

1. На вхід механізмів AU, AL (рис. 2) надходить інформація про критерії QU і QL.

2. На вхід механізмів надходить інформація про списки контейнерів і списках блоків, спрямованих на розвантаження / завантаження.

3. На вхід робота-координатора АС надходить інформація про стан вибору наступного контейнера від механізмів AU і AL, а також склад блоків на складі від робота AW.

4. На вхід робота-координатора надходять негайні

оперативні вимоги диспетчера.

5. На основі інформації, що надійшла про вимоги блоків на завантаження від AL, наявності блоків від AW, наявності блоків від AU, а також вимог диспетчера, робот координатор приймає рішення, про те які контейнери підля-гають переміщенню зі списків очікування на розвантаження (WU) або завантаження (WL).

Ключовим моментом організації моделі АВТ є використання сигналів диспетчера про завершення різних операцій. Всі роботи включаються в роботу за сигналами диспетчера про зміну поточного стану АВТ, в списках контейнерів на завантаження і розвантаження, а також зміни стану контейнерів в зонах розвантаження (U) чи завантаження (L).

За сигналом про завершення операції розвантаження або завантаження контейнера відбувається вибір наступного контейнера зі списку розвантаження / завантаження. Обраний контейнер перекладається у відповідну зону для розвантаження або завантаження, а диспетчер передає сигнал про переміщення контейнера роботу-координатору АС.

Висновок. Використання інтелектуальних механізмів в роботі вантажного терміналу дозволяє автоматизувати підтримку процесів прийняття керуючих рішень людиною-диспетчером або групою диспетчерів на АВТ з координацією дій останніх.

Розглянутий варіант організації АВТ може знайти застосування в терміналах з багатьма майданчиками (платформами) як для розвантаження, так і для завантаження контейнерів.

Він дозволяє врахувати:

- ✓ все прибувають на склад блоки з відстеженням як надлишку, так і дефіциту блоків окремих типів;
- ✓ можливості розпаралелювання розвантаження / завантаження контейнерів;
- ✓ можливості включення деякого числа блоків в укрупнений блок – палету. Для утворення оптимальних палет може використовуватися алгоритм тривимірної упаковки блоків [2]. Далі на АВТ палета обробляється на правах звичайного блоку, що має інтегральні (загальні, сумарні) характеристики;
- ✓ наявність блоків (вантажів) різних термінів придатності, в тому числі представляють швидкопсувні продовольчі товари.

1. Berghman L., Leus R.F., Spieksma C.R.Optimal solutions for a dock assignment problem with trailer transportation, 2010.

2. Луцан М.В., Нужнов Е.В. Трехмерная упаковка прямоугольных объектов с определением последовательности их погрузки// Труды конгресса по интеллектуальным системам и информационным системам«IS-IT'11». Научное издание в4-х томах. Т. 3. – М.: Физматлит, 2011. – С. 285-291.

3. Нужнов Е.В., Барлит А.В. Трехмерная упаковка на основе эвристических процедур// Известия ТРТУ. – 2002. – №3 (26). – С. 95-101.

4. Wooldridge M.J.Intelligent Agents // Multiagent Systems. – 2001. – P. 27-79.

5. Джонс М.Т. Программирование искусственного интеллекта в приложениях. – М.: ДМК Пресс, 2006. – 312 с.

6. Кныш Д.С., Курейчик В.М. Проблемы, обзор и параллельные генетические алгоритмы: состояние// Известия РАН. Теория и системы управления. – 2010. – №4. – С. 72-82.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© Б.П. Валецький, О.В.Валецька

УДК 621.762.2

Т.Н. Гальчук, Т.Є.Божко

ОТРИМАННЯ СПЕЧЕНИХ АНТИФРИКЦІЙНИХ ВИРОБІВ ІЗ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ ПОРОШКУ СТАЛІ ШХ15

В роботі представлені технологічні режими для отримання виробів антифрикційного призначення з порошкових композитів на основі порошку сталі ШХ15. Для знаходження оптимального режиму спікання, з ціллю досягнення максимальної густини спечених виробів, використовувався метод математичного планування експерименту. За розробленими технологічними режимами з порошкових композитів на основі порошку сталі ШХ15 отримані вироби антифрикційного призначення із значно нижчою собівартістю і вищим коефіцієнтом використання матеріалу порівняно із традиційними матеріалами.

Ключові слова: *металевий порошок, шихта, спікання, технологічні режими, антифрикційні вироби.*

Рис. 4. Літ. 11.

Т.Н. Гальчук, Т.Е. Божко

ПОЛУЧЕНИЕ СПЕЧЕННЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОРОШКА СТАЛИ ШХ15

В работе представлены технологические режимы для получения изделий антифрикционного назначения из порошковых композитов на основе порошка стали ШХ15. Для нахождения оптимального режима спекания, с целью достижения максимальной плотности спеченных изделий, использовался метод математического планирования эксперимента. По разработанным технологическим режимам из порошковых композитов на основе порошка стали ШХ15 получены изделия антифрикционного назначения со значительно меньшей себестоимостью и высшим коэффициентом использования материала сравнительно с традиционными материалами.

Ключевые слова: *металлический порошок, шихта, спекание, технологические режимы, антифрикционные изделия.*

T. Gal'chuk, T. Bozhko

FOR SINTERED ANTIFRICTION PRODUCTS FROM COMPOSITE MATERIALS BASED ON POWDER WAS SHH15

The paper presents technological regimes for products of antifriction purpose of powder composites based on powder steel SHH15. To find the optimal conditions for sintering, with the aim of achieving maximum density sintered products, the method of mathematical planning experiment. For developed technological regimes from powder composites based on steel powder products obtained SHH15 antifriction destination with much lower cost and a higher rate of use of the material compared to traditional materials.

Keywords: *metallic powder, blend, sintering, technological modes, friction products.*

Постановка проблеми. Тенденція, що намітилась, до зменшення випуску порошкових деталей триботехнічного призначення пов'язана в першу чергу з досить високими цінами на металічні порошки та недостатньо високими антифрикційними властивостями спечених матеріалів. Однак при створенні спечених композиційних антифрикційних матеріалів методи порошкової металургії дають такі переваги, як наявність пор (регулюється в межах 0–35 %); наявність рівномірно розподілених включень речовин, що відіграють роль твердої змазки; можливість регулювати дисперсність включень і їх розподіл; каркасність будови матеріалу.

Велика вартість розпиленого залізного порошку обумовлена і складністю його одержання та необґрунтованим нехтуванням до використання металевих порошкових відходів як сировини для виготовлення деталей та покриття методами порошкової металургії [1].

Майже половина всіх порошків, що виробляються, йдуть на виготовлення деталей триботехнічного призначення [2]. Для цього в шихту вводять легуючі, антизадирні і змащувальні домішки – оксиди, солі, скло з масовою часткою до 15%.

В останні десятиліття переважно розробляються порошкові матеріали на залізній та мідній основі. Матеріали на залізній основі використовують при підвищеному та нормальному навантаженні. Матеріали на мідній основі працюють в корозійноактивному середовищі. В даний час перевага надається спеченим композитам на основі заліза, оскільки вироби із них мають хороші фізико–механічні властивості, а сировина є недефіцитною. Найбільш поширеним є одержання виробів шляхом спікання залізо–графітових сумішей. В якості основи використовують відновлені порошки заліза, або порошки легованих сталей, отриманих із відходів металообробки [3–5]. До складу композиту триботехнічного призначення на основі заліза входить і графіт, що є твердою змазкою (у нерозчиненому вигляді) і збільшує міцність металевої основи (під час

© Т.Н. Гальчук, Т.Є. Божко

розчинення). Вміст графіту в композиті встановлюється експериментально, в залежності від коефіцієнта тертя і зносостійкості. Введення міді до складу композиту значно підвищує міцність залізної матриці, має позитивний вплив на спікання, збільшує теплопровідність, підвищує мікротвердість матеріалу, покращує структуру і механічні властивості.

Розповсюдженим з більш високими антифрикційними властивостями є залізо–графіт із вмістом вуглецю від 1 до 4%. Введення графіту в межах до 1,5% дозволяє використовувати матеріал у присутності змащення, при невеликих швидкостях і низьких гранично допустимих навантаженнях. При вмісті графіту 1,5–3,0 % і наявності його у структурно–вільному стані значно покращуються антифрикційні властивості порошкового матеріалу. Такий матеріал може працювати в режимі самозмащення при великих швидкостях ковзання і робочій температурі 100–130 ^{0}С. Залізо–графітові матеріали мають феритно-перлітну структуру. Кількість феритної складової залежить від початкового вмісту графіту і умов спікання. Найбільш зносостійка перлітна структура. Допустимий вміст феритної складової до 50 % і залежить від умов роботи матеріалу [2, 6].

Однак доцільним є використання в якості основного компонента порошку сталі ШХ15, отриманого за технологією, розробленою в Луцькому НТУ [7]. Оскільки на підприємствах металообробної промисловості накопичується також і велика кількість порошкових відходів сталей, які в подальшому практично не використовуються. Труднощі у використанні полягають у необхідності очистки порошків від домішок. В той же час практично доказано [8], що так звані забруднення (Al_2O_3), компоненти МОР є корисними антизадирними, протизношувальними добавками, що дозволяють використовувати порошкові відходи у стані постачання без складної і дорогої операції очищення. Цей матеріал, за умови змащення, не поступається кращому із порошкових антифрикційних матеріалів ГЖрІЦС4 [9]. Тому використання металевої фракції шламових відходів, зокрема сталі ШХ15 для одержання композиційних матеріалів антифрикційного призначення є актуальним.

Таким чином, здійснивши огляд наукової літератури з даного питання, можна зробити висновок, що методи порошкової металургії дають можливість під час створення композиційних антифрикційних матеріалів широко регулювати кількість і розміри включень різних структурних складових, що входять у матеріал. Тому актуальним є проведення, в подальшому, досліджень щодо створення виробів із композиційного матеріалу з використанням як компонента металічного порошку, отриманого із шліфошламів.

Метою дослідження є розробка режимів отримання спечених виробів із композиційного матеріалу на основі порошку сталі ШХ15, отриманого із шламових відходів підшипникового виробництва.

Основні результати дослідження. Технологія виготовлення спечених антифрикційних виробів описується такою схемою: виготовлення шихти → пресування → спікання → просочення маслом → калібрування [2]. За цією схемою виготовляють матеріали з пористістю 15–35 % [10].

Під час використання сумішей, що складаються з металічних порошків, близьких за густиною (наприклад, залізо–мідь), застосовуємо сухе перемішування без тіл розмелу. Шихту готували із порошків (основа) сталі ШХ15, отриманих із шліфошламів, 3–5 % (об.) міді ПМС–1 (ГОСТ 4960–85) та 2–3 % (об.) графіту ГС4 (ГОСТ/ТУ – 8295).

Під час розмелу та змішування дрібних порошків можливе погіршення їх текучості у разі засипання в прес-форму. Усунення цього недоліку досягали укрупненням вихідних частин, гранулюванням шихти.

Пресування деталей з пористістю 15–35 %, яка є оптимальною для антифрикційних спечених виробів, що працюють у навантаженому режимі, проводили при однократному пресуванні для забезпечення необхідної міцності країв брикету (формуємості).

Величина тиску пресування залежить від надійності і пластичності матеріалу, що пресується, наявності змазки, конструкції прес-форм, необхідної кінцевої густини та інших факторів. Так, для пресування виробів із порошку на основі заліза пористістю 15–20 % необхідний тиск 590–690 МПа.

Для зниження тиску пресування використовують змащення стінок прес-форми рідким маслом (масляною емульсією), милом і спеціальними рідкими кислотами типу стеаринової чи олеїнової (рис.1), а також введенням у склад шихти 0,1–0,2 % змащувальних речовин (спеціальної порошкоподібної змазки – стеарат цинку).

Однією з головних операцій технології виготовлення матеріалів методами порошкової металургії є спікання. Для спікання антифрикційних деталей на залізній основі потрібне нагрівання до температури 1050–1200 ^{0}С. Інтервал температур спікання становить 0,7–0,8 температури плавлення основного металу шихти.

Рис. 1

У практиці порошкової металургії із більшості захисних середовищ в основному використовують водень, дисоційований аміак, газоподібні вуглеводи (ендо- і екзогази, конвертований природний газ) і вакуум. Значно рідше використовують інертні гази. Для знаходження оптимального режиму спікання, з ціллю досягнення максимальної густини спечених виробів, використовувався метод математичного планування експерименту. Параметр оптимізації – густина матеріалів після спікання, а варіювалися: час витримування при спіканні X_1 (хв.), температура спікання X_2 (^{0}С), швидкість підняття температури X_3 (^{0}С/хв), склад суміші X_4 (% мас.).

В результаті реалізації всіх дослідів матриці планування і обробки дослідних даних складено рівняння регресії:

$$У=6,4+0,25X_1+0,31X_2+0,34X_1X_2-0,09X_2X_3$$

Аналізуючи отримане рівняння можна передбачити густину, що отримується при різних значеннях факторів варіювання (рис. 2).

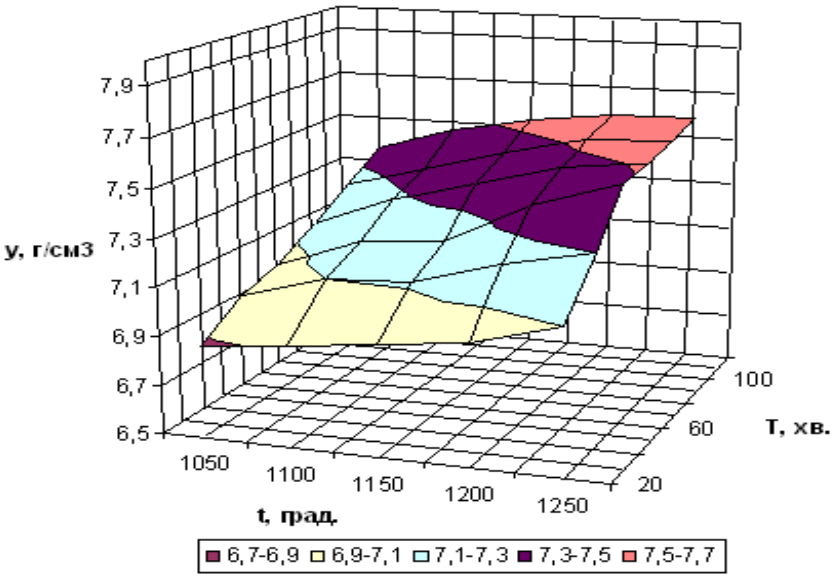


Рис. 2. **Поверхня відгуку залежності густини матеріалу після спікання від часу і температури спікання**

На основі проведеного аналізу вибрано оптимальний режим спікання: температура – 1200 ^{0}С, час спікання – 2 год, швидкість нагрівання – 40 ^{0}С/хв.

Основний вплив на збільшення густини зразків разом мають такі фактори: склад і температура спікання, температура і час витримки, в меншій мірі швидкість підняття температури.

Експериментально встановлено, що із збільшенням температури спікання до 1250^{0}С усадка зростає на 5,41 %, а пористість матеріалу залишається високою, в межах 30%, що зумовлено особливою формою частинок отриманого порошку, сталі ШХ 15 [11].

Перспективним напрямком є просочення пористого каркаса змащувальними середовищами. Найбільш розповсюдженими речовинами для просочення є мінеральні масла. Тому вироби просочували індустріальним маслом И–40А (И–50А). Оптимізована технологічна схема виготовлення виробів з порошкових композитів на основі порошку сталі ШХ15 представлена на рис. 3.

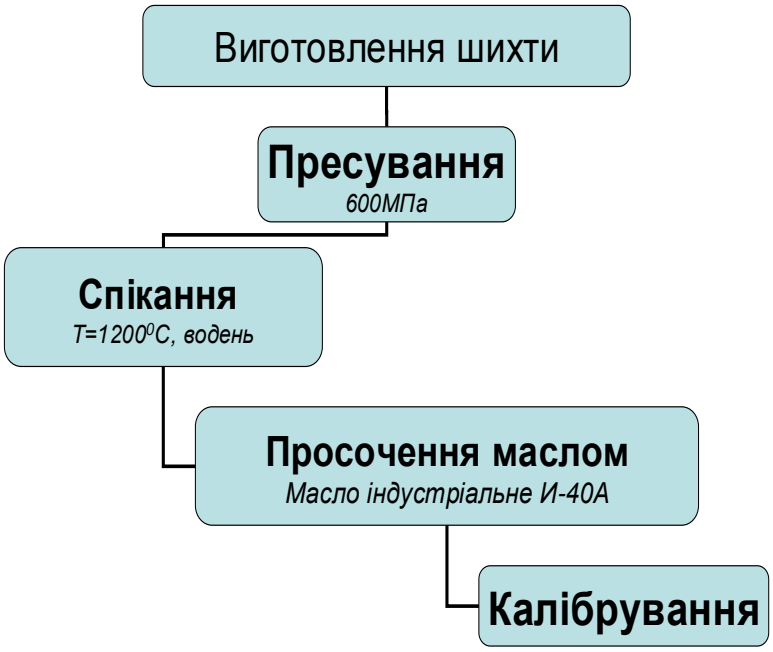


Рис. 3. **Схема отримання композиційних виробів на основі порошку сталі ШХ15**

Отримані вироби антифрикційного призначення (рис. 4) за вказаних режимів мають значно нижчу собівартість і вищий коефіцієнт використання матеріалу порівняно із виробами отриманими із традиційних матеріалів.

Рис. 4. **Втулки ковзання**

© Т.Н. Гальчук, Т.Є. Божко

Висновки. Експериментально визначено склад порошкового композиційного матеріалу антифрикційного призначення на основі порошку сталі ШХ15 з домішками міді та графіту. Дослідження виявили оптимальні параметри пресування 400–800 МПа, спікання 1200 ^{0}С для шихти з вмістом графіту – 2...3 %, міді – 3...5 %, основа порошок сталі ШХ15, отриманий із відходів підшипникового виробництва для виробів з антифрикційними властивостями.

1. Актуальные проблемы порошковой металлургии / [под ред. О.В. Романа, В.С. Аруночалама]. – М.: Металлургия, 1990. – 232 с.
2. Федорченко И.М. Композиционные спеченные антифрикционные материалы / И.М. Федорченко, Л.И. Пугина. – К.: Наукова думка, 1980. – 404 с.
3. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы: справочник / [под ред. В. Шатта]. – М.: Металлургия, 1983. – 520 с.
4. Зозуля В.Д. Эксплуатационные свойства порошковых подшипников / Зозуля В.Д. – К.: Наукова думка, 1989. – 288 с.
5. А.с. 1659512. СССР, МКИ 5С 22 С 33/02, С22С38/16. Порошковый материал на основе железа / В.Н. Анциферов, Н.Н. Масленников, И.А. Пловников, А.А. Шацов (СССР). – № 4728642/02; заявл. 22.05.89; опубл. Открытия, изобретения, Бюл. № 24.– С.103.
6. Анциферов В.Н. Определение несущей способности порошковых материалов при граничном трении / В.Н. Анциферов, И.И. Масленников, А.А. Шацов, И. А. Половников // Трение и износ. – 1991. – Т.12, № 4. – С. 683 – 686.
7. Рудь В.Д. Использование отходов подшипникового производства в порошковой металлургии / В.Д. Рудь, Т.Н. Гальчук, О.Ю. Повстяной // Порошковая металлургия. – 2005. – № 1/2. – С. 106–112.
8. Зозуля В.Д. Применение шлифовальных металлоабразивных отходов в порошковой металлургии / В.Д. Зозуля // Порошковая металлургия. – 1988. – № 3. – С. 95–99.
9. Ярощук Т.Д. Антифрикционные материалы из порошковых отходов стали и меди / Т.Д. Ярощук, В.Д. Зозуля, К.И. Зубарев // Проблемы трения и изнашивания. – 1991. – №39. – С. 46–51.
10. 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.
11. Гальчук Т.Н. Кинетика измельчения в шаровой мельнице порошков, полученных из отходов шарикоподшипникового производства / Т.Н. Гальчук, В.Д.Рудь // Порошковая металлургия. – 2011. – № 5/6. – С. 20–26.

Стаття прийнята до друку 8.05.2015.

© Т.Н. Гальчук, Т.Є. Божко

УДК 620.1:691.714

М.І. Греділь

ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРУТКІВ АРМАТУРНОЇ СТАЛІ ВНАСЛІДОК ХОЛОДНОГО ВОЛОЧІННЯ

У роботі на основі літературних даних та власних результатів наведено загальні закономірності зміни основних механічних характеристик перлітної сталі внаслідок процесу холодного волочіння. Показано, що міцніть і пластичність сталі зростають до певної межі завдяки одночасному наклепу і переорієнтуванню перлітних зерен у напрямі осі прутка. Подальше зміцнення сталі призводить до певної втрати пластичності. Поступово набута анізотропія властивостей перлітної сталі виявляється на макрофрактограмах зростанням рельєфності зламу.

***Ключові слова**: перлітна сталь, холодне волочіння, механічні властивості, аналіз макрозламів.*

Рис. 3. Літ.5.

M.I. Hredil

EVOLUTION OF STRUCTURE AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF PEARLITIC REINFORCING STEEL WIRES DUE TO COLD DRAWING

General regularities of changes in the main mechanical characteristics of pearlitic steel due cold drawing process are given in this work on the basis of both literature data and own results. It was revealed that steel's strength and plasticity rise up to a certain level thanks to simulteneous cold work and rearrangement of pearlitic grains into the wire's main axis direction. Subsequent strenthening of steel leads to the certain loss of plasticity. Progressively grown properties anisotropy of rearlitic steel reveals itself on macrofracture maps by relief enhancement.

***Keywords:** pearlitic steel, cold drawing, mechanical properties, macrofracture maps analysis.*

М.И. Гредиль

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРУТКОВ АРМАТУРНОЙ СТАЛИ В РЕЗУЛЬТАТЕ ХОЛОДНОГО ВОЛОЧЕНИЯ

В работе на основе литературных данных и собственных результатов приведены общие закономерности изменения основных механических характеристик перлитной стали в результате процесса холодного волочения. Показано, что прочность и пластичность стали повышается до некоторого уровня благодаря одновременному наклепу и переориентации перлитных зерен в направлении оси прутка. Постепенно приобретаемая анизотропия свойств перлитной стали отображается на макрофрактограммах нарастанием рельефности излома.

***Ключевые слова**: перлитная сталь, холодное волочение, механические свойства, анализ макроизломов.*

Вступ. З огляду на великі об'єми будівельних робіт, і відповідно, постійно зростаючі потреби в залізобетоні, пошук шляхів економії арматури є надзвичайно важливим завданням. Відомо, що розхід арматурної сталі для звичайних залізобетонних (ЗБ) конструкцій становить близько 75 кг на 1 м^3 конструкції [1]. Суттєвого зменшення металоємності ЗБ конструкцій досягають використанням зміцненої арматури. Для підвищення міцності гарячекатану арматурну сталь піддають холодному волочінню (ХВ), що являє собою спосіб обробки металу протягуванням заготовки через конічний отвір у волочильній машині (фільєру). У прутку під час проходження через фільєру виникають пластичні деформації. Напруження при цьому змінюється від стискального біля поверхні прутка до розтягувального в центрі виробу [2]. Допустиме відносне обтискання сталі за один прохід знаходиться в межах 10–20%, тому для отримання тонких прутків заготовку протягують через кілька послідовних отворів, щоразу менших.

Внаслідок ХВ покращуються загальноприйняті механічні характеристики сталі: границя плинності і границя міцності зростає, тоді як модуль Юнга залишається незмінним. Крім того, досягається значне покращення стану поверхні прутка, однак під час обробки можлива поява поверхневих дефектів, які в процесі тривалої експлуатації можуть вплинути на тримку здатність прутків. Найчастіше зустрічаються подряпини і риски, зумовлені поганою поліровкою волочильного отвору, його забруднення або надриву. Відомо також, що високоміцні холоднотягнуті сталі чутливіші до дії водню, джерелом якого можуть бути робоче середовище за умов катодного захисту, появляється електрохімічна неоднорідність [3], і це спонукає детальніше проаналізувати зміну властивостей сталі внаслідок ХВ.

У роботі проаналізовано особливості механічної поведінки та руйнування прутків арматурної перлітної сталі на кожному етапі процесу холодного волочіння.

Методики і матеріали. Досліджували перлітну арматурну сталь після різного ступеня ХВ. Випробували циліндричні зразки з різних етапів реального технологічного процесу, включно з вихідною гарячекатаною сталлю та кінцевим комерційним продуктом (попередньо напруженим

© М.І. Греділь

прутком). Хімічний склад досліджуваної сталі, мас. %: 0,789 C; 0,681 Mn; 0,21 Si; 0,010 P; 0,008 S; 0,003 Al; 0,218 Cr; 0,061 V; решта Fe. Сталь пройшла через сім етапів процесу холодного волочіння. Пластичну деформацію, акумульовану в сталі на кожному етапі та визначену за формулою $\varepsilon^{ie} = 2\ln(D_0 / D_i)$, а також відповідний діаметр прутка наведено у Таблиці (D_0 та D – початковий і кінцевий діаметри прутка відповідно).

Таблиця 1.

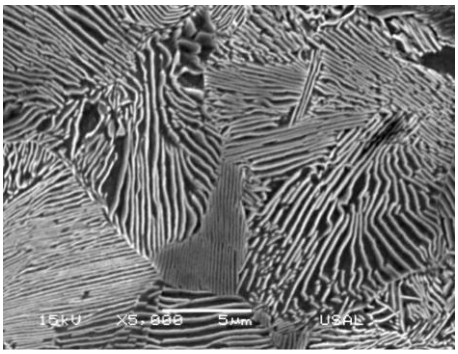
Діаметр досліджених прутків та відповідний рівень накопиченої пластичної деформації

Сталь/етап ХВ	*0*	*1*	*2*	*3*	*4*	*5*	*6*	*7*
D, мм	11,03	9,90	8,95	8,21	7,49	6,80	6,26	5,04
$\varepsilon^{пл}$	0,00	0,22	0,42	0,59	0,78	0,97	1,13	1,57

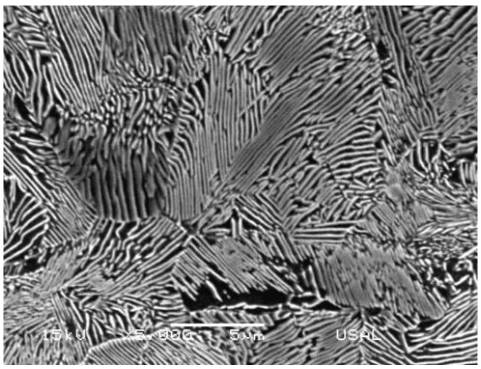
** Примітка. Номер сталі відповідає етапу ХВ*

Стандартні механічні характеристики сталі визначали за повільного розтягу (10^{-7} c^{-1}) гладких циліндричних зразків довжиною 30 мм та діаметром, рівним діаметру відповідного прутка. Початкова відстань між захватами 220 мм. Для механічних випроб застосовували статичну випробувальну машину MTS Alliance RT/100 з програмним забезпеченням TESTWORKS 4**. Випробовували принаймні три зразки кожного виду, отримані результати усереднювали. Мікроструктуру та злами зразків досліджували на сканівному електронному мікроскопі.

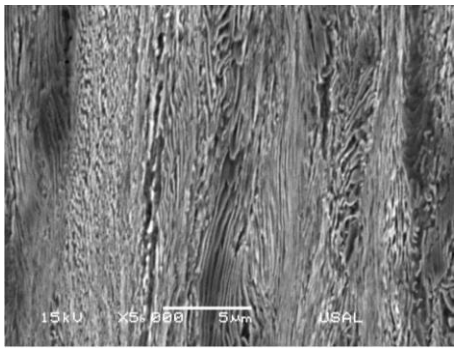
Результати і обговорення. Досліджувана евтектоїдна сталь має перлітну мікроструктуру (рис. 1), основою якої є перлітні колонії, сформовані паралельно розміщеними пластинками перліту і цементиту, що чергуються, і орієнтовані довільно відносно сусідніх колоній. У вихідній сталі (гарячекатаній) перлітні колонії зорієнтовані хаотично як у поздовжньому, так і в поперечному напрямі (рис. 1 а, б) Внаслідок ХВ вони поступово переорієнтовуються і витягуються у напрямку осі дроту (напрямку волочіння). Їх орієнтація стосовно осі стержня залежить від ступеня волочіння [4 –6]. Водночас відбувається потоншення самих колоній, а також зменшується відстань між пластинками, і вони орієнтуються в напрямку волочіння (рис. 1 в). У поперечному напрямі (рис. 1 г) колонії деформуються стиском, формуючи специфічну мікроструктуру, що характеризується дещо вищою порівняно з вихідним станом електрохімічною активністю [3].



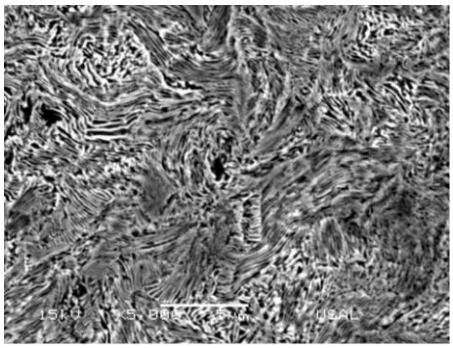
а



б



в



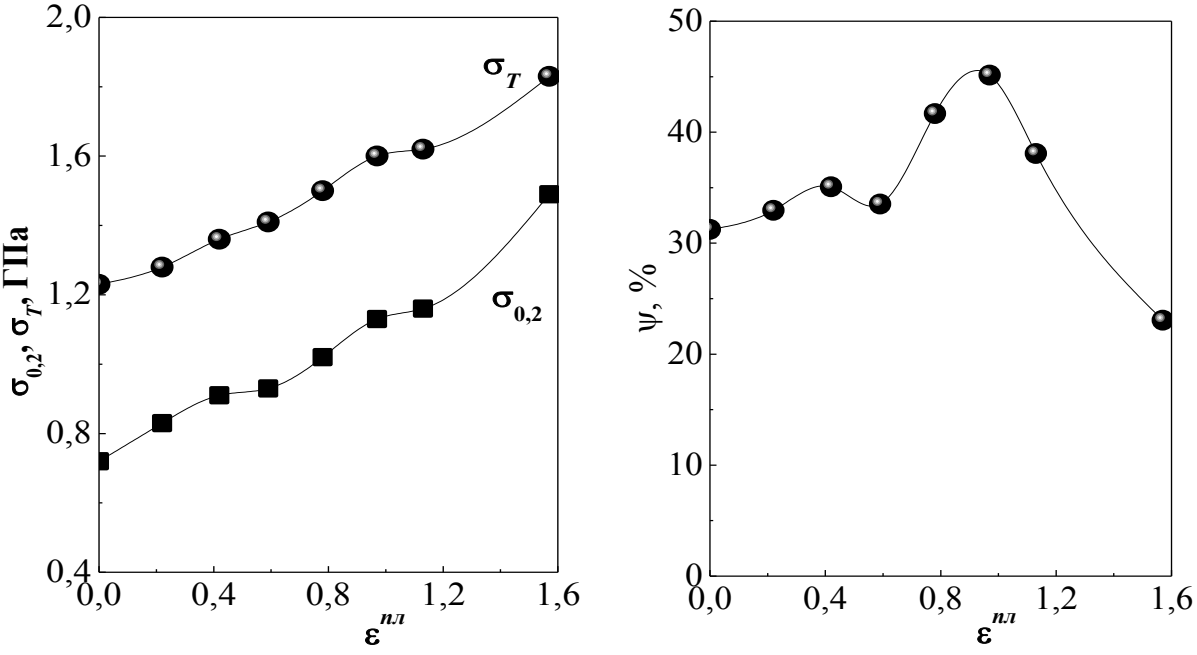
г

Рис . 1. **Мікроструктура перлітної арматурної сталі до (а, б) та після (в, г) ХВ у поздовжньому (а, в) та поперечному (б, г) напрямах відносно осі прутка**

*** Робота виконана в Університеті м. Саламанки, Іспанія, на обладнанні групи Руйнування та міцності конструкційних матеріалів*

© М.І. Греділь

Результати механічних випроб наведено на рис. 2. Зміна характеристик сталі представлена як функція накопиченої пластичної деформації. Міцніть сталі плавно зростає з кожним етапом ХВ за рахунок наклепу. В результаті комерційний дріт, отриманий після останнього протягування, має границю текучості вищу в 1,6 разів і границю міцності в 1,3 рази порівняно з вихідним прутком.



а б

Рис . 2. **Зміна характеристик міцності (а) і пластичності (б) арматурної перлітної сталі внаслідок холодного волочіння**

Відносне звуження загалом зростає з ступенем ХВ (рис. 2 б). Однак на останніх етапах процесу спостерігається деяке пониження ψ. Таку поведінку сталі пояснюють сумісним впливом накопичених пластичних деформацій та переорієнтування перлітних колоній [7]. Під час холодного волочіння відбувається два принципових процеси – накопичення пластичної деформації (наклеп) та переорієнтація мікроструктурних складових. З кожним технологічним етапом перлітні колонії поступово орієнтуються у напрямі, паралельному до поздовжньої осі прутка доти, поки практично усі вони не будуть розміщені в напрямі холодного волочіння. При цьому зростає і відносне звуження. Після етапу *5*, очевидно, досягнуто максимальної переорієнтації перлітних колоній, тому подальша обробка сталі приводить до деякого зниження пластичності навіть при зростання величини накопиченої пластичної деформації.

На початкових етапах холодного волочіння перлітна сталь демонструє ізотропну поведінку і відносно гладкий злам в макромасштабі (рис. 2 *0–2*). З подальшою обробкою рельєф руйнування змінюється, як і механічна поведінка сталі. На фрактограмах злами стають нерівномірніші з великою кількістю гребенів і боріздок. Злам у кожному випадку є симетричний. Загалом тут можна виділити три характерні зони руйнування: центральна, звідки починається руйнування; зона стабільного росту тріщин з гребенями, які розходяться в радіальному напрямі до периферії, і зовнішній конус (долам). Для плоскої в макромасштабі центральної зони характерний в'язкий волокнистий злам, тоді як зона росту тріщини виказує змішаний механізм руйнування. Відсоткове співвідношення між усіма зонами не є сталим і змінюється від етапу до етапу ХВ. Зокрема, можна зауважити зростання відносної площі зовнішнього конуса, що, беручи до уваги тенденцію зміни відносного звуження, є ознакою зростання пластичності сталі.

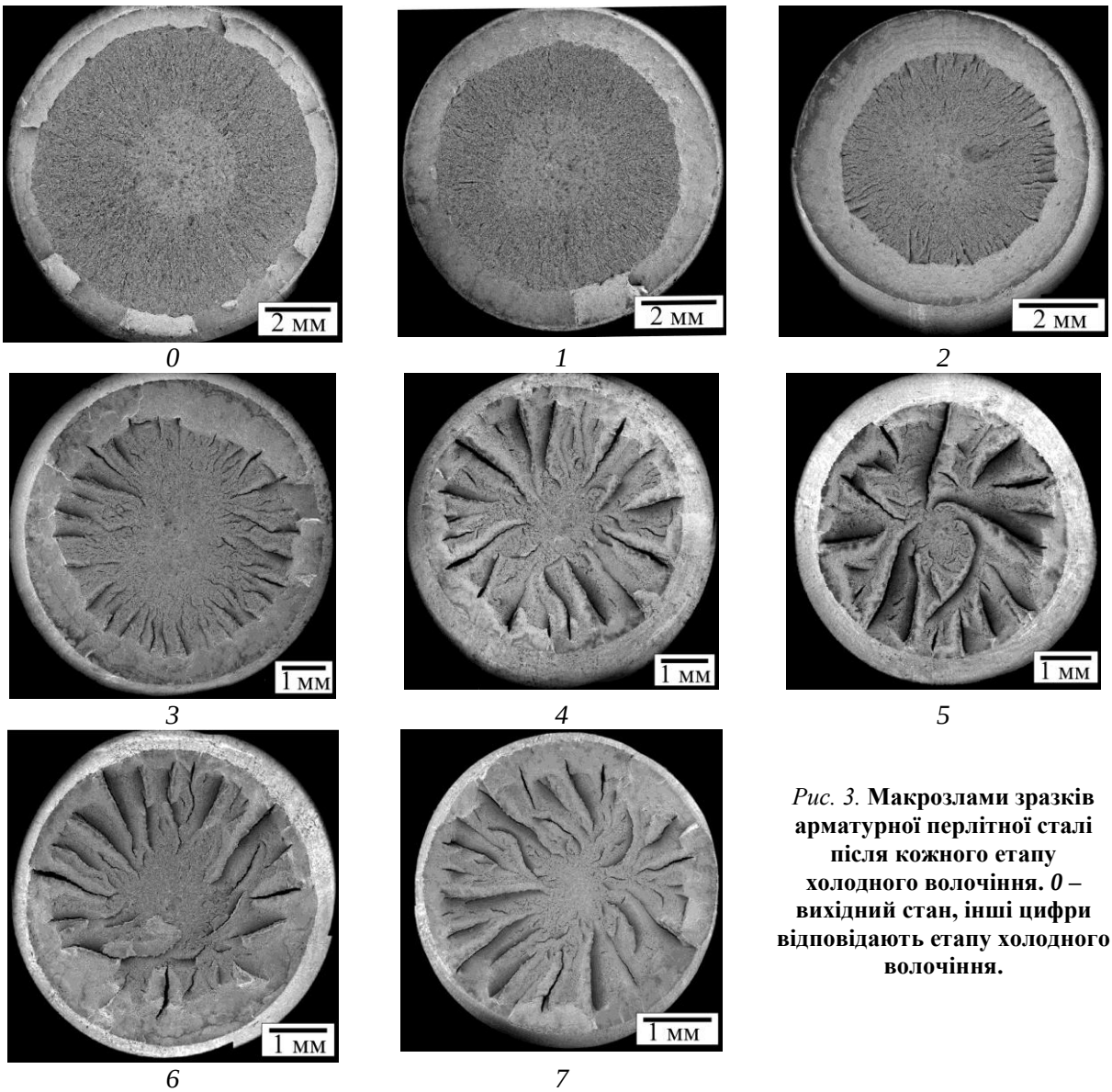


Рис. 3. **Макрозлами зразків арматурної перлітної сталі після кожного етапу холодного волочіння. *0* – вихідний стан, інші цифри відповідають етапу холодного волочіння.**

Висновки. Внаслідок холодного волочіння перлітної арматурної сталі границя міцності зростає в 1,3 рази, а границя текучості – в 1,6 разів при незначній втраті пластичності. Така комбінація механічних характеристик досягається завдяки поступовому переорієнтуванню перлітних зерен у напрямі основної осі прутка (напрямку волочіння). Одночасно відбувається потоншення феритних і цементитних пластинок усередині перлітних колоній і видовження їх в напрямі основної осі. Повнота переорієнтування структурних складових залежить від ступеня ХВ. При цьому сталь набуває анізотропних властивостей, що відображається на макрофрактограмах зростанням рельєфності зламу.

1. Алексеев А.А. Технология и организация сельского строительства. – М.: Стройиздат, 1983. – 440 с.
2. Toribio J., Gonzalez B., Matos J.-C. Micro- i macro-analysis of the fatigue crack growth in pearlitic steels // Ciencia e Tecnologia dos Materiais. – 2008. – V. 20, N. 1/2. – Pp. 68–74.
3. Hredil M.I., Toribio J. Corrosion resistance of prestressing steel wires // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – №5. – С. 39–43.
4. Toribio J., Ovejero E. Effect of cold drawing on microstructure and corrosion performance of high-strength steel // Mechanics of Time-Dependent Materials. – 1998. – №1. – P. 307–319.
5. Toribio J., Ovejero E. Effect of cumulative cold drawing on the pearlite interlamellar spacing in eutectoid steel // Scripta Materialia. – 1998. – 39. – № 3. – Pp. 323–328.
6. J. Toribio, F.J. Ayaso. Anisotropic fracture behaviour of cold drawn steel: a materials science approach // Materials Science and Engineering A. – 2003. – 343. – Pp. 265–272.
7. Quantitative fractographic analysis of the fracture behaviour of progressively drawn pearlitic steels / J. Ayaso, B. González, J.C. Matos // Proc. of the 10th Portuguese Conference On Fracture. – February 22–24, 2006. – Guimarães, Portugal. – 9 p.

Стаття надійшла до редакції 28.04.2015.

© *М.І. Греділь*

УДК 620.187: 621.762.5: 669: 536.462

Н. М. Гулієва
Луцький національний технічний університет

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНІ ДОСЛІДЖЕННЯ КОМПОЗИТІВ САПОНІТ – ТИТАНУ ТА САПОНІТ – АЛЮМІНІЮ

У статті викладено результати досліджень рентгеноструктурного аналізу композитів сапоніт – титану та сапоніт – алюмінію та співставлень з Міжнародною базою даних www-Минкрист в online-режимі.

Ключові слова: *рентгеноструктурні дослідження,* www-Минкрист, композити, *сапоніт – титан, сапоніт – алюміній.*

Рис. 5. Форм. 1. Літ. 4.

Н. М. Гулиева

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИТОВ САПОНИТ – ТИТАН И САПОНИТ – АЛЮМИНИЙ

В статье изложены результаты исследований структурного анализа композитов сапонит – титана и сапонит – алюминия и сопоставлено с Международной базой данных www-Минкрист в online режиме.

Ключевые слова: *рентгеноструктурные исследования, www-Минкрист, композиты, сапонит - титан, сапонит - алюминий.*

N. M. Guliieva

X-RAY DIFFRACTION STUDY OF COMPOSITE SAPONITE – TITANIUM AND SAPONITE – ALUMINUM

The article presents the results of X-ray diffraction studies composites saponite – titanium and saponite – aluminum and comparisons with the International database www-Mynkryst in onlin mode.

Keywords: *X-ray diffraction research, www-Mynkryst, composites, saponite – titanium, saponite – aluminum.*

Вступ. Одним із конкурентоспроможних та енергоощадних напрямів сучасного матеріалознавства є використання в якості вихідних матеріалів відходів промислового виробництва та природних мінералів. Останнім часом для очистки питної води застосовують сорбенти на основі природних мінералів (зокрема, сапоніту, цеоліту та інші). Доцільно в такому випадку виготовляти фільтри на їх основі застосовуючи методи порошкової металургії із застосуванням самопоширюючого високотемпературного синтезу, з метою заміни фільтрувальних елементів із титану. Тому було виготовлено композити сапоніт – титан і сапоніт – алюміній і виконано їх рентгеноструктурний аналіз та співставлено з Міжнародною базою даних www-Минкрист в online-режимі.

Методика досліджень. На основі відомих закономірностей розсіювання рентгенівських променів в кристалічній решітці, рентгенографічні методи дозволяють отримати інформацію кристалічної структури продуктів горіння та їх фазового складу [1]. Аналіз проводили на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-2-13 (рис. 1) методом порошку.

Рис. 1. **Дифрактометр ДРОН-2-13**

© Н. М. Гулієва

Принцип роботи дифрактометра заснований на тому, що відображення рентгенівських променів на відміну від паралельних кристалічних площин відбувається тільки при певному значенні кута падіння *Q*, пов'язаного з довжиною хвилі падаючого випромінювання λ і міжплощинною відстанню *d* законом Брегга:

$$\lambda = 2d \sin Q \text{ X} \tag{1}$$

Діафрагмовий спектр лежить в площині, що містить падаючий спектр і норму до поверхні, що відбиває. Кут між напрямками падаючого і відбитого спектру дорівнює *2Q*. Запис дифракційної структури записували на діаграмну стрічку самописця.

При підготовці проби для аналізу спечені зразки спочатку подрібнювали, висушували до постійної ваги при температурі 100−150 °С, просівали через сито. Застосовували характерне випромінювання – CuKα, CoKα рентгенівських трубок типу БСВ з фільтром із заліза. Якісний фазовий склад порошку встановлювали порівнянням інтенсивності ліній на рентгенограмах і відповідних їм міжплощинних відстаней з аналогічними параметрами відомих матеріалів. При розшифровці дифрактограм використовували дані рентгенометричної картотеки ASTM, таблиці Гіллера [2].

Виклад основного матеріалу. Аналіз проводили на рентгенівському дифрактометрі ДРОН 4-13. При дослідження зразка композиту сапоніт – титан [3], отримали рентгенограму представлену на рис. 2.

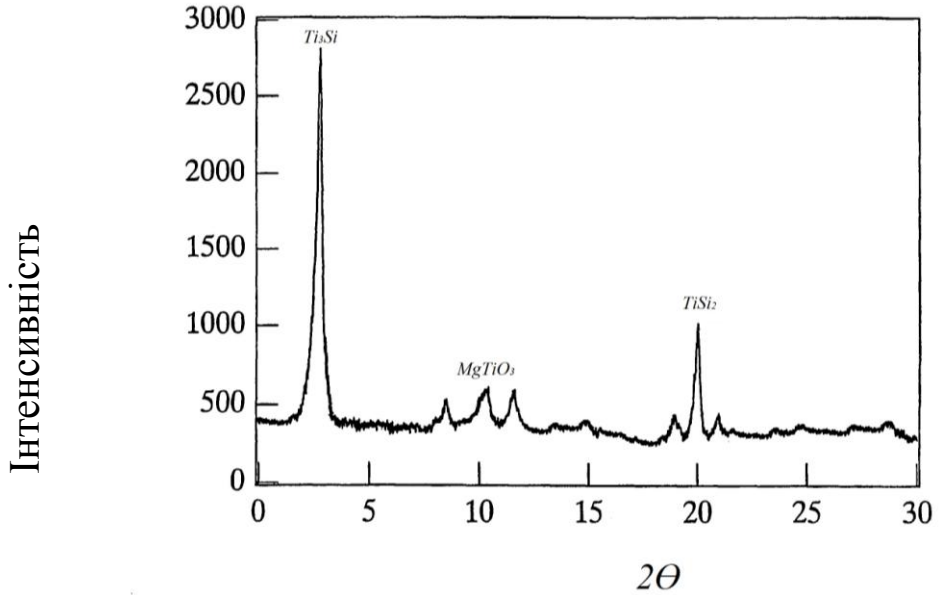


Рис. 2. **Рентгенограма композиту сапоніт – титан**

У композиті сапоніт – титан утворились такі сполуки: Ti-Si, $TiSi_2$, $MgTi_2O_5$, TiO_2. При температурі 1330 °С в сплавах, багатих на Ti та Si, здійснюється евтектична кристалізація при вмісті 13,7 і 86 % (ат.) Si відповідно. Розчинність Si в Ti складає менше 0,7 % (ат.) при температурі 800°С, 3,35% (ат.) при температурі 1000°С і 5 % (ат.) при температурі 1200°С.

Рентгенограму, отриману при дослідженні зразка композиту сапоніт – алюміній показано на рис. 3. [4].

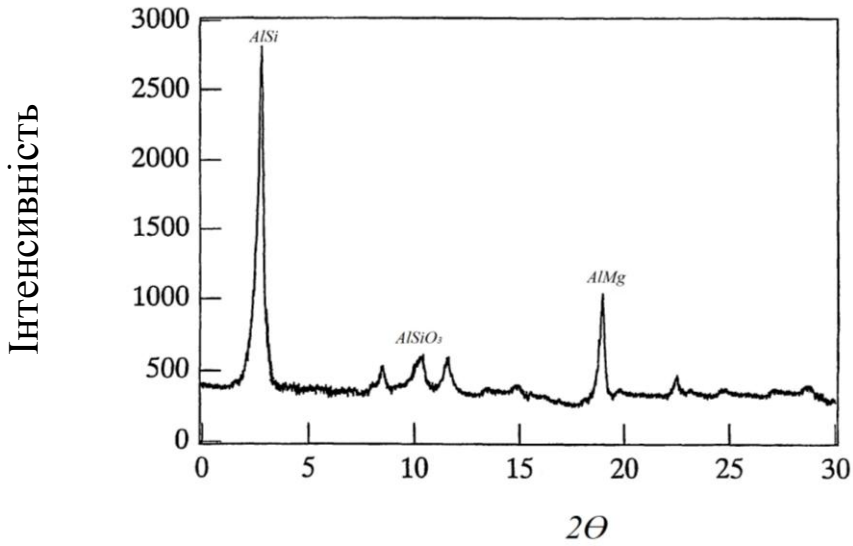


Рис. 3. **Рентгенограма композиту сапоніт – алюміній**

У композиті сапоніт – алюміній утворились такі сполуки: AlSi, $MgAl_4SiO_{10}$, Al_2O_3.

Максимальна розчинність Si в твердому Al становить 1,5 ± 0,1% (ат.) при евтектичній температурі 577 °С. Розчинність А1 в Si носить ретроградний характер, максимальне її значення дорівнює 0,016 ± 0,003% (ат.) при температурі 1190°С. Si не утворює хімічних сполук з Al. Розчинність Al в Si дуже мала, тому можна вважати, що в системі Al-Si присутній чистий Si. Розчинність Si в Al при евтектичній температурі дорівнює 1,65%, при нормальній – близько 0,05 %.

Рентгеноскопічний аналіз сапоніт – титану та сапоніт – алюмінію було співставлено з рентгенограмами в online-режимі www-Минкрист. Для співставлення дифрактограми рис. 2 композиційного матеріалу сапоніт – титан було побудовано в online-режимі www-Минкрист рентгенограму дивіться рис. 4. та аналогічно для рис. 3 була побудована рентгенограма композиційного матеріалу сапоніт – алюміній рис. 5.

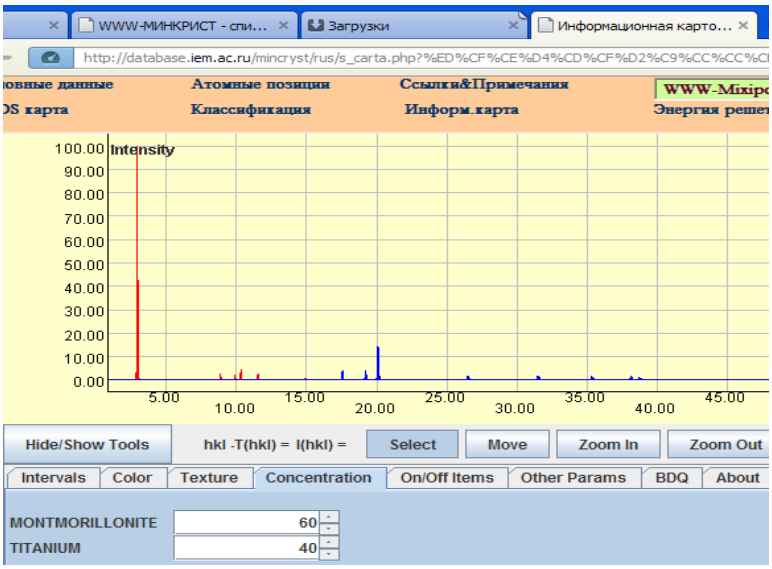


Рис. 3.25. **Рентгенограмма сапоніт-титан www-Минкрист**

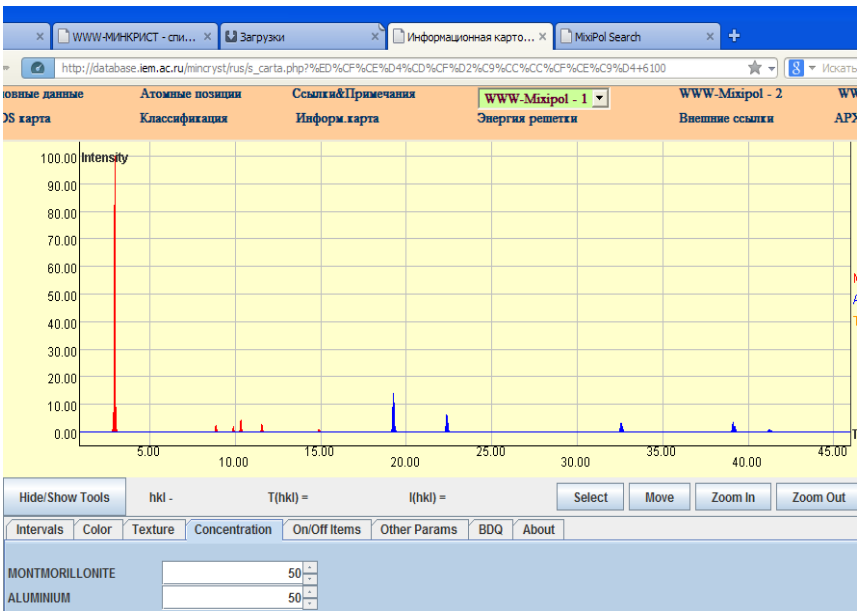


Рис. 3.26. **Рентгенограмма сапоніт-алюміній www-Минкрист**

Висновок. Розшифрування дифрактограм проводилось за допомогою Міжнародної бази структурних даних [138]. Мікроструктури зразків систем сапоніт – титан та сапоніт – алюміній свідчить, що в процесі реакцій відбуваються ряд послідовних перетворень кристалічної решітки, це, на нашу думку, сприяє утворенню однорідності структури. Отже, природні поліморфні перетворення, за рахунок перебудови кристалічної решітки, забезпечують активність СВС.

1. Горелик С. С. Рентгенография и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – М.: МИСИС, 2002. – 360 с.
2. Русаков А. А. Рентгенография металлов: учебник для вузов / А. А. Русаков. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
3. Гулієва Н. М. Технологія виготовлення пористих фільтрувальних матеріалів для очищення питних вод / Н. М. Гулієва // Науковий вісник Херсонської державної морської академії: Науковий журнал. – Херсон: Видавництво ХДМА, 2014. – №1(10). – С. 170–175.
4. WWW-МИНКРИСТ. Кристаллографическая и кристаллохимическая. База данных для минералов и их структурных аналогов. – Режим доступу: http://database.iem.ac.ru/mincryst/rus/. 10.03.2015.

Стаття надійшла до редакції 21.05.2015.

© Н. М. Гулієва

УДК 621.763:621.762(07)

О.І. Давидюк, Т.Ю. Маркін, П.П. Савчук, О.М. Люшук
Луцький національний технічний університет

ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ АРМОВАНИХ ПРОДУКТАМИ ШЛІФУВАННЯ СТАЛІ ШХ-15

В статті представлено дослідження властивостей епоксикомпозитів наповнених порошком сталі ШХ-15, продукта шліфування кілець підшипників. Встановлено, що використання даного наповнювача в оптимальній кількості та визначеного гранулометричного складу підвищує механічні характеристики епоксикомпозитного матеріалу та значно його здешевлює.

***Ключові слова**: епоксикомпозит, прескомпозит, пресування, адгезійна міцність, відходи механічної обробки.*
Рис. 5. Літ. 6.

О.И. Давыдюк, Т.Ю. Маркин, П.П. Савчук, О.Н. Люшук

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ЕПОКСИКОМПОЗИТОВ АРМИРОВАНЫХ ПРОДУКТОВ ШЛИФОВАНИЯ СТАЛИ ШХ-15

В статье представлены исследования свойств эпоксикомпозитов наполненных порошком стали ШХ-15, продукта шлифовки колец подшипников. Установлено, что использование данного наполнителя в оптимальном количестве та определенного гранулометрического состава повышает механические характеристики эпоксикомпозитного материала и значительно его удешевляет.

***Ключевые слова:** эпоксикомпозит, прескомпозит, прессование, адгезионная прочность, отходы механической обработки.*

O. Davydyuk, T. Markin, P. Savshuk, O. Lyushuk

OPTIMIZATION OF THE PRODUCTS EPOKSYKOMPOZYTIV REINFORCED GRINDING STEEL SHH15

Optimization of epoxy composites reinforced by steel products of grinding SHH15. The article presents research of properties of epoxy composites filled with powder of steel Shh15, which is the product of grinding bearing rings. It was established that the use of the filler in the optimal quantity and size distribution improves specified mechanical properties of epoxy composite materials and significantly reduces the cost of it.

***Keywords:** epoksykompozyt, preskompozyt, pressing, adhesive strength, waste of machining.*

Вступ. Область використання композитних матеріалів на полімерній основі в різних галузях промисловості швидко збільшується, що пов’язано із високою технологічністю процесів отримання виробів, низькими енергетичними та порівняно невисокими матеріальними затратами. Зниження собівартості виробництва полімеркомпозитів можливе за умови використання недорогих компонентів композиції, зокрема матеріалів, які є відходами і потребують утилізації. Одним з варіантів ефективного наповнення полімеркомпозитної системи є використання порошку сталі
ШХ-15, який можливо отримати шляхом обробки продуктів шліфування комплектуючих підшипників.

Актуальність досліджень. Актуальною задачею є розробка епоксикомпозитів армованих недорогими порошковими наповнювачами, які здатні також підвищити механічні та експлуатаційні властивості [1, 2]. Розробка полімерних композитів полягає у забезпеченні міцних адгезійних звязків між функціональними групами на поверхні наповнювача та кінцевими групами епоксидної складової, а також рівномірному розподілі дисперсного наповнювача. Оскільки форма частинок продуктів шліфування являє собою мікростружку з великою кількістю гострих кутів, які виступають концентраторами напружень, тому у вихідному стані даний порошок без додаткової обробки не здатний забезпечити високі механічні характеристики полімеркомпозитного матеріалу. Крім того, використання шламу сталі ШХ-15 є ускладненим через широкий спектр гранулометричного складу вихідного матеріалу. Тому важливим технологічним процесом виготовлення виробів з епоксикомпозитних матеріалів є підготовчі операції обробки порошку сталі ШХ-15, які полягають в класифікації та дозуванні наповнювача. Також значний науковий та практичний інтерес представляє аналіз гранулометричного складу порошку сталі ШХ-15, форми та розмірів частинок порошку та їх ефективність використання в якості наповнювача.

© О.І Давидюк., Т.Ю Маркін, П.П. Савчук, О.М. Люшук

Постановка задачі. Основною метою досліджень є визначення ефективності використання порошків отриманих з продуктів шліфування кілець підшипників в якості дисперсного наповнювача та дослідження впливу гранулометричного складу та кількості наповнювача на властивості та процеси структурування епоксикомпозитних матеріалів.

Матеріали і методи досліджень. Для формування полімеркомпозитних матеріалів наповнених порошком сталі ШХ-15 в якості полімерної матриці використано епоксидно-діанову смолу марки ЕД-20 для затвердіння якої використовували твердник холодної дії поліетиленполіамін (ПЕПА). Формування дослідних зразків здійснювали методом вільного заливання та пресування під тиском 30…32 МПа. Підготовка композиції полягала у механічному вимішуванні попередньо просушених наповнювачів та підігрітої смоли. Попереднє структурування епоксикомпозитів тривало 24 год при кімнатній температурі. З метою зміцнення епоксикомпозитів проводили термічну обробку за ступінчастим режимом для уникнення високих залишкових напружень протягом 4 год, яка полягала у нагріві до температури 50 °С, 100 °С, 120 °С та 140 °С з витримкою 1 год при кожній температурі.

Для визначення міцнісних характеристик проводили випробування на стиск та адгезійну міцність. Межу міцності при стискуванні визначали на лабораторній установці УММ-5 на зразках, що мають форму циліндра діаметром 10 мм і висотою 15 мм.

Границю адгезійної міцності при нормальному відриві визначали за ГОСТ 14759-69. Досліджуваний матеріал наносили на торцеву поверхню стержнів (грибків) з конічним виступом у місці захватів для самоцентрування. Дослідження проводили на розривній машині марки УММ-5 при швидкості переміщення нижньої траверси 2 мм/хв.

Ступінь структурування визначали за вмістом гель фракції. Екстракцію зразків полімеркомпозиту наповненого порошком ШХ15 фракції менше 0,04 мм у кількості 300 мас.ч. в формі пластин розміром 30х40 мм товщиною 5 мм проводили протягом 8 год з наступним сушінням при температурі 393 К до постійної маси. Масу зразків до і після екстракції визначали на аналітичних лабораторних вагах з точністю до 0,001 г.

Дослідження зносостійкості проводили на машині тертя СМЦ-2за схемою “вал-сегмент втулки” в умовах сухого тертя. Зразок встановлювали на циліндричну поверхню металевого контртіла, яке оберталося із заданою швидкістю. Зразки досліджували при наступних режимах: швидкість v = 0,9 м/с, v = 1,2 м/с, v = 2,3 м/с при питомих навантаженнях P = 1 МПа та P = 1,5 МПа. Шлях тертя становив S = 1000 м. Масу зразків визначали на аналітичних лабораторних вагах типу ВЛА-200 з точністю 0,001 г.

Результати досліджень. Результати експериментальних досліджень на стиск показують (рис. 1), що найбільшу міцність – 119,8 МПа мають епоксикомпозити, що наповнені 250 мас.ч. порошку фракції менше 0,04 мм. При введенні до складу системи порошку з розміром частинок не менше 0,09 мм відбувається підвищення межі міцності при стискуванні, що пов’язано з високою

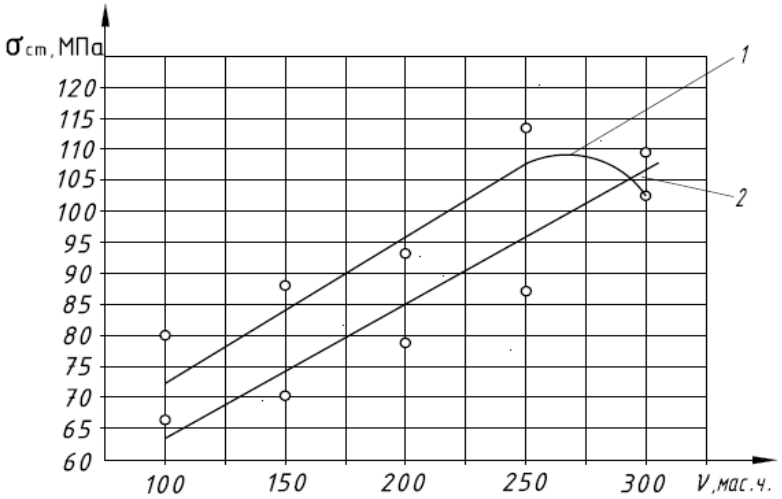


Рис. 1. **Залежність міцності при стиску від кількості наповнювача: 1 - фракція менше 0,04 мм; 2 – фракція не менше 0,09 мм**

твердістю наповнювача. Ефективність механічної обробки порошку сталі полягає у зменшенні розмірів частинок порошку та зменшення кількості гострих кутів, що знижує імовірність появи

концентраторів напружень. Оптимальним ступенем наповнення епоксикомпозиту є вміст 250 мас.ч., що забезпечує найвищі значення міцності, оскільки при більших ступенях наповнення дана характеристика починає знижуватися. Це пояснюється тим, що частинки при високих ступенях наповнення починають контактувати між собою і стають концентраторами напружень, що спричинює зниження міцності.

Найменшу міцність – 70,3 МПа показали епоксикомпозити, наповнені порошком фракції не менше 0,09 мм з вмістом наповнювача 150 мас.ч. Це пояснюється тим, що дана фракція є менш дисперсною, та можливо містить частинки абразиву, що призводить до росту внутрішніх напружень та окрихчування системи.

При дослідженні ступеня структурування експериментально встановлено, що найбільші втрати маси зазнав зразок наповнений 100 мас.ч. порошку ШХ15 та 10 мас.ч. ацетону (рис. 3). Найвищі значення ступеня структурування отримано для епоксикомпозитів зі ступенем наповнення порошком ШХ15 у 100 мас.ч. та 20 мас.ч ацетону. Збільшення кількості наповнювача до 300 мас.ч. при вмісті розчинника 10 мас.ч. призводить до підвищення ступеня структурування, що вказує на оптимальну кількість розчинника в епоксикомпозиті. Епоксикомпозити без розчинника та при кількості 20 мас.ч мають нижчі значення вмісту гель-фракції з підвищенням вмісту наповнювача. Очевидно, що в епоксикомпозитах без розчинника частинки наповнювача не змочуються в повній мірі через підвищену в'язкість композиції, а при введенні 20 мас.ч. – розчинник перешкоджає процесам структурування.

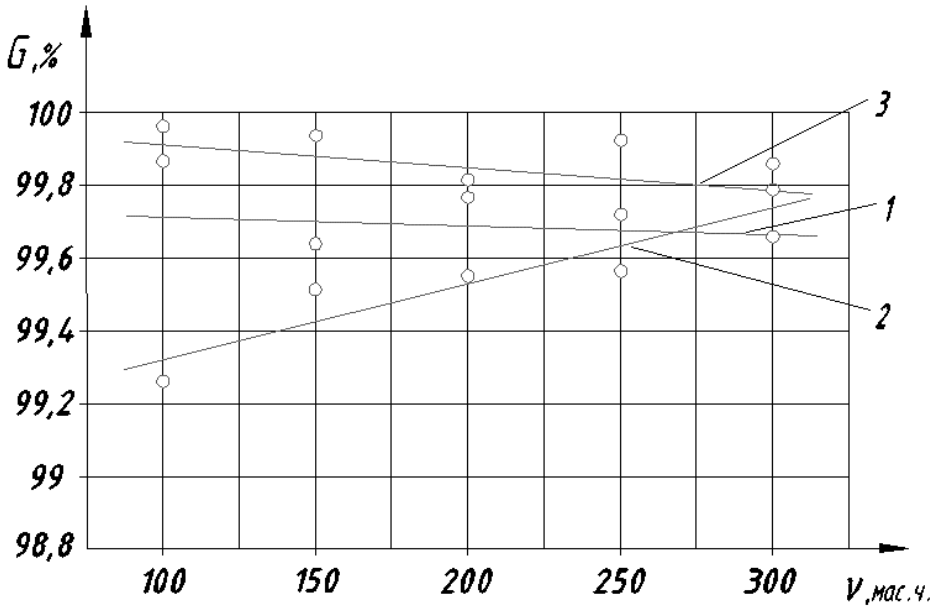


Рис. 2. **Залежність степеня структурування від вмісту наповнювача та розчинника, мас.ч.: 1 - 0; 2 - 10; 3 - 20**

Дослідження адгезійної міцності показали, що екстремальне значення показника спостерігається у епоксикомпозитах зі ступенем наповнення 250 мас.ч. фракцією менше 0,04. Що приблизно на 8% вище за значення для епоксикомпозитів з аналогічним ступенем наповнення з фракцією не менше 0,09 мм. Це відбувається за рахунок більшої дисперсності порошку наповнювача, кращого розподілу наповнювача в матриці. Фракція порошку не менше 0,09 мм має, очевидно гострі кути на поверхні частинок, які виступають концентраторами напружень і знижують значення адгезійної міцності. При подальшому збільшенні кількості наповнювача дана характеристика починає знижуватись, що пов'язано з надлишковим вмістом наповнювача та підвищення в'язкості композиції. В результаті відбувається неповне змочування частинок наповнювача і зниження кількості хімічних та фізичних вузлів на поверхні частинок та епоксидною складовою. Значення адгезійної міцності для епоксикомпозитів наповнених фракцією менше 0,04 мм мають вищі значення порівняно з системою при наповненні фракцією не менше 0,09 мм в усьому досліджуваному діапазоні наповнення.

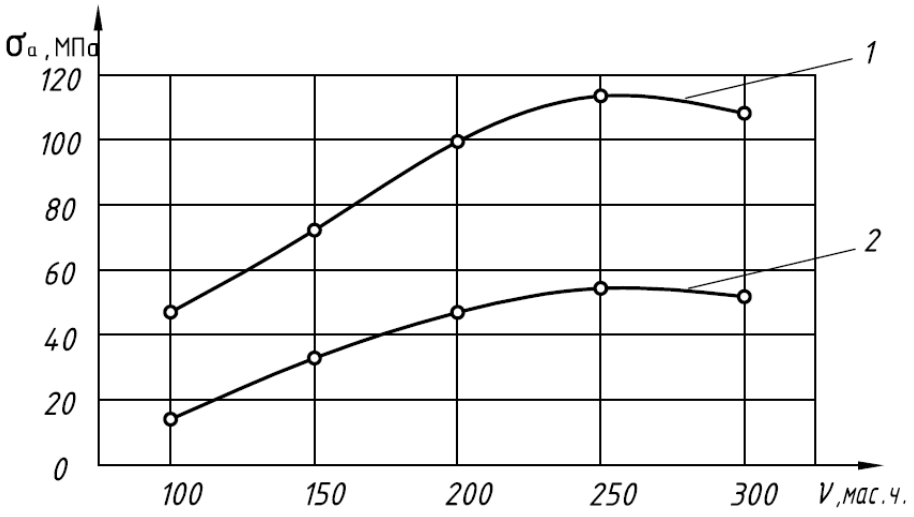


Рис 3. **Залежність адгезійної міцності від ступеня наповнення полімеркомпозиту: 1 - фракція менше 0,04 мм; 2 - фракція не менше 0,09 мм**

Дослідження зносостійкості проводили для епоксикомпозитів наповнених різними фракціями не менше 0,09 мм та менше 0,04 мм зі ступенем наповнення 300 мас.ч. (рис. 4). В результаті експериментальних досліджень встановлено, що найбільшу втрату маси має зразок з фракції не менше 0,09 мм при швидкості обертання контртіла 0,9 м/с, що у два рази більше ніж для епоксикомпозитів з фракцією менше 0,04 мм. Це пояснюється тим, що частинки фракції не менше 0,09 мм є крупнішими і при викришуванні з поверхні трибоконтакту призводять до більшої втрати маси порівняно з дрібнішими частинками. З підвищенням швидкості ковзання відбувається зниження інтенсивності зношування, що пов'язано з структурними перетвореннями в поверхневому шарі при вищих температурах та формуванні стійких перехідних шарів.

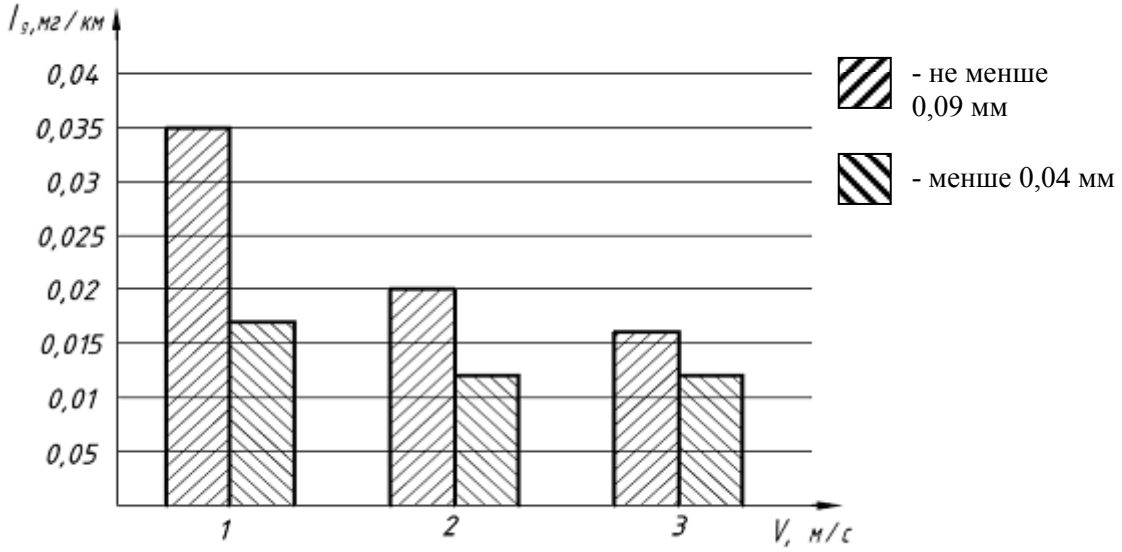


Рис. 4. **Залежність інтенсивності вагового зношування від швидкості ковзання, м/с: 1 - 0,9; 2 - 1,2; 3 - 2,3**

Аналіз зображення поверхні трибоконтакту підтвердив вищі значення зносостійкості епоксикомпозит наповнений фракцією менше 0,04 мм, оскільки поверхня є гладкою, без видимих тріщин, що пояснюється вищою дисперсністю наповнювача та рівномірним розподілом в об'ємі епоксидної матриці (рис. 5, а).

Поверхня епоксикомпозиту наповненого порошком фракції не менше 0,09 мм містить чітко виражені тріщини на початковій зоні входження контртіла, які розташовані перпендикулярно до напрямку обертання. Це вказує на втомний характер походження тріщин, які призводять до підвищеної інтенсивності зношування системи (рис. 5, б).

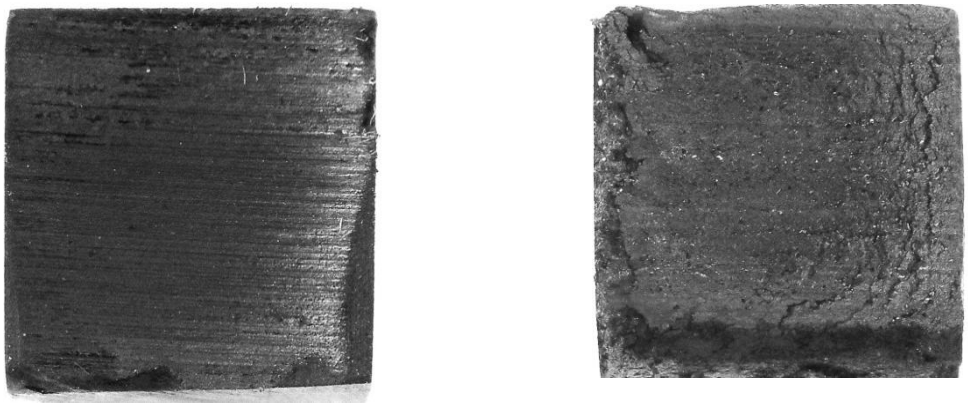


Рис. 5. **Поверхня трибоконтакту епоксикомпозиту, наповненого фракцією менше 0,04 мкм (а) та 0,09 мкм (б) з вмістом наповнювача 300**

Висновки. Використання в епоксикомпозитах металевого наповнювача отриманого із продуктів шліфування кілець підшипників є доцільним при вмісті порошку в діапазоні 250-300 мас.ч. та розміром частинок менше 0,04 мм. В результаті чого відбувається підвищення адгезійної міцності та зносостійкості системи через формування структури з рівномірним розташуванням частинок наповнювача в об’ємі полімерної матриці. Використання більш дрібних частинок (менше 0,04 мм) знижує імовірність появи концентраторів напружень, оскільки форма частинок стає більш округлою.

1. Кербер М.Л. и др. Полимерные композиционные материалы. Структура. Свойства. Технологии: учебное пособие. СПб, Профессия, 2008. - 560 с.
2. Кац Г.С., Милевски Д.В. (ред.). Наполнители для полимерных композиционных материалов. Справочное пособие: пер. с англ. - М. : Химия, 1981. - 736 с.
3. Ананьева Е.С. Прессование изделий из полимерных материалов. Барнаул, АлтГТУ, 2006. - 89 с.
4. Ермилов А.С. Теоретические основы процессов получения и переработки полимерных материалов. Курс лекций. Пермь: Издательство Пермского государственного технического университета, 2009. – 159 с.
5. Огневой В.Я. Прессование порошков, пластмасс и композитов. Барнаул, АлтГТУ, 2010. - 102 с.
6. Крыжановский В.К. (ред.) Производство изделий из полимерных материалов. Крыжановский В.К., Кербер М.Л., Бурлов В.В., Паниматченко А.Д. - Под общ. ред. В. К. Крыжановского. СПб.: Профессия, 2008. – 460 с.

Стаття надійшла в редакцію 25.03.2015.

© О.І Давидюк., Т.Ю Маркін, П.П. Савчук, О.М. Люшук

УДК 621.822

В.Ю. Денисюк, Ю.А. Лук'янчук, Ю.С. Лапченко
Луцький національний технічний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ ДИНАМІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРУЖНОЇ СИСТЕМИ БЕЗЦЕНТРОВО-ШЛІФУВАЛЬНОГО ВЕРСТАТУ SWaAKM 25/1A ПІД ЧАС ПЕРЕРИВЧАСТОГО ШЛІФУВАННЯ

Представлено дослідження динамічних характеристик процесу шліфування на безцентрово-шліфувальному верстаті SWaAKM 25/1A для умов оброблення поверхонь кочення роликів підшипників переривчастим шліфувальним кругом. Для отримання загальних рекомендацій з оптимізації геометричних параметрів переривчастих кругів запропоновано узагальнений показник шліфування K, що визначається режимами шліфування, відношенням робочої поверхні шліфувального круга, оброблюваністю матеріалу і умовами роботи системи круг – деталь, які можуть бути використані для визначення роботоздатності абразивного інструменту.

Ключові слова: *шліфування, переривчастий круг, вібрація, жорсткість, динамічна система, динамічна характеристика, пружна система, коливання.*

Рис. 7. Форм. 12. Літ. 12.

В.Ю. Денисюк, Ю.А. Лукьянчук, Ю.С. Лапченко

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОЙ СИСТЕМЫ БЕСЦЕНТРОВО-ШЛИФОВАЛЬНОГО СТАНКА SWaAKM 25/1A ПРИ ПРЕРЫВИСТОМ ШЛИФОВАНИИ

Представлено исследование динамических характеристик процесса шлифования на бесцентрово-шлифовальном станке SWaAKM 25/1A для условий обработки поверхностей качения роликов подшипников прерывистым шлифовальным кругом. Для получения общих рекомендаций по оптимизации геометрических параметров прерывистых кругов предложен обобщенный показатель шлифовки K, который определяется режимами шлифования, отношением рабочей поверхности шлифовального круга, обрабатываемостью материала и условиями работы системы круг - деталь, которые могут быть использованы для определения работоспособности абразивного инструмента.

Ключевые слова: *шлифование, прерывистый круг, вибрация, жесткость, динамическая система, динамическая характеристика, упругая система, колебания.*

V.Y. Denysiuk, Y.A. Lukyanchuk, Y.S. Lapchenko

INVESTIGATION OF DYNAMIC CHARACTERISTICS ELASTIC CENTRELESS GRINDING MACHINES SWaAKM 25/1A INTERMITTENT DURING GRINDING

Presented study the dynamic characteristics of the grinding process on centreless grinding machines SWaAKM 25/1A conditions for processing circle surfaces of roller bearings intermittent grinding wheel. For general recommendations on optimization of geometrical parameters intermittent circles generalized grinding K index, defined modes grinding, the ratio of the working surface of the grinding wheel, material workability and conditions of the system range - detail, which can be used to determine the operability of abrasive tools.

Key words: *grinding, intermittent circle, vibration, rigidity, dynamic system, dynamic characteristics, elastic system vibrations.*

Вступ. В технологічному циклі виготовлення підшипників провідне місце займають шліфувальні операції оброблення поверхонь кілець та роликів. Якщо процеси виготовлення кілець складаються з операцій лезового та абразивного оброблення, то технологічний процес виготовлення роликів складається з заготівельних операцій та операцій чорнового і чистового шліфування, які виконуються до та після термічного оброблення. Мікро- та макрогеометричні параметри робочих поверхонь роликів формуються на шліфувальних операціях, число яких складає: три операції до термічного оброблення і сім операцій після загартування. 80% з загального числа шліфувальних операцій оброблення роликів займають безцентрово-шліфувальні операції попереднього та викінчувального шліфування поверхонь обертання. Від рівня технологічності цих операцій у великій мірі залежить якість виробів та їх експлуатаційні показники. Традиційні підходи до виконання безцентрово-шліфувальних операцій в багатьох випадках не забезпечують потрібних показників якості шліфованих поверхонь роликів та ефективності технологічних операцій. Безцентрове шліфування суцільними абразивними кругами супроводжується виникненням температурних дефектів (припалювань) на шліфованих поверхнях, невідповідністю параметрів шорсткості та хвилястості поверхонь обертання внаслідок складних умов стружко- та тепловідведення із зони шліфування.

© В.Ю. Денисюк, Ю.А. Лук'янчук, Ю.С. Лапченко

Суттєвий вплив на формування якості шліфованої поверхні деталей мають вібрації, що супроводжують процес шліфування. Рівень вібрації пружної системи безцентрово-шліфувального верстату залежить від рівня зовнішніх збурень і ступеня стійкості верстату, що являє собою динамічну замкнуту багатофункціональну систему. На рис. 1 показана схема замкнутої, динамічної системи верстату.

Рис. 1. **Схема замкнутої динамічної системи верстата**

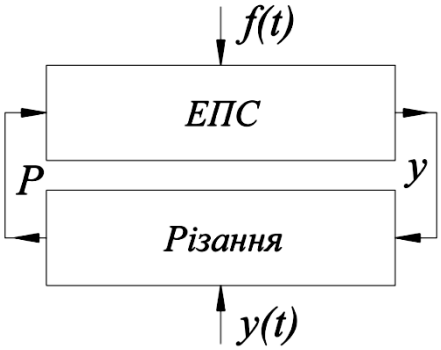


Рис. 2. **Одноконтурна замкнута динамічна система: *P* – сила різання; *y* – вихідна координата (деформація верстату); *f*(*t*) – силове і кінематичне збурення; *y*(*t*) – зміна налаштування, зумовлена змінною перерізу зрізу**

Постановка питання. Процеси, що проходять під час виконання технологічної операції шліфування (різання, тертя, процеси в електродвигуні), пов'язані безпосередньо з пружною системою і зміна буд-якого з них у вигляді зовнішнього впливу чи зміна налаштування супроводжується реакцією пружної системи, що проявляється у зміні її вихідної координати. Це в свою чергу призводить до зміни параметру відповідного процесу замкнутої динамічної системи, тобто динамічна система верстату є багатоконтурною з автоматичним регулюванням [1, 2]. Наприклад, зі збільшенням припуску, що знімається, зростають сили різання, що є вихідною координатою процесу, яка призведе до зміни вихідної координати, зменшення величини припуску. Суттєвий вплив на амплітудно-частотні характеристики пружної системи мають характеристики пружних зв'язків. У зв'язку з тим, що всі процеси верстату (різання, тертя, процеси у двигуні) замикаються через пружну систему, можливо виділити кожен контур і розглядати його окремо.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Технологічному процесу шліфування поверхонь роликопідшипників присвячені праці [4, 8, 9], де займалися проблемами підвищення продуктивності та забезпечення якості роликів підшипників на операціях безцентрового шліфування. Але є нерозв'язаною проблема стабілізації теплового потоку та теплонапруженності поверхневого шару оброблюваних поверхонь внаслідок безперервності процесу шліфування.

Аналіз літературних джерел дозволив встановити, що однією з основних причин утворення хвилястості на оброблюваній поверхні, є вібрації в системі ВІД. В результаті досліджень, що проводилися проф. Масловим Е.В., Прилуцьким В.А., Горбуновим Б.І. та Гусєвим В.Г., проф. Колєвим К.С., Ляндоном Ю.Н., та іншими авторами, встановлено, що траєкторією руху шліфувального круга є складна замкнута циклоїдальна чи квазіциклоїдальна крива. Отже для визначення профілю поверхні (хвилястості), її геометричних параметрів, що формуються в процесі врізного безцентрового шліфування, необхідно вирішувати наступні задачі:

- визначити траєкторію руху точок шліфувального круга (центра мас та периферії) та його взаємодію з оброблюваною поверхнею;
- побудувати математичну модель, що пов'язує динамічні параметри процесу з геометричними параметрами хвилястості.

Аналіз виробничих дефектів [3] показав, що причинами виникнення похибок форми під час безцентрового шліфування роликів є вібрації елементів технологічної системи ВПІД, що виникають під час шліфування. Попередні дослідження [10, 11, 12] показали, що рівень вібрації і шуму роликопідшипників знижується з покращенням (до певної межі) шорсткості.

Виклад основного матеріалу. Під час визначення динамічної характеристики процесу різання розглядається взаємодія еквівалентної пружної системи (ЕПС) верстату з процесом різання (рис. 2) [7]. Розмах вібрації в цій системі залежить від збурюючих сил, що накладаються на систему $f(t)$ і від зміни налаштування – $y(t)$. Обидва види сил сприяють виникненню в процесі шліфування складних вимушених коливань в системі ВПІД. В результаті з'являється хвилястість

на робочій поверхні шліфувального круга і на оброблюваній деталі, що призводить до виникнення в динамічній системі верстату зворотних зв'язків, що суттєво впливають на її стійкість. Для ідеальної одноконтурної системи верстату без врахування зворотних зв'язків, зображеної на рис. 2, при впливі на ЕПС $f(t)$ передаточна функція W_f замкнутої системи визначається за формулою [7]:

$$W_f = \frac{y}{f(t)} = \frac{W_{fЕЕП}}{1+W_{роз}}, \quad (1)$$

а при впливі $y(t)$:

$$W_y = \frac{y}{y(t)} = \frac{W_{fЕЕП}}{1+W_{роз}} \quad (2)$$

де y – вихідна координата (деформація верстату); $W_{fЕПС}$ – передаточна функція, що отримується в результаті зміщення інструменту і деталі за вихідною координатою при дії заданого зовнішнього збурення; $W_{роз}$ – передаточна функція розімкнутої системи, яка рівна $W_{ЕПС} \cdot W_p$ ($W_{ЕПС}$ – передаточна функція ЕПС, W_p – передаточна функція процесу різання).

В роботі [7] зазначено, що фактори запізнення в динамічній системі, викликані хвилястістю круга і деталі, які створюють зворотній зв'язок з відповідною передаточною функцією, значно ускладнюють рівняння передаточних функцій 1 і 2. Стійкість одноконтурної динамічної системи оцінюється за передаточною функцією розімкнутої динамічної системи (рис. 3).

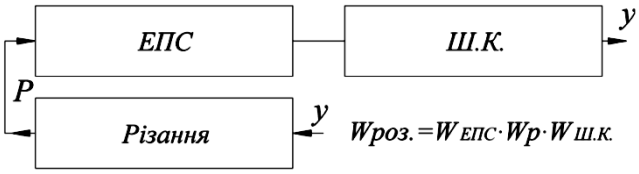


Рис. 3. **Одноконтурна розімкнута динамічна система**

Відмінною особливістю процесу шліфування є те, що зв'язком між ЕПС і процесом різання в динамічній системі шліфувального верстату є шліфувальний круг. В залежності від того, яку передаточну функцію він має ($W_{ш.к.}$), збурення, що виникають в процесі різання будуть передаватись на ЕПС з деяким запізненням і зміною за амплітудою, що може відобразитись на характері вібрації під час шліфування і на формуванні профілю поверхні деталі. Значення передаточної функції розімкнутої системи в даному випадку зміниться і опишеться формулою:

$$W_{роз} = W_{ЕПС} \cdot W_p \cdot W_{ш.к.}. \quad (3)$$

Це може змінити зони роботи пружної системи верстату (3). Визначення динамічної характеристики шліфувального круга (передаточної функції) є важливим під час шліфування кругами з переривчастою робочою поверхнею, що є джерелом вимушених коливань.

В результаті оброблення осцилограм, записаних при динамічній характеристиці шліфувального круга, не було помічено зміни фаз між сигналами, що були зняті з периферії круга [9]. Відношення амплітуд відповідних сигналів прирівнювалось одиниці технологічної системи $W_{ш.к.}$=1. Це додатково показує, що зерна в шліфувального круга на керамічній зв'язці, які мають високий модуль пружності (E=429 Н/м^2) контактують. Під час розрахунку передаточної функції замкнутої динамічної системи і аналізі її стійкості, можна знехтувати введенням в контур передаточної функції марки шліфувальних кругів, що досліджується.

Це твердження діє лише на випадок роботи кругами досліджуваної характеристики (14А8ПСМ7В). Але на практиці відомі круги на бакелітових, вулканітових, гліфталінових та інших зв'язках, що містять гуму, і тих, що мають значну піддатливість і підвищені демпфуючі характеристики. При роботі з вказаним типом кругів, аналізуючи стійкість динамічної системи відповідного шліфувального верстату, варто враховувати передаточну функцію відповідного шліфувального круга, що визначається експериментально.

Проведений аналіз показав, що при виборі розрахункової схеми пружної системи безцентрового шліфувального верстату можна знехтувати розгляд шліфувального круга як пружної ланки, що передає силу різання.

Для розроблення загальних рекомендацій з оптимізації геометричних параметрів переривчастих кругів запропоновано узагальнений показник процесу шліфування – K, що імітує дію вертикальної складової сили різання на пружну систему. Цей показник визначається

режимами шліфування, станом робочої поверхні шліфувального круга, оброблюваністю шліфувального матеріалу і умовами взаємодії круга і деталі.

Під час розгляду стану рівноваги пружної системи в період контакту шліфувального круга з оброблюваною деталлю показник *К* вводиться в розрахункову схему як пружний відновлювальний елемент жорсткості. Таким чином, фізичним значенням введеного показника є сила різання, що приходиться на одиницю глибини входження шліфувального круга в матеріал. При цьому враховувалась лінійна залежність сили різання від глибини шліфування (рис. 4, пряма 2), допустимість якої зумовлена відомими дослідженнями [1, 2] по вимірюванні сил різання під час шліфування.

Розглянемо пружну систему безцентрового шліфувального верстату, маса якої $m_{пр}$ знаходиться під дією двох пружних відновлюваних елементів жорсткості *С* і *К* (рис. 4). Жорсткість *С* характеризує властивості пружної системи верстату в в розімкнутому стані і визначається конструкцією, а також умовами спряження її елементів один з одним. В розімкнутому стані, при відсутності процесу шліфування, переміщення пружної системи в залежності від прикладеної сили $q=f(P)$ зображується прямою 1 (рис. 4), при лінійній характеристиці жорсткості. Жорсткість пружної системи шліфувального верстату є основним показником, що визначається піддатливістю пружної системи верстату, що викликана силою різання, і характеризує точність оброблення в процесі круглого шліфування.

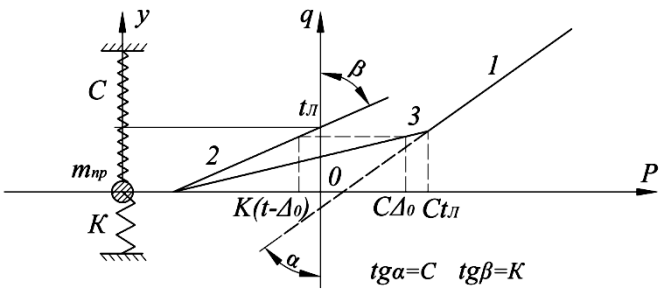


Рис. 4. **Статичні характеристики пружної системи під час переривчастого шліфування**

Встановимо зв'язок узагальненого показника з основними параметрами процесу шліфування і жорсткістю пружної системи верстату. Під час шліфування пружна система верстату замикається через процес різання [1], жорсткість її зростає і залежність сили різання від координат *q* характеризується прямою 3 (рис. 4).

Умова статичної рівноваги маси в процесі суцільного шліфування буде визначатись рівністю:

$$C\Delta_O = K \cdot (t_Л - \Delta_O), \tag{4}$$

де Δ_O – статичне відтиснення пружної системи при суцільному шліфуванні; $t_Л$ – глибина різання, що встановлюється за лімбом верстату.

Величина $\Delta_O = \dfrac{K}{C+K} \cdot t_Л$ характеризує похибку оброблення під час шліфування. При наступному проході вона буде вихідною глибиною шліфування, встановленою за лімбом верстату, і похибка після цього наступного проходу визначається за формулою:

$$\Delta_O = \left(\frac{K}{C+K}\right)^i \cdot t_Л, \tag{5}$$

де *i* – число переходів.

Аналіз (5) показує, що жорсткість пружної системи шліфувального верстату є основним параметром, що характеризує точність оброблення в процесі круглого шліфування. Чим більше *С*, тим менше Δ_O. При $C>>K$ похибка процесу шліфування прямує до нуля.

Знайдемо з формули (4) значення реального зняття під час шліфування – t_i:

$$t_i = t_Л - \Delta_O = t_Л \cdot \left(1 - \frac{K}{C+K}\right), \tag{6}$$

яке на наступних проходах розраховується за формулою:

$$t_{ii} = \left(\frac{K}{C+K}\right)^{i-1} \cdot \left(1 - \frac{K}{C+K}\right) \cdot t_Л \qquad (7)$$

З формули (6) узагальнений показник шліфування може бути знайдений за формулою:

$$K = C \cdot \left(\frac{t_Л}{t_i} - 1\right). \qquad (8)$$

Вертикальна складова сили різання P_y розраховується за формулою:

$$P_y = K \cdot \frac{C}{C+K} \cdot t_Л. \qquad (9)$$

Знаючи жорсткість пружної системи верстату і визначивши експериментально відношення $t_Л/t_i$ для кожного конкретного випадку шліфування, розрахунковим шляхом, з формули (8) можна знайти значення узагальненого показника шліфування.

Підставивши (8) в (9), отримаємо рівняння для визначення вертикальної складової сили різання P_y:

$$P_y = C \cdot (t_Л - t_i), \qquad (10)$$

що має важливе практичне значення, оскільки воно дозволяє при відомій статичній жорсткості пружної системи в вертикальній площині – C розрахувати силу різання P_y, провівши два вимірювання шліфувальної деталі: до (H_1) і після (H_2) шліфування.

При відомій глибині шліфування, встановленій за лімбом верстату ($t_Л$), визначивши $t_i=H_1–H_2$ за формулою (10), можна розрахувати вертикальну складову сили різання P_y. Даний спосіб розрахунку не потребує застосування приладів, призначених для вимірювання сили різання, чи характеристик, через які вона може бути розрахована (крутний момент, потужність шліфування, амплітуди статичного відтиснення пружної системи тощо).

При дослідженні процесу переривчастого шліфування необхідно проводити визначення узагальненого показника K під час шліфування одного і того ж матеріалу в залежності від різних геометричних параметрів переривчастого круга. Це пов'язано з тим, що відношення $t_Л/t_i$ буде змінюватись в залежності від рівня коливань пружної системи, зумовлених різними геометричними параметрами переривчастого круга.

Формула (8) дає уявлення про зміну умов взаємодії переривчастого шліфувального круга з оброблюваною деталлю, що показано в зменшенні відношення $t_Л/t_i$ за рахунок коливань пружної системи. Це призводить до зниження узагальненого показника шліфування при одночасному підвищенні виробничого процесу.

На рис. 5 показана залежність показника K від швидкості повздовжніх переміщень у верстаті, що отримана експериментально під час шліфування зразку зі сталі ШХ15, гартованої до HRC 61-63 за один прохід. Значення K_{20}/C, відкладені на графіку, відповідають шліфуванню з повздовжньою подачею S=20 мм/хід, розраховані за формулою (8). Характер зміни кривої (K_{20}/C)=f($Vв$) можна пояснити наступним чином.

З підвищенням швидкості переміщення деталі зростає сила різання P_y, і статичне відтиснення пружної системи, наслідком якого є зростання відношення $t_Л/t_i$ і різке збільшення коефіцієнта K_{20}/C. Починаючи зі швидкості 45 м/с. круг починає працювати в режимі інтенсивного самозаточування, що знижує сили різання і збільшує зняття матеріалу. При цьому спостерігається наступне монотонне зростання показника шліфування, що зумовлено можливостями розміщення зрізаної стружки в міжзерновому просторі на поверхні круга.

Прийнявши лінійну залежність узагальненого показника K від повздовжньої подачі під час шліфування, значення K_S можна знайти за формулою:

$$K_S = K_{20} \cdot \frac{S}{20}, \qquad (11)$$

де K_{20} – узагальнений показник різання при шліфуванні з повздовжньою подачею 20 мм/хід; K_S – узагальнений показник різання при довільних режимах шліфування; S – повздовжня подача, мм.

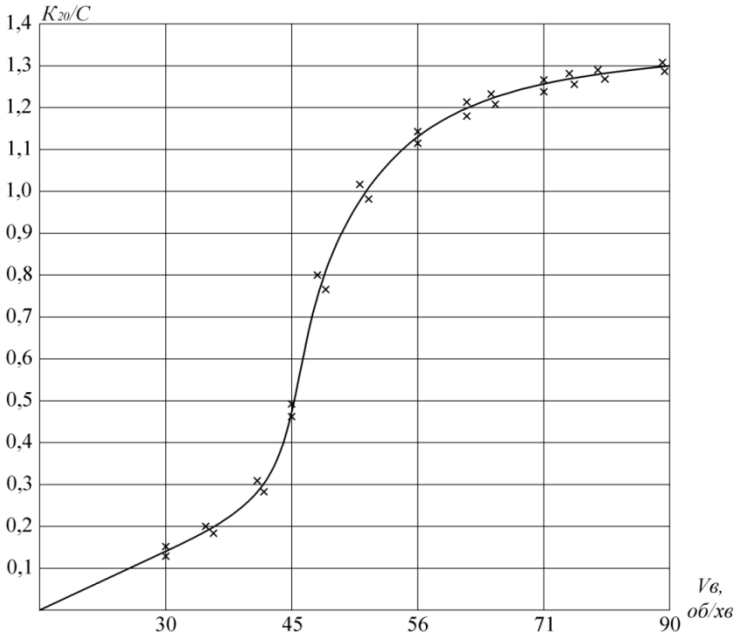


Рис. 5. **Залежність коефіцієнта K_{20}/C від швидкості переміщення (матеріал – ШХ15, HRC 61-63, S = 20мм/хід), C = 1,08·10^5 Н/м. $Vкр$ = 45м/с., $K_S = K_{20}\cdot S/20$**

Проведенні дослідження показали, що при різних поєднаннях фіксованих значень повздовжньої подачі – S і швидкості $V_в$ показник K, що визначається відношенням $t_Л/t_i$, не залежить від глибини шліфування t. Це положення підтверджує лінійність залежності $t_i=f(t_Л)$, що побудована на основі експериментальних даних для одного з можливих поєднаннях ширини шліфування і швидкості переміщення (рис. 6). Лінійність даної залежності зберігається при нормальних умовах шліфування, що застосовуються на практиці, під якими розуміється розміщення зрізаної стружки в міжзерновому просторі на поверхні шліфувального круга.

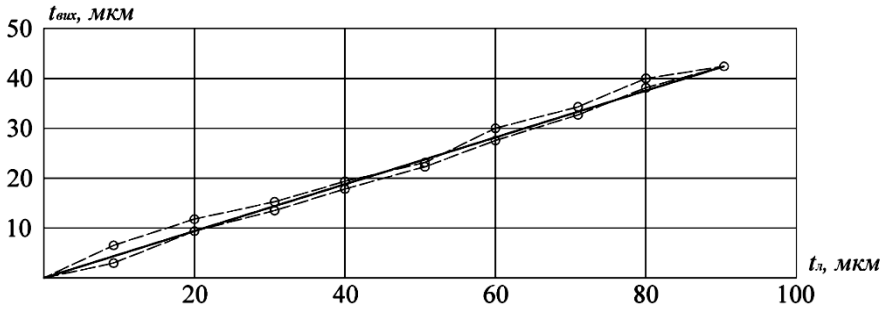


Рис. 6. **Залежність дійсного зняття ($t_{дій}$) від глибини шліфування ($t_Л$). Матеріал – сталь ШХ15, HRC 61-63, Vв = 45об/хв; S = 20мм/хід. Верстат SWaAKM 25/1A**

За графіком (рис. 5) і формулою (11) визначається значення узагальненого показника для конкретних режимів шліфування. Варто зазначити, що показник K може бути кількісною характеристикою ефективності процесу переривчастого шліфування по відношенню до суцільного шліфування при тих же режимах. Розрахунок під час переривчастого шліфування буде проводитись за формулою, аналогічною (8):

$$K_{еф} = C \cdot \left(\frac{t_Л}{t_{еф}} - 1 \right), \tag{12}$$

де $K_{еф}$ – узагальнений показник шліфування при переривчастому шліфуванні; $t_{еф}$ – дійсна глибина різання при переривчастому шліфуванні.

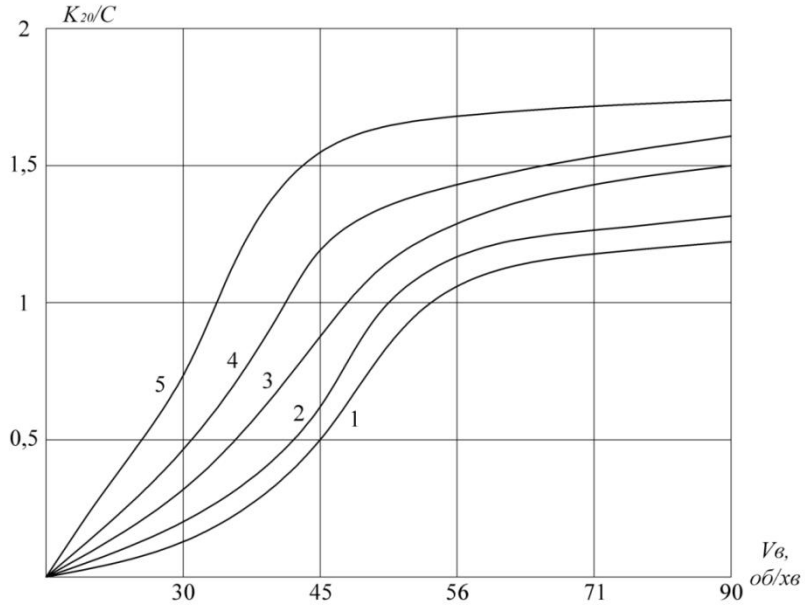


Рис. 7. **Залежність коефіцієнта К20/С від швидкості переміщення (матеріал – сталь ШХ15, HRC 61-63, S = 20мм/хід). С = 1,08·10^5 Н/м.**
1 – Т = 10с, 2 – Т = 15с, 3 – Т = 30с, 4 – Т = 45с, 5 – Т = 60с

Введений узагальнений показник шліфування *К* можна використовувати для оцінки роботоздатності абразивного інструменту, на рівні з такими показниками, як [11]:

$$p = \frac{Q_M}{Q_d} \text{ чи } g = \frac{Q_d}{Q_M};\ P = C \cdot \frac{Q_M^{\ 2}}{Q_d};\ G = \frac{P}{N_{пит} \cdot R_a};\ M = \frac{Pz_{пит}}{g};\ N = \frac{Q_M}{P_y},$$

де Q_M, Q_d – об'єм знятого металу і зношеної частини абразиву за одиницю часу; *С* – жорсткість системи; $N_{пит}$ – питома витрата енергії; *Ra* – висота шорсткості; $Pz_{пит.}$ – питома тангенціальна сила.

Недоліком перерахованих показників оцінки роботоздатності шліфувальних кругів є необхідність визначення їх для різних можливих поєднань режимів шліфування і складність вимірювань величин, по яким вони розраховуються. Встановлений зв'язок введеного показника *К* з режимами шліфування дозволяє розраховувати його значення для різних поєднань режимів шліфування. Експериментальне визначення *К* складається у вимірюванні дійсного зняття матеріалу деталі. Залежність показника *К* від часу шліфування показана на рис. 7.

Висновки. Під час проектування операцій безцентрового переривчастого шліфування поверхонь обертання деталей роликопідшипників виникає необхідність виявлення власних частот коливання елементів технологічної системи шліфування. Для отримання загальних рекомендацій з оптимізації геометричних параметрів переривчастих кругів запропоновано узагальнений показник шліфування *К*, що визначається режимами шліфування, відношенням робочої поверхні шліфувального круга, оброблюваністю матеріалу і умовами роботи системи круг – деталь, які можуть бути використані для визначення роботоздатності абразивного інструменту.

1. Горбунов Б.И. Уравновешивающие устройства шлифовальных станков / Б.И. Горбунов, В.Г. Гусев. – М.: Машиностроение, 1976. – 167с.
2. Данильченко Ю.М. Повышение точности вращения высокоскоростных шпиндельных узлов на подшипниках качения / Ю.М. Данильченко, А.М. Фигатнер, В.Б. Бальмонт, С.Е. Бондарь. // Станки и инструмент. – 1987. – №7. – С. 16–18.
3. Денисюк В.Ю. Аналіз виробничих дефектів поверхонь обертання кілець роликових підшипників / Денисюк В.Ю., Заблоцький В.Ю., Марчук В.І., // Наукові нотатки: Міжвуз. зб. Луцького національного технічного університету (за напрямком "Інженерна механіка"). Вип. 24. – Луцьк: Луцький НТУ, 2009. – С. 183–192.
4. Денисюк В.Ю. Технологічне забезпечення якісних параметрів робочих поверхонь роликів підшипників переривчастим шліфуванням / Денисюк В.Ю., Лук'янчук Ю.А., Михалевич В.Т., Кайдик О.Л.// Прогресивні технології і системи машинобудування: Міжнародний збірник наукових праць. Вип. 1(47). – Донецьк: Донецький НТУ, 2014. – С. 112–117.
5. Ильницкий И.И. Колебания в металлорежущих станках и пути их устранения / И.И. Ильницкий. – Москва – Свердловск: Машгиз, 1958. – 142 с.
6. Кедров С.С. Колебания металлорежущих станков / С.С. Кедров. – М.: Машиностроение, 1978. – 199 с.

© В.Ю. Денисюк, Ю.А. Лук'янчук, Ю.С. Лапченко

7. Кудинов В.А. Динамика станков / В.А. Кудинов. – М.: Машиностроение, 1967. – 359 с.
8. Лук'янчук Ю.А. Застосування переривчастих шліфувальних кругів на операціях безцентрового шліфування робочих поверхонь роликів підшипників / Лук'янчук Ю.А., Денисюк В.Ю., Михалевич В.Т. // Вісник Хмельницького технічного університету: науковий журнал. Серія: технічні науки. №2(211). 2014. – Хмельницький: Вид-во Хмельницького НУ, 2014. – С. 12–16.
9. Марчук В.І. Технологічні особливості взаємодії одиничного зерна абразиву з оброблюваною поверхнею в процесі безцентрового шліфування кілець роликопідшипників / Марчук В.І., Денисюк В.Ю. // Резание и инструмент в технологических системах: Междунар. науч.-технич. конфер. – Вып. 69. – Харьков: НТУ "ХПИ», 2005. – С. 161–176.
10. Новоселов Ю.К. Динамика формообразования поверхностей при шлифовании. / Ю.К. Новоселов. – Саратов: Изд-во ун-та, 1979. – 231 с.
11. Якимов А.В. Оптимизация процесса шлифования / Якимов А.В. – М.: Машиностроение, 1975. – 172 с.
12. Якимов А.А. Основы теории обеспечения и стабилизации качества поверхностного слоя при прерывистом шлифовании зубчатых колес / Якимов А.А. – Одесса: ОГПУ, 1997. – 212 с.

Стаття надійшла до редакції 12.05.2015.

© В.Ю. Денисюк, Ю.А. Лук'янчук, Ю.С. Лапченко

УДК 621.75

О. В. Дзюбинська, М. В. Смаль, Г. А. Герасимчук
Луцький національний технічний університет

ОСОБЛИВОСТІ ВИБОРУ СХЕМИ ВІБРОАБРАЗИВНОЇ ОБРОБКИ ПЛОСКИХ СТАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ

Стаття присвячена дослідженню процесу віброобробки деталей типу «планка» та пошуку оригінального технічного рішення, яке дозволяє скоротити час видалення дефектного шару в порівнянні з традиційно застосовуваною схемою віброобробки.

Ключові слова: *віброобробка, схема обробки, шорсткість поверхні.*
Рис 2. Табл. 1. Літ 7.

О. В. Дзюбинська, М. В. Смаль, Г. А. Герасимчук

ОСОБЕННОСТИ ВЫБОРА СХЕМЫ ВИБРОАБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ ПЛОСКИХ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ

Статья посвящена исследованию процесса виброобработки деталей типа «планка» и поиску оригинального технического решения, которое позволяет сократить время удаления дефектного слоя по сравнению с традиционно применяемой схемой виброобработки

Ключевые слова: *виброобработка, схема обработки, шероховатость поверхности.*

O. Dzybunska, M. Smal, H. Herasimstuk

THE CHOICE OF OPTIMUM SCHEME VIBROABRAZYVE TREATMENT OF FLAT STEEL DETAILS

The article is devoted to the research of the vibromachining process of "plank"details and to the search of the original technical desition that gives possibility to reduce the time of eliminating of defect layer comparison with the using of traditional vibromaching scheme.

Keywords: *vibroobrobka, circuit processing, surface roughness.*

Постановка проблеми. Основним напрямком розвитку машинобудування є збільшення випуску продукції і зростання її якості при одночасному зниженні трудових витрат. Це забезпечується шляхом вдосконалення існуючих і впровадження нових видів обладнання та технологічних процесів, засобів їх механізації та автоматизації, а також поліпшення організації та управління виробництвом. У цьому зв'язку, віброабразивна обробка є одним з найбільш ефективних, універсальних і економічних методів стабілізації геометричних розмірів деталей.

Експериментальні дослідження, пов'язані з інтенсифікацією процесу віброобробки деталей типу «планка» спрямовані на пошук оригінального технічного рішення, що дозволяє скоротити час видалення дефектного шару в порівнянні з традиційно застосовуваною схемою віброобробки й одночасно забезпечити якість поверхні деталей відповідно до вимог техдокументації.

Розв'язання комплексу задач зі створення високопродуктивного технологічного обладнання з віброімпульсним приводом і складнопросторовим режимом вібронавантаження для віброабразивної обробки виробів, а також розробка науково обґрунтованої методики розрахунку і вибору таких машин є актуальним завданням

Мета дослідження. Метою роботи є підвищення показників технологічного процесу віброобробки плоских деталей, яке дозволяє скоротити час видалення дефектного шару в порівнянні з традиційно застосовуваною схемою віброобробки. шляхом пошуку оригінального технічного рішення та оптимізації параметрів устаткування.

Результати дослідження. При аналізі пропонованих технічних рішень були випробувані наступні варіанти.

1. Обробка деталей за традиційною схемою, тобто „в навал" (прийнята для порівняння варіантів).

2. Обробка деталей із закріпленням у пристосуванні і строгій орієнтації в резервуарі.

3. Закріплені деталі орієнтовані в площині, перпендикулярній горизонтальній осі резервуара:

- пристосування жорстко зв'язано з резервуаром;
- пристосування змонтоване на пружинній підвісці незалежно від резервуара.

4. Закріплені деталі орієнтовані в площині, паралельній горизонтальній осі резервуара:

© О.В. Дзюбинська, М.В. Смаль, Г.А. Герасимчук

- пристосування типу «барабан»;
- пристосування типу «біляча клітка».

5. Обробка деталей «в навал» з орієнтованим їхнім переміщенням за допомогою використовуваної в резервуарі додатковим охоплюваним середовищем.

При випробуванні всіх перерахованих рішень використувалася віброустановка моделі УВИ-25. Зміни в її конструкції стосувалися тільки вузла «резервуара» у плані модернізації до потрібного варіанту обробки.

У деяких випадках, з урахуванням конструктивних особливостей варіанта обробки, коректувався обсяг наповнювача і кількість одночасно оброблюваних деталей. Однак ці відмінності принципово не впливали як на протікання технологічного процесу, так і на одержання його кінцевого результату.

Ефективність віброобробки оцінювалася зніманням металу (тобто видаленням дефектного шару) з оброблюваної поверхні в одиницю часу. З метою спостереження процесу знімання метала в оброблюваній партії деталей виділялися таврованням десять конкретних деталей. Така кількість приймалася з умови оцінки величини поля розсіювання вагового знімання металу з забезпеченням 90% довірчого інтервалу за критерієм Стьюдента.

Експериментальні обробки по перших шести варіантах не дали позитивного результату: оброблені поверхні характеризувались високою шорсткістю та низькою величиною знімання металу. Крім того при деяких варіантах обробки було помічено наступне: деформація деталей та злипання їх у пакети, поява рисок та забоїн на їх поверхнях, нерівномірність знімання металу по всій довжині та інше.

Найкращі результати показали досліди, проведені за схемою обробки деталей «в навал» з орієнтованим їхнім переміщенням охоплюючою поверхнею резервуара. Беручи в увагу необхідність особливих умов силового впливу робочих поверхонь резервуара на середовище, у нашому випадку було використане явище потоків що рухаються зустрічно. Суть його полягає в наступному. Відомо, що використовуваний нами V – подібний резервуар має знижений ступінь енергетичного впливу, а саме, його робочі поверхні передають силові імпульси середовищу тільки протягом 65…70% періоду коливання. Крім того, силові імпульси в міру видалення від стінок і днища резервуара всередину середовища загасають, швидкість переміщенні гранул і деталей зменшується, і процес обробки стає уповільненим. Відсутність взаємного тиску і відносного переміщення приводить до утворення в середній частині резервуара «неактивної зони», де обробка деталей не відбувається. Наслідком сказаного є знижене і нестабільне знімання металу, незадовільна якість поверхні деталей і їхнє злипання в пакети.

Підвищення ефективності обробки, пов’язане зі зменшенням «неактивної зони», досягається при оснащенні резервуара додатковою робочою поверхнею – прямолінійною перегородкою, жорстко зв’язаною з резервуаром. Перегородка як правило встановлюється в неактивній зоні на осі симетрії резервуара.

Поверхні резервуара названі такими, що охоплюють, тому що вони охоплюють середовище, а перегородки – охоплюваними, тому що вони охоплюються середовищем.

Наявність у резервуарі охоплюваної поверхні сприяє формуванню зустрічного руху висхідних і спадних потоків середовища. Механізм обробки при цьому має свої відмінності від традиційного, а саме: деталь, що потрапила в зону зустрічного руху, а такі ситуації відбуваються багаторазово протягом одного циклу переміщення деталі в площині траєкторії руху резервуара, одночасно піддана впливові двох зустрічних потоків, і зовсім очевидно, що відносне переміщення гранул і деталі тут має максимальну величину.

Наявність другої обов’язкової умови для підвищеного знімання металу, тобто взаємного тиску гранул і деталей, у даному випадку також очевидна. При оснащенні резервуара перегородкою, ширина шару середовища зменшена, як правило, удвічі, що знижує інтенсивність загасання силового імпульсу в міру видалення від стінок резервуара і виключає появу «неактивної зони».

На рис. 1. приведена схема обробки. Вертикальна перегородка 1 розміщена на вертикальній осі резервуара 2 таким чином, що її нижня 3 точка знаходиться в точці перетинання осей, і потім перегородка повернена щодо свого центра ваги на кут 30° у напрямку, протилежному рухові середовища. Перегородка виконувалася з 4...6 мм листа й облицьовувалася гумою товщиною 10...12 мм. Розміри перегородки вибиралися з умов: $h_в = (1{,}5...2)d$ (де $h_в$ - найкоротша відстань від верхньої крапки перегородки до рівня завантаження резервуара середовищем); $h_н = (2...3)d$ (де $h_н$ -

найкоротша відстань від нижньої крапки перегородки до робочої поверхні резервуара). Як показали експерименти, дані співвідношення справедливі для $d \geq 20$ мм. У наший випадку висота перегородки прийнята 120 мм.

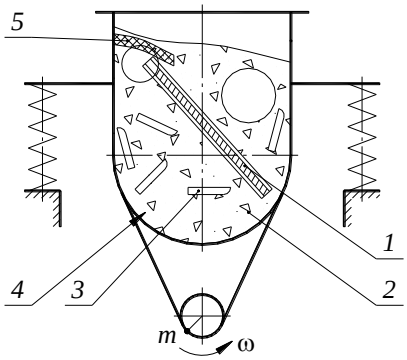


Рис. 1. **Схема обробки деталей «в навал» з орієнтуванням їх переміщенням охоплюючою поверхнею резервуара: 1 – охоплююча поверхня – перегородка; 2 – резервуар; 3 – деталі, що обробляються; 4 – абразивний наповнювач; 5 – кожух**

Таблиця 1. **Значення знімання металу і шорсткості поверхні при обробці деталей відповідно до схеми, показаної на рис. 1.**

Маса до обробки, г	Маса після обробки, г	Знімання металу, г	Вихідна поверхня Ra, мкм	Поверхня після обробки, Ra, мкм
33,9620	33,7631	0,1989	1,24	0,63
33,9615	33,7614	0,2001	1,25	0,61
33,9608	33,7615	0,1993	1,25	0,6
33,9627	33,7617	0,2010	1,27	0,63
33,9598	33,7604	0,1994	1,24	0,63
33,9594	33,7603	0,1991	1,24	0,63
33,9600	33,7597	0,2003	1,25	0,62
33,9631	33,7619	0,2012	1,25	0,63
33,9625	33,7628	0,1997	1,25	0,64
33,9595	33,7600	0,1995	1,25	0,63
Середнє знімання металу, мм		0,1999		

Проведені за описаною схемою дослідні обробки показали задовільні результати. Отримані значення знімання металу (див. табл. 1) відрізнялася стабільністю й у середньому на 43% перевищили найкращі з попередніх.

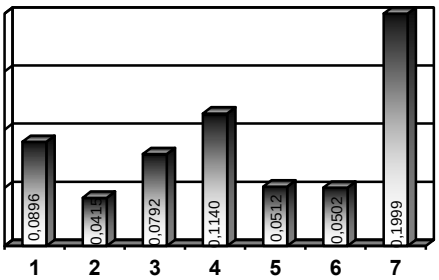


Рис. 2. **Діаграма зняття металу при різних варіантах технічних рішень: 1 – обробка за традиційною схемою «в навал»; 2, 3 – обробка в жорстко змонтованому пристосуванні з орієнтацією деталей у площині, перпендикулярній горизонтальній осі резервуара; 4 – обробка в підпружиненому пристосуванні з орієнтацією деталей у площині, перпендикулярній горизонтальній осі резервуара; 5 – обробка в пристосуванні типу «барабан»; 6 – обробка в пристосуванні типу «біляча клітка»; 7 – обробка «в навал» з орієнтованим переміщенням деталей охоплюваною поверхнею резервуара**

Шорсткість поверхні після обробки відповідала вимогам креслення і її величина по всій площі обробленої деталі була рівномірна. Риски від попереднього шліфування вилучені цілком.

Необхідно також відзначити, що в зоні А верхній частині резервуара створюється область з підвищеним тиском середовища, а в зоні Б – область зі зниженим тиском. Тому не виключені випадки, коли деякі з деталей перекочуються, маючи орієнтацію у вертикальній площині. При цьому не виключене мимовільне викидання деталей з резервуара. Для усунення такого недоліку доцільно застосовувати гнучке обмеження середовища, наприклад, типу чохла з брезентової тканини, що повторює форму лінії укосу середовища.

Результати проведених дослідів систематизуємо за вихідними параметрами процесу, тобто за зніманням металу і шорсткості поверхні.

На рис. 1. наведена діаграма знімання металу при різних варіантах технічних рішень. Стосовно до діаграми маємо:

1 – обробка за традиційною схемою «в навал»: $Q_{ср} = 0{,}0896$ г; $R_a = 1{,}15...0{,}63$ мкм;

2, 3 – обробка в жорстко змонтованому пристосуванні з орієнтацією деталей у площині, перпендикулярній горизонтальній осі резервуара;

2 – площина деталі розташована паралельно площині потоку гранул, що рухається: $Q_{ñò} = 0{,}0415$ г; $R_a = 1{,}12...0{,}63$ мкм;

3 – площина деталі повернена до потоку гранул, що рухається: $Q_{ñò} = 0{,}0792$ г; $R_a = 0{,}77...0{,}63$ мкм;

4 – обробка в підпружиненому пристосуванні з орієнтацією деталей у площині, перпендикулярній горизонтальній осі резервуара: $Q_{ñò} = 0{,}1140$ г; $R_a = 0{,}7...0{,}63$ мкм;

5, 6 – обробка в обертовому пристосуванні з орієнтацією деталей у площині, рівнобіжній горизонтальній осі резервуара;

5 – обробка в пристосуванні типу «барабан»: $Q_{ñò} = 0{,}0512$ г; $R_a = 0{,}75...0{,}62$ мкм;

6 – обробка в пристосуванні типу «біляча клітка»: $Q_{ñò} = 0{,}0502$ г; $R_a = 0{,}74...0{,}62$ мкм;

7 – обробка «в навал» з орієнтованим переміщенням деталей охоплюваною поверхнею резервуара: $Q_{ñò} = 0{,}1999$ г; $R_a = 0{,}64...0{,}63$ мкм.

Висновки. Аналізуючи отримані результати, а також беручи в увагу багаторазові спостереження за протіканням процесу віброобробоки в різних умовах випробуваних варіантів, можна зробити висновок, що найбільш прийнятним з погляду одержання необхідної продуктивності і якості, а також простоти реалізації, є варіант технічного рішення, що передбачає обробку «в навал» з орієнтованим переміщенням деталей охоплюваною поверхнею резервуара. Необхідно також відзначити, що такий варіант обробки, єдиний із усіх досліджених, забезпечує повне видалення з поверхні деталей рисок від попередньої обробки бавовняними кругами з дрібнозернистими абразивними порошками.

Таким чином, беручи до уваги сказане вище, рекомендується при обробці плоских деталей впровадження віброабразивного методу, використовуючи обробку «в навал» з орієнтованим переміщенням деталей охоплюваною поверхнею резервуара.

1. Бабичев А.П. Вибрационная обработка деталей. – М.: Машиностроение, 1974. – 134с.
2. Грихилес С.Я. Полирование, травление и обезжиривание металлов. – М.: Машиностроение, 1971. – 97 с.
3. Комбалов В.С. Влияние шероховатости твердых тел на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1974. – 112 с.
4. Краснов Л. А. Решение задачи о выборе оптимальной загрузки рабочей среды и высота контейнера виброабразивной установки. Труды Казанского авиационного института. Вып. 152. 1973, с. 49 – 52.
5. Крючков В.Я., Пуценко А.И. Виброабразивная обработка пластин из безвольфрамового твердого сплава. – Станки и инструмент, 1981, № 6. – с.26.
6. Обработка деталей свободными абразивами в вибрирующих резервуарах / Н.Н. Карташов, М.Е. Шаинский, В.А. Власов, Б.П. Румянцев, П.С. Банатов, Е.С. Кислица. – К.: Высшая школа, 1975. – 188с.
7. Объемная вибрационная обработка / Под. общ. ред. И.Е. Бурштейна. – М.: ЭНИМС, 1977. – 108 с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© О.В. Дзюбинська, М.В. Смаль, Г.А. Герасимчук

УДК 666.189.21; 666.9

І. І. Дідук, Г. А Баглюк., Ю. М. Чувашов, О. М. Ященко
Інститут проблем матеріалознавства НАН України

ВПЛИВ ДОБАВОК ZrO_2 НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ РОЗПЛАВІВ ГІРСЬКИХ ПОРІД

Вивчено вплив добавок ZrO_2 на структуру та основні фізико-хімічні властивості алюмосилікатних розплавів різних складів та волокон на їх основі. Встановлено, що введення в склад розплаву до 10 % добавок оксиду цирконію призводить до суттєвого збільшення його в'язкості, температури верхньої межі кристалізації та звуження температурного інтервалу волокноутворення і збільшує величини кутів змочування у порівнянні з вихідним розплавом. Показано, що розплави на основі базальту відзначаються меншими значеннями в'язкості та значно меншою чутливістю до впливу добавок оксиду цирконію на характеристики в'язкості у порівнянні із андезіто-базальтом.

Ключові слова: *розплав, базальт, волокно, в'язкість, змочування, оксид цирконію.*

И. И. Дидук, Г. А Баглюк., Ю. Н. Чувашов, О. М. Ященко

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ZrO_2 НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА РОЗПЛАВОВ ГОРНЫХ ПОРОД

Изучено влияние добавок ZrO_2 на структуру и основные физико-химические свойства алюмосиликатных расплавов разных составов и волокон на их основе. Установлено, что введение в состав расплава до 10 % добавок оксида циркония приводит к существенному увеличению его вязкости, температуры верхней границы кристаллизации и сужению температурного интервала волокнообразования и увеличивает величины углов смачивания по сравнению с исходным расплавом. Показано, что расплавы на основе базальта отличаются меньшими значениями вязкости и значительно меньшей чувствительностью к воздействию добавок оксида циркония на характеристики вязкости по сравнению с андезито-базальтом.

Ключевые слова: *расплав, базальт, волокно, вязкость, смачивание, оксид циркония.*

I. I. Diduk, G. A. Bagliuk, Yu. N. Chuvashov, O. M. Yaschenko

EFFECT OF ZrO_2 ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES ROCKS MELTS

The effects of ZrO_2 additives on the structure and the basic physical and chemical properties of the aluminosilicate melts of different compositions and fibers based on them. The insertion in the melt up to 10 % of zirconium oxide additives results in a substantial increase in its viscosity, temperature and the upper limit of the crystallization temperature interval narrowing fiberization and increases contact angle values as compared with the original melt. It is shown that basalt melts differ lower viscosities and significantly less sensitivity to the effects of additives on viscosity of zirconium oxide as compared to the andesite-basalt melts.

Key words: *melt, basalt, fiber, viscosity, wetting, zirconium oxide.*

Вступ. Мінеральні (скляні, базальтові) волокна досить широко застосовуються в різних галузях промисловості [1-6]. Основні вимоги до таких волокон – високі показники міцності і хімічної стійкості. Найбільше волокон в світі виробляється із скла типу Е.

Так, зокрема, використання волокон в якості армуючих елементів бетонів підвищує їх міцність і тріщиностійкість [7, 8]. Найбільш придатне для таких цілей скловолокно із AR-скла, у складі якого значна кількість оксиду цирконію.

Базальтове волокно по хімічній стійкості знаходиться між скловолокном із Е-скла та спеціальним AR-волокном [9]. Одним з компонентів, який значною мірою впливає на підвищення хімічної стійкості скляних волокон є оксид цирконію. Однак, комплексна оцінка впливу добавок оксиду цирконію на реологічні та фізико-хімічні властивості скляних розплавів та волокон з них практично не проводилась.

Метою даної роботи було дослідження впливу добавок оксиду цирконію на структуру та основні фізико-хімічні властивості розплавів та волокон із гірських порід.

Матеріали та методики експерименту. Модифіковані стекла із гірських порід отримували із 11-ти видів вихідної сировини на основі андезито-базальту (неперервні, грубі та штапельні волокна) та базальту (супертонкі штапельні волокна) у вихідному стані та з добавками ZrO_2.

© І. І. Дідук, Г. А Баглюк., Ю. М. Чувашов, О. М. Ященко

Хімічні склади різних проб андезито-базальту (№ 1÷5) та базальту (№ 6÷11), на основі яких отримували модифіковані стекла, приведені в табл. 1.

Таблиця 1

Хімічний склад сировини

Номер проби	Оксиди, % мас.									
	SiO_2	TiO_2	ZrO_2	$A1_2O_3$	Fe_2O_3	FeO	MgO	CaO	Na_2O	K_2O
1	52,84	0,50	-	17,28	8,97	1,66	6,30	7,10	2,20	1,60
2	52,32	0,49	1,00	17,11	8,88	1,64	6,24	7,03	2,18	1,58
3	51,52	0,49	2,50	16,85	8,75	1,62	6,14	6,92	2,15	1,56
4	50,20	0,48	5,00	16,42	8,52	1,58	5,99	6,75	2,09	1,52
5	47,56	0,45	10,00	15,55	8,07	1,49	5,67	6,39	1,98	1,44
6	49,93	2,5	-	12,63	4,77	9,94	5,45	9,49	2,35	0,85
7	44,94	2,25	10,00	11,37	4,29	8,95	4,91	8,54	2,12	0,77
8	39,94	2,00	20,00	10,10	3,82	7,95	4,36	7,59	1,88	0,68
9	34,95	1,75	30,00	8,84	3,34	6,96	3,82	6,64	1,65	0,60
10	29,96	1,50	40,00	7,58	2,86	5,96	3,27	5,69	1,41	0,51
11	24,97	1,25	50,00	6,32	2,39	4,97	2,73	4,75	1,18	0,43

Хімічний склад визначався декількома методиками – ваговим (по ГОСТ 2642.5-86), полум'яно-фотометричним, титрометричним та методом рентгеноспектрального аналізу на скануючому електронному мікроскопі „Camscan–4 DB" (Англія) з приставкою енергетичного рентгеноспектрального аналізу „Link–860".

Розплави вихідних стекол отримували у високотемпературних лабораторних печах при температурах 1450-1600 ^oC, а також в промисловій індукційній печі при температурах 2400-2600 ^oC. Модифіковані стекла із розплаву андезіто-базальту і оксиду цирконію отримували в лабораторних умовах при температурі витримки розплаву 1600 ^oC протягом 10-18 годин (в залежності від кількості добавки ZrO_2).

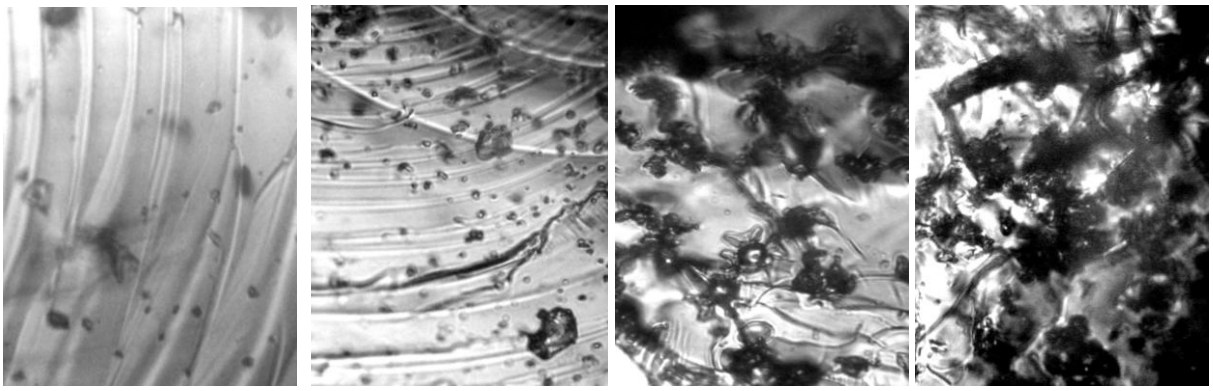
Синтезовані стекла використовували для отримання безперервних та штапельних волокон методом витягування [10] на лабораторній установці із діаметром фільєри 2,2 мм при швидкості витягування неперервного волокна 1580 м/хв., грубого – 5 м/хв., а супертонкі штапельні волокна отримували в промислових умовах на промисловій індукційній печі методом роздуву розплаву високошвидкісним турбулентними потоками повітря.

Кристалізаційну здатність визначали по температурі верхньої межі кристалізації $T_{вмк}$. В'язкість розплавів визначали на ротаційному віскозиметрі. Визначення крайового кута змочування проводили методом прямих спостережень шляхом заміру останнього на фотографії, отриманій при відповідній температурі на високотемпературному мікроскопі.

Дослідження структури розплавів та морфології отриманих з них волокон проводили на растровому електронному мікроскопі Tescan Mira 3 LMU (Tescan, Чехія).

Результати досліджень та їх обговорення. Результати дослідження структури стекол з різним вмістом оксиду цирконію показали, що застигле скло має достатньо однорідну дрібнокристалічну структуру, відносно високу густину (2,89 – 3,0)$\times 10^3$ кг/м^3), незначну

поруватість (0,99 - 1,8) %, високу твердість. Після кристалізації скла частинки ZrO_2 розташовуються переважно у вигляді конгломератів по границях зерен скляної фази (рис. 1). Із збільшенням вмісту ZrO_2 в розплаві розміри конгломератів збільшуються (рис. 1, г).

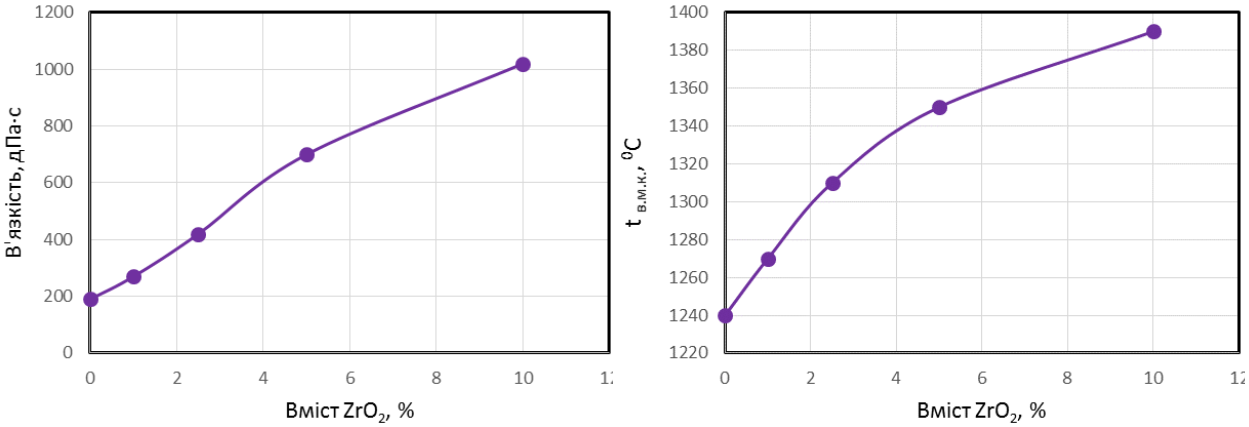


а) б) в) г)

Рис. 1. **Структура різних складів скла на основі базальтоподібної сировини із додаванням ZrO_2:**

а – андезіто-базальт + 1 % оксиду цирконію; б – андезіто-базальт + 2,5 % оксиду цирконію;
в – андезіто-базальт + 5 % оксиду цирконію; г) – андезіто-базальт + 10 % оксиду цирконію;

Однією з основних властивостей склоутворюючого розплаву, що характеризує внутрішнє тертя, яке виникає при переміщенні одного шару розплаву відносно іншого є в'язкість, яка значною мірою визначає можливість формування скловолокон різними способами. Як видно з рис. 2, а, при збільшенні вмісту оксиду цирконію в розплаві андезіто-базальту з 0 до 10 % в'язкість розплаву при 1450 ^{0}C збільшується практично вп'ятеро. Введення добавок оксиду цирконію призводить також до суттєвого збільшення температури верхньої межі кристалізації $t_{вмк}$ (рис. 2, б) розплавів від 1240 до 1380 ^{o}C.



а б

Рис. 2. **Залежність в'язкості при 1400 ^{0}C (а) та температури верхньої межі кристалізації $t_{вмк}$ (б) від вмісту ZrO_2 в розплаві андезіто-базальту**

Суттєво меншими значеннями в'язкості відзначаються розплави на основі базальту (рис. 3). При цьому, звертає на себе увагу значно менший вплив добавок оксиду цирконію на характеристики в'язкості розплаву базальту на всьому температурному інтервалі у порівнянні із андезіто-базальтом.

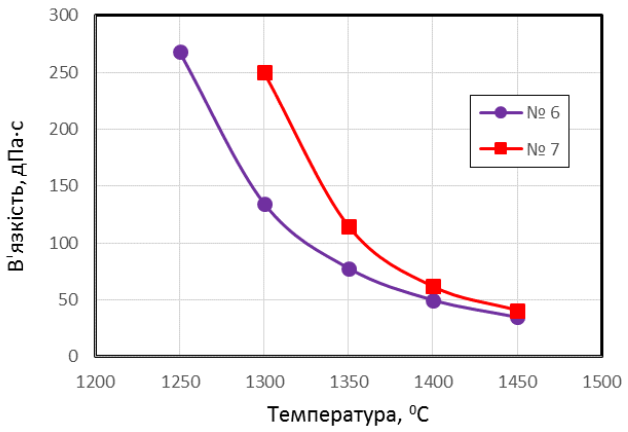


Рис. 3. **Залежність в'язкості від температури розплаву базальту без оксиду цирконію** (№ 6) та з 10 % ZrO_2 (№ 7, табл. 1)

При виготовленні волокон із силікатних розплавів стабільність процесу значною мірою визначаються конструкцією та матеріалом фільєрного вузла, який, як правило, виготовляється з платино-родієвих або інших жаростійких сплавів. Однією з важливих характеристик, що визначає взаємодію розплаву з матеріалом фільєри та суттєво впливає на стабільність процесу отримання волокон, є змочування розплавом матеріалу фільєри, що характеризується величиною крайового кута змочування.

Як видно з рис. 4, введення в розплав оксиду цирконію (криві 4 та 7) суттєво підвищує величини кутів змочування у порівнянні з вихідним розплавом (криві 1 та 6). В той же час, як для вихідних розплавів, так і для розплавів з ZrO_2, значення кутів змочування для розплавів на основі андезіто-базальту (криві 1 та 4) перевищують відповідні параметри для розплавів на основі базальту (криві 6 та 7).

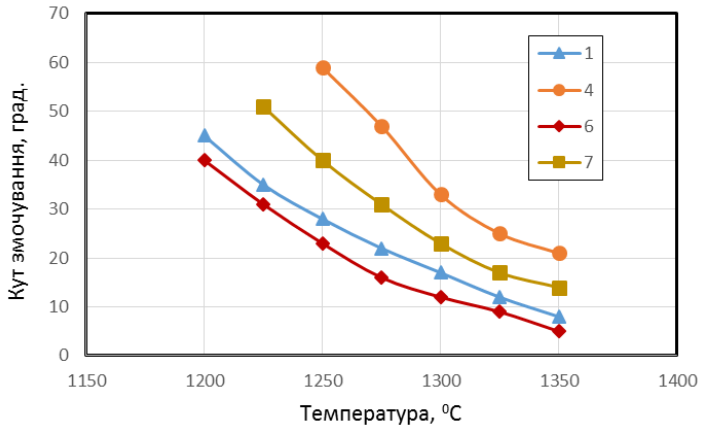


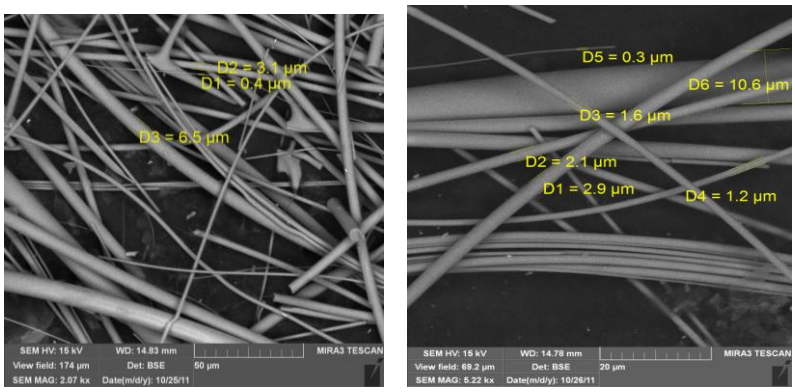
Рис. 4. **Залежність крайового кута змочування від температури розплаву:**
1 – андезіто-базальт; 4 – андезіто-базальт + 5 % ZrO_2; 6 – базальт; 7 – базальт + 10 % ZrO_2
(номери кривих відповідають номерам складів розплавів з табл. 1)

Із синтезованих стекол на лабораторній установці отримували відповідні волокна (рис. 5). Діаметр отриманих штапельних волокон лежить в межах 0,3 – 10,6 мкм. Результати дослідження процесу волокноутворення показали, що при збільшенні вмісту ZrO_2 в розплаві відбувається звуження температурного інтервалу волокноутворення (табл. 2), що ускладнює процес отримання скляних волокон. При цьому температура нижньої межі отримання волокон збільшується з 1370 ^{0}С для розплаву без оксиду цирконію, до 1490 °С – для скла з 10 % ZrO_2.

Таблиця 2. **Залежність температурного інтервалу волокноутворення безперервних волокон від вмісту ZrO_2 в розплаві**

№ розплаву (табл. 1)	Вміст ZrO_2, %	Час витримки розплаву при 1600 ^oC	Температурний інтервал волокноутворення безперервних волокон, ^0C
1	0	6*	1370-1450 (80)
2	1,0	10	1400-1450 (50)
3	2,5	12	1430-1460 (30)
4	5,0	15	1470-1490 (20)
5	10,0	18	1490-1500 (10)

Примітка: * - витримка при температурі 1450 ^0C



а б

Рис. 5. **Морфологія волокон отриманих з вихідного розплаву гірських порід базальтоподібного складу (а) та з розплаву з добавкою оксиду цирконію (б)**

Висновки

1. Введення в склад розплаву до 10 % добавок оксиду цирконію призводить до суттєвого збільшення його в'язкості, температури верхньої межі кристалізації та звуження температурного інтервалу волокноутворення.

2. Розплави на основі базальту відзначаються меншими значеннями в'язкості та значно меншою чутливістю до впливу добавок оксиду цирконію на характеристики в'язкості у порівнянні із андезіто-базальтом.

3. Введення в розплав оксиду цирконію суттєво підвищує величини кутів змочування у порівнянні з вихідним розплавом. Як для вихідних розплавів, так і для розплавів з ZrO_2, значення кутів змочування для розплавів на основі андезіто-базальту перевищують відповідні параметри для розплавів на основі базальту.

1. Дацкевич В.В., Смирнов А.Л., Семенов О.О. Базальтовые волокна, материалы и изделия / В.В. Дацкевич, // Базальтоволокнистые материалы. -М.: Информконверсия, 2001. С. 268-278.
2. Мэттьюз, Ф., Ролингс Р. Композитные материалы. Механика и технология. – М.: Техносфера, 2004. – 406 с.
3. Bernardo E. Novel basalt fibre reinforced glass matrix composites // J. Mater. Sci. – 2006. – **41.** – P. 1207–1211.
4. Czigány T. Basalt fiber reinforced hybrid polymer composites // Materials Science Forum. – 2005. – Vols. 473-474. – P. 59-66.
5. Sheard P. Expansion of composite materials applications // Adv. Mater. Technol. Int., London. – 1992. - P. 42-44.
6. Bindiganavile V., Banthia N. / Impact response of ultra-high-strength fiber-reinforced cement composite. // ACI Materials Journal. 2002. – Vol. 99, № 6. – P. 543-548.
7. Jongsung Sim, Cheolwoo Park, Do Young Moon. Characteristics of basalt fiber as a strengthening material for concrete structures // Composites: Part B. – 2005. – Vol. 36. – P. 504–512.
8. Berozashvili M. Continuous reinforcing fibers are being offered for construction, civil engineering and other composites applications // Adv. Mater. Com. News, Compos Worldwide. – 2001. – Vol. 21(6). – P.5-6.
9. Mhasker R.D., Shah Y.T. Stability Analysis of Glass Fibre Spinning-Glass Technol., 1977, 18, P. 152-158.
10. Джигирис Д.Д., Махова М.Ф. Основы производства базальтовых волокон и изделий. – М.: Теплоэнергетик, 2002. - 412 с.

Стаття надійшла в редакцію 25.03.2015.

© І. І. Дідук, Г. А Баглюк., Ю. М. Чувашов, О. М. Ященко

УДК 621.762

Т. А. Епифанцева
Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины

ВЛИЯНИЕ МАШТАБНОГО ФАКТОРА НА СВОЙСТВА ХОЛОДНОПРЕСОВАННОГО ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА МЕДЬ-ВОЛЬФРАМ

Досліджено структуру і фізичні властивості гетерогенного холоднопресованого матеріалу на основі міді з додаванням твердого компоненту (W) залежно від розміру часток пластичної матриці і твердих часток. Встановлено закономірності формування структури матеріалу в залежності від співвідношення розрмірів часток R (Cu) /R (W) у взаємозв'язку зі зміною властивостей електропровідності. Проаналізовано причини утворення дефектів у структурі, а також їх впливу на характер руйнування матеріалу. Показано, що структура гетерогенного матеріалу у неспеченому стані залежить від кількості включень та співвідношення розмірів часток матриці і включення. Досліджено характер руйнування пресовок гетерогенного матеріалу на основі міді з домішками вольфраму залежно від значення співвідношення розміру часток матриця/включение.

Ключові слова: *кумулятивний заряд, холоднопресовані вироби, порошкова облицівка, структура гетерогенного матеріалу, електропровідність.*

Т. А. Епифанцева

ВЛИЯНИЕ МАШТАБНОГО ФАКТОРА НА СВОЙСТВА ХОЛОДНОПРЕССОВАННОГО ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА МЕДЬ-ВОЛЬФРАМ

Исследованы структура и физические свойства неспеченного гетерогенного материала Cu - W в зависимости от объемной доли и соотношения размеров частиц компонентов смеси. Выявлены закономерности формирования структуры материала прессовки в зависимости от размеров частиц во взаимосвязи с изменением электропроводности. Проанализированы причины формирования характерных дефектов структуры и их влияние на свойства и электропроводность материала. Показано, что структура гетерогенного материала в неспеченном состоянии находится в прямой зависимости от количества и соотношения размеров частиц компонентов смеси. Установлена причина характера разрушения прессовок гетерогенного материала на основе меди с добавками вольфрама, а также выданы рекомендации по достижению технологической прочности прессовок гетерогенного состава.

Ключевые слова: *кумулятивный заряд, неспеченные прессовки, порошковая облицовка, структура гетерогенного материала,электропроводность.*

T.A. Epifantseva.

INFLUENCE OF THE SCALE FACTOR ON THE PROPERTIES OF COLD-PRESSED HETEROGENEOUS MATERIAL COPPER-TUNGSTEN.

Structure and physical properties of a cold-pressed heterogeneous Cu-W material were investigated as a function of volume fraction and particle size ratio of the mixture components. Regularities of structure formation of a cold pressed compact in interrelation with particle size and electric conductivity were studied. Characteristic features of structural defects formation and their influence on some properties and electric conductivity are analyzed. It is shown that the structure of heterogeneous material in an unsintered state is directly dependent on the amount and particle size ratio of the mixture components. The cause and nature of the cold-pressed compacts destruction of heterogeneous copper-based material with tungsten additions were determined. Recommendations for achieving of technological strength of heterogeneous material compacts were formulated.

Keywords: *shaped charge, cold-pressed compact, green bodies, heterogeneous composition, structure, electric conductivity.*

Повышение оборонной способности Украины непосредственно зависит от технической оснащенности армии военной техникой, которая должна быть конкурентноспособной и эффективной в использовании. Перспективным направлением повышения действия кумулятивных зарядов (рис.1), является использование порошковых облицовок гетерогенного состава, где присутствуют пластичный и тяжелый металлы, например материал медь-вольфрам [1]. Холоднопрессованные тонкостенные порошковые облицовки при снаряжении заряда должны обладать технологической прочностью, что связано с наличием определенной структуры материала, и эффективностью действия кумулятивной струи [2 - 4].

Создание порошковых облицовок с заданным комплексом свойств (прочность и пластичность материала компонентов, геометрия облицовки, функциональное назначение) непосредственно связано с выбором материала комплектующих. Перспективными можно считать порошковые облицовки на основе пластичной матрицы и включений вольфрама. При формировании кумулятивной струи особую роль играет структура материала облицовки.

© Т. А. Епифанцева

Рис. 1. **Кумулятивный малогабаритный заряд с порошковой облицовкой**.

В связи с этим целесообразно установить особенности пористой структуры гетерогенного материала облицовки Cu - W в зависимости от масштабного фактора: размера частиц и объемной доли фаз в смеси. При создании прочных прессовок гетерогенного состава нерешенным вопросом остается влияние величины объемной доли и размера частиц компонентов смеси на формирование матрицы, наличие пор определенного размера, состояние границ матрица-включения. Определение оптимального содержания включений фазы вольфрама в структуре прессовок на основе медной матрицы позволит создать технологически прочные облицовки с необходимым уровнем функциональных свойств, которые обеспечат их эффективность применения в процессе эксплуатации заряда. Следуя общей теории физических и механических свойств гетерофазных тел [5 — 8], где предложена разработка методов вычисления физических свойств гетерофазной системы, задачей настоящих исследований является выявление зависимости физических свойств и структуры материала прессовки от содержания компонентов смеси. Установив зависимость электропроводности и структурных характеристик прессовок от комплекса свойств частиц компонентов смеси, можно прогнозировать физико-механические свойства материала и его поведение при образовании кумулятивной струи. Именно учет особенности системы с контактными явлениями, анизотропией микроструктуры позволяет выявить структурные особенности, которые в свою очередь определяют совокупность физических свойств, и являются главным объектом контроля и управления в технологических процессах изготовления [9].

Высокая структурная чувствительность большинства физических свойств, обусловлена существенной зависимостью от концентрации фаз, их морфологии, степени связности компонентов смеси [9]. Учитывая различие свойств компонентов смеси Cu - W: твердости по Брюнелю в десять раз (Cu =35 HB, W =300 HB) и прочности в пять раз (σ_{Cu} =22 кг/мм^2, σ_W =120 кг/мм^2). Задача формирование изотропной равновесной структуры может быть решена путем учета масштабного фактора соотношения размеров частиц матрица–включения.

Следуя положениям теории прочности хрупких тел предложенной Скороходом В.В [6], где рассматривается вопрос о соразмерности трещин со средним размером зерна, выбор оптимального соотношения размера частиц компонентов в смеси является актуальным. Решение практической задачи создания технологически прочных порошковых облицовок возможно путем изучения структуры и физической характеристики свойств электросопротивления материала прессовок с разным соотношением размера частиц и объемной доли компонентов в смеси.

В настоящей работе предусматривается использование 2-х вариантов соотношения размера частиц компонентов, которые отличаются в 10 раз, за счет использования частиц вольфрама 10 и 100 мкм. Исследование физических параметров материала гетерогенного состава Cu - W в зависимости от структуры и исходной характеристики компонентов смеси является актуальной и нерешенной проблемой. Из-за изотропии структуры гетерогенного материала [7,8], под воздействием нагрузок, в первую очередь деформируются частицы вдоль направления приложения сил деформации. Компонент включений на начальной стадии консолидации закрепляется в объеме матрицы, что приводит к увеличению накопленной деформации материала и как следствие к образованию трещин и пор. Частицы пластичной матрицы (Cu), которые деформируются по определенным кристаллографическим направлениям с учетом энергии взаимодействия между атомными плоскостями и зависят от величины межатомных потенциалов, определяют показатель энергетического запаса материала прессовки. Состояние энергетического

запаса порошкового материала в свою очередь прогнозирует эффективность действия облицовок при детонационном воздействии кумулятивного заряда.

Использование в составе порошковой смеси компонента вольфрама (W) в количестве 10 об. % (состав 2,3) или 32 об. % (состав 4,5), имело целью повышение служебных свойств облицовок в момент направленного действия кумулятивной струи. Применение компонента вольфрама позволит обеспечить высокую прочность кумулятивной струи за счет уникальных свойств материала σ_p = 120кг/мм^2 , удельный вес 19,3 г/см^3, запас пластичности (относительное удлинение 10 %). Сочетание таких показателей прочности и пластичности позволяют создать гетерогенный композиционный материал высокой эффективности.

Цель настоящей работы – выявить особенность структуры неспеченных порошковых прессовок на основе меди и тяжелой фазы вольфрама в зависимости от количества и размера частиц компонентов в смеси. Установить влияние величины объемной доли включений тяжелой фазы и масштабного фактора размера частиц на физико-механические свойства холоднопрессованных изделий.

Объекты и методики испытаний. В работе исследовались образцы с фиксированным содержанием тяжелой фазы вольфрама в смеси: состав 1 Cu – 10% (объем) W, и состав 2 Cu – 32% (объем) W, которые изготовлены по одной технологической схеме формования до максимальной плотности (рис.2). Из исходных компонентов Cu и W, методом механического перемешивания (2 часа), были подготовлены гетерогенные порошковые смеси (состав 1-5), которые различаются количеством и соотношением размера частиц матрица - включение R(Cu)/R(W) (табл. 1). В состав шихт входил порошок со средним значением размера частиц: распыленной меди 100 мкм и вольфрама 10 мкм и 100 мкм. Изделия получали методом холодного прессования на гидравлическом прессе П. 483, давлением 8 т/см^2, до максимальной плотности. Анализ структуры материала и микромеханизма разрушения поверхности неспеченных прессовок проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЕМ) Super probe 733 (JEOL, Япония). Микроструктура прессовок оценивалась в основном по двум параметрам: распределению частиц твердых включений в материале и наличию в структуре дефектов различного типа [7 - 9]. Электропроводность материала измеряли при комнатной температуре с помощью моста постоянного тока Р30009 (погрешность измерений составляла не более 5%).

Результаты исследований и их обсуждение. Структура материала прессовки гетерогенного состава при изменении концентрации фаз и соотношения размеров частиц отражена на рис. 2, а-д. Используя конкретные структурные модели, разработанные Скороходом В. В и представленные в работе [9], можно вычислить свойства реальных многофазных материалов. Наиболее эффективным принципом вычисления физических свойств многофазных материалов с существенно различающимися свойствами является метод объединения модельного и континуального подходов. Порошковая система на основе пластичной меди с гетерогенными включениями представляет собой матричную структуру, где фазы структурно неравноправны при их любом объемном содержании. (рис. 2 *а-д).* Изучение структуры материала прессовок состава 2-5 (рис.2) подтвердило положение, высказанное Скороходом В. В. в работе [8] для матричных структур, о том, что параметрами, определяющими особенность структуры и, как следствие, физических свойств, являются размер включений, расстояние между ними, угол ориентации в пространстве, координаты центров включений.

Установлено, что рассматриваемые структуры являются нерегулярными с выраженной анизотропией. Рассматриваемый материал состава 2-5 относится к классу нерегулярных гетерофазных систем, и составляют так называемые статистические изотропные смеси. Анализ проведенных исследований подтвердил, что концентрация фаз компонентов смеси предопределяет структурную характеристику материала. Чем ближе значение соотношения объемной доли компонентов в смеси к единице, тем выше вероятность формирования плоскости взаимопроникающих каркасов частиц в виде агломератов рис. 2, в и д. (состав 3 и 5). Замечено, что с ростом соотношения R (Cu)/R(W) в 10 раз, за счет уменьшения размера частиц твердой фазы, (табл. 1, состав 2 и 3) способствует формированию структуры, где материал являет собой статистически изотропную смесь. Установлено, что с изменением показателя соотношения размера частиц компонентов смеси происходит эволюция структуры - меняется топологический характер. Все фазы представлены одинаковыми структурными элементами — полиэдрами, заполняющими фазовое пространство системы. Статистический характер таких систем определяется тем, что на месте любого выбранного структурного элемента может оказаться фаза (*j)* твердого компонента с вероятностью $P_j=Q_j$. Таким образом, модель двухфазной смеси гетерофазного

состава меняет топологический характер не только в зависимости от объемной концентрации фазы включений (10 объем. %, 32 объем %), но и от величины соотношения размера частиц компонентов R (Cu)/R(W) .

Изучение структуры прессовок гетерогенного порошкового материала состава 2- 5 выявило присутствие матричной структуры со случайной ориентацией плоскостей. Данное положение позволяет для систем с такой структурой использовать метод самосогласованного поля, который подробно изложен в работе В.В. Скорохода [9]. Анализ микроструктуры прессовок гетерогенного материала позволил констатировать разнообразность геометрической модели, что достаточно усложняет подход метода усреднения, который может дать эффективное расчетное значение свойств многофазной системы. Сделать это возможно только при достаточно существенных ограничениях следуя научным подходам для данных материалов, данных в работах [7,8,9]. Используя расчетные параметры описания физических свойств гетерофазных систем на основе пластичной матрицы и включений, параметр электропроводимости гетерофазного материала может быть выражен по формуле [7]:

$$\lambda_{эф}^{1/3} = \sum_{(i)} \lambda_i^{1/3} \theta_i \quad (1)$$

Пре равных объемных концентрациях фаз, проводимость смеси равна среднему геометрическому из проводимостей фаз, и может быть рассчитана по формуле (2), [8]:

$$\lambda_{эф}^{(2)} = \sqrt{\lambda_1 \lambda_2} \quad (2)$$

С помощью выражения (2) можно рассчитать весь концентрационный интервал, последовательно вычисляя проводимость при отношениях объемных долей фаз в смеси. Особенностью рассматриваемых смесей состава 2-5 является наличие больших различий значений проводимости фаз (ρ_{Cu} =0,5 10^{8} м Ом м^2 , ρ_W =5 10^{8}м Ом м^2) и неправильной случайной геометрии системы, рис.2. Данное положение приводит к решению вычисления эффективной проводимости - параметра "вилки" Фойхта—Рейсса в виде $\lambda_{эф}^{n}$ (3) [8]:

$$\lambda_{эф}^{n} = \theta_1 \lambda_1^n + \theta_1 \lambda_2^n \quad (3)$$

При n=1 получаем усреднение по Фойхту, а при *n*=-1 по Рейссу. Если —1 < n < 1, то формула (3) описывает различные промежуточные случаи (так при n =1/3 она определяет проводимость смеси с близкой проводимостью фаз).

При n=0 соотношение (3) переходит в логарифмическую зависимость (4) [8]:

$$\lambda_{эф} = \lambda_1^{\theta_1} \lambda_2^{\theta_2} \quad (4)$$

Для расчета электрической проводимости двухфазных систем гетерогенного состава, где в структуре материала прессовки присутствуют разной величины поры, содержание объемной доли фаз и соотношение размеров частиц компонентов R(Cu)/R(W) все вместе определяет свои особенности при использовании формул.

Изучение структуры холоднопрессованного материала гетерогенного состава Cu - W (рис. 2) во взаимосвязи со значениеми электросопротивления, позволило считать составы 2 - 5 сильно структурно-чувствительным, что выражено разницей измеренных значений электросопротивления в десятки раз. Этот результат позволил считать перспективным подход использования принципов теории, изложенной в работах [7, 8, 9] для формирования заданных характеристик порошкового материала прессовок.

Использование включений вольфрама малого размера, при соотношении размеров частиц R(Cu)/R(W) = 10, приводит к повышению роли включений в упрочнении прессовки, характер разрушения выражен сколом между частицами меди [10]. Экспериментально установлен рост показателя электросопротивления с увеличением содержания частиц включений вольфрама в смеси.

Рост электросопротивления с увеличением объемной доли фазы включений в смеси свидетельствует о качестве контакта в структуре материала прессовки, что является определяющим фактором при формировании механических свойств материала. Увеличение количества компонента тяжелой фазы в смеси способствует повышению показателя электросопротивления (иногда на прядок и более) по сравнению со значениями, измеренными на прессовках из чистой меди. Такой показатель можно объяснить за счет присутствия большой доли дефектов в виде магистральных пор, что и явилось причиной высоких значений

электросопротивления.

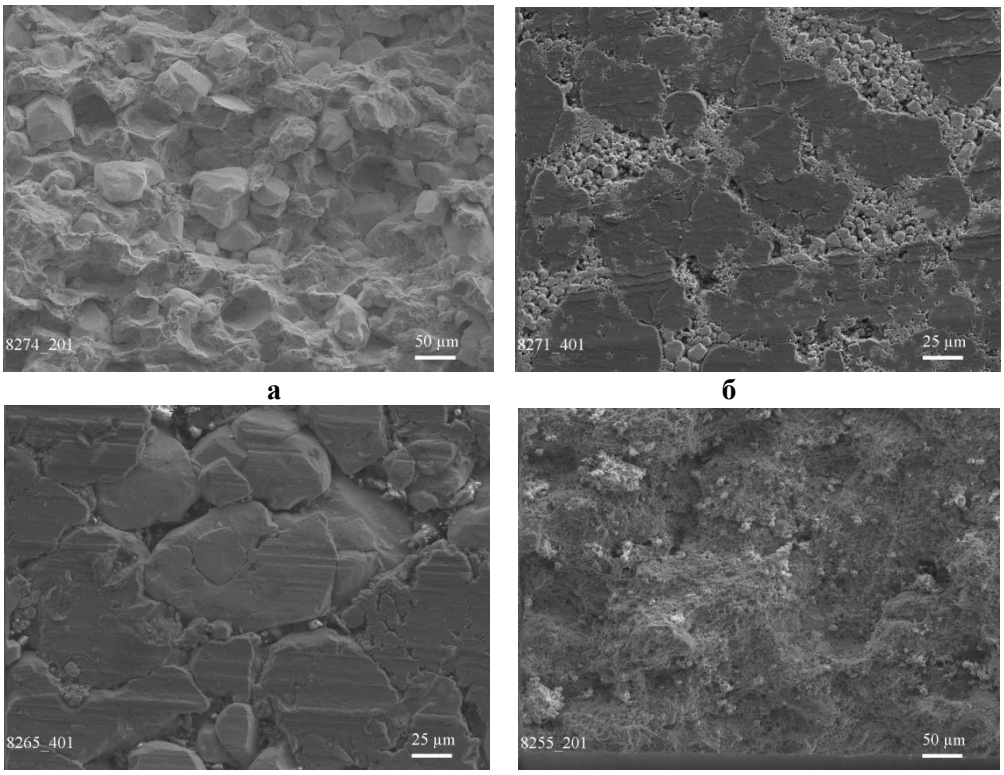


Рис. 2. **Структура неспеченной прессовки гетерогенного состава Cu- .W : а - состав 2, б – состав 3, в – состав 4, г –состав 5.**

Таблица 1.

Зависимость электоросопротивления материала прессовок гетерогенного состава Cu-W от объемной доли включений и соотношения размеров частиц компонентов смеси R(Cu)/R(W).

Состав	Объемная доля включений, θ2, %	Размер частиц включений, мкм	R(Cu) / R(W)	Удельное электро-сопротивление, мк Ом м
1	-	-	-	0,0489
2	10	100	1	0,0951
3	10	10	10	0,1254
4	32	100	1	0,8511
5	32	10	10	2,1305

Изучив качественную картину микроструктуры прессовок гетерогенного состава и проведя анализ экспериментальных исследований свойств электросопротивления неспеченного материала, считаем, что формирование параметров структуры, неспеченной прессовки на основе медной матрицы, которая содержит фазу включений вольфрама с соотношением размера частиц R(Cu)/R(W) = 10, позволит создать технологически прочные неспеченные порошковые облицовки.

При сопоставлении результата экспериментальных исследований электросопротивления и картины микроструктуры неспеченных прессовок установлено, что присутствие крупных пор, локально распределенных в объеме прессовки, не ухудшает параметр прочности материла. Однако, данный факт, может оказать решающую роль на интенсивность протекания диффузионных процессов и перетекания границ при формировании структуры спеченных изделий.

В ходе исследований установлена чувствительность физического параметра электросопротивления от структурно-маштабного фактора, а именно присутствие в структуре материала определенного количества включений и размера частиц.

Выводы. Результаты проведенного исследования свидетельствуют о том, что технологические свойства неспеченного гетерогенного материала на основе медной матрицы зависят от объемной доли включений и соотношения размера частиц матрица-включения, которые определяют параметры структуры и физические свойства прессовок.

На основе полученных результатов, можно рекомендовать к использованию в кумулятивных зарядах порошковые облицовки гетерогенного состава Cu – W, где присутствует соотношение размера частиц R(Cu)/R(W) =10 и объемная доля включений 32 объем.%.

1. Сердюк Г.Г., Епифанцева Т.А., Державец Л.И. Влияние структурных характеристик материала порошковой облицовки на эффективность их использования // Труды конференции. – Киев: Мин. Маш. –1989. – С. 53-56.
2. Епифанцева Т.А. Экспериментальный и теоретический анализ распределения плотности порошкового гетерогенного материала в прессовках конусной формы Наукові нотатки. Зб.наук.ст..ЛДТУ, Вип. 17 , Луцьк, ЛТДУ, 2009. – С. 141-162.
3. Епифанцева Т. А. Особенности структуры и физико-механических свойства прессовок гетерогенного материала Cu-20% мас.W в зависимости от соотношения размеров частиц компонентов смеси R(Cu)/R(W) Наукові нотатки. Зб.наук.ст. ЛДТУ, Вип. 17, Луцьк, ЛТДУ, 2013. – С. 141-162.
4. Епифанцева Т. А. Влияние соотношения размеров частиц компонентов смеси на структуру неспеченных прессовок гетерогенного материала си-30%объем.w Наукові нотатки. Зб.наук.ст.ЛДТУ, Вип. 42, частина 1, Луцьк, 2014. – С. 70-75.
5. Скороход В.В. Некоторые проблемы технологии получения,исследования структуры и свойств нанокристаллических материалов // Тр. IV Международн. Конф. По порошковой металлургии. – Карловы Вары, 1970. – С. 381-389.
6. Скороход В.В. Методы расчета физических свойств двухфазных спеченных сплавов с учетом их структуры // Тр. IV Международн. Конф. По порошковой металлургии. – Карловы Вары, 1970. – С. 29-41.
7. Одолевский В.И. Расчет обобщенной проводимости гетерогенных систем. // Журн.техн.физики, 1951. – 21, № 6. – С. 887-685.
8. Скороход В. В. Теория физических свойств пористых и композиционных материалов материалов и принципы управления их микроструктурой в технологических процессах // Порошковая металлургия, 1995, № 1/2. – С. 69-75.
9. Штерн М.Б., Рудь В.Д. Механічні та компютерні моделі консолідації гранульованих середовищ на основі порошків металів і кераміки при деформуванні та спіканні._ Луцьк. – 2010. – С. 78-79.
10. Епифанцева Т.А., Подрезов Ю.Н., Д. Г Вербило, В.Г.Каюк, И.Д Мартюхин, Г.Г Сердюк Влияние жесткого компонента из вольфрамового сплава на процесс формования смесей на основе медного порошка и свойства гетерогенных неспеченных прессовок //Порошковая металлургия"2006. – №11/12. – С. 43-50.

Стаття надійшла в редакцію 25.03.2015.

© Т. А. Епифанцева

УДК 593.5.19

Н. Ю. Імбірович[1], В.М. Посувайло[2], С.І.Остап'юк[3],
[1]*Луцький національний технічний університет, Луцьк*
[2]*Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів*
[3]*Тернопільський комерційний інститут, Тернопіль*

ОСОБЛИВОСТІ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ПЛАЗМОЕЛЕКТРОЛІТНОГО ОКСИДУВАННЯ ОКСИДОКЕРАМІЧНИХ ПОКРИТТІВ НА ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ПАРАМЕТРИ ПРОЦЕСУ СИНТЕЗУ

В роботі встановлена стадійність процесу синтезу на титановому сплаві ВТ-8 та спресованому матеріалі з порошків титану та алюмінієвої пудри у співвідношення 1:1. Досліджено часові залежності напруги в процесі синтезу. Встановлено, що покриття на титановому сплаві синтезується рівномірніше в порівнянні з його синтезом на спресованому матеріалі внаслідок їх стабільного фазового складу. За допомогою експериментальних досліджень визначили вплив співвідношення густини струмів, які подавалися на катод та анод на значення напруги в процесі синтезу. В результаті проведених експериментів побудовано вольт-амперну характеристику. За результатами досліджень виконано порівняльний аналіз електрофізичних параметрів синтезу для сплаву ВТ-8 та титаново-алюмінієвого матеріалу, виготовленого методом порошкового пресування.

Ключові слова: *плазмоелектролітна обробка, оксидокерамічні покриття, титанові сплави, спресовані титаново-алюмінієві порошки , електрофізичні параметри, вольт-амперна характеристика.*

Н. Ю. Имбирович[1], В.Н.Посувайло[2], С.И.Остапьюк[3]

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ПЛАЗМОЭЛЕКТРОЛИТНОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ОКСИДОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА

В работе установлено стадийность процесса синтеза на титановом сплаве ВТ-8 и спрессовнном материале из порошков титана и алюминиевой пудры в соотношении 1:1. Исследовано временные зависимости напряжения в процессе синтеза. Установлено, что покрытия на титановом сплаве синтезируется более равномерно чем на спрессованном материале. С помощью экспериментальных исследований установлено влияние соотношения плотности токов, которые подавались на катод и анод на напряжение в процессе синтеза. В результате проведенных экспериментов построено вольт-амперную характеристику. За результатами исследований проведено сравнительный анализ электрофизических параметров синтеза для сплава ВТ-8 и титаново-алюминиевого спрессованного материала.

Ключевые слова: *плазмоэлектролитная обработка, оксидокерамические покрытия, титановые сплавы, спрессованые титаново-алюминиевые порошки, вольт-амперная характеристика.*

N.Yu. Imbirovych[1], V.N. Posuvailo[2], S.I.Ostapjuk

THE FEATURES OF EFFECTS ELECTROLYTIC PLASMA OF OXIDE-CERAMIC COATINGS ON THE ELECTRICAL PARAMETERS OF THE SYNTHESIS

The multistage synthesis process is set on titanium alloy BT-8 and compressed material with titanium and aluminum powders in a ratio of 1: 1.The time dependence of the voltage during the synthesis was investigated. It found that the coatings on titanium alloy synthesized more uniformly than compacted material. Through experimental studies established effect of the ratio of current density, are fed to the cathode and the anode voltage during the synthesis. As a result of experiments, built the current-voltage characteristic. For the results of research carried out a comparative analysis of the electrical parameters of the synthesis of the alloy BT-8 and a titanium-aluminum compacted material.

Key words: *plasmoelectrolytic processing, oxide-ceramic coatings,, titanium alloys, titanium-aluminum powders, current-voltage characteristic.*

Вступ. Розробка нових екологічно чистих технологій нанесення високоефективних і надійних покриттів для захисту та зміцнення металевих виробів, беззаперечно, є на сьогодні однією з найактуальніших задач сучасної науки і техніки в зв’язку з ростом жорстких умов експлуатації, агресивності технологічних середовищ та підвищенням вимог до конструктивних матеріалів.

Плазмоелектролітне оксидування (ПЕО) – порівняно новий вид поверхневої обробки та зміцнення вентильних металів, який бере початок від традиційного анодування, і відповідно відноситься до електрохімічних процесів. Плазмоелектролітне оксидування дозволяє отримувати багатофункціональні кераміко-подібні покриття з унікальним комплексом властивостей. Вони мають високі зносо-, корозійно- та теплостійкі параметри. Крім цього цим методом можна формувати електроізоляційні та декоративні покриття.

Властивості та параметри режимів ПЕО добре досліджені для алюмінієвих сплавів та недостатньо для титанових та пресованих порошкових матеріалів.

© Н. Ю. Імбірович, В.М. Посувайло, С.І.Остап'юк

Метою даної роботи було дослідити характер зміни напруги в часі в процесі синтезу оксидокерамічних покриттів на титановому сплаві ВТ-8 та спресованих матеріалах з титанового порошку з додаванням алюмінієвої пудри у співвідношенні 1:1 та порівняти отримані залежності.

Зразки з порошкових матеріалів пресувалися за різних тисків: 50 МПа, 200 МПа та 390 МПа. Пресування проводили в прес-формах під тиском після попереднього тривалого формування суміші порошків у спеціальному змішувачі. На отриманих зразках без попередньої термічної обробки синтезували оксидокерамічні покриття в лужних електролітах на основі дистильованої води. Титановий сплав у електроліті складу 5 г/л КОН + 5 г/л рідкого скла, а спресовані матеріали – 3 г/л КОН + 2 г/л рідкого скла.

Метод досліджень. Відомо, що на вентильних матеріалах можливе формування покриттів з заданими властивостями. Покриття утворюються в електричному полі, яке є джерелом енергії на плазмохімічних реакцій на робочому електроді. З [1, 2] відомо, що збільшення напруги в системі метал електроліт поділяють на три характерні області анодного процесу: 1 – фарадеївська (область в якій проходять процеси анодування); 2 – іскріння; 3 – мікродугових розрядів. При збільшенні позитивного потенціалу протікає процес окислення, в результаті якого вивільняються електрони (фарадеївська область). Подальше зростання потенціалу приводить до іскрового пробою напівпровідникової або діелектричної плівки, яка утворилась на зразку (іскріння). Пробій виникає в результаті інжекції електронів із забороненої зони в зону провідності під дією електричного поля. В розрядному каналі під дією напруженості електричного поля відбувається іонізація металу основи та електроліту, швидко зростає температура та формується плазмовий згусток в якому походять плазмохімічні реакції синтезу покриття. Подальше зростання потенціалу переводить розряд у стадію мікродуги. Процеси, що відбуваються в розрядних каналах та їх околі описані в роботах [3 - 6]. В них також встановлено, що при подальшому рості напруження виникає зростання розміру плазмової бульбашки, який супроводжується різким тепловим збільшенням її об’єму, і, відповідно, міжелектродної відстані в палаючому розряді. Для його підтримання починає не вистачати енергії і іскровий чи мікродуговий розряд затухає. Після затухання розряду бульбашка різко охолоджується та стискається, що супроводжується характерним потріскуванням. Гальванолюмінесценцію, іскрові та мікродугові розряди на аноді, електричний пробій анодних оксидних плівок та оксидокерамічних покриттів, які відбуваються в процесі ПЕО, активно продовжують досліджувати і в наш час [7]. Вони несуть інформацію про склад та параметри плазмових розрядів та реакції формування та фазових перетворень в оксидокерамічних покриттях.

Синтез оксидокерамічного покриття проводили на сплаві ВТ-8 та на спресованих зразках зі складом: порошок Ті – 50% та алюмінієва пудра – 50%. Джерелом живлення використовували установку ІМПЕЛОМ, виготовлену в Фізико-механічному інституті НАН України. Співвідношення густин катодного до анодного струмів I_a/I_c=1 та 1,5.

Електричні параметри синтезу анодно-іскрового покриття підбирали, в основному, експериментально, без належного теоретичного обґрунтування. Проте саме густина струму та напруга визначають характер та інтенсивність розрядів, температурні умови плазмових розрядних каналів на поверхні сплаву та впливають на функціональні характеристики утвореного покриття [3-5]. За характером кінетичних залежностей напруги при постійній густині струму, визначали стадії процесу синтезу оксидокерамічних покриттів. В даній роботі фарадеївські області не досліджували оскільки джерело живлення дає можливість забезпечити швидкий ріст густини струму та швидкий перехід з режиму анодування в мікроіскровий режим.

Результати та їх обговорення. Часові залежності напруги в процесі синтезу оксидокерамічних покриттів на титановому сплаві за різних густин анодного та катодного струмів зображені на рис. 1. Дослідження напруги синтезу покриття проводили у системі титановий сплав – лужний електроліт. В перші 3...5 хвилин, коли формуються іскрові розряди, складові анодної та катодної напруги зростають на 5...10 В від початкових значень. Збільшення напруги спостерігається на всіх досліджуваних системах з однаковою закономірністю, яка залежить від густини струму (рис. 1, криві *1 – 4* табл. 1). Після того, як утворились мікроіскрові розряди характер кривої міняється і вона незначно спадає. При постійній густині струму на ділянці А-В під час формування оксидного покриву залежність напруги від часу синтезу в заданому діапазоні є стабільною та майже прямолінійною. Зі збільшенням густини струму напруга на аноді зростає протягом 3 – 10 хвилин синтезу. При цьому підвищення напруги супроводжується зменшенням кількості мікророзрядів та зростання їх розмірів і потужності. Це, очевидно, пов’язано з ростом товщини та діелектричних властивостей оксидної плівки, яка швидко формуються за високої густини струму (див. криві 1, 2 рис.1) та відповідно зростанням напруженості електричного поля

необхідної для пробою оксидної плівки сформованої на поверхні сплаву порівнянно з покриттями, що утворюються за менших густин струмів (див. криві 3, 4 рис.1).

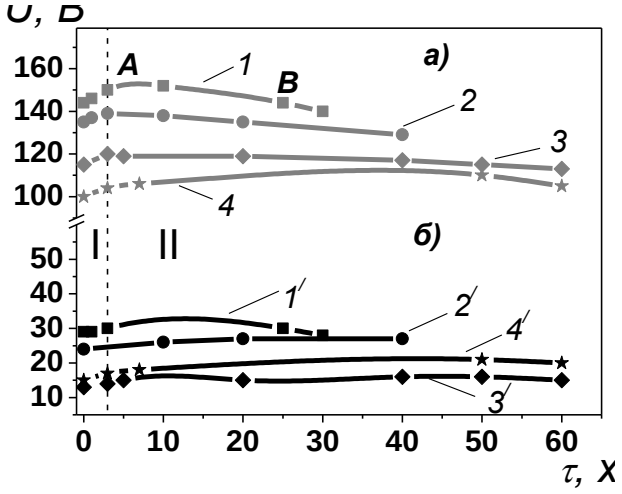


Рис. 1. **Криві напруг анода (а) та катода (б) в залежності від часу синтезу оксидокерамічних покриттів на титанових сплавах в електроліті 5г/л КОН+5 г/л рідкого скла**

Ріст товщини оксидокераміки приводить до локалізації носіїв струму на місцях в яких напруженість електричного поля є достатньою для переведення електронів в зону провідності та формування плазмового розрядного каналу. В [3, 4] показано, що для забезпечення достатньої кількості носіїв заряду та відновлення складу електроліту використовують анодні та катодні імпульси. Причому зростання густини катодного струму приводить до підвищення швидкості росту покриття, що випливає з значень напруг у зразках 2-2/ та 3-3/.

Таблиця 1. **Значення анодної та катодної напруг на робочому електроді в залежності від режимів обробки титанового сплаву**

№	Склад електроліту, г/л		I_a/I_c, А/дм^2	τ, хв	U_a, В	U_c, В
	КОН	рідке скло				
1-1/	5	5	20/20	30	150-140	28-30
2-2/			10/15	40	135-130	25-28
3-3/			10/10	60	115-118	13-16
4-4/			5/10	60	100-110	15-21

На рис.2 приведена зміни напруги залежно від густини катодних та анодних струмів. Зменшення густин струмів приводить до зменшення заряду, який пройшов через зразок і, відповідно, до меншої товщини утвореного покриття. Це, в свою чергу приводить до менших напруг, які потрібно прикласти для формування плазмових каналів на поверхні покриття.

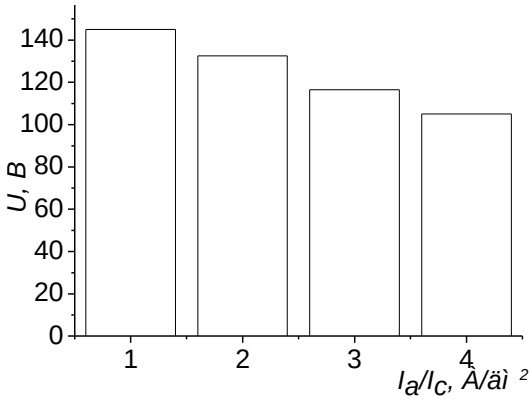


Рис. 2. **Зміна напруги залежно від різної густини струмів на аноді та катоді: *1* – I_a/I_c=20/20 А/дм^2, *2* – I_a/I_c=10/15 А/дм^2, *3* – I_a/I_c=10/10 А/дм^2, *4* – I_a/I_c=5/10 А/дм^2**

Дослідження проводили і на титаново-алюмінієвих матеріалах, виготовлених методом порошкового пресування (рис. 3, табл. 2).

В результаті проведених експериментів на матеріалах спресованих з порошків було виявлено, що плазма формується протягом 3…7 хв (початкова ділянка кривих *1 – 3* рис. 3), напруга в цій області зростає приблизно на 30 – 40 В. З ростом часу синтезу напруга на аноді плавно спадає. Збільшення анодного потенціалу поза фарадеївську ділянку призводить до пробою діелектричної або напівпровідникової плівки анода, яка формується при на початку синтезу ОКП.

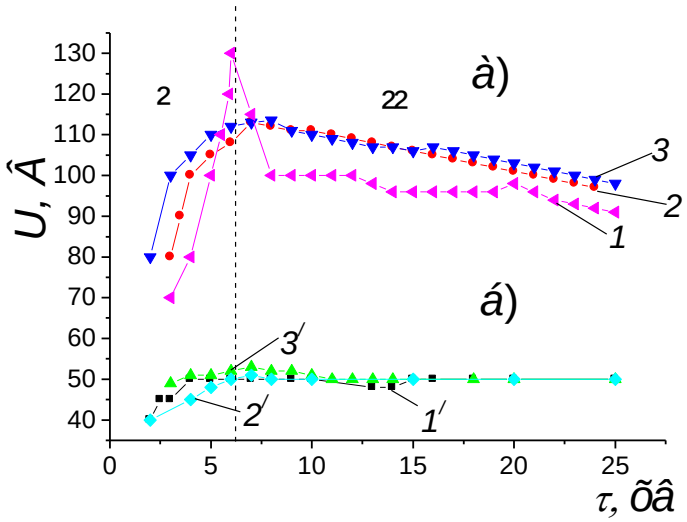


Рис. 3. **Криві напруг анода (а) та катода (б) в залежності від часу синтезу оксидокерамічних покриттів на спресованих матеріалах в електроліті 3г/л КОН+2 г/л рідкого скла**

На пресованих порошкових матеріалах анодні наруги мають чіткий максимум, який виникає після 5 ... 8 хвилин синтезу оксидокерамічного покриття. Катодні напруги після зростання на 10 – 15 В приймають постійні значення, які на 20 – 25 В вищі ніж для суцільного титанового сплаву ВТ-8.

Чіткі піки на анодних напругах спостерігаються підчас синтезу оксидокерамічних покриттів на алюмінієвих сплавах [8] і свідчать про зміну фазового складу оксидокерамічного покриття в процесі синтезу. Подібні зміни відбуваються і в ПЕО покриттях на порошкових матеріалах. Це особливо чітко спостерігаються при оксидуванні порошкових зразків спресованих за тиску 390 МПа.

Таблиця 2. **Значення анодної та катодної напруг на робочому електроді в залежності від режимів обробки спресованого матеріалу**

№	Склад електроліту, г/л		P, МПа	U_a, В	U_c, В
	КОН	рідке скло			
1-1′	3	2	390	70-97	48-50
2-2′			200	80-98	49-50
3-3′			50	70-91	40-50

ОКП на суцільному сплаві ВТ-8 складається з рутилу і анатазу, співвідношення яких залишається постійним в процесі синтезу [7].

Висновки. В результаті проведених експериментів виявили, що покриття на титановому сплаві синтезується рівномірніше в порівнянні з його синтезом на спресованому матеріалі. Найбільш імовірно це пов’язано з провідністю оксидокерамічних покриттів та зміною їх фазового стану особливо у пресованих порошкових матеріалах.

Встановлено, що електрофізичні параметри процесу синтезу ОКП на спресованому порошковому матеріалі залежить від режиму пресування. Вищі тиски пресування забезпечують стрибкоподібне зростання І етапу формування ОКП, що, очевидно, пов’язано з більш щільною утвореною матрицею, фазовий склад ОКП якої різко міняється в процесі синтезу. Для

підтвердження або спростування даних припущень потрібно дослідити фазовий склад ОКП та пресованих порошкових матриць. Зміна характеру часових залежностей напруги дає інформацію про експлуатаційні параметри високотемпературних оксидокерамічних покриттів.

1. Хенли В.Ф. Анодное оксидирование алюминия и его сплавов. – Мир.: Металлургия, 1986. – 152 с.
2. Францевич И.Н., Пилянкевич А.Н., Вольфсон А.И. и др. Анодные оксидные покрытия на металлах и анодная защита. – Киев.: Наукова думка, 1985. – 280 с.
3. Клапків М. Д. Моделювання синтезу оксидокерамічних покривів у розрядних каналах системи “метал-електроліт”// Фізико–хімічна механіка матеріалів. – 1999. - №2. – С. 111 – 116.
4. Сніжко Л.О. Перенос заряду в системы метал оксид електроліт і утворення покриттів методом анодно-іскрового електролізу: Автореф. дис. док. хім. наук. Дніпропетровськ, 1993. – 36 с.
5. Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Борисов А.М., Романовский Е.А., Беспалова О.В. Микродуговое оксидирование защищает металл // Наука в России.- 1999.- № 4.- С. 21-25.
6. James W. J. Straumanis M. E. and Jonson J. W. Anodic disintergration of metals undergoing electrolysis in agueous salt solution // Corrosion. – 1967. 23. №1 – P. 15-23.
7. Клапків М. Д., Повстяна Н. Ю., Никифорчин Г. М. Створення конверсійних оксидокерамічних покривів на цирконієвих та титанових сплавах // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. - № 2. – С.117—124.
8. Клапків М. Д. Визначення фізико-хімічних параметрів процесу синтезу в електролітній плазмі оксидокерамічних покриттів на алюмінієвих сплавах. – автреф. дис. канд. техн. наук. – Львів, 1996. 19 с.

Стаття надійшла в редакцію 20.03.2015.

© Н. Ю. Імбірович, В.М. Посувайло, С.І.Остап'юк

УДК 621.763

В.П. Кашицький, П.П. Савчук
Луцький національний технічний університет, Україна

НАУКОВІ ПІДХОДИ ДО СТВОРЕННЯ САМОЗМАЩУВАЛЬНИХ ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ ТРИБОМАТЕРІАЛІВ

В статті розглянуто особливості реалізації вибіркового перенесення в епоксидних композитах при введенні до їх складу мінеральних дисперсних наповнювачів за рахунок формування самоорганізованих структур на поверхні трибоконтакту. Показано, що формування тонкої само мастильної плівки підвищує зносостійкість епоксикомпозиту та збільшує ресурс його роботи в умовах тертя без мастильного матеріалу.

Ключові слова: епоксикомпозитний матеріал, адгезійна міцність, внутрішні напруження, зносостійкість, вибіркове перенесення.
Табл. 1. Літ. 8.

В.П. Кашицкий, П.П. Савчук

НАУЧНЫЕ ПОДХОДЫ К СОЗДАНИЮ САМОСМАЗУЮЩИХСЯ ЭПОКСИКОМПОЗИТНЫХ ТРИБОМАТЕРИАЛОВ

В статье исследовано влияние содержания порошка циркония на адгезионную прочность эпоксидных композитов. Введение высокодисперсных частиц циркония при оптимальном содержании обеспечивает значительное повышение адгезионной характеристики, указывает на перспективу создания высококачественных износостойких покрытий с данным наполнителем

Ключевые слова: *епоксикомпозитний материал, адгезионная прочность, внутренние напряжения, износостойкость, выборочние переноски.*

V.P.Kashytskyi, P.P. Savshuk

The introduction of fine particles of zirconium for optimal content provides a significant increase in adhesion characteristics, indicating the prospect of high wear-resistant coatings with this filler.

Keywords: *epoksykompozytnyy material, adhesive strength, internal stress, wear, selective transfer.*

Вступ. Розвиток машинобудівної галузі потребує використання нових триботехнічних матеріалів з високими експлуатаційними та технологічними властивостями, які мають низьку собівартість виготовлення. Основні дослідження при цьому були направлені на встановлення закономірностей взаємодії компонентів у композитній системі та вивчення механізмів деформаційних та структурних перетворень в зоні трибоконтакту. Встановлено, що висока когезійна міцність матеріалу до різного роду навантажень в значній мірі залежить від природи та властивостей вибраних наповнювачів, які, окрім армування, виконують також мастильну функцію. Це сприяє стабілізації процесу тертя за рахунок формування стійких поверхневих плівок з низьким опором зсуву та високою адгезією до поверхні контртіла.

Актуальність досліджень. Застосування полімерів дозволяє значно скоротити витрати дорогих матеріалів та знизити енерговитрати, тому перспективними матеріалами для підшипників ковзання є полімеркомпозити на основі термопластів та термореактивних смол. Порівняно з іншими полімерними матрицями широке застосування в техніці знайшли епоксиполімери, які вирізняються високими адгезійно-міцнісними властивостями, однак обмежено використовуються як основа триботехнічного матеріалу через високі крихкість та коефіцієнт тертя [1]. Однак відомі матеріали не в повній мірі задовільняють споживача через недостатню когезійну міцність, термо- та зносостійкість епоксикомпозитних систем. Тому створення високоефективних триботехнічних матеріалів для заданих і особливо екстремальних умов експлуатації (високі навантаження і швидкості ковзання, глибокий вакуум, знакозмінні температури, великий ресурс роботи і надійність, малий час припрацювання тощо) є актуальною проблемою матеріалознавства. Використання епоксикомпозитних матеріалів (ЕКМ) у вузлах тертя без підводу мастила при жорстких навантажувально-швидкісних режимах потребує введення до їх складу термостабілізуючих добавок, які б виступали сповільнювачами деструктивних процесів при виникненні високих температур в зоні трибоконтакту. В цьому плані перспективним є модифікування епоксиполімерів кремнійорганічними сполуками. Однак, на сьогодні недостатньо вивчені механізми структурування та процеси, що відбуваються при формуванні та експлуатації наповнених епоксикомпозитних матеріалів.

Триботехнічні характеристики композитних матеріалів залежать від фізико-хімічних явищ в зоні фрикційної взаємодії полімеру з металом, які пов'язані з конкуруючою дією процесів

© В.П. Кашицький, П.П. Савчук

структурування й деструкції. Тертя при температурі 293 К викликає в епоксикомпозитному покритті переважно процеси структурування з утворенням нових хімічних зв'язків, що супроводжується структурними й фазовими перетвореннями та переходом всієї поверхні системи у більш вигідний енергетичний стан, в результаті чого утворюються більш термостійкі структури. Підвищення температури в вузлі тертя призводить як до деструкції в'яжучого, так і до структурних перетворень полімерної матриці. Властивості матеріалу, його склад і структура в поверхневих шарах піддаються неперервним змінам, внаслідок чого на робочих поверхнях контакту можуть утворюватись вторинні структури, які впливають на зносостійкість пари тертя.

Відомим способом регулювання триботехнічних характеристик епоксикомпозитів є формування прошарків "третього тіла", розміри, структура, склад та тривалість існування яких визначають коефіцієнт тертя та зносостійкість системи. Їх утворення відбувається в результаті вибіркового переносу при відсутності зовнішнього підведення мастила. Інтенсивність формування "третього тіла" визначається трибохімічними процесами, що протікають у зоні фрикційного контакту між поверхнями спряжених тіл. Автори робіт [2, 3] формування елементів "третього тіла" в полімерних матеріалах й композитах на їх основі пов'язують з виникненням імпульсів теплової та механічної енергії, під дією яких збільшується сегмента рухливість макромолекул, розриваються зв'язки і утворюються активні центри – реакційноздатні макрорадикали. Останні, взаємодіючи з поверхнею контртіла, наповнювачами й оточуючим середовищем, утворюють нові структури з відмінним від вихідної системи степенем структурування. У подальшому відбувається поступовий розрив перенапружених і ослаблених тепловим впливом зв'язків та забезпечується тим самим поява й розвиток мікродефектів, руйнування поверхневого шару. При цьому від основного матеріалу відділяються частинки, які переносяться на поверхню контртіла або видаляються з зони фрикційного контакту.

Зниження коефіцієнта тертя композиту обумовлено зменшенням опору зсуву в плівці переносу через виникнення в ній площин легкого ковзання внаслідок адсорбції газів, парів й низькомолекулярних оксидних з'єднань на поверхні частинок графіту. Плівки переносу, екрануючи взаємодію епоксидного полімеру й металевого контртіла, зменшують адгезійну взаємодію між спряженими поверхнями. Це сприяє зниженню швидкості накопичення дефектів в матеріалі та підвищує його зносостійкість.

Фізико-хімічні дослідження структури сервовитної плівки дали підставу висловити припущення, що матеріал плівки перебуває в стані, подібному до розплавленого. Вона не здатна до наклепу, має малі зсувні зусилля, пориста. Плівка у верхній частині не має оксидів, здатна до схоплювання, під час тертя її частинки можуть переходити з однієї поверхні тертя на іншу, тобто схоплюватися без утворення пошкоджень і збільшення сил тертя [4-7].

Постановка задачі. Метою досліджень є встановлення умов реалізації вибіркового перенесення в процесі фрикційної взаємодії епоксикомпозитів наповнених дисперсними та волокнистими мінеральними частинками.

Результати досліджень. Як матеріал основи використали епоксидно-діанову смолу марки ЕД-20, яку структурували поліетиленполіаміном (ПЕПА). Для наповнення системи застосовано комплекс функціональних добавок з порошків лускатого графіту, фторопласту, оксиду міді, а також подрібнене механічним способом вуглецеве волокно.

Кількісний вміст інгредієнтів розраховували у масових частинах на 100 мас. ч. епоксидної смоли. Вміст вуглецевого волокна використовували в кількості 2,0 мас. ч., ЛГ – 8,0 мас. ч., УФ – 14,0 мас. ч., порошку оксиду міді змінювали в межах 5,0-200 мас. ч.

Дослідження макро- та мікроструктури матеріалу проводили на оптичному мікроскопі МБС-9 при збільшенні (х30) та металографічному мікроскопі МИМ-10 (х400...600). Дослідження топографії поверхонь трибоконтакту та фрактограми зламу досліджували на скануючому електронному мікроскопі SUPERPROBE 733 (фірми JEOL, Японія) при прискорюючій напрузі 25 кВ.

Дослідження триботехнічних характеристик проводили на машинах тертя М-22П та СМЦ-2 за схемою "диск-сегмент втулки" в умовах сухого тертя. Шлях тертя становив 2000 м при навантаженні 1 МПа та 1,5 МПа відповідно. Швидкість ковзання змінювали від 0,5 до 4,0 м/с. Аналіз топографії поверхонь трибоконтакту здійснювали на скануючому електронному мікроскопі SUPERPROBE 733 та модульному комплексі Dimic 1000, що являє собою оптичну 3D-систему контролю [8].

Експериментально встановлено, що введення наповнювачів в оптимальних концентраціях (3...6 мас.ч.) покращує адгезійно-міцнісні та теплофізичні характеристики епоксикомпозитів.

© В.П. Кашицький, П.П. Савчук

Найвищі значення адгезійної міцності (σ_a=33,5 МПа) мають епоксикомпозити наповнені ультрадисперсним фторопластом в інтервалі 3...6 мас. ч. Для композитів наповнених оксидом міді та лускатим графітом, зростання досліджуваної характеристики характерне при наповненні до 4 мас. ч., що відповідає високому ступеню структурування та низьким внутрішнім напруженням. Встановлено, що найвищі значення межі міцності при стисканні ($\sigma_{ст}$=119,4 МПа) зафіксовано для порошку оксиду міді при максимальному наповненні (16 мас.ч.); подрібнене вуглеволокно підвищує ударну міцність епоксиполімерів у 22,5 раза при концентрації 0,9 мас.ч. порівняно з ненаповненим епоксиполімером.

Для дослідження триботехнічних характеристик були сформовані епоксикомпозити з комплексним вмістом функціональних наповнювачів (табл. 1).

Для зразків, наповнених товстим базальтовим волокном (50…500 мкм) спостерігається підвищення міцності при стисканні на 13,17 % із збільшенням його вмісту від 2 мас. ч. до 100 мас. ч., а вмісту CuO – від 50 мас. ч. до 150 мас. ч (таблиця 4.2). Із подальшим підвищенням вмісту базальтового волокна до 150 мас. ч. відбувається зниження міцності при стисканні на 6,56 %.

При наповненні епоксидних систем супертонким базальтовим волокном (1…3 мкм) в кількості 2 мас. ч. і збільшенням вмісту CuO від 50 мас. ч. до 100 мас. ч. спостерігається підвищення міцності при стисканні на 13,30 %. При подальшому збільшенні вмісту супертонкого базальтового волокна і порошку CuO відбувається значне зниження даної характеристики. Максимальне значення міцності при стисканні σ_c,=134,39 МПа зафіксовано для зразка №5.

Підвищення міцності при стисканні даних епоксикомпозитів пояснюється високою взаємодією наповнювачів із матрицею, що призводить до максимального зшивання епоксиполімеру. Зниження пов’язане із утворенням недостатньої кількості хімічних і фізичних вузлів через низьке змочування наповнювачів матрицею.

Таблиця 1. **Склад епоксикомпозитних матеріалів**

№ зразка	Вміст базальтового волокна, мас. ч.		Вміст CuO, мас. ч.
	товсте	супертонке	
1	2	–	50
2	2	–	100
3	2	–	150
4	50	–	150
5	100	–	150
6	150	–	150
7	–	2	50
8	–	2	100
9	–	2	150
10	–	50	150

Збільшення швидкості ковзання при навантаженні P=1,8 МПа призводить до зростання інтенсивності зношування в 1,7…3,5 рази.

Експериментально встановлено, що найменша інтенсивність зношування при заданих режимах навантаження спостерігається для зразка №5, наповненого 150 мас. ч. CuO, яка досягається в результаті стабілізації тертя за рахунок відновлення міді на поверхні епоксикомпозиту та перенесенням її на поверхню контртіла.

Для зразка №5 при терті спостерігається зменшення інтенсивності зношування за рахунок вибіркового перенесення відновленої міді з епоксикомпозиту на стальну поверхню контртіла. В результаті даного ефекту на поверхні контртіла починають утворюватись фрагменти плівки, яка характеризується низьким опором зсуву та легко відновлюється в процесі трибовзаємодії [5]. Після того, як поверхні тертя покриються мідною плівкою, пара тертя КМ-сталь стає парою мідь-мідь і процес перенесення міді сповільнюється.

Згідно ряду Вольта в місцях контакту стальне контртіло матиме від’ємний, а композит, який містить оксид міді, – позитивний заряд. В тих місцях, де відсутні контактуючі ділянки, завдяки електрохімічній дії протікають окисно-відновні реакції. Рух електронів відбувається від більш від’ємного матеріалу пари тертя (сталь) до більш позитивного (композит). Одночасно

© В.П. Кашицький, П.П. Савчук

розпочинається рух іонів міді, які переходять на поверхню контртіла, де адгезійно з'єднуються з нею. Такий саморегулюючий процес відбувається до моменту коли на обох поверхнях пари тертя не утвориться плівка з відновленої міді [4]. Процес відновлення міді та інтенсивніше перенесення її в більшій мірі на контртіло спостерігається для третього зразка порівняно з першим, оскільки він має більший вміст оксиду міді. В результаті цього відбувається стабілізація процесу тертя, що супроводжується зменшенням інтенсивності зношування.

Встановлено, що поверхні зразків мають включення відновленої міді, які займають 58,13 %, 64,84 %, 54,17 % і 40,86 % площі поверхні відповідно. Це свідчить, що при терті даних епоксикомпозитів виникає ефект ВП, тобто іони відновленої міді переносяться на контртіло, утворюючи на його поверхні мідну плівку, в результаті чого і відбувається стабілізація тертя.

Епоксикомпозити, наповнені порошком оксиду міді, показали себе матеріалами з високими триботехнічними властивостями. При їх терті спостерігається встановлення ефекту ВП, що призводить до стабілізації процесу тертя. В результаті чого відбувається зниження інтенсивності зношування. Отже, дані матеріали придатні для використання в триботехнічних парах.

ЕКМ характеризуються високими фізико-механічними властивостями та хімічною стійкістю полімерної основи. Введення металевих наповнювачів підвищує механічні характеристики епоксикомпозитних матеріалів, однак при цьому відбувається зміна корозійної стійкості.

Розроблені ЕКМ містять металеві (мідь, бронза, залізо) та мінеральні наповнювачі (оксид міді). Тверднення зразків відбувалося за нормальних умов протягом 24 год. Для уникнення високих залишкових напружень в матеріалі застосовано ступінчастий режим термічної обробки, який передбачав нагрівання в печі до температур 50 та 100 °С з витримкою 1 год, а далі – до 120 °С з витримкою 4 год.

Встановлено, що для більшості композитів збільшення маси відбувається внаслідок переважання процесів водопоглинання. Досліджено, що найменшу корозійну стійкість мають матеріали, наповнені залізом. Це можна пояснити достатньо високою хімічною активністю заліза порівняно із міддю. Під час перебування епоксикомпозитних зразків наповнених залізом у розчинах хлоридної і сульфатної кислот на поверхні спостерігається виділення бульбашок газу (H_2), який негативно впливає на триботехнічні властивості виробу та його корозійну стійкість. Тому використання даного наповнювача обмежує застосування трибоматеріалів з нейтральним або лужним середовищем. Часткове розчинення встановлено також для зразків наповнених оксидом міді, однак виділення газу при цьому не відбувається.

Встановлено, що процесі досліджень зовнішній вигляд зразків практично не змінився. Отже, отримані ЕКМ характеризуються високою хімічною стійкістю, оскільки зміна маси у середньому становить 0,9…1,5 % після 500 год експозиції. В результаті можна стверджувати, що розроблені матеріали можливо використовувати у триботехнічних системах, які піддаються впливу хімічно активних середовищ.

Висновки. Доведено, що для композитних самозмащувальних матеріалів високі триботехнічні характеристики і їх стабільність функціонально адаптовані до умов експлуатації. Це додатково підтверджується при проведенні триботехнічних досліджень на повітрі. Серед характеристик адаптованої здатності і надійності функціонування трибосистем в екстремальних умовах важливе значення має така узагальнена характеристика як "незношуваність", під якою розуміють закладену в композитний матеріал вузла тертя здатність до відновлення експлуатаційних властивостей при відхиленні від заданих умов роботи. Створення композитного матеріалу, який працюватиме в режимі вибіркового перенесення дозволить ще й додатково скоротити розхід кольорових металів, підвищити довговічність машин, понизити їх вартість та обслуговування. На сьогодні вибіркове перенесення залишається найефективнішим захистом від водневого зношування для багатьох деталей. Оскільки утворена мідна плівка знижує навантаження до рівнів, за яких утворення водню майже не відбувається і є ефективним бар'єром від проникнення водню в сталь.

Важливим аспектом є дослідження особливостей перетвореннь для забезпечення керованості процесів, які відбуваються в зоні трибоконтакту при фрикційній взаємодії для підвищення ресурсу роботи трибовиробів. Направлене формування полінаповнених ЕКМ дозволяє суттєво підсилити їх експлуатаційні характеристики. Тому важливим є комплексний вплив мінеральних та органічних різнофункціональних наповнювачів на структуроутворюючі процеси, фізико-механічні та теплофізичні характеристики епоксикомпозитів.

© В.П. Кашицький, П.П. Савчук

Застосування самозмащувальних ЕКМ у вузлах тертя, де небажане або неможливе зовнішнє підведення мастил, на сьогодні є все більш актуальним. Важливим елементом забезпечення самозмащування є процес фрикційного ВП, тобто утворення в зоні тертя генерованого трибоматеріалами суцільного або фрагментарного прошарку (третього тіла), який відділяє поверхні контакту і активно впливає на величину й характер тертя та зношування, сприяє самоорганізації трибосистеми. При цьому фрикційний перенос і розробка на його основі методів підвищення зносостійкості пар тертя відкриває новий етап у розвитку триботехніки.

1. Близнец М.М., Холодилов О.В., Кузьменкова Е.И. Влияние органических модификаторов и структурирующихся наполнителей на морфологию продуктов изнашивания эпоксидного полимера // Трение и износ. – 1991. – Т. 12. – №4. – С. 752-754.
2. Богданович П.Н., Белов В.Н. Тепловые процессы в зоне контакта трущихся тел // Трение и износ. - 1992. -№4. _**т.** 13.-С. 624-632.
3. Савкин В.Г., Смуругов В.А. Адгезия и перенос материала при трении полимеров // Трение и износ. - 1983. - Т. 4. - №1. - С. 34-39.
4. Трибологія: [підруч.] / [Кіндрачук М.В., Лабунець В.Ф., Пашечко М.І., Корбут Є.В.]. – К.: Вид-во Нац. авіац. ун-ту “НАУ-друк”, 2009. – 392 с.
5. Кашицький В.П. , Савчук П.П., Будкіна О.Л., Редько Р.Г. До питання про реалізацію ефекту вибіркового перенесення в епоксикомпозитах, додатково наповнених оксидами міді // Науковий вісник ХДМІ: науковий журнал – Херсон: Видавництво ХДМІ, 2011. – № 1 (4). – С. 190-197.
6. Савчук П.П., Кашицький В.П., Садова О.Л. Наукові передумови та світова практика реалізації явища «вибіркового перенесення» в полімеркомпозитах при навантаженні тертям // Наукові нотатки. – Луцьк. 2011. – С. 236-240.
7. Кашицький В.П.. Савчук П.П., Садова О.Л. Трибологічні процеси та структурні перетворення в поверхневих шарах полімеркомпозитів при навантаженні тертям // Проблеми трибології. – Хмельницьк. 2011. – № 4 (62). – С. 103-107.
8. Савчук П. П. Особливості застосування епоксидних композиційних матеріалів у триботехніці / П. П. Савчук // Проблеми трибології. – 2008. – № 4 (50). – С. 120-125.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© В.П. Кашицький, П.П. Савчук

УДК 593.5.19

М. Д. Клапків[1], В.М. Посувайло[1], Н. Ю. Імбірович[2]
[1]*Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;*
[2]*Луцький національний технічний університет, Луцьк*

ОСОБЛИВОСТІ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ПЛАЗМОЕЛЕКТРОЛІТНОГО ОКСИДУВАННЯ ОКСИДОКЕРАМІЧНИХ ПОКРИТТІВ НА ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ПАРАМЕТРИ ПРОЦЕСУ СИНТЕЗУ

В роботі встановлена стадійність процесу синтезу на титановому сплаві ВТ-8 та спресованому матеріалі з порошків титану та алюмінієвої пудри у співвідношення 1:1. Досліджено часові залежності напруги в процесі синтезу. Встановлено, що покриття на титановому сплаві синтезується рівномірніше в порівнянні з його синтезом на спресованому матеріалі внаслідок їх стабільного фазового складу. За допомогою експериментальних досліджень визначили вплив співвідношення густини струмів, які подавалися на катод та анод на значення напруги в процесі синтезу. В результаті проведених експериментів побудовано вольт-амперну характеристику. За результатами досліджень виконано порівняльний аналіз електрофізичних параметрів синтезу для сплаву ВТ-8 та титаново-алюмінієвого матеріалу, виготовленого методом порошкового пресування.

Ключові слова: *плазмоелектролітна обробка, оксидокерамічні покриття, титанові сплави, спресовані титаново-алюмінієві порошки , електрофізичні параметри, вольт-амперна характеристика.*

Рис. 3. Табл. 2. Літ. 8.

М. Д. Клапкив[1], В.Н.Посувайло[1], Н. Ю. Имбирович[2]

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ПЛАЗМОЭЛЕКТРОЛИТНОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ОКСИДОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА

В работе установлено стадийность процесса синтеза на титановом сплаве ВТ-8 и спрессовнном материале из порошков титана и алюминиевой пудры в соотношении 1:1. Исследовано временные зависимости напряжения в процессе синтеза. Установлено, что покрытия на титановом сплаве синтезируется более равномерно чем на спрессованном материале. С помощью экспериментальных исследований установлено влияние соотношения плотности токов, которые подавались на катод и анод на напряжение в процессе синтеза. В результате проведенных экспериментов построено вольт-амперную характеристику. За результатами исследований проведено сравнительный анализ электрофизических параметров синтеза для сплава ВТ-8 и титаново-алюминиевого спрессованного материала.

Ключевые слова: *плазмоэлектролитная обработка, оксидокерамические покрытия, титановые сплавы, спрессованые титаново-алюминиевые порошки, вольт-амперная характеристика.*

M.D. Klapkiv[1], V.N. Posuvailo[1], N.Yu. Imbirovych[2]

THE FEATURES OF EFFECTS ELECTROLYTIC PLASMA OF OXIDE-CERAMIC COATINGS ON THE ELECTRICAL PARAMETERS OF THE SYNTHESIS

The multistage synthesis process is set on titanium alloy BT-8 and compressed material with titanium and aluminum powders in a ratio of 1: 1.The time dependence of the voltage during the synthesis was investigated. It found that the coatings on titanium alloy synthesized more uniformly than compacted material. Through experimental studies established effect of the ratio of current density, are fed to the cathode and the anode voltage during the synthesis. As a result of experiments, built the current-voltage characteristic. For the results of research carried out a comparative analysis of the electrical parameters of the synthesis of the alloy BT-8 and a titanium-aluminum compacted material.

Key words: *plasmoelectrolytic processing, oxide-ceramic coatings,, titanium alloys, titanium-aluminum powders, current-voltage characteristic.*

Вступ. Розробка нових екологічно чистих технологій нанесення високоефективних і надійних покриттів для захисту та зміцнення металевих виробів, беззаперечно, є на сьогодні однією з найактуальніших задач сучасної науки і техніки в зв’язку з ростом жорстких умов експлуатації, агресивності технологічних середовищ та підвищенням вимог до конструктивних матеріалів.

Плазмоелектролітне оксидування (ПЕО) – порівняно новий вид поверхневої обробки та зміцнення вентильних металів, який бере початок від традиційного анодування, і відповідно відноситься до електрохімічних процесів. Плазмоелектролітне оксидування дозволяє отримувати багатофункціональні кераміко-подібні покриття з унікальним комплексом властивостей. Вони мають високі зносо-, корозійно- та теплостійкі параметри. Крім цього цим методом можна формувати електроізоляційні та декоративні покриття.

© М. Д. Клапків[1], В.М. Посувайло[1], Н. Ю. Імбірович[2]

Властивості та параметри режимів ПЕО добре досліджені для алюмінієвих сплавів та недостатньо для титанових та пресованих порошкових матеріалів.

Метою даної роботи було дослідити характер зміни напруги в часі в процесі синтезу оксидокерамічних покриттів на титановому сплаві ВТ-8 та спресованих матеріалах з титанового порошку з додаванням алюмінієвої пудри у співвідношенні 1:1 та порівняти отримані залежності.

Зразки з порошкових матеріалів пресувалися за різних тисків: 50 МПа, 200 МПа та 390 МПа. Пресування проводили в прес-формах під тиском після попереднього тривалого формування суміші порошків у спеціальному змішувачі. На отриманих зразках без попередньої термічної обробки синтезували оксидокерамічні покриття в лужних електролітах на основі дистильованої води. Титановий сплав у електроліті складу 5 г/л КОН + 5 г/л рідкого скла, а спресовані матеріали – 3 г/л КОН + 2 г/л рідкого скла.

Метод досліджень. Відомо, що на вентильних матеріалах можливе формування покриттів з заданими властивостями. Покриття утворюються в електричному полі, яке є джерелом енергії на плазмохімічних реакцій на робочому електроді. З [1, 2] відомо, що збільшення напруги в системі метал електроліт поділяють на три характерні області анодного процесу: 1 – фарадеївська (область в якій проходять процеси анодування); 2 – іскріння; 3 – мікродугових розрядів. При збільшенні позитивного потенціалу протікає процес окислення, в результаті якого вивільняються електрони (фарадеївська область). Подальше зростання потенціалу приводить до іскрового пробою напівпровідникової або діелектричної плівки, яка утворилась на зразку (іскріння). Пробій виникає в результаті інжекції електронів із забороненої зони в зону провідності під дією електричного поля. В розрядному каналі під дією напруженості електричного поля відбувається іонізація металу основи та електроліту, швидко зростає температура та формується плазмовий згусток в якому походять плазмохімічні реакції синтезу покриття. Подальше зростання потенціалу переводить розряд у стадію мікродуги. Процеси, що відбуваються в розрядних каналах та їх околі описані в роботах [3 - 6]. В них також встановлено, що при подальшому рості напруження виникає зростання розміру плазмової бульбашки, який супроводжується різким тепловим збільшенням її об’єму, і, відповідно, міжелектродної відстані в палаючому розряді. Для його підтримання починає не вистачати енергії і іскровий чи мікродуговий розряд затухає. Після затухання розряду бульбашка різко охолоджується та стискається, що супроводжується характерним потріскуванням. Гальванолюмінесценцію, іскрові та мікродугові розряди на аноді, електричний пробій анодних оксидних плівок та оксидокерамічних покриттів, які відбуваються в процесі ПЕО, активно продовжують досліджувати і в наш час [7]. Вони несуть інформацію про склад та параметри плазмових розрядів та реакції формування та фазових перетворень в оксидокерамічних покриттях.

Синтез оксидокерамічного покриття проводили на сплаві ВТ-8 та на спресованих зразках зі складом: порошок Ті – 50% та алюмінієва пудра – 50%. Джерелом живлення використовували установку ІМПЕЛОМ, виготовлену в Фізико-механічному інституті НАН України. Співвідношення густин катодного до анодного струмів I_a/I_c=1 та 1,5.

Електричні параметри синтезу анодно-іскрового покриття підбирали, в основному, експериментально, без належного теоретичного обґрунтування. Проте саме густина струму та напруга визначають характер та інтенсивність розрядів, температурні умови плазмових розрядних каналів на поверхні сплаву та впливають на функціональні характеристики утвореного покриття [3-5]. За характером кінетичних залежностей напруги при постійній густині струму, визначали стадії процесу синтезу оксидокерамічних покриттів. В даній роботі фарадеївські області не досліджували оскільки джерело живлення дає можливість забезпечити швидкий ріст густини струму та швидкий перехід з режиму анодування в мікроіскровий режим.

Результати та їх обговорення. Часові залежності напруги в процесі синтезу оксидокерамічних покриттів на титановому сплаві за різних густин анодного та катодного струмів зображені на рис. 1. Дослідження напруги синтезу покриття проводили у системі титановий сплав – лужний електроліт. В перші 3...5 хвилин, коли формуються іскрові розряди, складові анодної та катодної напруги зростають на 5...10 В від початкових значень. Збільшення напруги спостерігається на всіх досліджуваних системах з однаковою закономірністю, яка залежить від густини струму (рис. 1, криві *1 – 4* табл. 1).

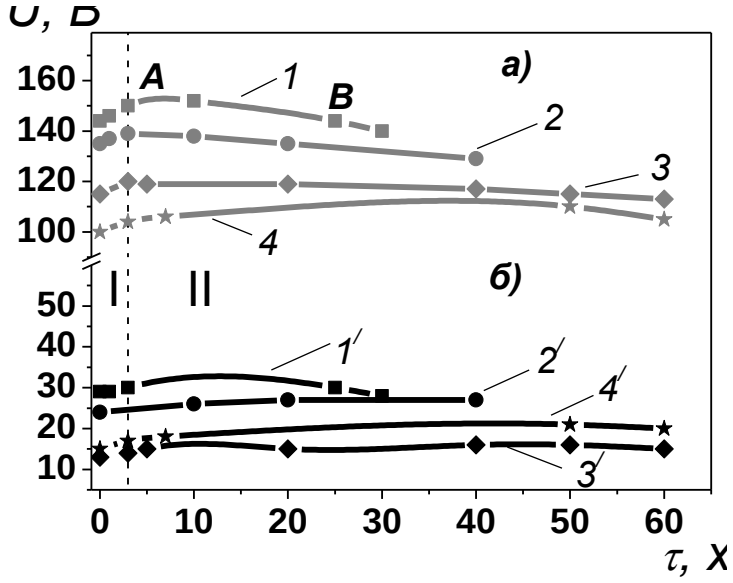


Рис. 1. **Криві напруг анода (а) та катода (б) в залежності від часу синтезу оксидокерамічних покриттів на титанових сплавах в електроліті 5г/л КОН+5 г/л рідкого скла**

Після того, як утворились мікроіскрові розряди характер кривої міняється і вона незначно спадає. При постійній густині струму на ділянці А-В під час формування оксидного покриву залежність напруги від часу синтезу в заданому діапазоні є стабільною та майже прямолінійною. Зі збільшенням густини струму напруга на аноді зростає протягом 3 – 10 хвилин синтезу. При цьому підвищення напруги супроводжується зменшенням кількості мікророзрядів та зростання їх розмірів і потужності. Це, очевидно, пов'язано з ростом товщини та діелектричних властивостей оксидної плівки, яка швидко формуються за високої густини струму (див. криві 1, 2 рис.1) та відповідно зростанням напруженості електричного поля необхідної для пробою оксидної плівки сформованої на поверхні сплаву порівнянно з покриттями, що утворюються за менших густин струмів (див. криві 3, 4 рис.1). Ріст товщини оксидокераміки приводить до локалізації носіїв струму на місцях в яких напруженість електричного поля є достатньою для переведення електронів в зону провідності та формування плазмового розрядного каналу. В [3, 4] показано, що для забезпечення достатньої кількості носіїв заряду та відновлення складу електроліту використовують анодні та катодні імпульси. Причому зростання густини катодного струму приводить до підвищення швидкості росту покриття, що випливає з значень напруг у зразках 2-2/ та 3-3/ .

Таблиця 1. **Значення анодної та катодної напруг на робочому електроді в залежності від режимів обробки титанового сплаву**

№	Склад електроліту, г/л		I_a/I_c, А/дм^2	τ, хв	U_a, В	U_c, В
	КОН	рідке скло				
1-1/	5	5	20/20	30	150-140	28-30
2-2/			10/15	40	135-130	25-28
3-3/			10/10	60	115-118	13-16
4-4/			5/10	60	100-110	15-21

На рис.2 приведена зміни напруги залежно від густини катодних та анодних струмів. Зменшення густин струмів приводить до зменшення заряду, який пройшов через зразок і, відповідно, до меншої товщини утвореного покриття. Це, в свою чергу приводить до менших напруг, які потрібно прикласти для формування плазмових каналів на поверхні покриття.

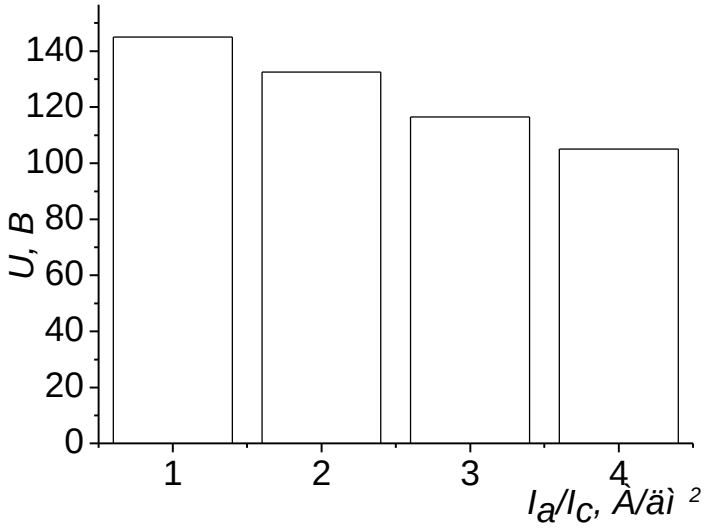


Рис. 2. **Зміна напруги залежно від різної густини струмів на аноді та катоді:**
1 **– I_a/I_c=20/20 А/дм^2,** ***2*** **– I_a/I_c=10/15 А/дм^2,** ***3*** **– I_a/I_c=10/10 А/дм^2,** ***4*** **– I_a/I_c=5/10 А/дм^2**

Дослідження проводили і на титаново-алюмінієвих матеріалах, виготовлених методом порошкового пресування (рис.3, табл. 2).

В результаті проведених експериментів на матеріалах спресованих з порошків було виявлено, що плазма формується протягом 3…7 хв (початкова ділянка кривих *1 – 3* рис. 3), напруга в цій області зростає приблизно на 30 – 40 В. З ростом часу синтезу напруга на аноді плавно спадає. Збільшення анодного потенціалу поза фарадеївську ділянку призводить до пробою діелектричної або напівпровідникової плівки анода, яка формується при на початку синтезу ОКП.

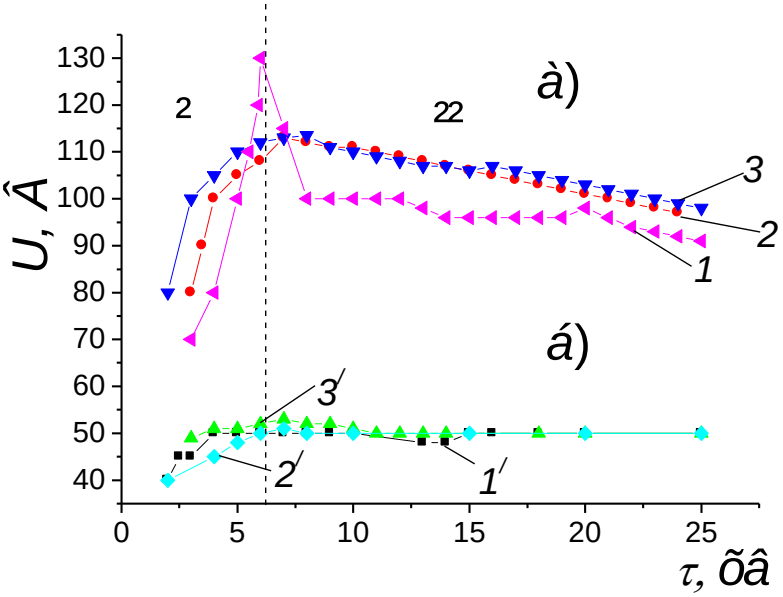


Рис. 3. **Криві напруг анода (а) та катода (б) в залежності від часу синтезу оксидокерамічних покриттів на спресованих матеріалах в електроліті 3г/л КОН+2 г/л рідкого скла**

На пресованих порошкових матеріалах анодні наруги мають чіткий максимум, який виникає після 5 ... 8 хвилин синтезу оксидокерамічного покриття. Катодні напруги після зростання на 10 – 15 В приймають постійні значення, які на 20 – 25 В вищі ніж для суцільного титанового сплаву ВТ-8.

Чіткі піки на анодних напругах спостерігаються підчас синтезу оксидокерамічних покриттів на алюмінієвих сплавах [8] і свідчать про зміну фазового складу оксидокерамічного покриття в процесі синтезу. Подібні зміни відбуваються і в ПЕО покриттях на порошкових матеріалах. Це

особливо чітко спостерігаються при оксидуванні порошкових зразків спресованих за тиску 390 МПа.

Таблиця 2. **Значення анодної та катодної напруг на робочому електроді в залежності від режимів обробки спресованого матеріалу**

№	Склад електроліту, г/л		P, МПа	U_a, В	U_c, В
	КОН	рідке скло			
1-1/	3	2	390	70-97	48-50
2-2/			200	80-98	49-50
3-3/			50	70-91	40-50

ОКП на суцільному сплаві ВТ-8 складається з рутилу і анатазу, співвідношення яких залишається постійним в процесі синтезу [7].

Висновки. В результаті проведених експериментів виявили, що покриття на титановому сплаві синтезується рівномірніше в порівнянні з його синтезом на спресованому матеріалі. Найбільш імовірно це пов’язано з провідністю оксидокерамічних покриттів та зміною їх фазового стану особливо у пресованих порошкових матеріалах.

Встановлено, що електрофізичні параметри процесу синтезу ОКП на спресованому порошковому матеріалі залежить від режиму пресування. Вищі тиски пресування забезпечують стрибкоподібне зростання І етапу формування ОКП, що, очевидно, пов’язано з більш щільною утвореною матрицею, фазовий склад ОКП якої різко міняється в процесі синтезу. Для підтвердження або спростування даних припущень потрібно дослідити фазовий склад ОКП та пресованих порошкових матриць. Зміна характеру часових залежностей напруги дає інформацію про експлуатаційні параметри високотемпературних оксидокерамічних покриттів.

1. Хенли В.Ф. Анодное оксидирование алюминия и его сплавов. – Мир.: Металлургия, 1986. – 152 с.
2. Францевич И.Н., Пилянкевич А.Н., Вольфсон А.И. и др. Анодные оксидные покрытия на металлах и анодная защита. – Киев.: Наукова думка, 1985. – 280 с.
3. Клапків М. Д. Моделювання синтезу оксидокерамічних покривів у розрядних каналах системи “метал-електроліт”// Фізико–хімічна механіка матеріалів. – 1999. - №2. – С. 111 – 116.
4. Сніжко Л.О. Перенос заряду в системы метал\оксид\електроліт і утворення покриттів методом анодно-іскрового електролізу: Автореф. дис. док. хім. наук. Дніпропетровськ, 1993. – 36 с.
5. Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Борисов А.М., Романовский Е.А., Беспалова О.В. Микродуговое оксидирование защищает металл // Наука в России.- 1999.- № 4.- С. 21-25.
6. James W. J. Straumanis M. E. and Jonson J. W. Anodic disintergration of metals undergoing electrolysis in agueous salt solution // Corrosion. – 1967. 23. №1 – P. 15-23.
7. Клапків М. Д., Повстяна Н. Ю., Никифорчин Г. М. Створення конверсійних оксидокерамічних покривів на цирконієвих та титанових сплавах // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. - № 2. – С.117—124.
8. Клапків М. Д. Визначення фізико-хімічних параметрів процесу синтезу в електролітній плазмі оксидокерамічних покриттів на алюмінієвих сплавах. – автреф. дис. канд. техн. наук. – Львів, 1996. 19 с.

Стаття прийнята до друку 12.04.2015.

© М. Д. Клапків[1], В.М. Посувайло[1], Н. Ю. Імбірович[2]

УДК 621.762, 539.3

В.А. Кошелюк
Луцький національний технічний університет

ЗАСТОСУВАННЯ МСЕ ДО РОЗВ'ЯЗУВАННЯ ЗАДАЧ ТЕРМОПРУЖНОСТІ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРІДНИХ ТІЛ

У статті запропоновано числово-аналітичний метод розв'язування задач термопружності та визначення температурного поля структурно-неоднорідного тіла. Запропонований метод базується на методі скінченних елементів розв'язування задач термопружності. Отримано вирази для побудови температурного поля. Наведено числовий приклад.

Ключові слова: *термопружність, температурне поле, структурно-неоднорідне тіло, варіаційний функціонал, тріщина*

Форм. 16. Рис. 3. Табл. 2. Літ. 10.

В.А. Кошелюк

ПРИМЕНЕНИЕ МКЭ К РЕШЕНИЮ ЗАДАЧ ТЕРМОУПРУГОСТИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ ТЕЛ

В статье предложен численно-аналитический метод решения задач термоупругости и определения температурного поля структурно-неоднородного тела. Предложенный метод базируется на методе конечных элементов решения задач термоупругости. Получены зависимости для определения температурного поля. Приведен численный пример.

Ключевые слова: *термоупругость, температурное поле, структурно-неоднородное тело, вариационный функционал, трещина*

V.A. Kosheliuk

APPLICATION OF FEM TO SOLUTION OF THE THERMOELASTICITY PROBLEMS FOR STRUCTURALLY INHOMOGENEOUS SOLIDS

The paper proposes an analytical method of solution of thermoelasticity problems and determination of the temperature field in structurally inhomogeneous solids. The proposed method uses FEM for solving the thermoelasticity problems. The expressions for determination of the temperature field are obtained. The numerical examples are presented.

Key words: *thermoelasticity, temperature field, structurally inhomogeneous solid, variation functional, crack*

Постановка проблеми та огляд публікацій. Серед сучасних конструкційних матеріалів дуже часто використовуються композити, які завдяки своїм властивостям дають можливість зменшити вагу виробу, зберігши при цьому відповідні характеристики міцності та жорсткості. Таке широке використання анізотропних матеріалів зумовлює розвиток аналітичних та числових підходів аналізу міцності та надійності відповідних елементів, зокрема, дослідження інтенсивності напружень поблизу тріщин у них. Серед цих підходів вирізняються методи скінченних та граничних елементів. Зокрема, у роботах [7, 10] МГЕ успішно застосований до аналізу анізотропних тіл із тріщинами за їхнього механічного навантаження.

Проте при вивченні впливу теплового розширення на напружений стан тіл за допомогою методу граничних елементів, у числовій схемі слід обчислювати додатковий об'ємний інтеграл, що часто нівелює усі переваги методу граничних елементів. У випадку ізотропного тіла цей об'ємний інтеграл можна перетворити до граничного. Такий спосіб використано у роботах [7-9] при дослідженні термопружної рівноваги ізотропних тіл із тріщинами. Однак, у випадку анізотропних тіл зведення об'ємного інтегралу до поверхневого стає досить громіздким завданням. У роботі [8] для випадку неоднорідних ортотропних площин, півплощин та смуг задача термопружності зведена до інтегрального рівняння Вольтерра. Для розв'язування задачі у випадку області довільної геометрії було запропоновано низку підходів. Так у роботах [5, 6] розроблено «particular integral approach», який передбачає розбиття зайнятої тілом області на комірки, у кожній з яких температура апроксимується поліномом. У працях [7-9] запропоновано алгоритм перетворення об'ємного інтегралу до контурного. Цей підхід успішно використано при аналізі термонапруженого стану анізотропних тіл із тріщинами у роботі [9].

Тому у цій роботі запропоновано напіваналітичний скінченноелементний підхід аналізу задач термопружності структурно неоднорідних тіл.

Формулювання задачі та алгоритм пошуку розв'язку. Загальна постановка задачі термопружності для неоднорідного ізотропного тіла у випадку, якщо деформації зумовлені лише змінами в часі температурного поля, тобто механічні взаємодії відсутні, полягає в наступному.

© В.А. Кошелюк

Необхідно визначити 16 функцій координат $x_к$ та часу, а саме: шість компонент тензору напружень σ_{ij}, шість компонент тензору деформацій ε_{ij}, три компоненти вектору переміщень u_i та температуру T, що задовольняють умовам:

1) трьом рівнянням рівноваги $\sum \partial\sigma_{ij} / \partial x_j = 0$;

2) рівняння теплопровідності $\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda_i \frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda_i \frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda_i \frac{\partial T}{\partial z}\right) = c\rho \frac{\partial T}{\partial t}$

де λ_i - коефіцієнт теплопровідності тіла;

c – питома теплоємність тіла;

$C = c\rho$ – об'ємна теплоємність тіла

3) шість співвідношень між напруженнями та деформаціями

$$\sigma_{ij} = 2\mu\varepsilon_{ij} + \left[\lambda\varepsilon_{kk} - (3\lambda + 2\mu)\alpha_T (T - T_0)\right]\delta_{ij}$$

де 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:

$$\lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}, \quad \mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

де E – модуль пружності (модуль Юнга), ν – коефіцієнт Пуансона.

4) шість співвідношень між деформаціями та переміщеннями

Коефіцієнт теплопровідності, питома теплоємність, густина, коефіцієнт лінійного теплового розширення та коефіцієнти Ламе матеріалу вважаємо неперервними функціями просторових координат.

Спираючись на експериментальні дані [1-3] для подальших розрахунків вважаємо, що

1. модуль Юнга є функцією температури та пористості

$$E(T,\rho) = E_0\left(1 + \alpha_1\rho + \alpha_2\rho^2\right)\left(1 + \beta_1 T + \beta_2 T^2 + ...\right) \tag{1}$$

де α_1, α_2, β_1, β_2 - коефіцієнти, що отримані експериментально;

2. коефіцієнт теплопровідності матеріалу вважаємо залежним від температури та пористості [2-3]:

$$\lambda(T,\rho) = \lambda_0\sqrt{(1-\rho)^3}\left(1 + \beta_1 T + \beta_2 T^2 + ...\right) \tag{2}$$

β_1, β_2 емпіричні коефіцієнти. В наведеній формулі в основні лежить теплопровідність скелету пористого тіла. Власне пори в широкому діапазоні температур практично відсутні.

3. коефіцієнт лінійного розширення матеріалу є функцією температури і не залежить від пористості. Основою для такого твердження є той факт, що від теплової взаємодії розширюється скелетна частина матеріалу як суцільного тіла, величиною пор (порожнечі) при цьому нехтуємо. На основі експериментальних даних [1-3] отримаємо формулу $\alpha(T) = \alpha_0\left(1 + \alpha_1 T + \alpha_2 T^2 + ...\right)$ При цьому середній коефіцієнт лінійного розширення в робочому діапазоні температур:

$$\alpha_{cp} = \frac{1}{T - T_0}\int_{T_0}^{T} \alpha(\tau)d\tau \tag{3}$$

4. у випадку внутрішнього тепловиділення для потужності теплового джерела приймаємо залежність [1]:

$$W(T,P) = W_0(1-P)(1 + \gamma_1 T + \gamma_2 T^2 + ...) \tag{4}$$

Наближені гіпотези, що описують фізико-механічний стан матеріалу, дають можливість підходити до вирішення задач з позицій механіки неоднорідних матеріалів суцільних тіл, властивості яких корельовано на пористість.

Розглянемо задачу теплопровідності для порожнинного циліндру з радіально змінною пористістю. Тепловий режим приймаємо нестаціонарним. Розв'язок задачі теплопровідності зводиться до інтегрування нелінійного диференціального рівняння [1]:

© В.А. Кошелюк

$$\frac{d}{dr}\left[\lambda\left(T,P\right)\frac{dT}{dr}\right]+\frac{\lambda(T,P)}{r}\frac{dT}{dr}+W\left(T,P\right)=0 \tag{5}$$

з граничними умовами

$$\begin{aligned} T=T_1 \quad при \quad r=R_1 \\ T=T_2 \quad при \quad r=R_2 \end{aligned} \tag{6}$$

де $\lambda(T,P)$ - коефіцієнт теплопровідності матеріалу як функція температури та пористості;

$P(r)$ - об'ємна пористість;

$W(T,P)$ - питома об'ємна потужність джерела тепла.

На основі експериментальних даних [1-3], апроксимуємо $\lambda(T,P)$, $W(T,P)$ функціями (2) та (4):

$$\lambda(T,P)=\lambda_0\sqrt{\left(1-\rho\right)^3}\left(1+\beta_1 T+\beta_2 T^2+...\right)$$

$$W(T,P)=W_0(1-P)(1+\gamma_1 T+\gamma_2 T^2+...)$$

Розв'язок нелінійного рівняння із змінними коефіцієнтами (5) будемо шукати по схемі методу послідовних наближень, вихідне рівняння до серії виду:

$$\frac{d}{dr}\left[\lambda^{(m-1)}(r)\frac{dT^{(m)}}{dr}\right]+\frac{\lambda^{(m-1)}(r)}{r}\frac{dT^{(m)}}{dr}+W\left[T^{(m-1)},P\right]=0 \quad m=1,2,3... \tag{7}$$

При $m=1$ приймаємо $\lambda^0(r)=\lambda_0\sqrt{\left(1-\rho\right)^3}$ *та* $W^{(0)}(r)=W_0(1-P)$

При $m>1$ отримаємо

$$\begin{aligned} \lambda^{(m)}(r)=\lambda^0(r)\left[1+\beta_1 T_{(m-1)}+\beta_2 T_{(m-2)}{}^2+...\right], \\ W^{(m-1)}(r)=W^0(r)\left[1+\gamma_1 T_{(m-1)}+\gamma_2 T_{(m-1)}{}^2+...\right] \end{aligned} \tag{8}$$

Розв'язок граничної задачі (6)-(7) замінимо еквівалентною варіаційною постановкою з пошуком мінімуму відповідного функціоналу:

$$J_{(m)}=2\pi l\int_{R_1}^{R_2}\left\{\frac{\lambda^{(m-1)}(r)}{2}\left[\frac{dT_m}{dr}\right]^2-T_m W_{m-1}\left(r\right)\right\}rdr+\int_S W_s T_m dS+\int_S\frac{\alpha}{2}\left(T_m^2-2T_m T_{m-1}+T_{m-1}^2\right)dS \tag{9}$$

МСЕ на основі варіаційного формулювання. Для реалізації мінімуму функціоналу (9) скористаємось методом скінченних елементів [4]

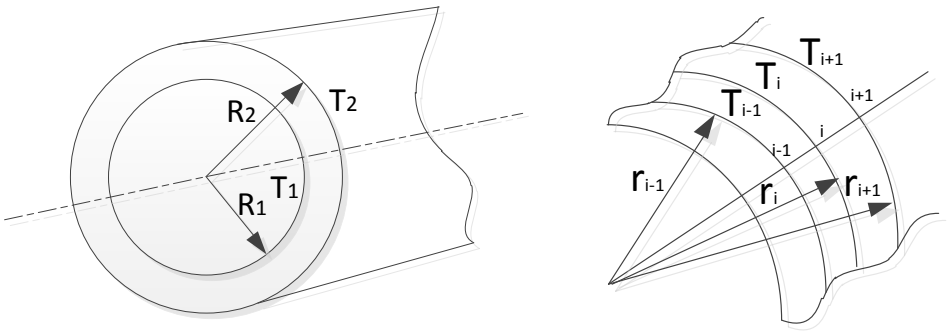


Рис. 1. **Схема поділу циліндру на скінченні елементи по радіусу**

Поділимо тіло по радіусу на *n* кільцевих елементів та пронумеруємо їх границі *i*=1, 2, …., *n*+1. Позначимо T_i шукану температуру в і – ому вузлі; відповідно отримаємо $T=T_1$ *при* $i=1$, $T=T_2$ *при* $i=n+1$. Розглянемо два суміжних елементи 1 та 2, що є спільними для вузла *i* та представимо функціонал *J* у вигляді суми $J=J_1+J_2$, де отримаємо:

$$J_1^{(m)} = \int_{r_{i-1}}^{r_i} \left\{ \frac{\lambda^{(m-1)}(r)}{2} \left[\frac{dT_m}{dr} \right]^2 - T_m W^{(m-1)}(r) \right\} rdr + \int_S W_s T_m dS + \int_S \frac{\alpha}{2} \left(T_m^2 - 2T_m T_{m-1} + T_{m-1}^2 \right) dS$$

$$J_2^{(m)} = \int_{r_i}^{r_{i+1}} \left\{ \frac{\lambda^{(m-1)}(r)}{2} \left[\frac{dT_m}{dr} \right]^2 - T_m W^{(m-1)}(r) \right\} rdr + \int_S W_s T_m dS + \int_S \frac{\alpha}{2} \left(T_m^2 - 2T_m T_{m-1} + T_{m-1}^2 \right) dS \tag{10}$$

Інші елементи можна не враховувати оскільки вони не містять вузол *i*. Множником $2\pi l$ перед інтегралом нехтуємо.

Представимо функцію температури в кожному з елементів лінійним сплайном

$$T_{(i-1,j)} = \alpha_{11} + \alpha_{12} r$$
$$T_{(i,j+1)} = \alpha_{21} + \alpha_{22} r \tag{11}$$

В останній системі коефіцієнти форми позначені через вузлові температури у вигляді:

$$\alpha_{11} = T_{i-1} - \frac{r_{i-1}}{r_i - r_{i-1}} \left(T_i - T_{i-1} \right) \quad \alpha_{12} = \frac{1}{r_i - r_{i-1}} \left(T_i - T_{i-1} \right)$$
$$\alpha_{21} = T_i - \frac{r_i}{r_{i+1} - r_i} \left(T_{i+1} - T_i \right) \quad \alpha_{22} = \frac{1}{r_{i+1} - r_i} \left(T_{i+1} - T_i \right) \tag{12}$$

Представимо функціонали $J_1^{(m)}$, $J_2^{(m)}$ у вигляді:

$$J_1^{(m)} = \int_{r_{i-1}}^{r_i} \left\{ \frac{1}{2} \lambda_1^{(m-1)} \left[\frac{dT_{(i-1,j)}^{(m)}}{dr} \right]^2 - \left(\alpha_{11} + \alpha_{12} r \right) W_1^{(m-1)} \right\} rdr +$$
$$+ \int_S W_s \left(\alpha_{11} + \alpha_{12} r \right) dS + \int_S \frac{\alpha}{2} \left(\left(\alpha_{11} + \alpha_{12} r \right)^2 - 2 \left(\alpha_{11} + \alpha_{12} r \right) T_0 + T_0^2 \right) dS$$

$$J_2^{(m)} = \int_{r_i}^{r_{i+1}} \left\{ \frac{1}{2} \lambda_2^{(m-1)} \left[\frac{dT_{(i,j+1)}^{(m)}}{dr} \right]^2 - \left(\alpha_{21} + \alpha_{22} r \right) W_2^{(m-1)} \right\} rdr + \tag{13}$$
$$+ \int_S W_s \left(\alpha_{21} + \alpha_{22} r \right) dS + \int_S \frac{\alpha}{2} \left(\left(\alpha_{21} + \alpha_{22} r \right)^2 - 2 \left(\alpha_{21} + \alpha_{22} r \right) \left(\alpha_{11} + \alpha_{12} r \right) + \left(\alpha_{11} + \alpha_{12} r \right)^2 \right) dS$$

де було прийнято

$$\lambda_1^{(m-1)} = \frac{\lambda_i^{(m-1)} + \lambda_{i-1}^{(m-1)}}{2} \quad W_1^{(m-1)} = \frac{W_i^{(m-1)} + W_{i-1}^{(m-1)}}{2}$$

Відповідно заміною індексів можна отримати λ_2, W_2.

Умовою екстремуму функціоналу *J* буде

$$\frac{\partial J}{\partial T_i} = \frac{\partial J_1}{\partial T_i} + \frac{\partial J_2}{\partial T_i} = 0 \tag{14}$$

Виконавши відповідні операції з функціоналами та на основі (12) – (14) отримаємо алгебраїчну систему рівнянь відносно вузлових температур для *m* - ого наближення

$$T_i^{(m)} = \frac{1}{A} \left[B_i T_{i+1}^{(m)} + C_i T_{i-1}^{(m)} + D_i \right] \tag{15}$$

де позначено

$$A_i = B_i + C_i; \; B_i = \frac{\lambda_1^{(m-1)}}{2} \left[\frac{r_i + r_{i+1}}{r_{i+1} - r_i} \right]; \; C_i = \frac{\lambda_2^{(m-1)}}{2} \left[\frac{r_{i-1} + r_i}{r_i - r_{i-1}} \right]$$
$$D_i = -\frac{W_1^{(m-1)}}{6} \left[2r_i^2 - r_{i+1}^2 - r_i r_{i+1} \right] - \frac{W_2^{(m-1)}}{6} \left[r_i r_{i-1} + r_{i-1}^2 - 2r_i^2 \right] \tag{16}$$

© В.А. Кошелюк

При дослідженні тіл із тріщинами для врахування кореневої особливості при реалізації цієї схеми використовуються квадратичні сплайни і зміщення вузлів у скінченних елементів у вершині тріщини на четвертину довжини елемента [6]

Чисельний приклад. *Тріщина в скінченній анізотропній пластині.* Розглянемо анізотропну прямокутну пластинку з центральною тріщиною (рис. 2). Ширина пластинки W, а її висота – $4W$. Довжина тріщина – $2a$, а кут її нахилу до осі Ox_1 – γ. Пластинка виготовлена зі склопластику з такими властивостями [9]: $E_{11} = 55$ ГПа, $E_{22} = 21$ ГПа, $\nu_{12} = 0.25$, $G_{12} = 9.7$ ГПа, $\alpha_{11} = 6.3 \cdot 10^{-6}$ K^{-1}, $\alpha_{22} = 2 \cdot 10^{-5}$ K^{-1}, $k_{11}/k_{22} = 3.46/0.35$. Сторони AD та BC пластини теплоізольовані. Сторона AB знаходиться при відліковій температурі ($\theta = 0$), а сторона DC охолоджена до температури θ_0. Крім цього, сторони AB та DC шарнірно закріплені так, що складові їхніх переміщень уздовж осі Ox_2 дорівнюють нулю.

Результати розрахунку КІН у вершинах P та Q тріщини, порівняно із даними роботи [9] подано в табл. 1. У таблиці використано такі позначення: ETM – це «exact transformation method» [9], за якого об'ємний інтеграл перетворюється до контурного у відображеній області; Sup. – superposition approach [9], коли розв'язок отримують шляхом накладання полів теплових та пружних деформацій. Коефіцієнт нормування $K_0 = E_{22}\alpha_{22}\theta_0\sqrt{\pi a}$. При розбитті методом скінченних елементів використано адаптивну сітку із 540 вузлами.

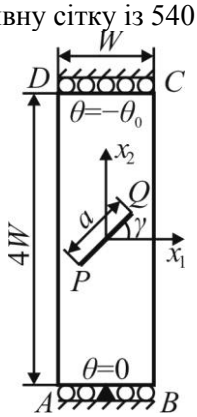


Рис. 2. **Нахилена центральна тріщина в анізотропній прямокутній пластинці**

Таблиця 1. **КІН нахиленої тріщини в анізотропній прямокутній пластині**

	K_I/K_0, tip P			K_{II}/K_0, tip P			K_I/K_0, tip Q			K_{II}/K_0, tip Q		
a/W	ETM, [9]	Sup., [9]	Present	ETM, [9]	Sup., [9]	Present	ETM, [9]	Sup., [9]	Present	ETM, [9]	Sup., [9]	Present
$\gamma = 0°$												
0.1	0.361	0.357	0.354	0.000	0.000	0.000	0.361	0.357	0.354	0.000	0.000	0.000
0.2	0.371	0.371	0.357	0.000	0.000	0.001	0.371	0.371	0.357	0.000	0.000	-0.001
0.3	0.367	0.362	0.361	0.001	0.001	0.001	0.367	0.362	0.361	0.001	0.001	-0.001
0.4	0.372	0.369	0.367	0.002	0.001	0.001	0.372	0.369	0.367	0.002	0.001	-0.001
0.5	0.381	0.379	0.376	0.002	0.002	0.002	0.381	0.379	0.376	0.002	0.002	-0.002
$\gamma = 30°$												
0.1	0.268	0.269	0.267	0.161	0.155	0.153	0.269	0.27	0.267	0.159	0.152	0.152
0.2	0.275	0.275	0.272	0.159	0.153	0.153	0.274	0.274	0.271	0.157	0.152	0.151
0.3	0.282	0.282	0.280	0.158	0.153	0.152	0.281	0.281	0.278	0.155	0.150	0.149
0.4	0.292	0.292	0.290	0.155	0.151	0.151	0.290	0.291	0.289	0.152	0.148	0.147
0.5	0.305	0.305	0.303	0.154	0.150	0.149	0.303	0.303	0.301	0.149	0.145	0.144
$\gamma = 45°$												
0.1	0.148	0.150	0.179	0.195	0.188	0.178	0.147	0.149	0.178	0.195	0.188	0.177
0.2	0.204	0.205	0.184	0.178	0.172	0.179	0.196	0.199	0.183	0.174	0.168	0.177
0.3	0.219	0.220	0.192	0.181	0.176	0.181	0.208	0.210	0.191	0.174	0.168	0.178
0.4	0.239	0.240	0.202	0.187	0.182	0.183	0.224	0.226	0.201	0.174	0.169	0.179
0.5	0.208	0.209	0.214	0.200	0.197	0.186	0.188	0.190	0.213	0.186	0.183	0.180

© В.А. Кошелюк

Табл. 1 засвідчує добру узгодженість результатів, отриманих запропонованим підходом, із даними [9]. При $\gamma = 45°$ отримано найбільшу розбіжність результатів, що можна пояснити використаною у роботі [9] технікою розбиття на підобласті, що породжує додаткові точки колокації на спільній межі підобластей, яка для кута $\gamma = 45°$ є найбільшою серед усіх розглянутих. Крім цього, обчислені в [9] для $\gamma = 45°$ КІН K_{I} різко зростають при збільшенні відносної довжини тріщини a/W від 0.1 до 0.2, а КІН K_{II} для $a/W = 0.1$ більший, ніж для $a/W = 0.2$, хоча в діапазоні $a/W = 0.2..0.5$ простежується їхнє монотонне зростання. З огляду на це, надійнішими видаються значення КІН, обчислені запропонованим підходом.

Для ілюстрації інших можливих застосувань запропонованого підходу дослідимо нові задачі.

5.4. Анізотропна квадратна пластинка з двома паралельними тріщинами. Розглянемо анізотропну пластинку зі скловолокна, що містить дві паралельні тріщини (рис. 3). На берегах тріщин підтримується відлікова (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 $K_0 = E_{22}\alpha_{22}\theta_0\sqrt{\pi a}$.

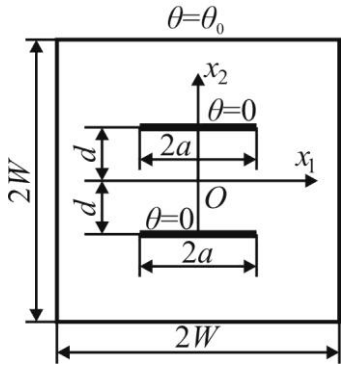


Рис. 3. **Анізотропна пластинка з двома тріщинами**

Таблиця 2. **КІН в анізотропній пластинці з двома тріщинами**

d/W	0.1	0.2	0.25	0.3	0.35	0.1	0.2	0.25	0.3	0.35
a/W	K_{I}/K_0					K_{II}/K_0				
0.1	0.175	0.183	0.177	0.170	0.162	0.001	-0.005	-0.005	-0.005	-0.005
0.2	0.153	0.164	0.162	0.157	0.149	0.006	-0.005	-0.008	-0.008	-0.008
0.3	0.142	0.153	0.151	0.147	0.141	0.007	-0.005	-0.008	-0.009	-0.010
0.4	0.135	0.145	0.143	0.139	0.134	0.007	-0.006	-0.009	-0.010	-0.010
0.5	0.130	0.137	0.136	0.133	0.129	0.005	-0.007	-0.009	-0.009	-0.008
0.6	0.124	0.128	0.127	0.125	0.123	0.002	-0.009	-0.009	-0.007	-0.006
0.7	0.116	0.117	0.116	0.116	0.115	-0.003	-0.010	-0.008	-0.004	-0.002

Як і в ізотропному випадку тіла з однією тріщиною , домінуючим при температурних крайових умовах є КІН K_{I}. Проте, на відміну від пластинки з одною тріщиною, 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.

Із табл. 2 видно, що нормовані КІН K_{I}/K_0 зменшуються зі збільшенням довжини тріщини та з віддаленням тріщин одна від одної (хоча сам КІН K_{I} збільшується). У випадку довгих тріщин відстань між ними практично не впливає на КІН K_{I}, що зумовлено збільшенням впливу країв пластинки. За тих же довжин тріщин не простежується монотонної залежності K_{I} від відстані $2d$ між тріщинами. Максимуми КІН K_{I} спостерігаються для $d/W \approx 0.2$.

Висновки. Запропонована методика та повний варіаційний функціонал може бути прийнятим за основу для розробки алгоритмів та схем наближеного розв'язування відповідних крайових задач з використанням варіаційних методів. Отримані співвідношення варіаційного

формулювання крайових задач є вихідними для ітераційної побудови двовимірних та одновимірних математичних моделей термомеханіки елементів тонкостінних конструкцій. Отримана на підставі запропонованого функціоналу схема методу скінченних елементів виявила добру узгодженість результатів досліджень із відомими даними при вивченні структурно неоднорідних анізотропних тіл із тріщинами. Таким чином запропоновані алгоритми мають перспективу до впровадження у прикладні програмні пакети інженерного розрахунку структурно неоднорідних анізотропних тіл.

1. Беляев Н.М. Проекционные и разностные методы в задачах теплообмена и термоупругости / Н.М. Беляев, В. И. Завелион, А.А. Рядно. Днепропетровск: ДГУ, 1982. – 140с.
2. Био М. Вариационные принципы в теории теплообмена / М. Био. М:Энергия. 1975. – 208 с.
3. Боли Б. Теория температурных напряжений / Б. Боли, Дж. Уэйнер. М.:Мир. 1964. – 517 с.
4. Сегерлинд Ларри Дж. Применение метода конечных элементов / Ларри Дж. Сегерлинд. Под. ред. Б. Е. Победри. М.: Мир. 1979. – 392 с.
5. Deb A. Alternate BEM formulation for 2D and 3D anisotropic thermoelasticity / A. Deb, D.P. Henry Jr., E.B. Wilson // Int. J. Solids Struct. – 1991. – 27. – P. 1721–1738.
6. Improved quarter-point crack tip element / L.J. Gray, A. - V. Phan, Glaucio H. Paulino, T. Kaplan // Engineering Fracture Mechanics 70 (2003) 269–283
7. Pan E. A general boundary element analysis of 2D linear elastic fracture mechanics / E. Pan // Int. J. Fract. – 1997. – 88 – P. 41–59
8. Tokovyy Y. An explicit-form solution to the plane elasticity and thermoelasticity problems for anisotropic and inhomogeneous solids / Y. Tokovyy, C.-C. Ma // International Journal of Solids and Structures. – 2009. – 46, No 21. – P. 3850–3859.
9. Shiah Y.C. Fracture mechanics analysis in 2-D anisotropic thermoelasticity using BEM / Y.C. Shiah, C.L. Tan // CMES. – 2000. – Vol. 1, No. 3. – P. 91–99.
10. Sollero P. Anisotropic analysis of cracks in composite laminates using the dual boundary element method / P. Sollero, M.H. Aliabadi // Composite Structures. – 1995. – 31. – P. 229–233.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2015.

© В.А. Кошелюк

УДК 620.178

Г. В. Кречковська, Л. М. Свірська, О. З.Студент
Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України

ФРАКТОГРАФІЧНІ ОЗНАКИ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛІ 12Х1МФ З РІЗНИХ ЗОН ГИНУ ПАРОГОНУ ТЕС

Проаналізовано фрактографічні ознаки зламів зразків сталі 12Х1МФ прямої ділянки та різних зон гину (розтягненої нейтральної та стисненої) після експлуатації впродовж 13·10^4 год на головних парогонах ТЕС, за випроб розтягом. На фоні класичного ямкового руйнування внаслідок зародження, росту і злиття мікропорожнин виявили фрактографічні ознаки деградації сталі у вигляді великих і глибоких ямок, спричинених декогезією неметалевих включень від матриці та плитких дископодібних нормально орієнтованих ямок, що виникли внаслідок злиття дрібних мікропорожнин, утворених шляхом декогезії карбідів вздовж меж зерен.

***Ключові слова**: гини парогонів ТЕС, теплостійка сталь, фрактографічні особливості, механізми руйнування.*
Рис. 6. Літ.7.

Г. В. Кречковская, Л. Н. Свирская, А. З. Студент

ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЕ ПРИЗНАКИ ДЕГРАДАЦИИ СТАЛИ 12Х1МФ С РАЗНЫХ ЗОН ИЗГИБА ПАРОПРОВОДА ТЭС

Проанализировано фрактографические особенности изломов образцов стали 12Х1МФ прямого участка та разных зон изгиба (растянутая, нейтральная та сжатая) после эксплуатации на протяжении 13·10^4 ч на главных паропроводах после испытаний на разрыв. Выявлено классического ямочного разрушения, которое образовалось вследствие зарождения, роста и слияния микрополостей. Особым фрактографическим признаком деградации стали есть большие, глубокие ямки, вызванные декогезиею неметаллических включений с матрицей, и плоские нормально ориентированные ямки, которые возникают в результате слияния мелких микрополостей, что образовались путем декогезии карбидов по границам зерен.

***Ключевые слова**: изгибы паропроводов ТЕС, теплостойкая сталь, фрактографические особенности, механизмы разрушения.*

H. V. Krechkovska, L. M. Svirska, O. Z. Student

FRAGTOGRAFY FEATURES OF DEGRADATION OF THE 12H1MF STEEL FROM DIFFERENT ZONES OF BEND STEAM PIPELINE OF THERMAL POWER PLANT

The fractographic features of kinks samples of steel 12H1MF straight section and different zones bending (stretche, neutral and compressed) after the operation for 13·10^{4}h on the main steam after tensile test were analyzed. It revealed the classic pit of destruction, which was formed as a result of nucleation, growth and coalescence of micro cavities. A special fractographic feature of degradation of steel has become large, deep holes, caused by decohesion of nonmetallic inclusions to the matrix, flat and normally oriented holes that arise as a result of the merger of small micro-cavities that were formed by decohesion carbides at the grain boundaries.

***Keywords:** bend steam pipeline, heat-resistant steel, fractographic features and mechanisms of destruction.*

Постановка проблеми. Теплоенергетичне устаткування в Україні є застарілим та фізично зношеним. Тому оцінювання фактичного технічного стану металу елементів конструкцій, тривало експлуатованих за жорстких температурно-силових умов, та пошук способів продовження їх ресурсу відносять до особливо актуальних для енергетики завдань.

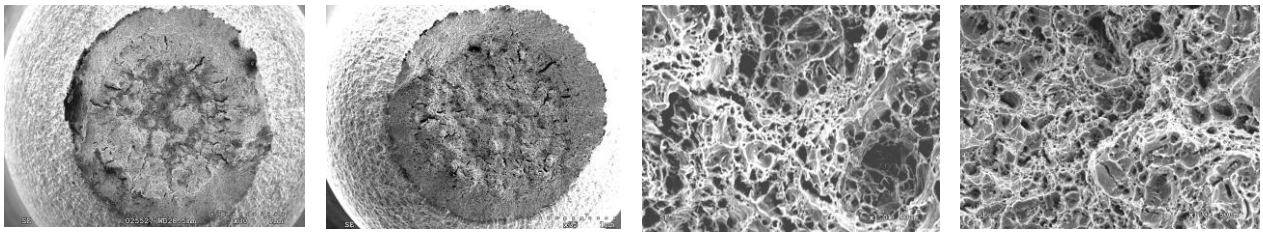
Гини парогонів відносять до відповідальних (з високим рівнем небезпеки для персоналу та довкілля), жорстко навантажених конструктивних елементів. Деградація сталей в часі експлуатації відбувається за впливу низки температурно-силових чинників (високі напруження у робочому перерізі, нерівномірність їх розподілу з концентрацією напружень у розтягненій зоні гину, високочастотна низькоамплітудна втома з високою асиметрією циклу навантаження, термічна втома, повзучість [1]), наводнювального середовища [2] та залежить від структури сталі перед експлуатацією [3]. Технологія виготовлення гинів парогонів спричиняє нерівномірність деформування металу в різних зонах і тому можлива нерівномірність його деградації по периметру експлуатованої труби. Тривала (впродовж десятків років) їх експлуатація за високого тиску пари і температури зумовлює структурні зміни в металі [4, 5]. За високої температури водень інтенсифікує дифузійний перерозподіл елементів легування і, як наслідок, в металі інтенсифікуються структурні перетворення [6]. Як результат, характеристики, що забезпечували роботоздатність теплотривких сталей на початку їх експлуатації, знижуються. Це стосується опору повзучості, статичної і циклічної тріщиностійкості. Крім того зростає вплив наводнювального чинника на деградацію властивостей металу.

© Г. В. Кречковська, Л. М. Свірська, О. З.Студент

Об'єкт досліджень та використані методики. Досліджували сталь 12Х1МФ (мас. %: 0,1 C; 0,019 S; 0,015 P; 0,26 Si; 0,54 Mn; 1,1 Cr; 0,17 V; 0,26 Mo), яка експлуатувалася впродовж ~$13\cdot10^4$ год на вертикальному гині головного парогону ТЕС під тиск пари 14 МПа за температури 540ºС. Зовнішній діаметр труби на прямій ділянці (ПД) становив 273 мм за товщини стінки 36 мм, кут загинання гину 90° за радіусу кривизни 1 м. Радіальний переріз гину мав форму деформованого еліпса з товщиною стінки труби 39,5 мм у стисненій зоні (СЗ) та 33 мм у розтягненій зоні (РЗ). Фрактографічні особливості деградації металу досліджували в усіх зонах гину з огляду на можливий вплив передісторії деформування труби на етапі виготовлення гину. Механічні характеристики за розтягу осьових зразків чутливіше віддзеркалюють зміни в металі гину внаслідок деградації порівняно з характеристиками, визначеними на тангенціальних зразках [7]. Тому аналізували фрактографічні особливості зламів гладких осьових зразків після випроб розтягом, порівнюючи злами зразків, вирізаних біля зовнішньої і біля внутрішньої поверхні труби. Для цього використали сканівний електронний мікроскоп EVO-40XVP.

Особливості руйнування сталі РЗ гину. Після випроб розтягом макрозлами осьових зразків РЗ гину біля зовнішньої і внутрішньої поверхні труби мали характерну для в'язкого руйнування геометрію типу «чашка-конус» (рис. 1*а, б*). Цетральна (волоконна) зона зламів поступово переходила в неширoку зону радіально орієнтованих, слабо виражених гребенів, спричинених зсувом. За нею злам різко переходив до завершальної конусної частини. На зразках біля зовнішньої поверхні труби невисокі радіально орієнтовані гребені виражені чіткіше (рис. 1*а*), що узгоджується з нижчими значеннями відносного звуження на них [7]. Розщелини в підніжжі радіально орієнтованих гребенів спричинені високими нормальними напруженнями розтягу, що відповідальні за розшарування вздовж площин максимального зсуву.

За вищої роздільної здатності в центральній зоні зламів спостерігали елементи в'язкого руйнування – класичні ямки (димпли), що виникли внаслідок зародження росту та злиття мікропорожнин (рис. 1*в, г*, рис. 2*а, б*). На зразках біля зовнішньої поверхні труби рельєфність зламів вища (рис. 1*в*). Її зв'язали з більшою кількістю мікроосередків руйнування, по довжині робочої частини зразків, ніж у зразках біля її внутрішньої поверхні (рис. 1*г*). Вони виникли в зовнішніх шарах стінки труб через сприятливі умови для повзучості металу РЗ під час його тривалої експлуатації на парогоні. Під час розтягування зразків, вони злилися між собою, сформувавши рельєф зі значними перепадами по висоті.



а *б* *в* *г*

Рис. 1. **Макрофрактограми (*а, б*) та рельєф центральної зони зламів (*в, г*) отримані після випроб розтягом, вирізаних в околі зовнішньої (*а, в*) та внутрішньої (*б, г*) поверхонь труби у РЗ гину**

На фрактограмах зламів металу РЗ в околі внутрішньої поверхні труби спостерігали невеликі ямки, утворені навколо карбідів або неметалевих включень (рис. 2*б*). Причому на їх дні все ще залишалися включення. Інколи траплялися також плиткі і безструктурні овальні ділянки навколо невеликих вторинних тріщин (рис. 2*б*). Їх вважали за ознаки водневого розтріскування під час активного навантаження наводненого під час експлуатації металу, що сприяло локалізації руйнування в зоні максимально ослабленій такими елементами і, тим самим, знижувало рельєфність зламу та характеристики пластичності. В околі зовнішньої поверхні труби ямки були значно більшими (через сприятливіші умови для повзучості), а включення всередині них фіксували значно рідше, бо під час руйнування зразків вони повилітали з них (рис. 2*а*). Крім того, в РЗ часто фіксували ланцюжки таких ямок, які злилися в єдину порожнину ще на етапі експлуатації металу внаслідок повзучості (рис. 2*а*). З наближенням до зовнішньої поверхні труби кількість таких ланцюжків з ямок та їх розкриття зростали (рис. 2*в*). Їх подальший ріст під час активного навантаження зразків супроводжувався характерними слідами виходу смуг ковзання на їх твірні поверхні (рис. 2*д*). В околі внутрішньої поверхні труби подібне злиття ямок було скоріше

винятком з правила. Майже завжди вони зливалися під час активного навантаження зразків шляхом деформування та руйнування перетинок між ними.

Крім того, коли напрям поширення руйнування в зоні радіального розташування гребенів співпадав з напрямом розташування структурних складових, руйнування відбувалося вздовж їх меж (рис. 2*г*). Дуже дрібні ямки на міжфазних межах свідчать про те, що спочатку виникли пошкоди вздовж їх меж, а потім вони злилися внаслідок руйнування перетинок між ними за в'язким механізмом. В'язке руйнування по міжфазних межах спостерігали лише в околі внутрішньої поверхні труби. Його зв'язали з окрихчувальним впливом водню, який постачався до металу через внутрішню поверхню труби під час її експлуатації. В середній частині зламу виявляли також поодинокі овальні ямки з елементами крихкого відколу на їх дні, які зв'язали з впливом наводнювання. Вони були більшими за розмірами та частіше траплялися в околі внутрішньої поверхні труби (рис. 2*е*). Такі ямки вважали за лінзоподібні мікротріщини, що виникали в підніжжі глибоких розщелин, які слугували мікрорезервуарами для водню. Ці ямки навсібіч оточені рівновісними ямками відриву. В околі зовнішньої поверхні труб дископодібні ямки теж траплялися, але їх було менше, вони були значно дрібніші і на їх дні не ідентифікували ознак крихкого відколу. Їх трактували як свідчення полегшеного росту дископодібних мікротріщин під впливом водню, накопиченого металом під час експлуатації.

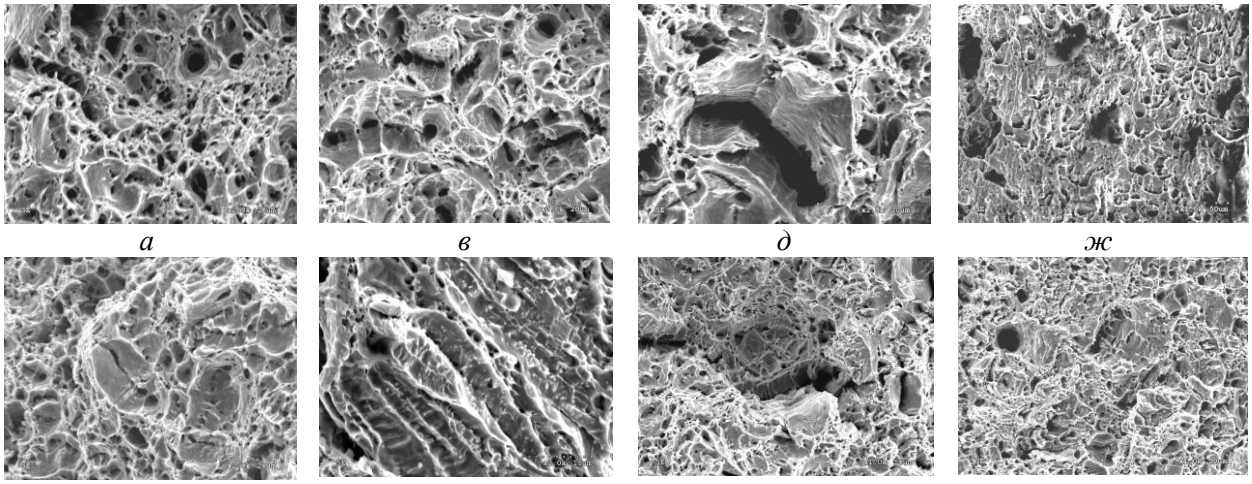


Рис. 2. **Мікрофрактограми центральної зони (*а, б*), зони радіальних гребенів (*в, д, г, е*) та конусної частини (*ж, з*) зламів, отримані після випроб розтягом осьових зразків, вирізаних в околі зовнішньої (*а, в, д, ж*) та внутрішньої (*б, г, е, з*) поверхонь труби у РЗ гину**

На ділянці косого зламу в обох випадках спостерігали типовий механізм руйнування, спричинений зсувом (рис. 2*ж, з*). Про це свідчили витягнуті в одному напрямі ямки, окантовані параболічними гребенями. Оскільки це завершальний етап руйнування, то ямки, які утворилися навколо включень можливо ще на етапі експлуатації металу на парогоні, або під час наступного активного навантаження зразків, істотно витягувалися в напрямі зсуву і такий рельєф утворювався внаслідок зрізу перетинок між ними. В площині зрізу безпосередньо біля зовнішньої поверхні труб зафіксували велику кількість достатньо великих виразок без явних ознак їх деформування під час розтягування зразків (рис. 2*ж*, чорні виразки неправильної форми). Їх вважали за дефекти, які виникли внаслідок повзучості зовнішніх шарів труби під час експлуатації. Саме з цими дефектами зв'язали зниження відносних видовження і звуження металу в околі зовнішньої поверхні труби.

Отже, в околі зовнішньої поверхні труб фрактографічно виявили велику кількість дефектів, які зв'язали з повзучістю, а в околі внутрішньої – лінзоподібних мікротріщин, які виникли, або під час експлуатації, або на початковому етапі навантаження зразків внаслідок сприятливіших умов для наводнювання металу з боку внутрішньої поверхні труби. Обидва типи дефектів полегшили локалізацію деформації зразків і пришвидшили їх наступне руйнування, що супроводжувалося зниженням їх характеристик пластичності порівняно з властивим металу інших зон гину.

Фрактографічні ознаки зламів осьових зразків СЗ та НЗ гину парогону біля зовнішньої і внутрішньої поверхонь труби. На макрорівні рельєф зламів зразків з металу СЗ та НЗ, вирізаних біля зовнішньої і внутрішньої поверхонь труб, практично не відрізнявся від властивого РЗ. Зберігся характерний поділ зламу на зони: центральну волоконну, середню з радіально

орієнтованими гребенями зсуву та конусну, що прилягала до бічної поверхні зразків. Зона переходу від центральної зони до зони радіальних гребенів зсуву була більшою на зразках біля зовнішньої поверхні труби, а конусна і центральна – біля внутрішньої її поверхні. Крім того радіально орієнтовані гребені в зразках, вирізаних біля зовнішньої поверхні труб, були довшими, а розщелини в їх підніжжі – глибшими, ніж біля внутрішньої їх поверхні. Все це ознаки меншої енергоємності руйнування металу в околі зовнішньої поверхні труб ніж в околі внутрішньої.

За вищої роздільної здатності у центральній частині зламів зразків СЗ біля зовнішньої поверхні труб зафіксували велику кількість плитких, доволі великих і витягнених ямок з незначними слідами пластичної деформації на їх твірних поверхнях (рис. 3*а, б*). На дні цих ямок чітко ідентифікували ланцюжки карбідів, а гребені витягування між суміжними плиткими ямками були невисокими (рис. 3*б*), що є ознакою невисоких енергозатрат на їх злиття. Об'єднані в конгломерати плиткі ямки оточені типовими ямками нормального відриву з чітко окресленими гребенями відриву (рис. 3*а*). Разом з тим на зразках, вирізаних біля внутрішньої поверхні труб, типовим елементом рельєфу стали ямки нормального відриву (рис. 3*в*). Поодинокі плиткі ямки навколо стрічок карбідів вздовж меж зерен чи міжфазних між феритом і цементитом практично не об'єднувалися в конгломерати. А енергозатрати на їх утворення були значно вищими, ніж біля зовнішньої поверхні труби. Про це свідчила більша кількість слідів пластичного деформування на їх твірних поверхнях та на гребенях відриву між суміжними ямками. Це ознаки вищого запасу пластичності металу СЗ біля внутрішньої стінки труби.

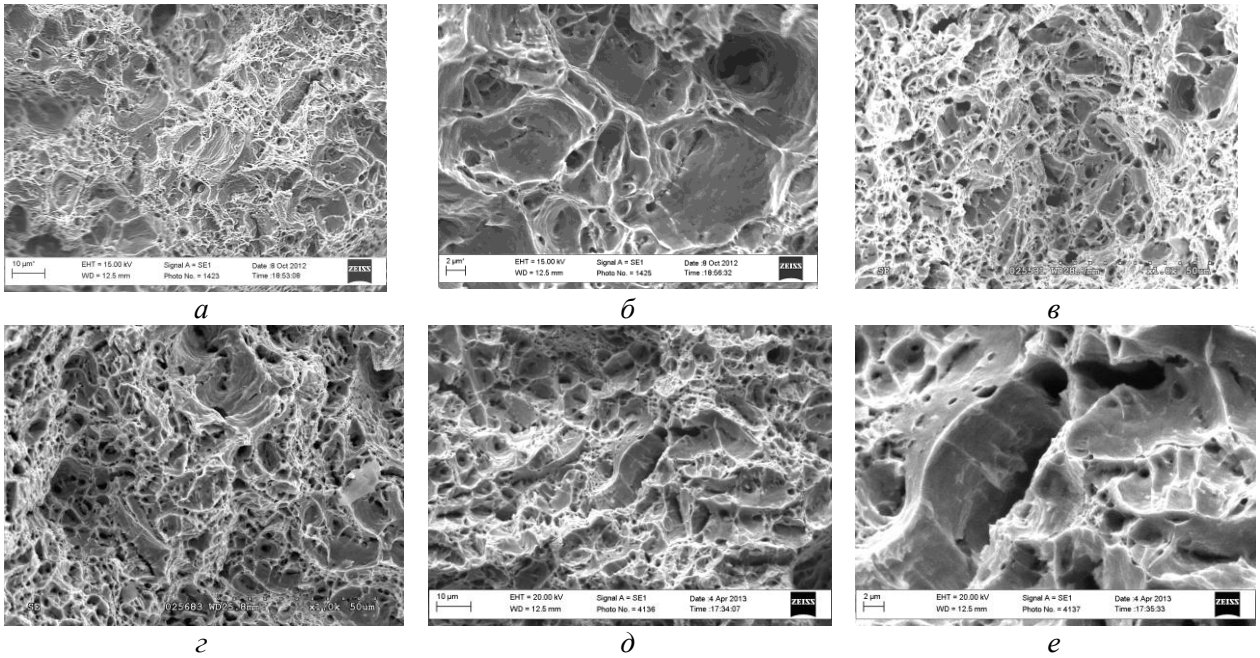


Рис. 3. **Мікрофрактограми центральної зони зламів зразків в околі зовнішньої (*а, б, д, е*) та внутрішньої (*в, г*) поверхонь труби у СЗ (*а, б, в*) та НЗ (*г, д, е*) гину**

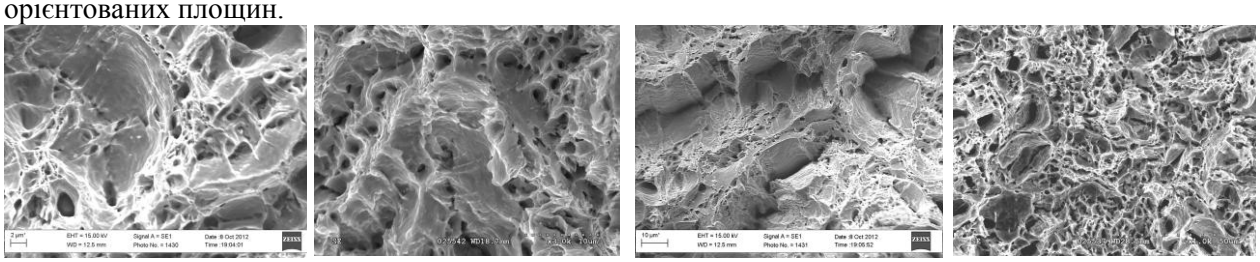
За вищої роздільної здатності центральної зони зламів зразків з НЗ, вирізаних біля обох поверхонь труби підтвердили домінування ямкового в'язкого руйнування шляхом зародження, росту та злиття мікропорожнин навколо включень. Разом з тим, якщо в околі внутрішньої поверхні труби переважали рівновісні ямки відриву, а плиткі великі ямки були скоріше винятком (рис. 3*г*), то в околі зовнішньої поверхні труби плиткі і більші за розмірами ямки (рис. 3*д*) та розшарування з глибокими тріщинами (рис. 3*е*) були правилом. Ці ямки та розшарування суттєво інтенсифікували локалізацію деформації та пришвидшили руйнування зразків в цілому.

В радіальній зоні зламів металу СЗ кількість і розміри плитких ямок в околі зовнішньої поверхні труби зросла (рис. 4*а*). Крім того з'явилася велика кількість практично перпендикулярних до зламу поверхонь з тріщиноподібними розщелинами в їх підніжжі, які каскадами спадали від вищої до нижчої частини поверхні руйнування і в такий спосіб формують високу рельєфність зламу (рис. 4*в*). На цих поверхнях чітко проглядалися сліди множинного ковзання, подібні до спостережених на зразках, вирізаних біля зовнішньої поверхні труби в РЗ. Це може свідчити про те, що дефекти, які сприяли утворенню розщелин, утворилися ще на етапі

експлуатації металу, або ж на ранніх етапах розтягування зразків. В обох випадках на їх твірних поверхнях могли утворитися гребені внаслідок виходу на них смуг ковзання.

При руйнуванні зразків, вирізаних біля внутрішньої поверхні труби у СЗ гину, в радіальній частині зламів продовжує домінувати в'язкий ямковий механізм (рис. 4*б*). Поодинокі і дрібні розщелини не групуються у каскади (рис. 4*г*). Це свідчить про збереження на високому рівні енергозатрат на руйнування на етапі неконтрольованого поширення тріщини.

На ділянці косого зламу збереглися особливості, описані для металу РЗ. Разом з тим, витягнені ямки, окантовані параболічними гребенями, перемежовувалися значно більшою кількістю ямок нормального відриву. Причому біля внутрішньої поверхні труби їх було більше, а біля зовнішньої – ще додатково спостерігали значну кількість розшарувань вздовж радіально орієнтованих площин.

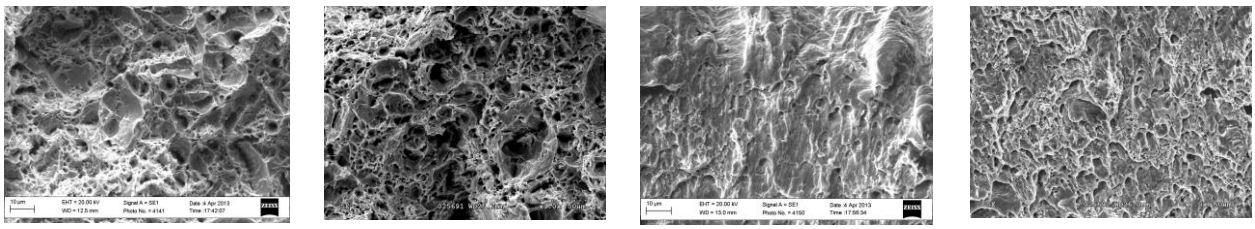


а *б* *в* *г*

Рис. 4. **Мікрофрактограми зони радіальних зсувів на зламах, вирізаних в околі зовнішньої (*а, в*) та внутрішньої (*б, г*) поверхонь труби у СЗ гину**

Описані особливості мікрорельєфу зламів НЗ стають ще очевиднішими в зоні радіально орієнтованих гребенів зсуву. Зокрема, в околі зовнішньої поверхні труби зростає кількість плитких ямок та розшарувань (рис. 5*а*). А в околі її внутрішньої поверхні їх кількість значно менша (рис. 5*б*). Крім того ямки відриву на зламах зразків, вирізаних біля внутрішньої поверхні труби, більші, що є ознакою інтенсивнішого деформування перетинок між порожнинами до досягнення критичного стану і, значить, про більший запас пластичності металу.

На конусній частині зламів НЗ зафіксували рельєф, характерний для зсуву. На зламах зразків з металу біля зовнішньої поверхні труби переважали великі за площею ямки зсуву, окантовані параболічними гребенями (рис. 5*в*), що є доказом низького опору росту наявних, але високого опору зародженню нових порожнин. В околі внутрішньої поверхні труби навіть на конусній частині зламу великі ямки зсуву чергувалися з дрібними ямками (рис. 5*г*), що свідчить про нижчий ніж біля зовнішньої поверхні труби опір зародженню дрібних порожнин.



а *б* *в* *г*

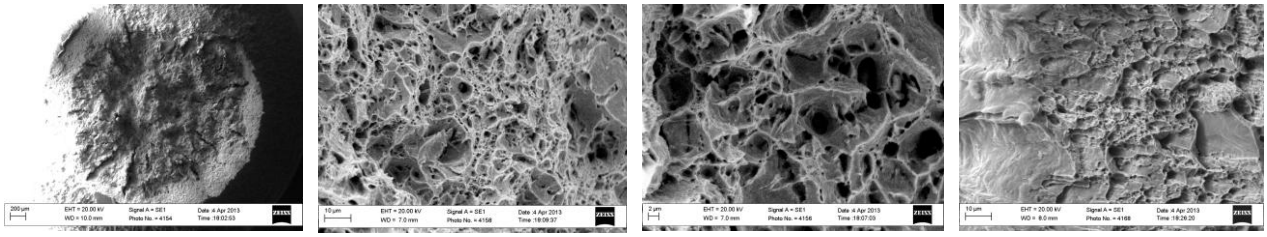
Рис. 5. **Мікрофрактограми радіальної (*а, б*) та конусної (*в, г*) ділянок зламів, вирізаних в околі зовнішньої (*а, в*) та внутрішньої (*б, г*) поверхонь труби у НЗ гину**

Загалом у центральній частині зламів зразків біля зовнішньої поверхні труби у НЗ та СЗ гину переважали великі плиткі ямки, злиття яких практично не супроводжувалося пластичною деформацією, та невеликі розшарування переважно в радіально орієнтованих площинах. В зоні радіально орієнтованих гребенів зсуву на зламах істотно зросла і кількість, і розміри плитких ямок та розшарувань. Тоді як в околі внутрішньої поверхні труби обох зон гину ці елементи траплялися значно рідше. Дещо нижчі характеристики пластичності зразків біля зовнішньої поверхні труби порівняно з вирізаними біля їх внутрішньої поверхні, можна пояснити тим, що плиткі ямки, і розшарування сприяли локалізації деформації і пришвидшили руйнування.

Параболічні ямки в межах конусної частини зламів металу НЗ і СЗ гину в околі зовнішньої поверхні труби більші за розмірами, що свідчить про вищий опір зародженню порожнин відривом і полегшене їх деформування зсувом порівняно з спостереженими біля внутрішньої поверхні труби, де попри параболічні ямки часто траплялися дрібні ямки відривного характеру.

Особливості руйнування металу з прямої ділянки труби за випроб зразків розтягом На зразках випробуваних розтягом з ПД гину, теж виявили три характерні зони: центральну волокнисту, проміжну зону радіальних гребенів та периферійну конусну (рис. 6*а*). Не виявили різниці між шириною цих зон в зразках, вирізаних біля зовнішньої і внутрішньої поверхонь труби. На мікрорівні в центральній зоні спостерігали типові рівновісні ямки чітко окантовані гребенями відриву (рис. 6*б*).

Як особливість руйнування металу ПД відзначили значно більшу кількість включень на дні багатьох ямок порівняно з зафіксованими в інших зонах гину (рис. 6*в*). Це ознака сильнішого зв'язку карбідів з матрицею в металі ПД. Звідси прийшли до висновку, що кількість карбідів на дні ямок теж може слугувати кількісним структурним показником стану експлуатованого металу. Також відзначили велику кількість дрібних ямок відриву в межах конусної ділянки зламів зразків, вирізаних біля зовнішньої (рис. 6*г*) і біля внутрішньої поверхні труби. Цю особливість вважали за ознаку достатньо високого запасу пластичності металу ПД. Адже зсуву, який відбувається за досягнення критичної величини деформації, передувало утворення дрібних ямок відриву, яких не спостерігали ні в РЗ, ні в СЗ гину.



а *б* *в* *г*

Рис. 6. **Макро- (*а*) та мікрофрактограми (*б-г*) центральної (*б*), радіальної (*в*) та конусної (*г*) ділянок зламів, отримані після випроб розтягом зразків з ПД, вирізаних біля зовнішньої поверхні труби**

Висновки Фрактографічно показано, що в околі зовнішньої поверхні труб РЗ виявлено велику кількість пор, які пов'язали з повзучістю, а в околі внутрішньої – лінзоподібних мікротріщин, які виникли або під час експлуатації, або на початковому етапі навантаження зразків внаслідок сприятливіших умов для наводнювання металу зі сторони внутрішньої поверхні труби. Обидва типи дефектів полегшили локалізацію деформації зразків і пришвидшили їх руйнування, через зниження їх характеристик пластичності порівняно з властивим металу інших зон гину.

У центральній частині зламів зразків, вирізаних біля зовнішньої поверхні труби у НЗ та СЗ гину переважали великі плиткі ямки, злиття яких практично не супроводжувалося пластичною деформацією, та невеликі розшарування переважно в радіально орієнтованих площинах зсуву. В зоні радіально орієнтованих гребенів на зламах істотно зросла і кількість, і розміри плитких ямок і та розшарувань. В околі внутрішньої поверхні труби обох зон гину ці елементи траплялися рідше. Нижчі характеристики пластичності зразків біля зовнішньої поверхні труби порівняно з вирізаними біля їх внутрішньої поверхні, пояснили локалізацією деформації, спричиненої плитким ямками і розшаруваннями, що пришвидшило руйнування.

Параболічні ямки в межах конусної частини зламів РЗ, НЗ і СЗ гину в околі зовнішньої поверхні труби більші за розмірами, що свідчить про вищий опір зародженню порожнин відривом і полегшене їх деформування зсувом порівняно з спостереженими біля внутрішньої поверхні труби, де попри параболічні ямки часто траплялися дрібні ямки відривного характеру.

Особливістю руйнування експлуатованого металу ПД була велика кількість включень на дні багатьох ямок. Це ознака сильнішого зв'язку карбідів з матрицею в металі ПД порівняно з іншими зонами гину. Ця кількість карбідів на дні ямок може слугувати кількісним структурним показником стану експлуатованого металу. Дрібні ямки відриву в межах конусної частини зламів зразків ПД свідчать про вищий запас пластичності сталі ПД порівняно з іншими зонами гину.

1. Heloisa Cunha Furtado**.** High temperature degradation in power plants and refineries / Heloisa Cunha Furtado, Iain Le May // Materials Research. – 2004. – V. 7, № 1 – P. 103–110.
2. An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermocycling / Student O.Z. / Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – 34, № 4. – С. 45-52.
3. Вплив складників мікроструктури на статичну тріщиностійкість сталі 13ХМФ / І. Р. Дзіоба // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – Т. 47, № 5. – С. 82–89.

© Г. В. Кречковська, Л. М. Свірська, О. З.Студент

4. Структурна мікропошкоджуваність сталей парогонів ТЕС / О.П. Осташ, А.І. Кондир, Вольдемаров О.В., Гладиш П.В., М.В. Кучеренко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – 45, № 3. – С. 13–22.
5. Структурні ознаки експлуатаційної деградації гину головного парогону ТЕС / Л. М. Свірська // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. –Т 33, спецвип. – С. 427–735.
6. Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / Г. М. Никифорчин, О. З Студент, Г. В Кречковська, А. Д Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – Т. 46, № 2. – С. 42–54.
7. Свірська Л. М. Вплив попередньої пластичної деформації металу в різних зонах гину на його властивості після експлуатації на головному парогоні ТЕС / Л. Свірська, О. Студент, П. Сидор // Вісник Тернопільського націон. техн. університету. – 2011. –Ч. 2, спецвип. – С. 97–105.

© Г. В. Кречковська, Л. М. Свірська, О. З.Студент

УДК 620.22.621

Г. В. Кречковська

ФРАКТОГРАФІЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗЛАМІВ ЛОПАТКИ ПАРОВОЇ ТУРБІНИ

На основі візуального обстеження пошкоджених лопаток ротора парової турбіни, аналізу дефектів на їх поверхні та характерних механізмів руйнування пошкоджених елементів циліндра низького тиску парової турбіни визначили можливі причини виникнення та розвитку в них пошкоджень. Показано, що на опуклій поверхні в околі вихідної крайки по довжині лопатки зародилися тріщини. Вони поширювалися поперек пера лопатки за умов багатоциклової корозійної втоми з формуванням типового поєднання між- і крізьзеренного руйнування.

Ключові слова: *лопатки парової турбіни, механізми руйнування, фрактографічні дослідження.*

Рис. 6. Літ. 9.

Г. В. Кречковская

ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗЛОМОВ ЛОПАТКИ ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ

На основе визуального обследования поврежденных лопаток ротора паровой турбины, анализа дефектов на их поверхности и характерных механизмов их разрушения поврежденных элементов цилиндра низкого давления паровой турбины определили возможные причины возникновения и развития в них повреждений. Показано, что на выпуклой поверхности в окрестности исходной кромки по длине лопатки зародились трещины. Они распространялись поперек пера лопатки в условиях многоцикловой коррозионной усталости с формированием типичного сочетания меж - и кризьзеренного разрушения.

Ключевые слова: *лопатки паровой турбины, механизмы разрушения, фрактографические исследования.*

H. V. Krechkovska

FRACTOGRAPHIC RESEARCH KINKS OF STEAM TURBINE BLADE

Based on a visual inspection of the damaged rotor blades of steam turbines, analysis of defects on the surface and characteristics mechanisms of destruction of damaged items cylinder low pressure of steam turbine identified possible causes and development of these damages. It is shown that on the convex surface in the vicinity of the initial length of the blade edge on the crack originated. They spread across the blade under conditions many cyclic corrosion fatigues with the formation of a typical combination of inter- and through grains destruction.

Keywords: *steam turbine blade, fracture mechanisms, fractographic research.*

Актуальність. Лопатки парової турбіни експлуатуються за жорстких умов сумісного впливу високих напружень (тиск пари, відцентрові та динамічні сили [1], температури та активного робочого середовища). В лопатках сталого поперечного перерізу відцентрові сили викликають в основному напруження розтягу. В закручених лопатках, переріз яких змінюється, додатково виникають ще і значні напруження згину і кручення. [2].

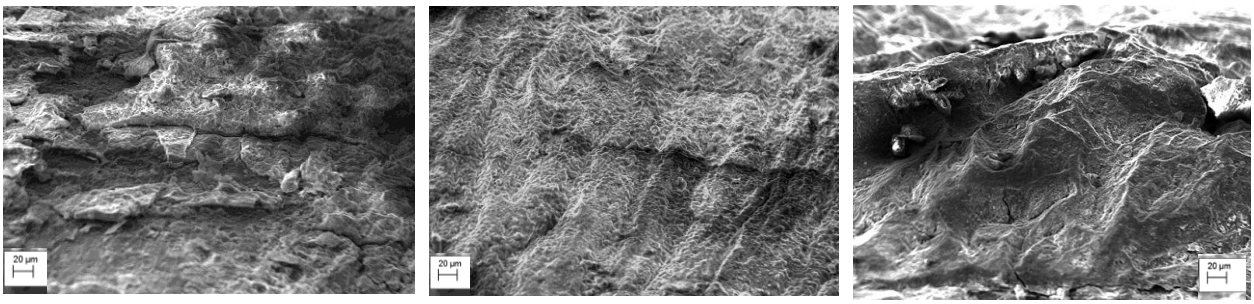
В сучасних турбінах лопатки категорії міцності КП50 и КП60 виготовляються із сталі мартенситного класу 20Х13 [3]. Мартенситна структура сталі забезпечує їй високу жароміцність, високий опір корозії (під дією перегрітої і вологої пари), окисненню, ерозії, стабільність структури оптимальні показники міцності за високої пластичності. Разом з тим серед основних причин руйнування лопаток під час експлуатації парових турбін називають виникнення та поширення в них тріщини аж до критичної величини [4]. Виникнення тріщин пов’язують з поширенням вібрації з робочої частини лопаток в глибину хвостового з’єднання [5], з високим рівнем статичних напружень розтягу і згину [2], наявністю концентраторів напружень [6], втомою, що відбувається на фоні високих статичних напружень, фретинг-утомою, корозійною втомою або внаслідок кавітаційно-ерозійного зношування тощо [7-9].

Об’єкт досліджень та використані методики. Вивчали особливості руйнування металу з лопатки парової турбіни після $3\cdot10^4$ год її експлуатації. Виготовили лопатки зі сталі 15Х11МФ-Ш (0,16%C, 0,31%Si, 0,33%Mn, 0,008%S, 0,024%P, 10,4%Cr, 0,7%Mo, 0,38%Ni, 0,360%V, 13%Cu). За результатами візуального огляду і аналізу пошкоджених фрагментів лопатки утомні злами в декількох місцях по її довжині від її вихідної крайки. Фрактографічні дослідження особливостей та характеру руйнування металу та поширення в ньому тріщин проводили на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP із системою спектрального мікроаналізу INCA Energy 350.

Основні результати дослідження. На опуклій та увігнутій поверхнях лопатки в околі її крайок біля хвостовика зафіксували істотні корозійні ураження у вигляді міжзеренного вторинного розтріскування (рис. 1*а*). Чим далі від хвостовика тим їх стає більше, і вторинні тріщини стають глибшими. На виході до опуклої поверхні пера лопатки з’являються сліди ерозійного зношування у вигляді канавок, спричинених рухом технологічного середовища (рис. 1*б*). За вищої роздільної здатності видно, що ці кавітаційні ушкодження є безпосередньо на вихідній крайці і на виході до опуклої поверхні пера лопатки (рис. 1*в*) достатньо глибокі, щоб за сприятливих умов навантаження (зокрема під час резонансу) від них могли зародитися тріщини.

© Г. В. Кречковська

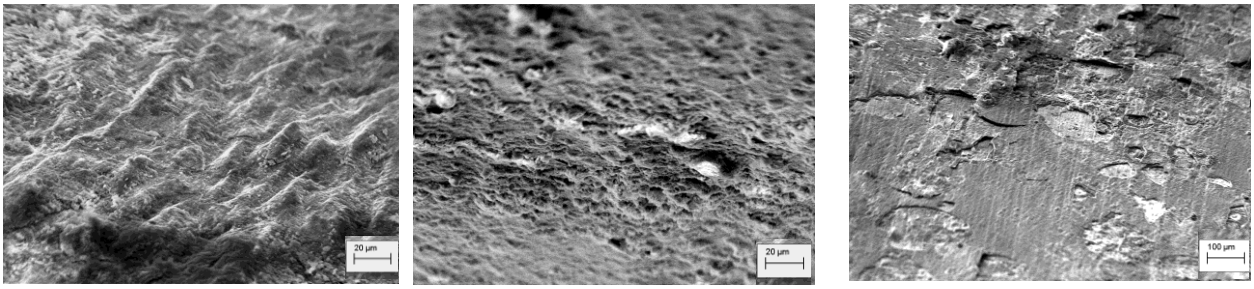
Подібні ураження зафіксували і зі сторони увігнутої поверхні пера лопатки, але вони менш інтенсивні і їх виявили на деякій віддалі від вихідної крайки.



а *б* *в*

Рис. 1. **Корозійно-ерозійні ураження в околі вихідної крайки біля хвостовика на опуклій поверхні пера лопатки**

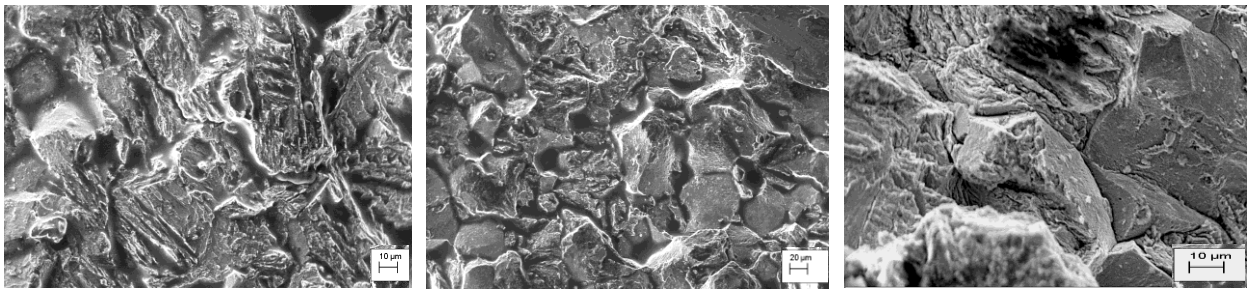
Аналіз корозійних і ерозійних уражень безпосередньо на гребені вхідної крайки лопатки в околі хвостовика виявив, що їх густина та глибина істотно менша (рис. 2*а*). На увігнутій поверхні лопатки виявили незначні кавітаційні пошкодження (рис.2*б*), а на опуклій ознаки загальної корозії (рис. 2*в*). Загалом ці пошкодження не могли створювати небезпеки під час експлуатації лопатки.



а *б* *в*

Рис. 2. **Типові корозійні ураження в околі вхідної крайки лопатки біля хвостовика лопатки**

Отже, проведений аналіз корозійно-ерозійних уражень на вихідній і вхідній крайках лопатки в прихвостовиковій зоні показали, що інтенсивність їх виникнення і поглиблення є істотно більшою біля вихідної крайки. Це створює передумови для виникнення по довжині пера лопатки багатьох осередків зародження тріщин від її вихідної крайки. Під дією циклічних навантажень з високою асиметрією циклу та конденсату, з розчиненими в нього корозійно-активними домішками, ці тріщини поширюються і формують корозійно-утомні макротріщини від опуклої поверхні лопатки, які навіть за стабільного режиму експлуатації можуть проростати в тіло лопатки. За жорстких умов навантаження під час експлуатації лопаток (особливо під час запусків та зупинок РНТ) поширення таких тріщин інтенсифікується і може спричинити передчасне руйнування лопатки.



а *б* *в*

Рис. 3. **Мікрофрактограми руйнування в околі вихідної крайки опуклої поверхні пера лопатки**

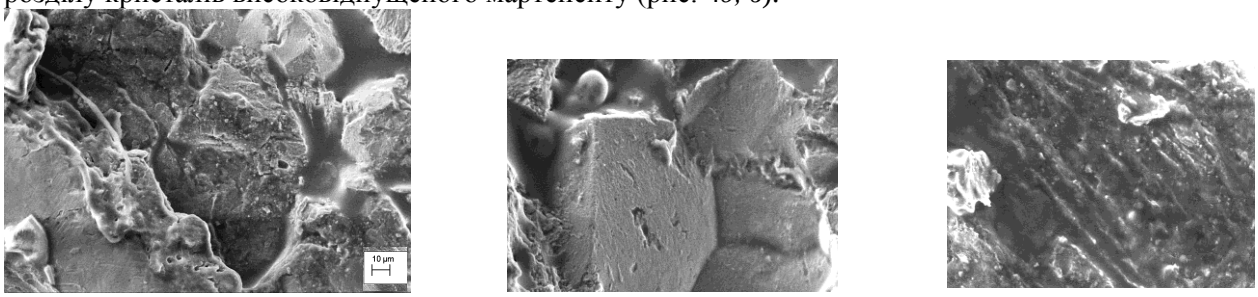
Мікрофрактографічний аналіз зруйнованих поверхонь виявив, що у всіх зламах руйнування розпочиналося від вихідної крайки. За вищої роздільної здатності на початковому етапі руйнування спостерігали типове для корозійної втоми руйнування у вигляді суміші між- і

крізьзеренного руйнування. Це особливо яскраво видно, коли кристали високовідпущеного мартенситу формувалися в рамках великих за розмірами зерен аустеніту та під час руйнування розташовувалися перпендикулярно до фронту тріщини. Тоді вздовж їх меж спостерігаємо і вторинне розтріскування, яке відмінно їх окреслює, і дрібні глобулярні карбіди, що виникли під час високого відпуску сталі після гартування (рис. 3*а*). Великі пластинкові карбіди вздовж меж зерен, утворені на етапі гартування, а під час відпуску внаслідок коагуляції лише збільшились за розмірами, спостерігали як поодиноке явище. Хоча саме вони спричинили такий низький опір поширення корозійно-втомного руйнування. Їх незначна кількість може бути доказом їх низького когезивного зв'язку з матрицею, через що вони відокремились від неї під час руйнування внаслідок вивільнення значної пружної енергії, запасеної лопаткою.

В міру просування по зламу в напрямі росту тріщини роль меж зерен у руйнуванні (особливо з боку опуклої поверхні пера лопатки) зростає (рис. 3*б*). Це супроводжується зростанням частки міжзеренного руйнування. Крізьзеренне руйнування пов’язане в основному з великими зернами, кристали високовідпущеного мартенситу в межах яких сприятливо орієнтовані до магістрального росту корозійно втомної тріщини.

За вищої роздільної здатності чітко спостерігали і вторинне розтріскування вздовж меж зерен, яке чітко окреслювало міжзеренні фасетки, і пластинкові карбіди, або їх сліди на міжзеренних фасетках (рис. 3*в*). Причому, чим далі відходили від опуклої поверхні в тіло пера лопатки, тим яскравішими були ці особливості.

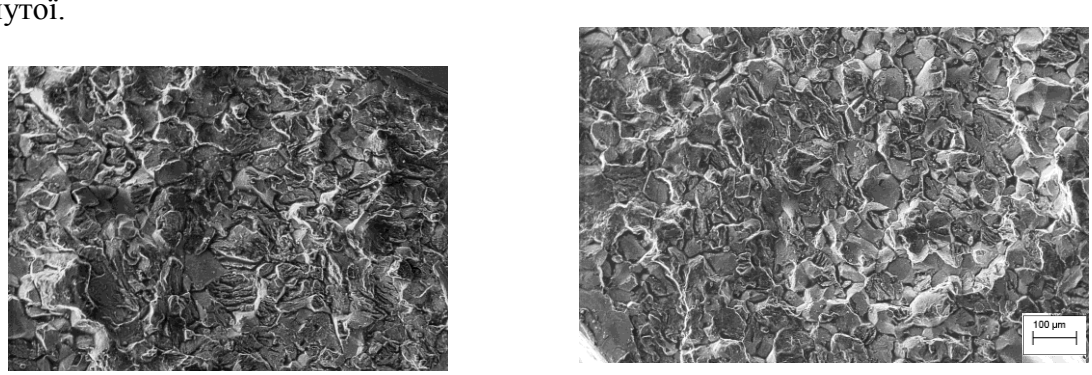
Подібні особливості руйнування відзначили і в околі увігнутої поверхні пера лопатки (рис. 4), а саме наявність крізь- і міжзеренного руйнування та вторинне розтріскування вздовж меж зерен (рис. 4*а*). Також виявили наявність дрібних ледь помітних глобулярних і значно більших подовгуватих за формою карбідів, розташованих як вздовж меж зерен, так і вздовж меж розділу кристалів високовідпущеного мартенситу (рис. 4*б, в*).



а *б* *в*

Рис. 4. **Макро- і мікрофрактограми руйнування лопатки від увігнутої поверхні пера лопатки на віддалі 1, 5 мм від вихідної крайки**

В міру подальшого просування в глибину зламу (від вихідної крайки лопатки) характер руйнування в центральній частині перерізу лопатки по її товщині залишається практично незмінним: суміш між- і крізьзеренного руйнування. На віддалі 7 мм від вхідної крайки рельєф руйнування в околі опуклої і увігнутої поверхонь пера лопатки теж незмінно між- і крізьзеренний (рис. 5). Відзначили лише різницю за розмірами зерен в околі цих поверхонь пера лопатки: міжзеренні фасетки біля опуклої поверхні менші, ніж біля увігнутої.

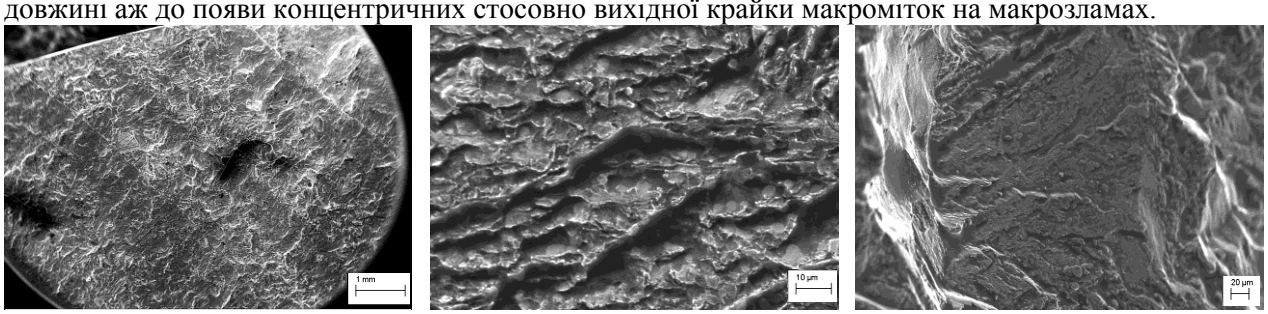


а *б*

Рис. 5. **Макрофрактограми руйнування лопатки від опуклої (*а*) і увігнутої (*б*) поверхонь пера лопатки на віддалі 7 мм від вихідної крайки**

© Г. В. Кречковська

Такий характер руйнування (суміш між- і крізьзеренного) зберігався впродовж усього подальшого поширення руйнування в лопатці біля її хвостовика, і в центральній частині по її довжині аж до появи концентричних стосовно вихідної крайки макроміток на макрозламах.



а *б* *в*

Рис. 6. **Макрофрактограма на ділянці першої макромітки на зламі лопатки (*а*) та особливості корозійно-втомного росту тріщини на етапі формування макроміток на поверхні зламу**

В зоні макроміток відзначили чітку зміну рельєфу зламів (рис. 6 *а*). Перед і після макроміток рельєф зламу перестає відповідати міжзеренному. І лише на самому гребені фіксували елементи міжзеренного руйнування, або, по крайній мірі, вторинне міжзеренне розтріскування (рис. 6 *б*). На основі аналізу всіх ділянок з макромітками прийшли до висновку, що внаслідок перевантаження лопатки, спричиненої зупинками і подальшими пусками ротора, внаслідок резонансу відбувалося швидке підростання тріщини по всій товщині пера лопатки внаслідок малоциклової втоми (рис. 6 *б, в*). Поки в її вершині не досягався критичний напружено-деформований стан для реалізації спонтанного руйнування, то під час стабільного режиму експлуатації тріщина підростала за умов низькоамплітудної корозійної втоми з елементами міжзеренного руйнування. Наступна зупинка і запуск ротора спричиняла повторний проскок тріщини за умов високоамплітудного навантаження внаслідок резонансу, а експлуатація за стабільного силового режиму залишала відмітку на зламі з елементами міжзеренного розтріскування. Так відбувалося до тих пір, поки довжина тріщини стала достатньою, щоб розмах деформацій лопатки під час зупинки ротора спричинив спонтанне її поширення за зсувовим механізмом.

Висновки. За результатами фрактографічного аналізу зламів виявили, що в лопатці від корозійних ушкоджень на опуклій поверхні в околі вихідної крайки зародилися тріщини. Вони поширювалися поперек пера лопатки. Основним механізмом руйнування зламів лопатки є суміш між- і крізьзеренного відколу, яка властива корозійно-втомному росту тріщин за багатоциклової втоми і характерна для нержавних сталей мартенситного класу. Відзначили, що навіть на ділянках крізьзеренного відколу руйнування відбувалося шляхом розмежовування суміжних голок високовідпущеного мартенситу з елементами вторинного розтріскування вздовж їх меж в глибину металу. Все це ознаки низького опору руйнування металу лопатки за дії циклічних навантажень і корозійного середовища.

1. Слабченко О.Н. Расчеты на прочность элементов ступени паровой турбины: Учеб. пособие / О.Н Слабченко. – Харьков: НТУ "ХПИ", 2007. – 204 с.
2.Левин А.В. Прочность и вибрация лопаток и дисков паровых турбин / А.В. Левин, К.Н. Боршанский, Е.Д. Консон. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1981. – 710 с
3.Методические указания по предотвращению коррозионных повреждений дисков и лопаткового аппарата паровых турбин в зоне фазового перехода: РД 34.50.507-92. – М.: ВТИ. – 1993.
4.Zdzislaw Mazur Steam turbine blade failure analysis / Zdzislaw Mazur, Rafael Garcia-Illescas, Jorge Aguirre-Romano, Norberto Perez-Rodriguez // Engineering Failure Analysis. – 2008. – Vol.15. – P. 129–141.
5.Трухный А.Д. Теплофикационые паровые турбины и турбоустановки / А.Д. Трухный, Б.В. Ломакин. – М.: Типография "Новости", 2002. – 534 с.
6.Isobe Nobuhiro Micro-crack growth behavior and life in high temperature low cycle fatigue of blade root and disc joint for turbines / Nobuhiro Isobe, Shuhei Nogami // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2009. – №86. – P. 622–627.
7.Perkins K. M. Corrosion fatigue of a 12%Cr low pressure turbine blade steel in simulated service environments / K. M. Perkins, M. R.Barhe // International Journal of Fatigue. – 2005. – Volume 27. – P.1499-1508.
8.Ryuichiro Ebara Corrosion fatigue crack initiation in 12% chromium stainless steel / Ebara Ryuichiro // Material Science and Engineering. – 2007. – A 468–470.– P 109 – 113.
9.Томаров Г. В. Эрозия – коррозия конструкционных материалов турбин насыщенного пара / Г.В.Томаров // Теплоэнергетика. – 1989. – №7. – С. 33-38.

Стаття надійшла в редакцію 20.03.2015.

© Г. В. Кречковська

УДК 539.375

В. А. Кривень, А. Р. Бойко, А. В. Каплун
Тернопільський національний технічний університет імені І. Пулюя

ПОЧАТКОВА СТАДІЯ ПЛАСТИЧНОГО ВІДШАРОВУВАННЯ ВКЛЮЧЕННЯ КВАДРАТНОГО ПЕРЕРІЗУ ЗА НАЯВНОСТІ МІЖФАЗНИХ ТРІЩИН

Досліджено початкову стадію розвитку пластичних деформацій на продовжені міжфазних тріщин, що виходять із вершин включення квадратного перерізу за умов антиплоскої деформації. Отримано формули для залежностей довжин пластичних смуг від коефіцієнта сингулярного доданка пружного розв'язку.

Ключові слова: *жорстке включення, міжфазні тріщини, пластичне відшаровування.*
Форм. 9. Рис. 4. Літ. 6.

В. А. Крывень, А. Р. Бойко, А. В. Каплун

НАЧАЛЬНАЯ СТАДИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ОТСЛАИВАНИЕ ВКЛЮЧЕНИЕ КВАДРАТНОЕ СЕЧЕНИЕ ПРИ МЕЖФАЗНОЙ ТРЕЩИН

Исследовано начальную стадию развития пластических деформаций на продолжении межфазных трещин, начинающихся от вершин включения квадратного сечения в условиях антиплоской деформации. Получено формулы для завивисимостей длины пластических слоев от коэффициента сингулярного слагаемого упругого.

Ключевые слова*: жесткое включение, межфазная трещина, пластическое отслаивание.*

V. A. Kryven, A. R. Boyko, A. V. Kaplyn

THE INITIAL STAGE OF PEELING PLASTIC SQUARE SECTION INCLUDED IN THE PRESENCE INTERFACE CRACKS

The initial stage of plastic deformations on the extending of interfacial cracks emanating from the vertices of inclusion of square section under the conditions of anti-plane deformation is investigated. Formulas for the plastic strips lengths dependencys on the of singular term factor of elastic solution of the problem are obtained.

Keyword: rigid inclusions, interfacial cracks, plastic exfoliation.

Постановка проблеми. Деформування тіл з включеннями, жорсткість яких суттєво перевищує матрицю, може спричиняти міжфазне розшаровування як наслідок появи тріщин або пластичних деформацій на межі включення-середовище . Аналіз пружно-пластичного напружено-деформівного стану при вершинах гострокінцевих концентраторів напружень [1, 2] показує, що розвиток міжфазних пластичних смуг супроводжується поступовим ослаблення механічного зв'язку включення і матриці: що довша смуга, то слабший зв'язок на її початку. Тому внаслідок попередніх локальних розривів переміщень або пластичних зсувів у точках найвищої концентрації напружень досить імовірна поява тріщин.

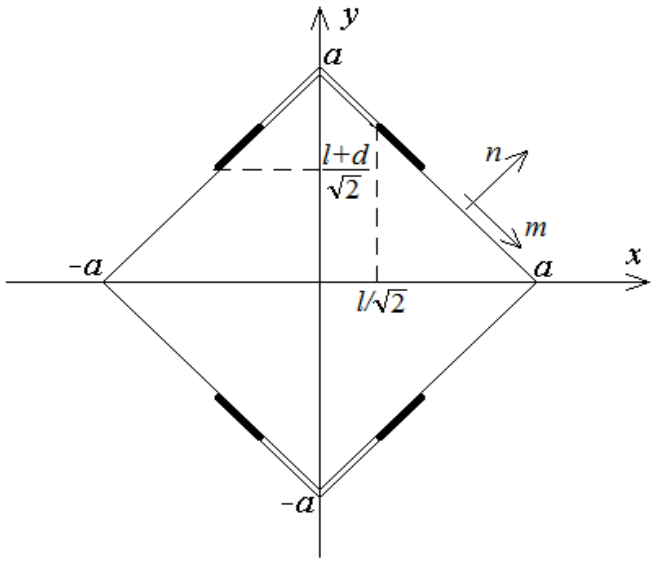


Рис. 1. **Поперечний переріз тіла. Потовщені лінії – пластичні смуги**

Метою даного дослідження є вивчення початкової стадії міжфазного пластичного відрування жорсткого волокна квадратного перерізу за наявності міжфаних тріщин при вершинах включення.

Постановка задачі. Нижче дослідимо пластичне відшаровування при вершині жорсткого включення квадратного перерізу, з рівними міжфазними тріщинами при вершині включення (рис. 1). Розглядатимемо випадок ідеально пружно-пластичного матеріалу з зсувною границею текучості величиною k. Будемо

© В. А. Кривень, А. Р. Бойко, А. В. Каплун

досліджувати початкову стадію відшаровування, вважатимемо, що пластичні смугами набагато менші за тріщини.

Формалізація і розв'язок задачі. Застосуємо для аналізу розвитку пластичних деформацій лінійну модель пластичних зон (ЛМПЗ) [3], яка використовує пружний розв'язок задачі і додатково потребує двох допоміжних розв'язків, що не містять параметрів розмірності довжини, у пружній та пружно-пластичній постановках. Згідно з ЛМПЗ пластичну зону визначають за допоміжним пружно-пластичним розв'язком, узгодженим з допоміжним пружним розв'язком, котрий узгоджено з основним пружним розв'язком.

Аналогічно, як у роботі [4] визначення пружного розв'язку зводиться до крайової задачі для аналітичної функції $\tau^{(e)}(\zeta)=\tau_{yz}(x,y)+i\tau_{xz}(x,y)$ у частині першого квадранта $D=\{(x,y): x>0,\ y>0,\ x+y>a\}$:

$$\arg\tau(\zeta)=-\pi/4 \quad (\zeta=x+iy,\ x+y=a,\ 0<x<l/\sqrt{2});$$

$$\arg\tau(\zeta)=\pi/4 \quad (\zeta=x+iy,\ x+y=a,\ l/\sqrt{2}<x<a);$$

$$\operatorname{Re}\tau(\zeta)=0 \quad (\zeta=x,\ y>a); \qquad \tau(\zeta)=\tau_\infty+o(1) \quad (\zeta\to\infty). \tag{1}$$

Конформним образом області D у площині τ є кут з розрізом (область G, рис. 1). Параметр τ_0, має зміст максимального напруження τ_{yz} на межі області D поза гранню включення.

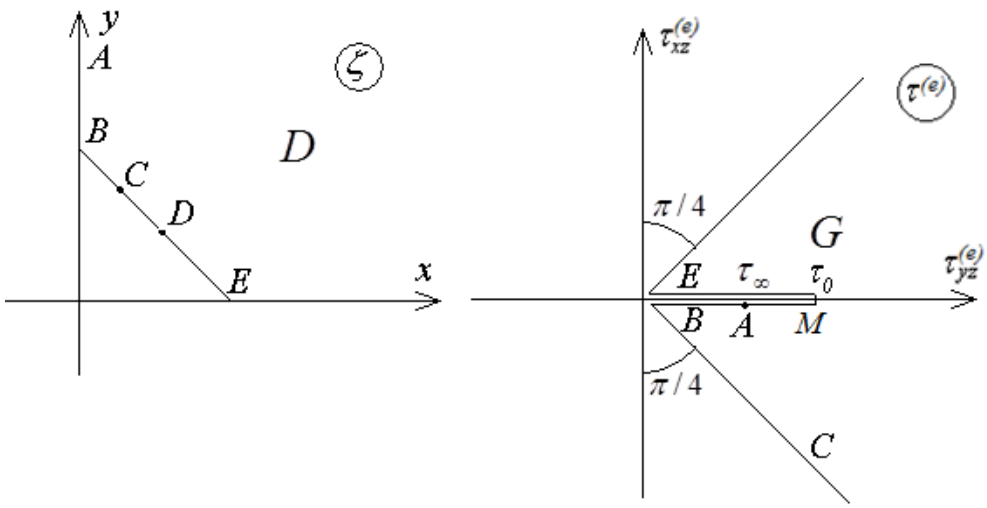


Рис. 2. **Області D і G.**

Розв'язання задачі (1) зводиться до побудови визначення функції $\tau^{(e)}(\zeta)$, можна знову звести до задачі конформного відображення області D на область G.

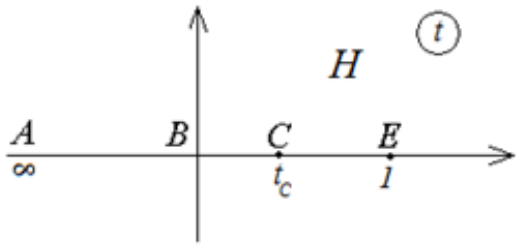


Рис. 3. **Допоміжна комплексна площина** t

Скориставшись площиною допоміжного комплексного параметра область t (рис. 3) отримуємо:

$$\tau^{(e)}(t)=\tau_\infty\tau_0\frac{\sqrt[4]{4t(t-1)}}{\sqrt{2\tau_0^2t-\tau_0^2-\sqrt{\tau_0^4-\tau_\infty^4}}},$$

$$\tau_0=\frac{\tau_\infty}{\sqrt{2}\sqrt[4]{t_C-t_C^2}} \tag{2}$$

Функцію $\zeta=\zeta(t)$ знайдемо за допомогою перетворення Крістоффеля-Шварца [5]:

$$\zeta=\frac{b}{B(3/4,3/4)}\int_0^t\frac{d\eta}{\sqrt[4]{\eta(\eta-1)}}, \tag{3}$$

де $B(x,y)$ – повна бета функція, $B(3/4,3/4)=1{,}694$. Під $(t-p)^q$ ($0<q<1$, p – дійсне число) розумітимемо аналітичну у верхній півплощині t функцію, що приймає дійсні додатні значення в точках дійсної осі $t>p$.

Пружний розв'язок дають формули (2), (3). Його асимптотика у вершині тріщини $\left(\zeta_0 = l/\sqrt{2} + i\left(a - l/\sqrt{2}\right)\right)$ є такою:

$$\tau^{(e)}(\zeta) = \tau_\infty \sqrt[4]{2} e^{-i\frac{\pi}{4}} \frac{\sqrt[8]{t_C(1-t_C)}}{\sqrt{B(3/4,3/4)}} \frac{\sqrt{a}}{\sqrt{\zeta_0 - \zeta}} + o\left(\left(\zeta - \zeta_0\right)^{-1/2}\right). \tag{4}$$

Поле пружних напружень сингулярне в околі вершини міжфазної тріщини з показником ½, як і у випадку, коли обидва її береги є вільними від напружень поверхнями середовища. Коефіцієнт сингулярного члена напружень прямує до нуля для безмежно малої тріщини, бо $t_C \to 0$ коли $l \to 0$. Для гранично допустимої довжини тріщини (для $l \to b$), вершини міжфазних тріщин досягають горизонтальних вершин включення, у напруження весь час залишаються нульовими, сингулярний член пружного розв'язку стає безмежно малим оскільки в цьому випадку $t_C \to 1$.

Допоміжними для ЛМПЗ є пружна та пружно-пластична задачі для деформівного середовища $x+y>0$ і жорского включення $x+y<0$, зєднаних вздовж променя $x+y=0,\ x>0$ за наявності півбезмежної тріщини $x+y=0,\ x<0$ на їх спільнії межі (рис. 4) в стані антиплоскої деформації, спричиненої наскіченно малими напруженнями на безмежності.

Поставимо допоміжну крайову пружно-пластичну задачу для функції напружень, яку тепер позначатимемо $\tau_1(\zeta)$:

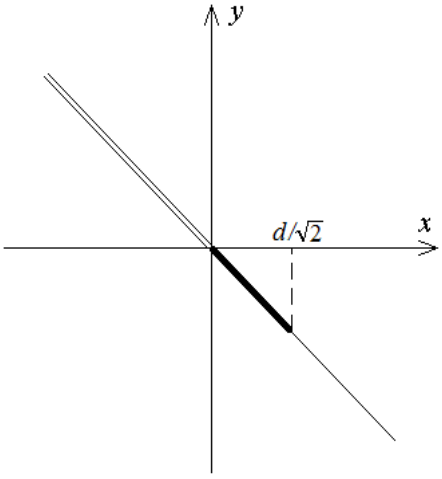


Рис. 4. **Поперечний переріз тіла для допоміжної пружно-пластичної задачі**

$$\arg\tau_1(\zeta) = -\pi/4 \quad (\arg\zeta = 3\pi/4,\ 0<|\zeta|<+\infty);$$

$$|\tau_1(\zeta)| = k \quad (\arg\zeta = -\pi/4,\ 0<|\zeta|<d);$$

$$\arg\tau_1(\zeta) = \pi/4 \quad (\arg\zeta = -\pi/4,\ d<|\zeta|<+\infty);$$

$$\tau_1(\zeta) = \frac{K}{\sqrt{\zeta}} e^{i\frac{\pi}{8}} + o\left(\zeta^{-1/2}\right),\ \zeta \to \infty, \tag{5}$$

де M – дійсна додатна константа, через яку задано величину прикладеного навантаження.

Розв'язком останньої задачі є аналітична функція, що здійснює конформне відображення круговий сектор $G_2 = \{\tau \| \tau| < k, -\pi/4 < \arg\tau < \pi/4\}$ на півплощину $D_1 = \{\zeta | \mathrm{Re}((1+i)\zeta) > 0\}$ за якого вершинам сектора 0, $k\exp(-i\pi/4)$, $k\exp(i\pi/4)$ послідовно відповідають точки $\infty, 0, 1+i$.

Композицією елементарних відображнь отримуємо:

$$\tau_1(\zeta) = k\frac{1-i}{2^{3/4}\sqrt{d}}\left(\sqrt{(1+i)\zeta} - \sqrt{(1+i)\zeta - d\sqrt{2}}\right),\ d = 2\sqrt{2}\left(\frac{K}{k}\right)^2. \tag{6}$$

Допоміжний пружний розв'язок $\tau_1^{(e)}(\zeta)$ отримаємо із допоміжного пружно-пластичного розв'язку спрямувавши границю текучості до нескінченності:

$$\tau_1^{(e)}(\zeta) = Ke^{i\frac{\pi}{4}} \frac{1}{\sqrt{\zeta}}. \tag{7}$$

Основний та допоміжний пружні розв'язки повинні бути узгодженими (асимптотично еквівалентними у вершині тріщини), що, як випливає з формул (4), (7), забезпечується рівністю:

$$K = \tau_\infty \sqrt[4]{2}\,\frac{\sqrt[8]{t_C(1-t_C)}}{\sqrt{B(3/4,3/4)}}\sqrt{a}\,. \tag{8}$$

Із формул (6), (8) отримуємо залежність довжини смуги пластичного відшарування від величини навантаження за ЛМПЗ:

$$d = \frac{2\sqrt{2}\tau_\infty^2}{k^2}\,\frac{\sqrt[4]{t_C(1-t_C)}}{B^2(3/4,3/4)}\,. \tag{9}$$

На початковій стадії розвитку міжфазна пластична смуга розвивається за квадратичним законом, аналогічно смузі на продовженні тріщини. На противагу цьому, за умови ідеального контакту включення з середовищем, на розвиток міжфазної смуги суттєво впливає величина кута α при вершині включення: для малих навантажень d пропорційне $\tau_\infty^{(\pi-\alpha)/(2\pi)}$ [6].

ВИСНОВКИ: Досліджено початкову стадію пластичного відшаровування жорсткого волокна квадратного перерізу за наявності міжфазних тріщин при його вершинах. Отримано формули для залежностей довжин пластичних смуг від коефіцієнта сингулярного члена пружного розв'язку задачі. На початковій стадії розвитку міжфазна пластична смуга розвивається за квадратичним законом, аналогічно смузі на продовженні тріщини.

1. Сулим Г. Т. Основи математичної теорії термопружної рівноваги деформівних твердих тіл з тонкими включеннями. –Монографія. — Львів: Дослідно-видавничий центр НТШ. – 2007. — 716 с.
2. Панасюк В.В. Концентрация напряжений в трехмерных телах с тонкими включениями / В.В. Панасюк, М.М. Стадник, В.П. Силованюк // К. Наукова думка. – 1986. – 216 с.
3. Kryven' V. A.Linear model of a plastic zone in the vicinity of a sharp notch under the conditions of longitudinal shear/ Kryven' V.A. // Materials Science. – 2004. – 40, № 4. – P. 475–483.
4. Kryven' V. A. Initial stage of plastic exfoliation of a rectangular inclusion under conditions of one-sided contact with a medium Journal of Mathematical Sciences /Kryven' V. A., Valyashek V. B. // -Vol. 171. - No. 4. - September, 2010. – P. 107–116.
5. ИвановВ.И. Конформныеотображенияиихприложения /В.И. Иванов, В.Ю. Попов// М.: Едиротиал УРСС. – 2002. – 324 с.
6. Кривень В.А.Двоперіодична пружно пластична задача поздовжнього зсуву тіла з жорсткими ромбічними включеннями / Кривень В.А. // Математичні методи і фіз.- мех. поля. 2001. Т. 44, №1. – С. 109-113.

Стаття прийнята до друку 27.03.2015.

© В. А. Кривень, А. Р. Бойко, А. В. Каплун

УДК 621.941

Ю.М. Кузнєцов, Б.І. Придальний
Луцький національний технічний університет

ОПИС САМОНАЛАГОДЖУВАЛЬНИХ ПРИВОДІВ ЗАТИСКУ НА РІЗНИХ РІВНЯХ СКЛАДНОСТІ СТРУКТУРИ І ГЕНЕТИЧНОЇ ІНФОРМАЦІЇ

Розглянуто основні аспекти опису приводів затискних механізмів із змінною структурою на основі еволюційної теорії розвитку технічних систем. Запропоновано принципові схеми нових приводів затиску із змінною структурою та представлено їх опис на різних рівнях складності структури.

Ключові слова: *самоналагоджувальний привод затиску, змінна структура, затискний механізм, силові потоки, еволюційна теорія розвитку.*
Рис. 2. Табл. 2. Літ. 10.

Ю.Н. Кузнецов, Б.И. Придальный

ОПИСАНИЕ САМОНАСТРАИВАЮЩИХСЯ ПРИВОДОВ ЗАЖИМА НА РАЗНЫХ УРОВНЯХ СЛОЖНОСТИ СТРУКТУРЫ И ГЕНЕТИЧЕСКОЙ ИНФОРМАЦИИ

Рассмотрены основные аспекты описания приводов зажимных механизмов зажима с переменной структурой на основе эволюционной теории развития технических систем. Предложено принципиальные схемы новых поводов зажима со сменной структурой и представлено их описание их на разных уровнях сложности структуры.

Ключевые слова: *самонастраивающийся привод зажима, переменная структура, зажимной механизм, силовые потоки, эволюционная теория развития.*

Y.M. Kuznetsov, B.I. Prydalnyi

DESCRIPTION OF THE SELF-ADJUSTING CLAMP ACTUATORS ON DIFFERENT LEVELS OF COMPLEXITY OF STRUCTURE AND GENETIC INFORMATION

The main aspects of the description of the drive of clamp mechanism with variable structure which based on the evolutionary theory of technical systems. Proposed concepts of clamp mechanism with variable structure and description clamp actuators on different levels of complexity of structure

Keywords: *Self-drive clamp, variable structure, clamping mechanism, power flows, the theory of evolutionary development.*

Постановка проблеми. Якість затиску заготовки у металообробному обладнанні в значній мірі визначає продуктивність та якість обробки [5, 7]. Нестабільність сил затиску, що пов’язана з відхиленням розміру некаліброваних заготовок від номінального значення, призводить до суттєвих обмежень можливостей верстатів, а використання каліброваних заготовок призводить до суттєвого підвищення вартості обробленої деталі. Можливість стабілізації сили затиску за рахунок самоналагоджувальних затискних патронів (ЗП), і зокрема, цангових [7] на даний час дозволила обробляти гарячекатані прутки з відхиленнями діаметру в межах 0,5 – 1,5 мм. В той же час виникає потреба в створенні і впровадженні приводів затиску (ПрЗ) із змінною структурою, що може забезпечити додаткові резерви в цьому напрямку [6, 7] і розширити діапазон відхилення діаметрів до 2-5 мм. Такі ПрЗ мають додаткові кінематичні ланцюги для налагоджування за рахунок автоматичної вибірки зазорів, а деякі – автоматичного регулювання силових і жорсткісних характеристик. Саме тому ПрЗ даного типу називають також самоналагоджувальними [4, 7]. Для них характерними є підвищений ККД і зменшена величина ходу муфти затиску. Тому ПрЗ з геометричним замиканням та змінною структурою можна вважати одними з найбільш перспективних, що сприяють підвищенні стабільності сил затиску незалежно від коливання розмірів заготовок, зокрема штучних, шляхом автоматичного регулювання параметрів процесу затиску. Різноманітність вимог до основних показників працездатності ПрЗ, видів заготовок, які затискуються, при необхідності скорочення часу підготовки виробництва в умовах збільшенні номенклатури оброблюваних деталей, роблять актуальними питання розробки нових конструкцій ПрЗ змінної структури з геометричним замиканням.

Існує ряд конструкцій самоналагоджувальних ПрЗ із змінною структурою, частина з яких раніше була розроблена, досліджена і впроваджена у виробництво (а.с. 917924, 956156, 1028429, 1572754, 1057187, 1715503, 984697, пат. UA1732, UA2804 та ін.). В даний час продовжуються роботи по створенню конструкцій, пошуку нових ідей і науково-обґрунтованій ідеології опису і синтезу затискних механізмів (ЗМ) [2,3,9], в тому числі ПрЗ із змінною структурою.

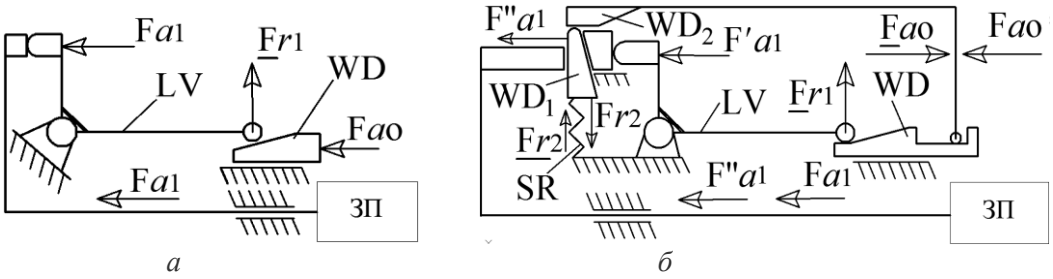
© Ю.М. Кузнєцов, Б.І. Придальний

Метою досліджень є розробка передумов до опису та створення самоналагоджувальних ПрЗ із змінною структурою на основі еволюційної теорії розвитку технічних систем та генетико-морфологічного підходу.

Виклад основного матеріалу. Очевидним є той факт, що у ПрЗ із змінною структурою існують силові потоки від джерела енергії до затискного патрона [2, 3, 9]. Це дозволяє застосовувати для опису цих ПрЗ еволюційний підхід [1, 10] на різних рівнях структурної організації: генетичному, хромосомному, об’єктному, видовому, популяційному, системному, міжсистемному.

Оскільки в токарних автоматах ПрЗ завжди знаходиться в складі шпинделя, який обертається, то доцільним є позначення сили і моментів в циліндричній системі координат замість декартової [2, 9]. Силовий контур ПрЗ може мати різні види замикання: силове не пружне (відкритий контур, що завжди пов'язаний з джерелом і перетворювачем енергії), силове пружне (за рахунок потенційної енергії пружного елемента), геометричне – при відключенні від джерела енергії після натягу пружної системи механізму, фрикційне – з самогальмуванням, комбіноване [7]. Вид замикання силового контура позначається цифрами «1» та «0» зверху після запису генетичного коду, вміщеного в прямих дужках [2, 3, 9]. За видом енергії силових потоків, що використовується в ПрЗ, вони можуть бути: механічні (MSB – mechanical solid body), електромагнітні (EMF – electromagnetic field), рухомих середовищ (LFM – liquid flowing medium, AVM – air and vacuum medium), магнітні поля притягання та відштовхування (CMF – constant magnetic field), відцентрові сили при обертанні не зрівноважених мас (CFF – centrifugal force) та їх комбінації [2, 3, 9].

У своїй виконавчій частині існуючі ПрЗ механічного виконання (рис. 1, *а*) мають геометричні праобрази (моделі), кількість видів яких є обмежена [3, 9]: важільні LV, клинові WD, плунжерні PL, спіральні SP, зубчасті GR, гвинтові SC, пружні SR. Кількість перетворювачів силових потоків та їх видів може бути різною та комбінуватися [2, 3]. Н основі традиційної конструкції ПрЗ з клино-важільним перетворювачем і геометричним замиканням (рис. 1, *а*) запропонована конструкція самоналагоджувального ПрЗ (рис. 1, *б*), яка була впроваджена на багатошпиндельних токарних автоматах мод 1А240-6 [4,7].



а *б*

Рис. 1. **Принципові схеми ПрЗ з клино-важільним перетворювачем постійної структури (*а*) та змінної структури із самоналагоджуванням за а.с. СРСР №917924 (*б*)**

Особливістю ПрЗ із змінною структурою є наявність декількох паралельно з’єднаних кінематичних ланцюгів (рис. 1, *б*), робота яких розділена у часі, що призводить до зміни структури механізму в ході роботи [4-7]. Спільною особливістю самоналагоджувальних ПрЗ є наявність кінематичного ланцюга вибірки зазорів, що містить у своєму складі одну або декілька ланок самоналагодження. Вибірка зазорів у з’єднаннях механізму (головним чином між затискними елементами та заготовкою) до початку процесу затиску заготовки з відхиленням розміру від номінального, сприяє підвищенню стабільності сил затиску, зменшенню величини ходу муфти затиску та підвищенню ККД [7]. Порівняльний опис ПрЗ (рис. 1, *а, б*) наведений в табл. 1.

На базі одного з найбільш поширених типів ПрЗ з геометричним замиканням (рис. 1, *а*) синтезовано нові самоналагоджувальні ПрЗ, принципові схеми яких зображено на рис. 2. У представлених механізмах кінематичні ланцюги вибірки зазорів містять ланки самоналагодження, що виконані у вигляді гідравлічних та електромеханічних систем.

Один із запропонованих варіантів кінематичного ланцюга вибірки зазорів (рис. 2, *а*) працює наступним чином. Під дією зусилля $\underline{F_{a0}}$, що подається на вхідну ланку ПрЗ під час розтиску, відбувається відкриття клапана гідроциліндра та зменшення довжини плунжера PL, що виконаний у вигляді гідроциліндра з клапаном, а також, відбувається стискання пружного

елемента *SR*, в результаті чого у ньому акумулюється енергія. На початковому етапі затиску під дією вхідного осьового зусилля F_{a0} відбувається вивільнення акумульованої в пружному елементі *SR* енергії у вигляді зусилля $F^{//}{}_{a1}$, що спричиняє видовження плунжера *PL* та вибірку зазорів у з'єднаннях кінематичних пар ЗМ і, зокрема, між затискними елементами та заготовкою. У процесі затиску плунжер *PL* передає осьове зусилля $F^{/}{}_{a1}$, зберігаючи при цьому розміри, що набуті на кінцевому етапі вибірки зазорів за рахунок закриття зворотного клапана гідросистеми.

Таблиця 1. **Опис структур ПрЗ з клино-важільним перетворювачем постійної і змінної структури на різних рівнях складності**

Рівень складності опису	Генетичні формули	
	Традиційний ПрЗ (рис.1, *а*)	Самоналагоджувальний ПрЗ (рис. 1, *б*)
Хромосомний	$F_{a0} - F_{a1}$	$\left(\underline{F_{a0}} + F_{a0}\right) - \left(F^{//}{}_{a1} + F_{a1}\right)$
Об'єктний	$\left(F_{a0} - F_{a1}\right)$	$\left(\underline{F_{a0}} - F^{//}{}_{a1}\right) + \left(F_{a0} - F_{a1}\right)$
Популяційний	$\left\|F_{a0} - F_{a1}\right\|^{[1]}$	$\left\|\underline{F_{a0}} - F^{//}{}_{a1}\right\|^{1,0} + \left\|F_{a0} - F_{a1}\right\|^{[1]}$
Видовий	$\left\|F_{a0} - \underline{F}_{r1} - F_{a1}\right\|^{[1]}$	$\left\|\underline{F_{a0}} - F_{r2} - \underline{F}_{r2} - F^{//}{}_{a1}\right\|^{1,0} + \left\|F_{a0} - \underline{F^{/}}_{r1} - F^{/}{}_{a1} - F_{a1}\right\|^{[1]}$
Системний	$MSB\left\|\begin{matrix} F_{a0} - WD - \underline{F^{/}}_{r1} - \\ - LV - F_{a1} \end{matrix}\right\|^{[1]}$	$MSB\left\|\underline{F_{a0}} - WD_2 - F_{r2} - SR - \underline{F}_{r2} - WD_1 - F^{//}{}_{a1}\right\|^{1,0} +$ $+ MSB\left\|F_{a0} - WD - \underline{F^{/}}_{r1} - LV - F^{/}{}_{a1} - PL - F_{a1}\right\|^{[1]}$

У іншому із запропонованих варіантів кінематичного ланцюга вибірки зазорів (рис. 2, *б*) вхідне зусилля подається за рахунок електромагнітного впливу на магнітні елементи СМЕ ротора у вигляді обертального моменту M_{a0}, що виникає в наслідок циркуляції електромагнітного поля статора, жорстко закріпленого на корпусі верстата. Обертання ротора під дією M_{a0} зумовлює осьовий рух елементів з'єднаної з ним гвинтової передачі *SC* та появи сили $F^{//}{}_{a1}$, в результаті чого відбувається процес вибірки зазорів. Цей процес вибірки зазорів припиняється при збільшенні натягу системи, що спричиняє різке збільшення опору обертальному рухові ротора, зміну характеристик струму в електромагнітних елементах статора та подальше його відмкнення.

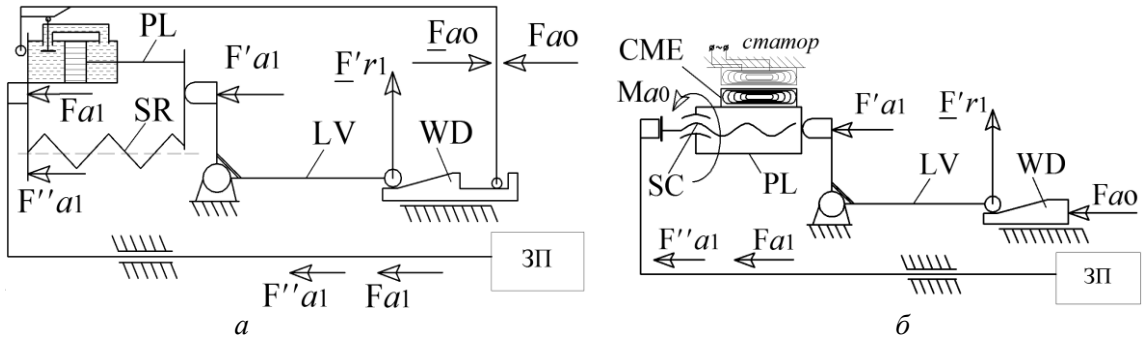


Рис. 2. **Принципові схеми нових ПрЗ з ланками самоналагодження у вигляді гідравлічної (*а*) та електромеханічної (*б*) систем**

У процесі затиску плунжер *PL*, що являє собою гвинтове з'єднання, вбудоване у ротор, передає осьове зусилля $F^{/}{}_{a1}$, зберігаючи при цьому розміри, які набуті на кінцевому етапі вибірки зазорів за рахунок тертя у різі гвинтової передачі. Перевагами ланки самоналагодження такого типу є можливість створення відносно високого попереднього натягу системи, широкий діапазон компенсації відхилень розмірів заготовки від номінального значення та безконтактний спосіб підведення вхідного зусилля. Зазначені переваги можуть визначати область застосування даного виду ланки самоналагодження. Для здійснення процесу розтиску необхідно забезпечити подачу вхідного зусилля з протилежним напрямком відносно процесу затиску. Такий тип зняття натягу в системі ПрЗ можна віднести до недоліків представленої ланки самоналагодження.

© Ю.М. Кузнєцов, Б.І. Придальний

Запропоновані самоналагоджувальні ПрЗ (рис. 2) у відповідності з теоретичними положеннями генетико-морфологічного підходу [2, 3, 9] описані (табл. 2) на різних рівнях складності: хромосомному, об’єктному, видовому, популяційному, системному.

Таблиця 2. **Порівняльний опис самоналагоджувальних ПрЗ на різних рівнях складності структури**

Рівень складності	Генетичні формули опису запропонованих самоналагоджувальних ПрЗ	
	З гідравлічною ланкою самоналагодження рис. 2, *а*	З електромеханічною ланкою самоналагодження рис. 2, *б*
Хромосомний	$\left(\underline{F_{a0}}+F_{a0}\right)-\left(F^{//}{}_{a1}+F_{a1}\right)$	$\left(M_{a0}+F_{a0}\right)-\left(F^{//}{}_{a1}+F_{a1}\right)$
Об’єктний	$\left(\underline{F_{a0}}-F^{//}{}_{a1}\right)+\left(F_{a0}-F_{a1}\right)$	$\left(M_{a0}-F^{//}{}_{a1}\right)+\left(F_{a0}-F_{a1}\right)$
Популяційний	$\left\lvert\underline{F_{a0}}-F^{//}{}_{a1}\right\rvert^{[0]}+\left\lvert F_{a0}-F_{a1}\right\rvert^{[1]}$	$\left\lvert M_{a0}-F^{//}{}_{a1}\right\rvert^{1}+\left\lvert F_{a0}-F_{a1}\right\rvert^{[1]}$
Видовий	$\left\lvert\underline{F_{a0}}-F^{//}{}_{a1}\right\rvert^{[0]}+\left\lvert F_{a0}-\underline{F^{/}}_{r1}-F^{/}{}_{a1}-F_{a1}\right\rvert^{[1]}$	$\left\lvert M_{a0}-F^{//}{}_{a1}\right\rvert^{1}+\left\lvert F_{a0}-\underline{F^{/}}_{r1}-F^{/}{}_{a1}-F_{a1}\right\rvert^{[1]}$
Системний	$MSB\left\lvert\underline{F_{a0}}-SR-F^{//}{}_{a1}\right\rvert^{[0]}+$ $+MSB\left\lvert F_{a0}-WD-\underline{F^{/}}_{r1}-LV-F^{/}{}_{a1}\right\rvert^{[1]}\times$ $\times LFM\left\lvert F^{/}{}_{a1}-PL-F_{a1}\right\rvert^{0}$	$EMF\left\lvert M_{a0}-CME-M_{a0}\right\rvert^{[0]}\times$ $\times MSB\left\lvert M_{a0}-SC-F^{//}{}_{a1}\right\rvert^{1}+$ $+MSB\left\lvert\begin{matrix}F_{a0}-WD-\underline{F^{/}}_{r1}-\\-LV-F^{/}{}_{a1}-PL-F_{a1}\end{matrix}\right\rvert^{[1]}$

Як **висновок**, можна зазначити, що приведені у статті результати досліджень продемонстрували можливість опису ПрЗ із змінною структурою на онові еволюційного підходу. Це створює передумови для розробки елементів теорії генетично-морфологічного синтезу ПрЗ з використанням генетичної інформації на різних рівнях складності опису структури ПрЗ (хромосомному, об,єктному, популяційному, видовому, системному) та універсальних генетичних операторів синтезу (реплікації, інверсії, схрещування, кросинговера, мутації) [8, 10].

1. Балашов Е.П. Эволюционный синтез систем. /Е.П. Балашов – М.: Радио и связь, 1985. –328 с
2. Кузнецов Ю.Н., Герра Ж.А. Хамуйела, Аль-Рефо Ибрагим Фархан Салман "Описание и синтез зажимных механизмов станков на различных уровнях сложности структуры" Науковий журнал «Технологічні комплекси» № 1 (9), Луцьк, ЛНТУ 2014 ISSN 2304-4519. – с. 12–20.
3. Кузнецов Ю.Н. Генетико-морфологический подход к созданию и прогнозированию развития зажимных механизмов для вращающихся деталей / Ю.Н. Кузнецов, А.Г. Хамуйела Жоакин, А. Попаров // Journal of the Technical University – Sofia/ - Plovdiv branch, Bulgaria “Fundamental, vol. 19, Book 2, 2013. – pp. 7-13.
4. Кузнецов Ю. Н., Сидорко В.И., Булах И.И. Самонастраивающиеся приводы зажима токарных автоматов // Станки и инструмент.- 1983.-№10. – с. 18 – 19.
5. Кузнєцов Ю.М., Придальний Б..І. Проектування цільових механізмів маніпулювання верстатів нового покоління. Вид. 2ге змін. /Під загальною редакцією проф. Ю.М.Кузнєцова. –Луцьк: Вежа-Друк, 2014. – 428 с.
6. Кушіль І.Л. Функціонально-модульний аналіз та проектування приводів затиску змінної структури з геометричним замиканням токарних автоматів. Дис… канд. техн. наук. Луцьк: 2004. – 212с.
7. Самонастраивающиеся зажимные механизмы: Справочник /Ю.Н.Кузнецов, А.А.Вачев, С.П.Сяров, А.Й. Червенков: под ред. Ю.Н.Кузнецова.- К.: «Тэхника»; София: Гос. Изд-во «Техника», 1988.- 222с.
8. Шинкаренко В.Ф. Основи теорії еволюції електромеханічних систем. – К.: Наукова думка, 2002. – 288 с.
9. Hamuyela J.A. Guerra, Kuznetsov Y.N., Ibrahim Al-Refo Farhan. Creation of new clamping mechanisms using genetic-morphological method // Journal of mechanical engineering NTUU «Kyiv Polytechnic Institute» №67, 2013, ISSN 2305-9001. – pp. 155–162.
10. Yuriy Kuznietsov, Vasiliy Shynkarenko. The Genetic approach is the key to innovative Synthesis of complicated Technical Systems. Journal of the Technical University at Plovdiv, Bulgaria Fundamental Sciences and Applications/ Volume 16, book 2, 2011. P.p.15 – 33.

Стаття надійшла в редакцію 20.03.2015.

© Ю.М. Кузнєцов, Б.І. Придальний

УДК 681.762:677.631.2

Ю.В. Куц
Луцький національний технічний університет

ОГЛЯД ІСНУЮЧИХ МЕТОДІВ ПЛАКУВАННЯ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

У статті проаналізовано основні методи плакування порошкових матеріалів. Огляд охоплює дослідження як відомих розроблених матеріалів, так і сучасних нових матеріалів. Наведено перспективні методи плакування, які пов'язані з використанням композиційних порошків.

Ключові слова: *плакування, порошковий матеріал, захисне покриття.*

Ю.В. Куц

ОБЗОР СУЩЕСТВУЮЩИХ МЕТОДОВ ПЛАКИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

В статье проанализированы основные методы плакирования порошковых материалов. Обзор охватывает исследования, как известных разработанных материалов, так и современных новых материалов. Приведены перспективные методы плакирования, связанные с использованием композиционных порошков.

Ключевые слова: *плакирования, порошковый материал, защитное покрытие.*

Yu. Kuts

THE REVIEW OF EXISTING METHODS CLADDING POWDER MATERIAL

The basic methods of cladding materials in powder article analyze. Review covers studies known as developed materials and modern new materials. Theperspectivemethods cladding methods given in the article related to the use of composite powders.

Keywords: *cladding, powder material, protective coating.*

Постановка проблеми. Проблемою сучасного машинобудування є підвищення надійності і довговічності поверхонь деталей під час контактної взаємодії в умовах тертя. Її вирішення визначається ефективністю захисту поверхневих шарів деталей машин, апаратів і, особливо, їх функціональних органів від різноманітного роду контактних руйнувань. У машинобудуванні широко застосовуються композиційні матеріали, сформовані з дисперсійних матеріалів, частки яких зв'язані металевою матрицею. Велика різноманітність дисперсійних матеріалів, виробництво яких освоєно промисловістю і не менший різновид матеріалів, придатних в якості матриці, дозволяє створювати безліч композиційних матеріалів [1].

Сьогодні певний дослідницький, науковий і комерційний інтерес вітчизняних і зарубіжних вчених, виробників спрямований на перехід до дослідження гібридних наноструктурних, макро,- і мікрогетерогенних, мезоструктурних градієнтних зносостійких покриттів.

Тому **метою** нашого дослідження є підвищення надійності і довговічності поверхні деталей, для уникнення різноманітного роду контактних руйнувань. Для цього необхідно розглянути різні методи плакування, нанесення металевих і неметалевих покриттів на порошки та готові поверхні.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Сучасні зарубіжні науковці використовують у своїх новітніх розробках спеціальні порошки заліза, плаковані органічними компонентами [2–4]. Деякі дослідження процесів отримання металевих плівок на порошкових матеріалах вакуумно-конденсаційними методами для певних галузей застосування описано в роботах [5, 6]. Так, Бобков В. В. та ін. співавтори роботи [5] осаджували металеві плівки на частинки порошку дисперсністю від 20 до 500 мкм магнетронним методом. Автори роботи [6] Шаронов Є. О. та ін. досліджували процес напилення міді на керамічний порошок SiO2 – FeOn вакуумно-дуговим методом для отримання хімічних каталізаторів. В роботі Смирнова І.В [7]. нанесення металевих плівок на порошок здійснювалось вакуумно-дуговим способом, який через свої фізико-технологічні особливості дозволяє формувати металеві плівки з високою швидкістю конденсації і міцністю зчеплення.

Основна частина. До захисних металевих 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.

Розрізняють наступні методи нанесення захисних покриттів:

© Ю.В. Куц

1. гальванічний;
2. дифузійний;
3. розпилювання (металізація);
4. занурення в розплавлений метал (гарячий метод);
5. термомеханічний (плакування).

По механізму захисту розрізняють металічні покриття анодні і катодні (рис.1). Метал анодних покриттів має електродний потенціал більш негативний, ніж потенціал металу, що захищається. У разі застосування анодних покриттів не обов'язково, щоб воно було суцільним. При дії розчинів електролітів у виникаючому корозійному елементі основний метал—покриття основного металу є катодом і тому при достатньо великій площі покриття не руйнується, а захищається електрохімічно за рахунок розчинення металу покриття. Прикладами анодних покриттів є покриття заліза цинком і кадмієм. Анодні покриття на залізі, як правило, володіють порівняно низькою корозійною стійкістю і придатні тільки для захисту апаратури і споруд від атмосферної корозії або від дії води.

Катодні металеві покриття, електродний потенціал яких більш електропозитивний, ніж потенціал основного металу, можуть служити надійним захистом від корозії тільки за умови відсутності в них пор, тріщин і інших дефектів, тобто за умови їх суцільності, оскільки вони механічно перешкоджають проникненню агресивного середовища до основного металу. Прикладами катодних захисних покриттів є покриття заліза міддю, хромом і іншими більш електропозитивними металами.

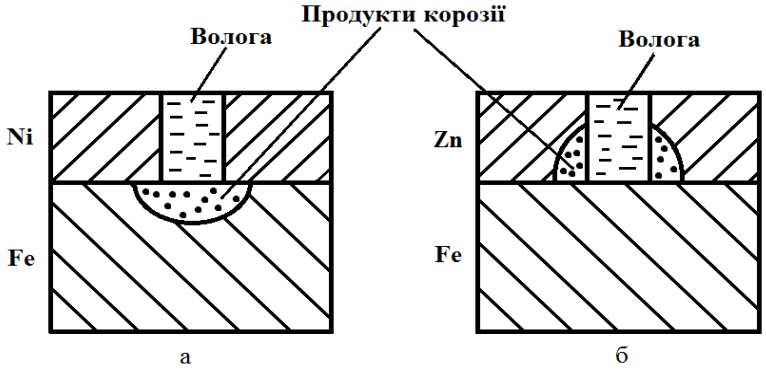


Рис. 1. **Схема корозії заліза з пористим катодним (а) и анодним (б) покриттям**

На рис. 2 показані типи структури поверхневих шарів при термомеханічному методі.

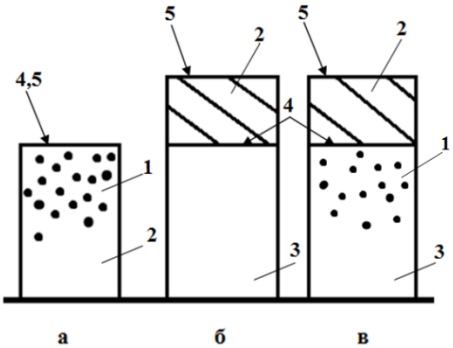


Рис. 2. **Схематичне зображення поверхневих шарів:**
а – тільки поверхневий шар, *б* – тільки покриття, *в* – поверхневий шар + покриття;
1 – поверхневий шар;
2 – покриття;
3 – основа;
4 – первинна поверхня деталі;
5 – остаточна поверхня деталі.

Термомеханічний спосіб (плакування) широко використовується для захисту від корозії основного металу або сплаву іншим металом(сплавом), який стійкий до дії зовнішнього середовища. З'єднання металів між собою проводять гарячою прокаткою, при якій утворюється

міцна сполука двох металів за рахунок дифузії одного металу в інший. Плакування отримують одно – і багатошарові метали [8].

Для плакування застосовують метали і сплави, що володіють доброю зварюваністю: вуглецеві, кислотостійкі сталі, дюралюміній, сплави міді та ін. В якості захисного покриття при плакуванні широко використовуються алюміній, тантал, молібден, титан, нікель, нержавіючі сталі та ін. Товщина плакуючого шару різна і коливається від 3 до 60% від товщини металу який захищають.

Відомо, що керування межею розділення фаз дає можливість істотно підвищувати властивості матеріалів. Одним із видів такого керування межею розділення є створення бар'єрних покриттів на порошках [9, 10]. При цьому кожне зерно(рис.3,4) чи кілька зерен разом покриваються шаром, що надалі є бар'єрним покриттям між частинками феромагнітної складової. На рис.4 ми можемо спостерігати плаковану частинку порошку NiAl і збільшену для наочності.

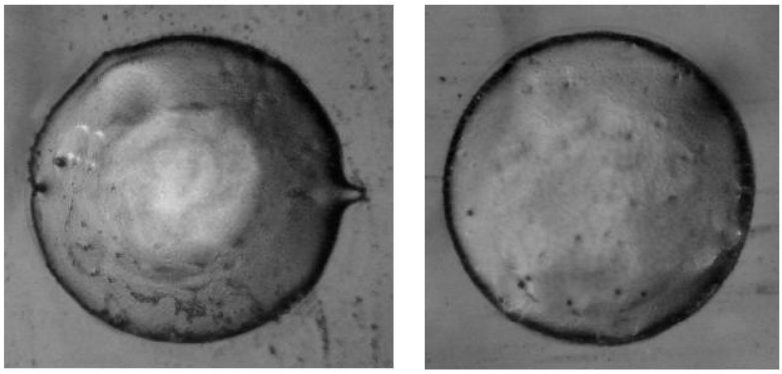


Рис. 3. **Частинки порошку Al_2O_3 плаковані титаном та алюмінієм при різних температурах(х 350)** [11]

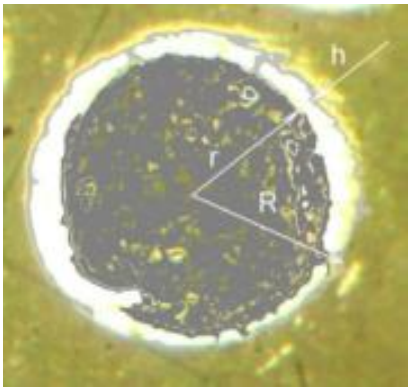


Рис.4. **Частинка порошку NiAl після плакування (х800)**[11]
r – радіус вихідної частинки,
R – радіус плакованої частинки;
h – товщина оболонки.

Відома низка методів нанесення металевих і неметалевих покриттів на порошки, такі як:

1. **хімічне** [12–16]
2. **електрохімічне осадження** [17]
3. **напилювання**[18, 19]
4. **випаровування і конденсація у вакуумі** [20]
5. **осадження з парової фази**, у тому числі з використанням методів газотранспортних реакцій,
6. **автоклавне відновлення металів з одночасним осадженням на поверхні введених порошків** [21, 22] і низка інших методів.

Проте не всі вони рівною мірою використовуються в техніці і промисловості. Одним із найбільш розповсюджених методів нанесення покриттів, є метод хімічного осадження. Даний метод відносно недорогим, не потребує спеціального дорогого устаткування, дозволяє одержувати якісні покриття із нікелю, міді, кобальту, хрому, що мають високе зчеплення з поверхнею матеріалу, який покривається.

© Ю.В. Куц

Як вже було сказано, що існують різноманітні технології одержання композиційного порошку, в тому числі й з плакованою оболонкою [23, 24]. Такі способи плакування порошків мають свої переваги і недоліки. Наприклад, ***поверхневе електролітичне осадження металів*** не дає можливості безпосередньо плакувати не електропровідні порошки, оскільки потрібна попередня металізація їх іншими способами. Виключається також можливість плакування порошків карбідами, нітридами та іншими твердими сполуками. ***Хімічна металізація*** порошків дозволяє формувати одно - і багатокомпонентні шари на різних порошкових матеріалах. Недоліком цього способу є необхідність промивання і сушіння порошків. Така технологія, як ***карбонільна технологія*** нікелювання порошків ефективніша за швидкістю осадження, ніж процес хімічного нікелювання, але складніша в апаратурному оформленні. Крім того, ці методи не забезпечують екологічну чистоту, високу хімічну чистоту осаду і надійне зчеплення металевої оболонки з частинкою — ядром порошку. Альтернативою хімічним і гальванічним методам на сьогодні є сучасний ***золь-гель процес*** модифікування порошків із своїми особливостями [25]. При золь-гель-технології вихідні компоненти повинні перебувати в рідкому стані або являти собою розчини необхідних твердих сполук. Для отримання колоїдних розчинів (золів) і їх структуроутворення необхідне ретельне змішування при правильному виборі дозування. Процес ускладнюється подальшою сушкою, видаленням вологи і вибором режимів відпалу. Зазначених недоліків значною мірою позбавлені способи випару і конденсації металів у вакуумі [26—28]. Методи ***вакуумної металізації*** завдяки своїй універсальності відкривають можливості одержання нових видів композиційних матеріалів і покриттів. Серед поширених вакуумних технологій конденсації металевих плівок особливе місце посідає ***метод іонно-плазмового розпилення*** металів в умовах дугового розряду [29—33]. Цей перспективний, розроблюваний метод плакування порошків завдяки своїм фізико-технологічним можливостям дає змогу забезпечувати рівномірну металеву оболонку з високими швидкостями осадження і часткою металевого конденсату до 25 %. При цьому можна формувати складні композиції кераміки з різними зв'язками, в тому числі й при пошаровому осадженні різних металів. Такі можливості дозволяють застосовувати плаковані порошки для різних цілей: створення нових хімічних каталізаторів; одержання композиційних матеріалів пресуванням і спіканням композиційних порошків, наприклад, для виготовлення різального інструменту; одержання псевдосплавів з підвищеними властивостями на міцність, зокрема сплавів на основі алюмінію з дисперсним зміцненням плакованими частинками; отримання композиційних пластмас; створення газотермічних та інших покриттів із спеціальними властивостями [33].

На даний час для плакування порошків використовуються, дорогі і дефіцитні метали (Co, Ni, Mo) з низькою адгезією до керамічного ядра, що у певних випадках призводить до згортання або здування оболонки в процесі напилення і як наслідок до погіршення властивостей напилених покриттів [34]. Забезпечення надійного зчеплення металевої оболонки з керамічним ядром порошку можливо шляхом застосування перехідних шарів з хімічно активних металів, а також методів фізичного осадження у вакуумі.

Недоліками плакування частинок порошку є дороговартість методу і прискорена корозія. Цей спосіб часоємний, який потребує проходження багато операцій. В порівнянні з плакуванням пресованого порошку є низька механічна міцність, тому цей метод більше використовують для виготовлення магнітно - м'якого матеріалу.

У подальших публікаціях планується більш детально розглянути плакування спресованих поверхонь з порошкових матеріалів (рис.5).

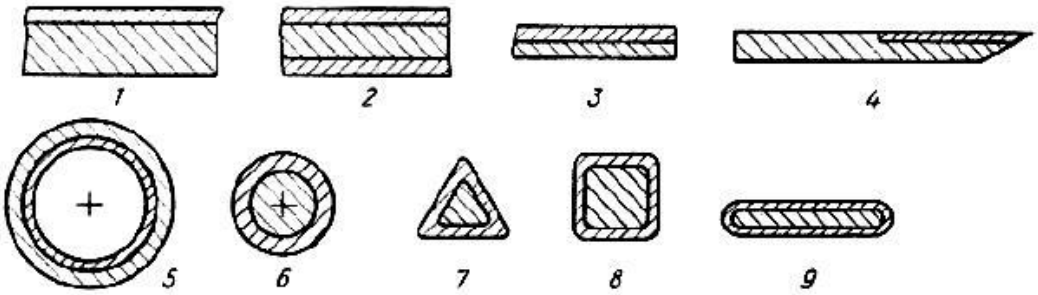


Рис. 5. **Зразки плакованих виробів**
1, 2 – плакований лист 3 – термобіметал 4 – ножовий біметал
5 – плакована труба 6-9 – плаковані пруткова сталь,дріт, сортові.

Метод плакування забезпечує високе виробництво технологічних процесів, високу адгезію, відсутнє обмеження на товщину з'єднуваних матеріалів. А також підвищення якості плакованого матеріалу можна забезпечити за рахунок додаткової термічної обробки.

Висновки. Як видно з цієї статті існують різноманітні методи плакування порошкових матеріалів. Деталі конструкційного та триботехнічного призначення в різноманітних вузлах і механізмах піддаються зношуванню, тому різноманітні методи плакування використовуються з метою вирішення цієї проблеми. Актуальним є нанесення комбінованого захисного покриття, що значно підвищить зносо- та корозійну стійкість деталей. Нанесення покриттів надасть можливість захистити деталі від спрацювання та підвищити їхню довговічність.

1. Федорченко М.И. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, область применения / М. И.Федорченко, И. Н. Францевич, И. Д. Радомысельский и др. – К.: Наук. думка, 1985. - 624 с.
2. Y. Shimada et al. Development of high performance sintered soft magnetic material // Powder Metall. – 2006. – Vol. 53, № 8. – P. 686–695.
3. Kazuo Asaka. Soft magnetic materials and their applications. Euro PM 2000. Soft magnetic material workshop, Munich, october 2000. – P. 45–51.
4. Lars – Olof Pannander, Alan Jack. Soft magnetic iron powder materials AC properties and their application in electrical machines. Euro PM 2003, Valencia, 22–23 October 2003. – P. 25–28.
5. Бобков В. В., Глушко В. И., Рябчиков Д. Л., Алимов С. С., Старовойтов Р. И. Конденсация металлических пленок на дисперсных материалах // В кн. «Физические явления в твердых телах». Материалы 3 международной конференции «Физические явления в твердых телах», 1997. – Харьков – С. 179.
6. Шаронов Е. А., Ванновский В. В., Алексеев С. В. Вакуумно-дуговое напыление меди на порошок керамики SiO2 – FeOn // Труды 6-й междунар. Конференции «Пленки и покрытия – 2001». – СПб: Изд. СПбГТУ. – 2001. – С. 146-149.
7. І. В. Смирнов , М. А., О. В. Багатоканальна система автоматизації роботи установки вакуумно-дугового напилення// «Восточно-Европейский журнал передовых технологий» , ISSN 1729-3774 1/5 (61) 2013
8. В.К.Король, М.С.Гільденгорн В«основи, технології виробництва багатошарових металівВ» видавництво В«МеталургіяВ», 1970.
9. V.A. Maslyuk, O.A. Panasyuk, H. Danninger, V.G.Lyulko, A.V. Minitsky, L.M.Apininska. Origination and investigation of properties of powder magneticsoft materials, based on the iron powders, clad with metal and non-metal components // Euro PM 2004. Austria Centre, Vienna, Austria 17-21 oct. 2004. – Vol. НАНОТЕХНОЛОГІЇ ТА НОВІ МАТЕРІАЛИ Вісник КНУ імені Михайла Остроградського. Випуск 2/2011 (67). Частина 1 82 4. – P. 577–581.
10. Маслюк В.А., Панасюк О.А., Апининская Л.М., Вергелес Н.М., Миницкий А.В. Плакирование порошков как один из методов получения композиционных материалов с заданными свойствами // Тез. докл. Межд. конф. «Материалы и покрытия в экстремальных условиях» Кацивели, Крым, Украина, 13–17 сент. 2004.– С. 152.
11. Смирнов І. В.,Чорний А. В., Зіберов Л.М. Відновлення емалевих покриттів плазмовим напиленням плакованих порошків // Збірник наук праць НУК. – 2009. – № 1. – С. 45.
12. Вишенков С.А. Химические и электрохимические способы осаждения металлопокрытий. – М.:Машиностроение, 1975. – С. 310.
13. Картвелешвили И.М., Терентьев А.Е., Ильченко Н.С. Автоклавное плакирование порошков алюминия и карбида вольфрама никелем // Порошковая металлургия. – 1990. – № 6. – С. 16–18.
14. Пат. № 3457995 Япония, МКИ С23 С14/22. Способ и установка для нанесения покрытий на частицы тонкого порошка / Nishin Steel Co. Ltd, Japan.Takeshima E. № 140636/88 Заявл. 09.06.1988. Опубл.13.12. 1989.
15. А.с. № 1685601 СССР, МКИ В22 1/02. Способ нанесения никелевого покрытия на порошки. Ин-т химии поверхности АН УССР / Голодный Ю.Ф., Загоровский Г.М., Оченко В.М. и др. № 4781260/02 Заявл. 04.12.1989. Опубл. 23.10.1991.
16. Chi K., Hu C., Wang H. Химическое меднение порошков водородадсорбирующего сплава // Dianchi Batarey Bimon. – 1995. – V. 25, № 5. – P. 224–227.
17. Guan C. Исследование технологии электро-осаждения аморфного Ni – P покрытия на поверхность искусственных алмазов // Diandu Yu Jingshi = Plat and finish. – 1994. – V. 16, № 1. – P. 13–15.
18. Ramaseshan R., Nair N.G., Seshadri S.K. Magnetic moment studies on nickel coated titanium powders // J.Mater. Sci. Lett. – 1997. – V. 16, № 17. – P. 1441–1443.
19. Moustafa S.E., El-Badry S.A., Sanad A.M. Effect of graphite with and without cooper coating on consolidation behaviour and sintering of cooper // Powder met. – 1997. – V. 40, №3. – P. 201–206.
20. Мовчан Б.А., Малашенко И.С. Жаростойкие покрытия осаждаемые в вакууме / Под ред. Б.Е. Патона; Ин-т электросварки им. Е.О.Патона. – К.: Наук. думка, 1983. – С. 231.
21. Найдич Ю.В., Колесниченко Г.А., Костюк Б.Д. Металлизация порошков распылением металла с помощью электронно-лучевого нагрева // Порошковая металлургия. – 1973. – № 9. – С. 91–93.
22. Heck F.W., ReesE.L., Koehler L.F. The use of the carbonyl nickel gas process to nickel coat particulate materials // Int. Conf. Powder met., London, 2–6 july 1990. – V.2. – P. 40–46.
23. Вишенков *С.А.* Химические и электрохимические способы осаждения металлопокрытий. — М: Машиностроение, 1975. — 312 с.
24. 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.
25. Хамова Т.В., Шилова О.А., Голикова Е.В. Исследование структурообразования в золь-гель системах на основе тетраэтоксисилана // Физ. и хим. стекла. — 2006. — **32**, № 4. — С. 615—631. 20 Наукові вісті НТУУ "КПІ" 2009 / 3

© Ю.В. Куц

26. Костржицкий А.И., Лебединский О.В. Многокомпонентные вакуумные покрытия. – М.: Машиностроение, 1987. — 208 с.
27. Газотермические покрытия из порошковых материалов: Справочник / Ю.С. Борисов, Ю.А. Харламов, С.Л. Сидоренко, Е.П. Артадовская. — К.: Наук. думка, 1987. — 544 с.
28. Мовчан Б.А., Малашенко И.С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. — К.: Наук. думка, 1983. — 232 с.
29. Хороших В.М. Стационарная вакуумная дуга в технологических системах для обработки поверхностей //Физическая инженерия поверхности. — 2003. — **1**, № 1. — С. 19—26.
30. Денбновецкий 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.
31. 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 всесоюз. совещ. по жаростойким покрытиям, Тула, 1983. — Л.: Наука_, 1985. — С. 157—161.
32. Новиков Н.Н. Особенности поведения дисперсных материалов при их металлизации в вакууме / Рук. деп. Укр. НИИНТП от 12.09.87. — 20 с.
33. Шаронов Е.А., Ванновский В.В., Алексеев С.В. Вакуумно-дуговое напыление меди на порошок керамики SiO2—FeOn // Тр. 6-й Междунар. конф. “Пленки и покрытия — 2001”. — СПб.: СПбГТУ, 2001. — С. 146—149.
34. Борисов Ю. С. Межфазное взаимодействие в частицах композитных порошков при плазменном напылении. – В сб. Жаростойкие покрытия для защиты конструкционных материалов. – Л.: Наука. – 1977. – С. 147-151.

© Ю.В. Куц

УДК 621.763

[1]В.М. Малець, [2]І.В. Швець, [1]В.П. Кашицький, [1]П.П. Савчук
Луцький національний технічний університет, Україна
Кременецька обласна гуманітарно-педагогічна академія ім. Тараса Шевченка, Україна

ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ ПОКРИТТІВ НАПОВНЕНИХ ДИСПЕРСНИМ ПОРОШКОМ ЦИРКОНІЮ

В статті досліджено вплив вмісту порошку цирконію на адгезійну міцність епоксидних композитів. Введення високодисперсних частинок цирконію за оптимального вмісту забезпечує значне підвищення адгезійної характеристики, що вказує на перспективу створення високоякісних зносостійких покриттів з даним наповнювачем.

Ключові слова: *епоксикомпозитний матеріал, порошок цирконію, адгезійна міцність, внутрішні напруження.*
Рис. 3. Літ. 5.

В.М. Малец, И.В. Швец, В.П. Кашицкий, П.П. Савчук

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ ПОКРЫТИЙ НАПОЛНЕННЫХ ДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ЦИРКОНИЯ

Оптимизация состава эпоксикомпозитных покрытий наповненых дисперсным порошком циркония. В статье исследовано влияние содержания порошка циркония на адгезионную прочность эпоксидных композитов. Введение высокодисперсных частиц циркония при оптимальном содержании обеспечивает значительное повышение адгезионной характеристики, указывает на перспективу создания высококачественных износостойких покрытий с данным наполнителем.

Ключевые слова: *епоксикомпозитний материал, порошок циркония, адгезионная прочность, внутренние напряжения.*

M.M. Malets, I.V.Shvetc, V.P.Kashytskyi, P. Savshuk

OPTIMIZATION OF COATINGS EPOKSYKOMPOZYTNYH FILLED WITH ZIRCONIUM DISPERSED POWDER

The article presents the results of research of the influence the content of zirconium powder on the adhesive strength epoxy composites. The introduction of fine particles of zirconium for optimal content provides a significant increase in adhesion characteristics, indicating the prospect of high wear-resistant coatings with this filler.

Keywords: *epoksykompozytnyy material, zirconium powder, adhesive strength, internal stress.*

Формування на поверхнях деталей обладнання зносо- та корозійностійких покриттів є одним з способів вирішення проблеми підвищення ресурсу експлуатації машин та механізмів. Вимоги, що пред'являються до захисних функціональних покриттів досить різноманітні: висока стійкість проти великих теплових навантажень, висока адгезія до підкладки, мала газопроникність покриття, ідентичність термічного розширення покриття і підкладки, однак найчастіше покриття повинно характеризуватися комплексом властивостей, які забезпечать їх тривалу роботу в складних умовах експлуатації. Застосування композитних покриттів на полімерній основі забезпечує високий корозійних захист поверхні, однак не захищає поверхню в більшості випадків від зношування. Використання фізичного та хімічного модифікування термореактопластів сприяє підвищенню фізико-механічних, теплофізичних та експлуатаційних властивостей полімеркомпозитів. Перспективним матеріалом у вирішенні даної задачі є застосування в якості наповнювача високодисперсного порошку цирконію.

З швидким розвитком промисловості зростає кількість практичних застосувань порошку цирконію. Завдяки високим фізико-хімічним характеристикам цирконій знаходить широке застосування в різних галузях виробництва: ядерній енергетиці, металургії, вугільній та хімічній промисловості, авіаційно-космічній техніці, електроніці та медицині. Він використовується в якості конструкційних, термобар'єрних, теплозахисних, електроізоляційних, зносостійких матеріалів [1, 2]. Цирконій поєднує в собі унікальні різнорідні властивості: підвищену корозійну і радіаційну стійкість, іонну провідність, термостійкість та зносостійкість, високу міцність, пластичність, твердість та пружність, біологічну сумісність [3], що стимулює дослідження по створенню захисних епоксикомпозитних покриттів з новими властивостями на його основі.

Крім того цирконій в сучасному економічному житті України займає одне з першорядних значень, оскільки Україна по запасам цирконієвих пісків займає провідне місце у світі і перше серед країн СНД [4]. Тому міцні, зносо- та теплостійкі, антикорозійні захисні покриття для деталей машин та механізмів можуть стати ще однією областю застосування цирконію, що дозволить суттєво розвинути економіку країни. Заміна дефіцитних дорогоцінних і тугоплавких металів і нержавіючих сплавів цирконієвими матеріалами в автомобілебудуванні, транспортному та хімічному машинобудуванні, електроприладобудуванні та інших галузях промисловості не тільки економічно вигідна, а в більшості випадків технічно доцільна.

© В.М. Малець, І.В. Швець, В.П. Кашицький, П.П. Савчук

В науці та техніці актуальним є питання отримання, вивчення властивостей і використання високодисперсних та нанорозмірних порошків останнім часом широко обговорюються в світовій літературі, оскільки перспективи їх застосування обіцяють суттєвий прогрес у матеріалознавстві і у фізиці твердого тіла взагалі. Оскільки зниження розмірів часток вихідного порошку від макро- до мікро- та нанометрів дозволяє не тільки підвищити щільність і поліпшити механічні характеристики матеріалів, але й істотно змінити їх фізичні властивості. При цьому зміни стосуються основних характеристик: параметрів гратки, електронної структури, температури плавлення і фазових перетворень, температури Дебая і Кюрі, швидкості дифузії і хімічних реакцій. Незвичайні властивості нанопорошків обумовлені як особливостями будови окремих частинок, включаючи велику частку поверхні, так і комплексною їх поведінкою, властивою лише таким малим об'єктам.

Для забезпечення однорідності розподілу високодисперсних армуючих елементів і високої стабільність фазового складу композицію опромінюють зовнішніми енергетичними полями. Застосування даних полів дає змогу змінювати як надмолекулярну структуру, густину, так і механічні властивості епоксикомпозиційних матеріалів. Перспективною є обробка електромагнітним опроміненням полімерних композитів, яка сприяє більш рівномірному розподілу структурних складових, активізації взаємодії на межі поділу фаз та зменшенню дефектності системи [5].

Як об’єкт дослідження обрано епоксидну смолу марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84), що являє собою реакційноздатний олігомерний продукт на основі дигліціділового ефіру дифенілолпропану. Епоксидно-діанова смола характеризуються високою адгезією до металу, скла, кераміки, стійкістю в агресивних середовищах, високою твердість та еластичністю. Для полімеризації епоксидних композицій використовували затверджувач поліетиленполіамін - ПЕПА (ТУ 6-05-241-202-78), який має високу швидкість взаємодії первинних і вторинних аміногруп з епоксидними групами вже при кімнатній температурі.

Цирконій у вільному стані при нормальних умовах являє собою блискучий сріблясто-білий метал щільністю 6,45 г / $см^3$. У тонкоподрібненому стані утворює порошок чорного кольору. Чистий, не містить домішок цирконій дуже пластичний і з легкістю піддається холодній та гарячій обробці. Твердість за Брінеллем становить 640-670 Мн / $м^2$ або 64-67 кгс / $мм^2$. Цирконій - метал високих температур: температура плавлення ($t_{пл}$) високочистого цирконію 1845 ° С, температура кипіння
($t_{кип}$) 3580-3700 ° С. Двоокис цирконію ZrO_2 - одна із найбільш тугоплавких речовин природи. Вона плавиться при температурі 2680 ° С. Такі властивості металу і його діоксиду зумовили їх широке застосування в металургії. Цирконій парамагнітний, його питома магнітна сприйнятливість збільшується при нагріванні металу. Так при температурі -73 ° С питома магнітна сприйнятливість цирконію дорівнює 1,28 ° С, а при 327 ° С - 1,41 ° С.

Одна з найкращих властивостей цирконію - це його висока корозійна стійкість по відношенню до багатьох агресивних середовищ. За звичайних умов цирконій інертний по відношенню до атмосферних газів і води, не реагує з соляною і сірчаною (концентрацією до 50%) кислотами. Найбільше опір цирконій надає лугам, це єдиний метал стійкий в лугах, що містять аміак.

Така стійкість пояснюється утворенням захисної оксидної плівки на його поверхні, яка запобігає руйнуванню метала. Щоб повністю окислити цирконій потрібно нагріти його до 700 ° С, тільки тоді плівка частково зруйнується, частково розчиниться в металі. На відміну від компактного металевого цирконію метал у вигляді стружки або порошку легко самозаймаються на повітрі вже при кімнатних температурах в результаті механічної дії, удару, тертя. При попаданні на цирконій іскри або полум'я, можливо миттєве його займання. Такий процес є екзотермічним і відбувається з великим виділенням тепла. Пилоподібний цирконій в суміші з повітрям здатний вибухати. Цирконієвий порошок повинен зберігатись у зволоженому стані з вологістю 15 - 20%. Зволоження проводитися 50% -ним розчином етилового спирту. Всі види робіт з легкозаймистим дрібнодисперсним порошкам (виробництво, дроблення, просівання, розтирання, пресування, приготування суспензій та їх використання) повинні бути проведенні в окремому приміщення, обладнані вентиляцією, і проводитися в металевих витяжних шафах далеко від відкритого полум'я, гарячих печей і розжарених предметів.

Оцінку механічних характеристик виконували при дослідженні адгезійної міцності та величини внутрішніх напружень епоксикомпозитних покриттів наповнених дисперсним порошком цирконію. Концентрація наповнювача знаходилась в діапазоні від 0 до 16 мас. ч. на 100 мас. ч. олігомера.

Розроблені покриття досліджували на адгезійну міцність за методикою нормального відриву (ГОСТ 14759-69). При визначення границі адгезійної міцності за нормального відриву, досліджуваний матеріал наносили на торцеву поверхню стержнів (грибків) з конічним виступом у місці захватів для самоцентрування. Дослідження проводили на розривній машині марки УММ-5 при швидкості переміщення нижньої траверси 2 мм/хв.

© В.М. Малець, І.В. Швець, В.П. Кашицький, П.П. Савчук

Внутрішні напруження визначали консольним методом за ГОСТ 13036-67, який базується на вимірюванні відхилення від початкового положення вільного кінця консольно закріпленої пружної металевої пластини. Деформація пластини відбувається під дією внутрішніх напружень, які виникають в покриттях. Покриття наносили на пластинку-основу з пружної сталі з відомими фізико-механічними характеристиками розміром 80х15 мм, товщиною 0,25...0,3 мм.

Адгезія полімерних покриттів залежить від природи полімеру, субстрату та стану його поверхні. Рівень адгезійного з'єднання полімерного покриття з матеріалом підложки визначається інтенсивністю їх молекулярної і хімічної взаємодії на межі контакту двох фаз.

Керування процесом структуроутворення у зонах міжфазної взаємодії при формуванні покриття дозволить додатково підвищити основні експлуатаційні характеристики. Тому важливими є розробка та удосконалення технології суміщення компонентів у композиті для їх реалізації у промисловому виробництві. Фізико-хімічні процеси (хімічна взаємодія контактуючих тіл, адсорбція молекул і груп молекул на межі розподілу фаз, дифузія компонентів одного з контактуючих тіл в об'єм іншого), що відбуваються при взаємодії адгезиву з субстратом, ініціюються впливом зовнішнього опромінення. Тому на попередньому етапі формування композицію піддавали впливу електромагнітних хвиль.

Формування дослідних зразків полягало в отриманні однорідної композиції до складу якої входили необхідні компоненти з механічним вимішуванням складових на кожному етапі для забезпечення високої однорідності системи. Сформовану композицію наносили на підготовлену

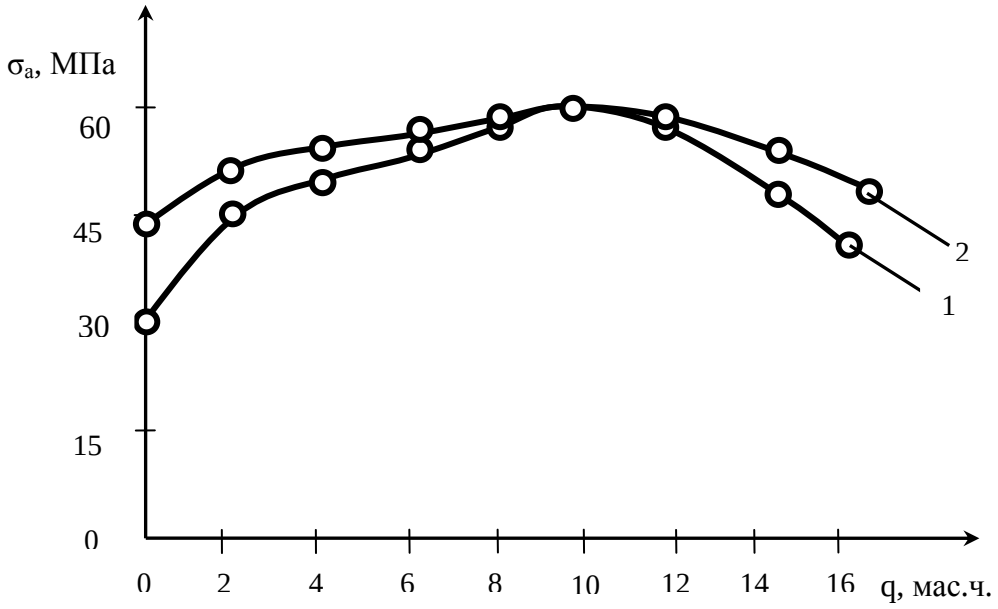


Рис. 1. **Залежність адгезійної міцності епоксикомпозиту від вмісту високодисперсного порошку цирконію: 1- без обробки; 2- електромагнітна обробка**

поверхню. Поверхню попередньо обробляли абразивом для досягнення необхідної шорсткості і знежирювали ацетоном.

Для вивчення впливу магнітного поля використовували магнітну мішалку. Обробку здійснювали в повітряному середовищі, при частоті 50 МГц. Підготовлену композицію у посудині розміром 6х4 см розташовували над джерелом електромагнітних хвиль. Оптимальна тривалість обробки складала 15 хв.

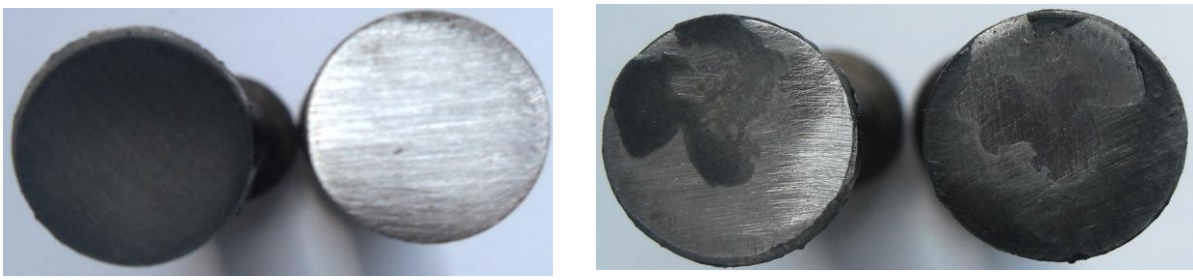
Твердження матеріалу у дослідженнях здійснювали за експериментально встановленим режимом: формування зразків та їх витримування протягом 24 годин при температурі 18 °С з метою стабілізації структурних процесів у матриці зразки; термічну обробку здійснено у печі при ступінчастому режимі: 70 °С з витримкою протягом 1 год, 100 °С – 1 год, 130 °С – 4 год.

В результаті проведених досліджень встановлено (рис. 1), що при незначному введенні порошку цирконію (2 мас.ч.) в епоксидну матрицю відбувається різкий ріст (на 40 %) адгезійної міцності епоксикомпозитного матеріалу (51,2 МПа) порівняно з ненаповненою системою.

Подальше збільшення вмісту порошку в композиції призводить до плавного зростання значень показників адгезійної міцності. Очевидно, порошок цирконію сприяє утворенню міцного зв'язку між поверхнею наповнювача і епоксидної матрицею з мінімальними внутрішніми напруженнями, завдяки високій здатності до змочування полімером та утворенню однорідної композиції. Встановлено, що діапазон критичного вмісту дисперсних часток у матриці становить 8 – 12 мас.ч., при якому адгезійна міцність досягає максимальних значень.

Збільшення вмісту наповнювача до 16 мас.ч. призводить до поступового зменшення адгезійної міцності, що в основному пов'язане з появою різноманітних дефектів на поверхні покриттів (порожнини, пори). Невисокі значення адгезійної міцності при підвищенні вмісту наповнювача можна пояснити також підвищеною в'язкістю композиції, що не дозволяє їй рівномірно заповнити мікронерівності підложки.

Аналіз поверхні клейового шва (рис. 2) показав, що для композиційного покриття без додаткової обробки (рисунок 2, а) властивий адгезійний характер руйнування. що зумовлено низькою адгезійною здатністю полімеру.



а б

Рис. 2. **Загальний вигляд поверхні клейового шва композиційних покриттів наповнених високодисперсним порошком цирконію після досліджень на адгезійну міцність: а – без обробки; б- електромагнітна обробка**

Для епоксикомпозитного матеріалу, що піддавались впливу електромагнітного випромінювання, спостерігається когезійний характер руйнування клейового шва (рисунок 2, б), що обумовлено підвищенням адгезійної міцності полімеру. Електромагнітний вплив забезпечує збільшення внутрішньої енергії та ентропії системи. Це призводить до активації ланцюгів макромолекул з утворенням під впливом опромінення вільних радикалів і подальшою їх рекомбінацією у процесі зшивання зв'язуючого.

В зразках, що піддавались впливу електромагнітного випромінювання спостерігається когезійний характер руйнування клейового шва (рисунок 2, б), що обумовлено підвищенням адгезійної міцності полімеру. Електромагнітний вплив забезпечує збільшення внутрішньої енергії та ентропії системи. Це призводить до активації ланцюгів макромолекул з утворенням під впливом опромінення вільних радикалів і подальшою їх рекомбінацією у процесі зшивання зв'язуючого.

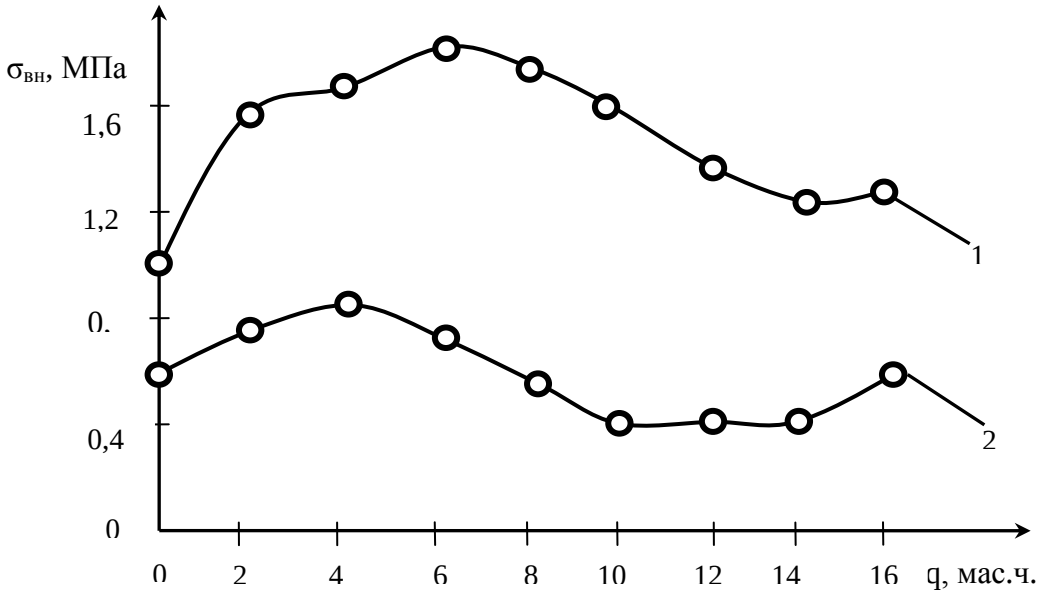


Рис. 3. **Залежність величини внутрішніх напружень композиційних покриттів від вмісту наповнювача: 1- без обробки; 2- електромагнітна обробка**

Експериментально встановлено (рисунок 3), що в необроблених зразках епоксиполімера та композиції зафіксовані високі значення внутрішніх напружень (1-1,6 МПа), що пов'язані з локальним зшиванням макромолекул матриці, при цьому процес відбувається хаотично та нерівномірно, відповідно, частина системи знаходиться в напруженому стані.

Величина залишкових напружень, визначених консольним методом, для епоксиполімерних матеріалів, що піддавались впливу додаткової обробки спадає на 40 % і становить – σвн = 0,6 МПа, для композиційних покриттів з цирконієм характерне з зменшення залишкових напружень на 50-60 %. Дані зміни залишкових напружень показують, що парамагнітна природа частинок наповнювача при електромагнітному впливі впливає на фізико-хімічні процеси при формуванні покриттів.

Таким чином, із результатів експериментальних досліджень можна зробити висновок, що введення в епоксидну матрицю дрібнодисперсного наповнювача порошку цирконію сприяє підвищенню адгезійної характеристики композиту внаслідок покращення умов полімеризації за рахунок проведеної електромагнітної обробки. Покращення зумовлені тим, що у процесі додаткової обробки активуються макромолекули епоксидної смоли з утворенням вільних радикалів. Такі радикали є більш рухливими порівняно з макромолекулами олігомера і активніше взаємодіють із центрами на поверхні дисперсних частинок.

Максимальні значення адгезійної міцності епоксикопозиційне покриття має при вмісті порошку цирконію 10 мас.ч., яка становить 63,5 МПа. Встановлено, що введення даного наповнювача дає змогу підвищити адгезійну міцність епоксидної матриці на 95 %, тому композиційні матеріали на основі цирконію є дуже перспективними з точки зору їх використання в широкому спектрі технологічних задач.

1. Габелков С. В. Кинетика кристаллизации наночастиц аморфного оксида циркония // Доповіді Національної академії наук України, 2011, № 7, 2011. – С. 83-89
2. Современное состояние и перспективы развития производства циркония и его сплавов и изделий из них / А.К. Шиков, А.Д. Никулин, А.В. Никулина и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – № 6. – С. 5-14.
3. Электронно-лучевая плавка циркония / В.М. Ажажа, П.Н. Вьюгов, С.Д. Лавриненко // Вопросы атомной науки и техники. – ИФТТМТ ННЦ «ХФТИ», г. Харьков, 2000. – С. 3-11
4. Цирконий и его сплавы: технологии производства, области применения. В.М.Ажажа, П.Н.Вьюгов, С.Д.Лавриненко, К.А.Линдт, А.П.Мухачев, Н.Н.Пипипенко: Обзор. Харьков: ННЦ ХФТИ, 1998. -89 с.
5. 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.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© В.М. Малець, І.В. Швець, В.П. Кашицький, П.П. Савчук

УДК 621.91.002

О. А. Медведєв
Брестський державний технічний університет

ОСОБЛИВОСТІ ПОБУДОВИ ТА АНАЛІЗУ ГРАФІВ КУТОВИХ РОЗМІРНИХ ЗВ'ЯЗКІВ ТЕХПРОЦЕСА МЕХОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ

Розглянуто важливість і основні особливості оцінки прийнятності техпроцессов мехобработки по точності кутових розмірів деталей машин, шляхом побудови графів і рівнянь кутових розмірних зв'язків. Розглянуто приклад використання методики размерного аналізу техпроцесу виготовлення корпусу з урахуванням зазначених особливостей.

Ключові слова: *техпроцес мехобработки, кутові розміри деталі, графи кутових розмірних зв'язків, рівняння розмірних зв'язків, аналіз точності.*

Рис. 3. Форм. 16. Літ. 3.

О. А. Медведев

ОСОБЕННОСТИ ПОСТРОЕНИЯ И АНАЛИЗА ГРАФОВ УГЛОВЫХ РАЗМЕРНЫХ СВЯЗЕЙ ТЕХПРОЦЕССОВ МЕХОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ

Рассмотрены важность и основные особенности оценки приемлемости техпроцессов мехобработки по точности угловых размеров деталей машин, путем построения графов и уравнений угловых размерных связей. Рассмотрен пример использования методики размерного анализа техпроцесса изготовления корпуса с учетом указанных особенностей.

Ключевые слова*: техпроцесс мехобработки, угловые размеры детали, графы угловых размерных связей, уравнения размерных связей, анализ точности.*

O. A. Medvedev

FEATURES OF CONSTRUCTION AND GRAPH ANALYSIS ANGLE DIMENSIONAL RELATIONSHIPS PROCESS TECHNOLOGY MACHINING PARTS

Discussed the importance and the main features of assessing the acceptability of technological processes of machining accuracy of the angular dimensions of machine parts, by constructing graphs and equations of angular size relationships. An example of using the method of dimensional analysis process technology manufacturing shell taking into account these features.

Keywords: machining process technology, the angular dimensions of parts, graphs dimensional angular relations, equations dimensional relations, the analysis accuracy.

Состояние вопроса и задачи исследования. Оценка приемлемости разработанной технологии мехобработки для обеспечения заданной точности размеров детали выполняется путем выявления и решения технологических размерных цепей. Методики выявления и расчета линейных технологических размерных цепей достаточно подробно описаны в учебной и специальной технической литературе [1, 2]. Однако, для угловых размерных цепей подобные методики отсутствуют. Важность таких методик для оценки годности получаемых деталей, объясняется более высоким уровнем точности угловых отклонений элементов деталей (должны быть в пределах допусков линейных размеров) и отсутствием регулировки угловых положений рабочих органов станков. Таким образом, усовершенствование методики оценки приемлемости техпроцессов с учетом специфики угловых размерных связей возникающих между размерами получаемых деталей и технологическими системами является актуальной задачей.

Комплексно и формализовано выявить технологические размерные цепи для всех чертежных размеров детали, можно путем построения графов размерных связей техпроцесса [1, 2]. Такой граф является моделью размерных связей в отдельном координатном направлении, представленной парой структурированных множеств: 1) множество объектов детали, объектов промежуточных полуфабрикатов и заготовки (вершины графа); 2) множество размеров между этими объектами, формирующихся в ходе мехобработки и при получении заготовки (ребра графа). Схематично граф принято изображать плоской фигурой состоящей из конечного числа пронумерованных окружностей (символизируют вершины) и линий с обозначениями размеров между объектами (символизируют ребра). Для тщательного выявления и нумерации всех объектов (вершин графа), формируемых на всех стадиях обработки и способных служить границами размеров в принятом координатном направлении, целесообразно выполнить совмещенный эскиз детали, заготовки и промежуточных полуфабрикатов. Число видов (проекций) на эскизе должно быть достаточно для изображения всех объектов и уяснения их положения. На эскизе объекты

© О. А. Медведєв

нумеруют по порядку их расположения в принятом для анализа направлении. Для одного координатного направления надо составить исходный и технологический графы.

На исходном графе все пронумерованные вершины соединяют рёбрами, соответствующими исходным размерам (размерам детали, припускам, смещениям осей поверхностей). На технологическом графе эти же вершины соединяют рёбрами, соответствующими технологическим размерам (размеры между технологическими балами и обрабатываемыми поверхностями и размеры копируемые с инструмента) и размерам чертежа заготовки. При совмещении указанных графов образуются замкнутые контуры из вершин и ребер. Каждый кратчайший замкнутый контур совмещенного графа соответствует технологической размерной цепи и используется для составления уравнения взаимосвязи номиналов ее звеньев. В левой части уравнения записывается обозначение исходного ребра со знаком «+». В правой части записываются обозначения ребер технологического графа в той последовательности, в которой они встречаются при обходе контура от границы исходного ребра с меньшим номером до его границы с большим номером. Обозначение технологического ребра записывают со знаком «+», если обход по нему происходит от вершины с меньшим номером к вершине с большим номером, и со знаком «-», если наоборот. После обхода всех кратчайших замкнутых контуров получается система линейных алгебраических уравнений (число уравнений должно быть равно числу рёбер на исходном графе), представляющая математическую модель всех размерных связей техпроцесса по данному координатному направлению. В дополнение к каждому уравнению системы составляют уравнение или неравенства взаимосвязи допусков ребер и два уравнения или неравенства взаимосвязи предельных значений ребер, традиционно используемые при решении размерных цепей методом максимума-минимума [1]. Все составленные уравнения решаются совместно методом подстановки в таком порядке, чтобы в каждом решаемом уравнении оставался лишь один неизвестный параметр. К заранее известным параметрам уравнений размерных цепей относятся: размеры детали и их допуски (из чертежа детали); допуски размеров, формы и расположения поверхностей заготовки (из стандартов); допуски технологических размеров (из таблиц средней экономической точности обработки). При определении допуска технологического размера, получаемого от черновой технологической базы, к табличному допуску следует добавить погрешность формы технологической базы. Расчёт уравнений размерных цепей целесообразно начинать с оценки приемлемости техпроцесса для достижения требуемой точности детали с помощью уравнения (неравенства) взаимосвязи допусков. Если они выдерживаются, то техпроцесс приемлем, и можно приступать к определению неизвестных параметров размерных цепей (технологических размеров, припусков, размеров заготовки). В противном случае необходимо изменить схемы базирования (соблюдать принцип совмещения баз), применять более точные методы обработки и оборудование.

Особенности построения графов угловых размерных связей. В ходе теоретических исследований формирования угловых размеров деталей при мехобработке выявлен ряд особенностей составления графов и уравнений угловых размерных связей техпроцессов, а также решения таких уравнений:

1) графы и уравнения угловых размерных связей следует составлять и решать до графов и уравнений линейных размерных связей. Это позволяет определить угловые смещения поверхностей полуфабрикатов, как составных частей промежуточных припусков. Эти смещения вносятся в исходный граф;

2) в общем случае достаточно составить исходный и технологический граф для трех координатных плоскостей детали. Одну из них следует совмещать с часто применяемой в техпроцессе установочной, направляющей или двойной направляющей технологической базой;

3) при выявлении технологических угловых размеров следует учитывать технологические базы, способные ориентировать заготовки в угловых координатных направлениях;

4) при составлении графа размерных связей для одной координатной плоскости из рассмотрения исключаются угловые размеры, лежащие в перпендикулярных к ней плоскостях.

5) если все элементы детали номинально перпендикулярны или параллельны друг другу, достаточно составить только выражения взаимосвязи допусков параллельности и перпендикулярности. При этом не требуется строгая последовательность нумерации объектов и разделение ребер технологического графа на увеличивающие и уменьшающие. Их отклонения следует считать однонаправленными для оценки наибольшего отклонений получаемого размера детали;

6) для решения уравнений взаимосвязей угловых допусков их значения в мкм/мм приводятся к единой базовой длине.

Пример анализа угловых размерных связей. Поясним описанные особенности на примере размерного анализа техпроцесса обработки корпуса (рисунок 1) по угловым размерам вокруг оси X. Заготовкой является отливка в песчано-глинистой форме. Техпроцесс мехобработки включает следующие операции: операция 05 вертикально-фрезерная (фрезерование плоскости 1 торцовой фрезой); операция 10, горизонтально-фрезерная с ЧПУ (переход 1 – черновое зенкерование отверстия 5, переход 2 – чистовое зенкерование отверстия 5, переход 3 – фрезерование плоскостей 2 концевой фрезой с поворотом детали на 180º вокруг вертикальной оси, переходы 4, 5 – фрезерование поверхностей 11 и 12 торцовой фрезой с поворотом детали на 180º); операция 15, вертикально-сверлильная (сверление 2-х отверстий 8); Операционные эскизы с указанием технологических размеров γj представлены на рисунке 1. Совмещённый эскиз детали и заготовки в проекции на плоскость, перпендикулярную оси X (плоскость YZ), представлен на рисунке 2. Этой проекции достаточно для указания всех объектов формируемых на всех стадиях обработки детали. На указанном совмещённом эскизе (рисунок 3) номера соответствуют объектам: 1 - нижняя плоскость заготовки (К); 2 - нижняя плоскость детали (Д); 3 - плоскость дна канавки детали и заготовки; 4 - верхняя плоскость основания детали; 5 - верхняя плоскость основания заготовки; 6 - ось крепежного отверстия в основании детали; 7 - ось главного отверстия детали (Е); 8 - ось главного отверстия после чернового зенкерования; 9 - ось отверстия заготовки; 10 - ось наружной цилиндрической поверхности заготовки (Г); 11 - поверхность отверстия заготовки; 12 - поверхность отверстия после чернового зенкерования; 13 - поверхность главного отверстия детали; 14 - наружная цилиндрическая поверхность заготовки; 15 - левая боковая поверхность детали; 16 - левая боковая поверхность заготовки; 17 - правая боковая поверхность детали; 18 - правая боковая поверхность заготовки; 19 - поверхность крепежного отверстия в основании детали. Угловые размеры и допуски, заданные на чертеже детали, на совмещенном эскизе имеют обозначение αj, допуски формы и расположения элементов заготовки имеют обозначение βj.

На основе совмещенного эскиза и операционных эскизов построены, исходный и технологический графы размерных связей техпроцесса (рисунок 3). На исходном графе, кроме угловых размеров и допусков детали, представлены угловые смещения ρ_i, являющиеся составляющими минимальных промежуточных припусков.

В нашем случае угловые номинальные положения объектов детали и заготовки известны из изображения проекций (0° или 90°) поэтому нет необходимости составлять уравнения размерных цепей в номиналах и предельных значениях. Достаточно составить выражения взаимосвязи допусков. Поочередно, мысленно перенося ребра исходного графа на технологический граф, получаем замкнутые кратчайшие контуры и составляем для них выражения взаимосвязи допусков размеров αj, ρ_i, βj, γj,:

1) $T\alpha_1 \geq T\gamma_4 + T\gamma_1 + T\beta_2 + T\beta_1$ **2)** $T\alpha_2 \geq T\gamma_4$ **3)** $T\alpha_3 \geq T\gamma_5$ **4)** $T\alpha_4 \geq T\gamma_3$

5) $T\alpha_5 \geq T\gamma_3 + T\gamma_6$ **6)** $T\alpha_6 \geq T\gamma_6 + T\gamma_7$ **7)** $T\alpha_7 \geq T\beta_1 + T\beta_3$ **8)** $T\alpha_9 \geq T\beta_8$

9) $T\alpha_{10} \geq T\gamma_9$ **10)** $T\alpha_{11} \geq T\gamma_{10}$ **11)** $T\rho_{n1} = T\beta_2 + T\gamma_1$ **12)** $T\rho_{n2} = T\gamma_1$

13) $T\rho_{n3} = T\gamma_3 + T\gamma_2$ **14)** $T\rho_{n4} = T\gamma_2 + T\gamma_4 + T\gamma_1 + T\beta_2 + T\beta_3 + T\beta_4$

15) $T\rho_{n5} = T\gamma_6 + T\gamma_4 + T\gamma_1 + T\beta_2 + T\beta_5$

16) $T\rho_{n6} = T\gamma_7 + T\gamma_4 + T\gamma_1 + T\beta_2 + T\beta_6$

17) $T\rho_{n7} = T\beta_7$ **18)** $T\rho_{n8} = T\gamma_8$

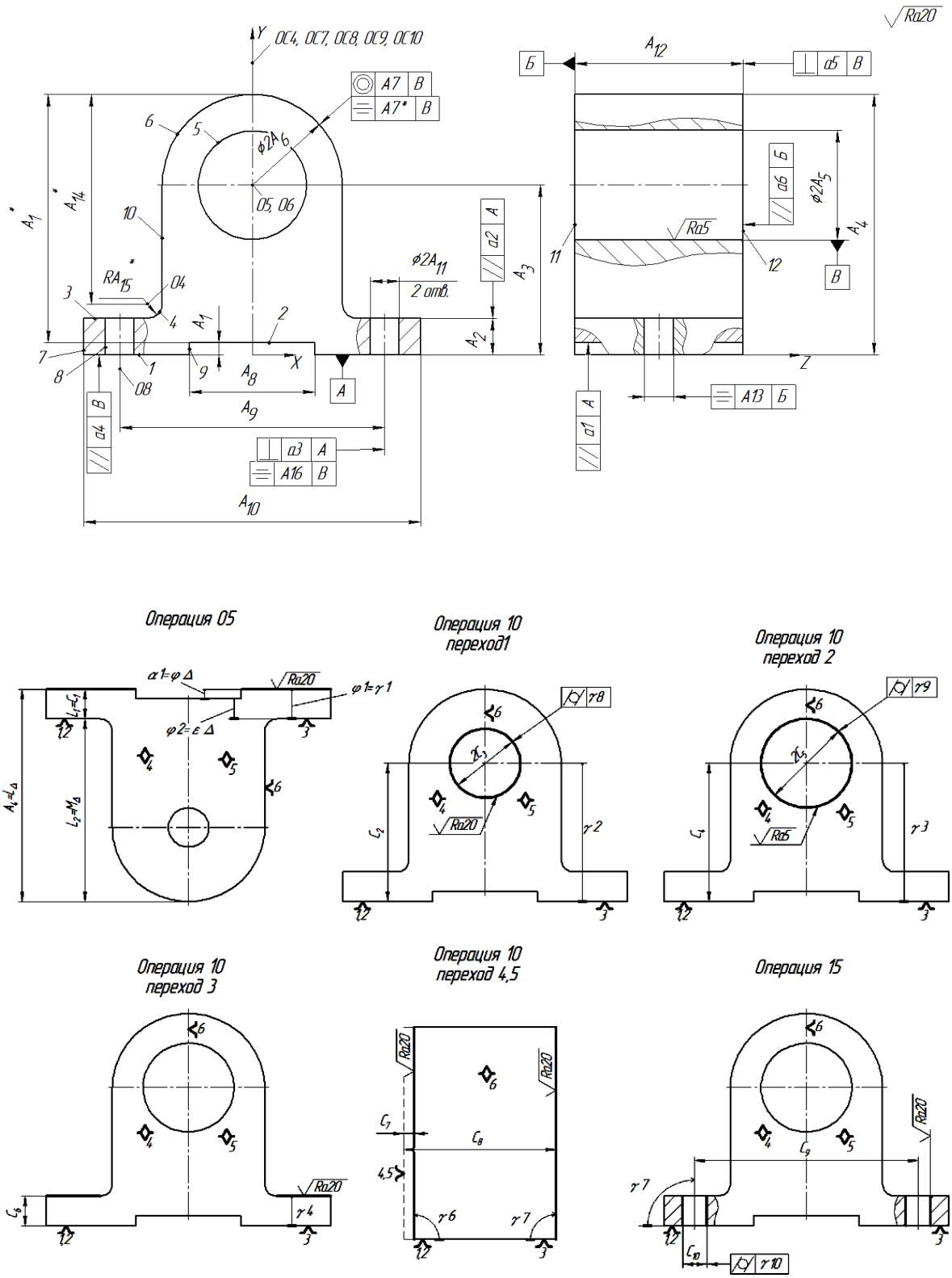


Рис. 1. **Чертеж детали «корпус» и операционные эскизы ее обработки**

Для оценки приемлемости техпроцесса по точности размеров α_j следует проверить соблюдение выражений 1…10.

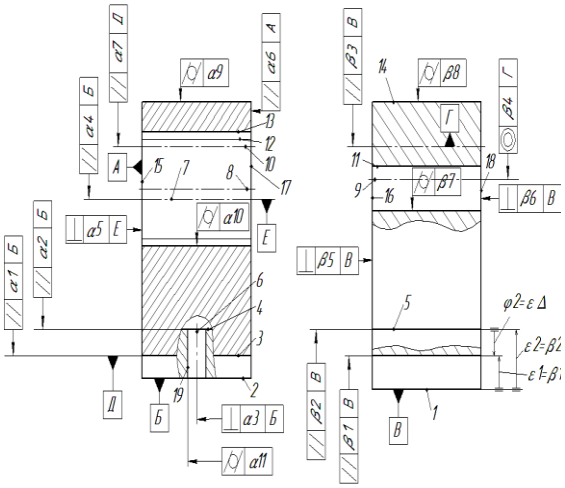


Рис. 2. **Совмещенный эскиз детали и заготовки в проекциях на плоскость YZ**

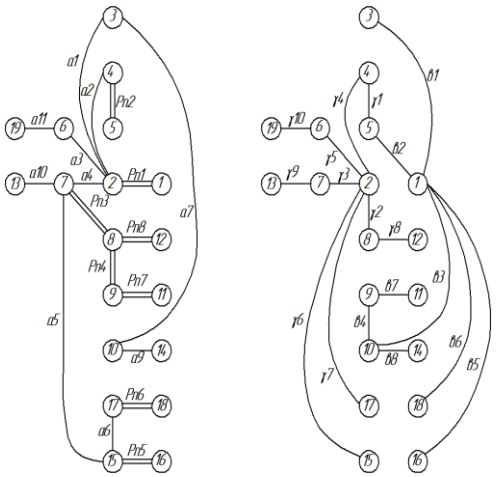


Рис. 3. **Исходный и технологический графы угловых связей техпроцесса в плоскости YZ**

Для этого выбранные по таблицам средней экономической точности [3] допуски Tγj, и выбранные по ГОСТ 26645-85 допуски отливки Tβj нужно привести к единой базовой длине (например, 100 мм).

По остальным уравнения можно вычислить погрешности перекосов $T\rho_i$, входящие в состав промежуточных припусков, удаляемых на соответствующих переходах мехобработки поверхностей детали.

Выводы. Апробирование предлагаемой усовершенствованной методики на большом числе техпроцессов, доказывает ее работоспособность. Ее использование на практике позволит повысить качество технологической подготовки производства.

1. Махаринский Е.И., Горохов В.А. Основы технологии машиностроения: учебник.- Мн. Выш. шк. 1997.
2. Проектирование технологии: Учебник для студентов машиностроительных специальностей вузов/ И.М. Баранчукова, А.А. Гусев, Ю.Б. Крамаренко и др.; Под общ. ред. Ю.М. Соломенцева.- М.: Машиностроение, 1990.-416с.
3. Косилова А.Г., Мещеряков Р.К., Калинин М.А. Точность обработки, заготовки и припуски в машиностроении. Справочник технолога. М.; Машиностроение,1976. 288с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© О. А. Медведєв

УДК 674.817-41: 692.23

М.Д. Мельничук, Д.А. Гусачук, В.М., Скуба
Луцький національний технологічний університет

ОТРИМАННЯ ЕКО-ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ВТОРИННОЇ ПАПЕРОВОЇ СИРОВИНИ

У статті було проаналізовано основні недоліки та переваги теплоізоляційного матеріалу ековати. Обґрунтовано основні причини даних недоліків. Проаналізовано матеріали та статті вітчизняних та іноземних науковців з питань формування та дослідження еко-теплоізоляційних матеріалів. Запропоновано технологію формування теплоізоляційних плит. Досліджено основні фізичні властивості даного матеріалу. Обґрунтовується важливість та необхідність отримання еко-теплоізоляційних плит та проведений порівняльний аналіз з іншими теплоізоляційними матеріалами.

Ключові слова: *ековата, еко-теплоізоляційна плита, теплопровідність, екобезпека.*
Форм. 2. Табл. 1. Рис. 4. Літ. . 6

М.Д. Мельничук, Д.А. Гусачук, В.М., Скуба

ПОЛУЧЕНИЕ ЭКО-ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ВТОРИЧНОГО БУМАЖНОГО СЫРЬЯ

В статье были проанализированы основные недостатки и преимущества теплоизоляционного материала эковаты. Обоснованы основные причины данных недостатков. Проанализированы материалы и статьи отечественных и зарубежных ученых по вопросам формирования и исследования эко-теплоизоляционных материалов. Преедложено технологию формирования эко-теплоизоляционных плит. Исследованы основные физические свойства данного материала. Обосновывается важность и необходимость получения эко-теплоизоляционных плит и проведен сравнительный анализ с другими теплоизоляционными материалами.

Ключевые слова: *эковата, эко-теплоизоляционная плита, теплопроводность, экобезопасность*

M. Melnychuk, D. Husachuk, V. Skuba

THE RECEIVING ECO THERMAL INSULATION MATERIALS BASED ON RECYCLED PAPER STOCK

The article analyzed the main advantages and disadvantages of thermal insulation material ecowool. Substantiated the main reasons these shortcomings. Analyzed the material and articles of domestic and foreign scholars on the formation and study of eco-insulating materials. The technological process of the formation of eco-insulation boards. The basic physical properties of this material. Moreover, the importance and the need for eco-insulation boards and comparative analysis with other insulation materials.

Keywords: *ecowool, eco-insulating panels, thermal conductivity, environmental safety*

Постановка проблеми. Роль вторинної сировини - може бути просто фантастичною в утепленні малоповерхових будинків. Оскільки сировина на основі поновлюваної природної сировини. Насамперед - це деревні відходи (стружка, тирса, тріска) і целюлоза (папір, картон). Макулатури сьогодні величезна кількість, і можна організувати її збір. А виробництво плитних нетоксичних важкогорючих теплоізоляційних матеріалів на такій сировині - це проблема, яку так і ніхто в світі не вирішив.

Все більш популярним є використання ековати – меленого паперу просоченого антисептиками та антипіренами. Папір наносять на стіни мокрим способом. Цей матеріал є досить перспективним і недорогим. Додатковим плюсом є можливість повторного використання паперу. Однак так як це новий та маловивчений матеріал вона має ряд недоліків: усадка, втрата теплоізоляційних властивостей з часом та часткова небезпека для здоров’я.

Для того, щоб вирішити недоліки у монолітній (плитній) ековаті необхідно визначити їх причини.

По-перше: ековата наноситься на стіни вологим способом. Враховуючи, що папір добре поглинає воду та погано її віддає, теплоізоляційні властивості погіршуються. Крім цього, висока гігроскопічність дає усадку з часом. Тому в першу чергу потрібно зменшити гігроскопічність та водопоглинання ековати. Цю проблему необхідно вирішувати шляхом зменшення додавання води та замінити її на в’яжучу речовину.

По-друге: для надання ековаті негорючості до складу входить боракс – суміш борної кислоти і бури. Даний факт можна також вважати помилкою в технології тому, що бура дуже сильно вбирає воду і сприяє усадці ековати. Крім цього дана речовина є небезпечною для здоров’я, що не дозволяє даному теплоізоляційному матеріалу вважатись екобезпечним.

© М.Д. Мельничук, Д.А. Гусачук, В.М., Скуба

Аналіз останніх досліджень та публікацій. В ході досліджень було проаналізовано наукові статті таких вчених як А.В. Єрмоліна, П.В. Міронов [1], в наукових роботах яких було досліджено теплоізоляційні властивості та технологію формування теплоізоляційних плит на основі деревно-волокнистої продукції. Були використанні рішення В.В. Мальцева [2], який запропонував зменшити кількість води у ековаті та відмовитись від використання бораксу. Теплофізичні властивості ековати досліджували І.Я. Гніп, В.І. Кєршуліс, С.А. Веяліс [3].

Постановка завдань. На основі викладеного можна сформулювати завдання дослідження, яке полягає в визначенні оптимального складу, способу формування плити, проведення досліджень на визначення теплопровідності, водопоглинання та сорбційної вологісті.

Виклад основного матеріалу дослідження. Для отримання даного матеріалу першочергово необхідно визначити його склад та співвідношення компонентів. В якості наповнювача використовували мелений папір, у якості в'яжучої речовини – клей ПВА та рідке скло. Папір використовувався двох форм: квадратиками з розміром 4 мм та смужко подібної форми шириною 5 мм. Для підвищення пористості та теплопровідності додали піну. Для отримання піни використовували білково-мильний піноутворювач.

Експерименти з розробки оптимального складу матеріалу проводилися з використанням симплекс-гратчастого плану (Шеффе) третього порядку [6]. В якості вихідних величин визначалися стандартні фізико-механічні показники для теплоізоляційних матеріалів відповідно до ГОСТ 17177-94 [9]: Y1 - щільність матеріалу, ρ, кг / м3; Y2 - міцність на стиск за 10% -вої лінійної деформації [$\sigma 1_0$], МПа; Y3 - межа міцності при статичному вигині [$\sigma_{зг}$], МПа. Варіаційними факторами в експерименті являлись (у перерахунку на 1 м3 готового матеріалу): X1 - кількість наповнювача в абсолютно сухому стан(папір), кг; X2 - кількість води, що додається, л; X3 - кількість вяжучого,% 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.

В першому зразку використовувався папір у формі квадратиків, у всіх інших – смужкоподібної. У четвертому зразку використовувався клей ПВА з додаванням твердника, у всіх інших – рідке скло.

Компоненти додавались в наступній послідовності: спочатку замішувалась піну, туди додавалась в'яжуча речовина, після чого поступово вмішувався папір.

Для усунення зайвої вологи композиція виливалась в форми з сітчастим дном. Для надання однорідності та рівномірності композицію №12 піддавали спресовуванню.

Таблиця 1. **Масові співвідношення компонентів**

№ композиції	1	3	4	8	12
Кількість наповнювача, %	15	20	15	20	20
Кількість в'яжучого, %	70	60	55	50	55
Кількість піни, %	15	20	30	30	25

Після замішування зразки підсушували за різних температур. Від кімнатної до 160 °С.

Для визначення на відповідність вимогам теплоізоляційного матеріалу, провели такі випробування: визначення коефіцієнта теплопровідності, величини водопоглинання та сорбційної вологості.

© М.Д. Мельничук, Д.А. Гусачук, В.М., Скуба

Дослідження на водопоглинання матеріалу (згідно згідно ГОСТ 17177 – 94) полягає в вимірюванні маси води, вбраної зразком сухого матеріалу, частково зануреним у воду, протягом заданого часу.

У ванну на сітчасту підставку поміщали зразок і фіксували його положення сітчастим вантажем. Потім заливали у ванну воду температурою 22 ºС так, щоб рівень води був вищий навантажувача на 20…40 мм. Через 24 години після заливання води зразок переносять на підставку і через 30 секунд зважують на сухому піддоні. Масу води, що витекла з зразка під час зважування в піддон, включали в масу насиченого водою зразка.

Отриманні результати досліджень представлені у вигляді потрійної діаграми та. гістограм.

На рисунку 1 показані результати вимірювання водопоглинання.

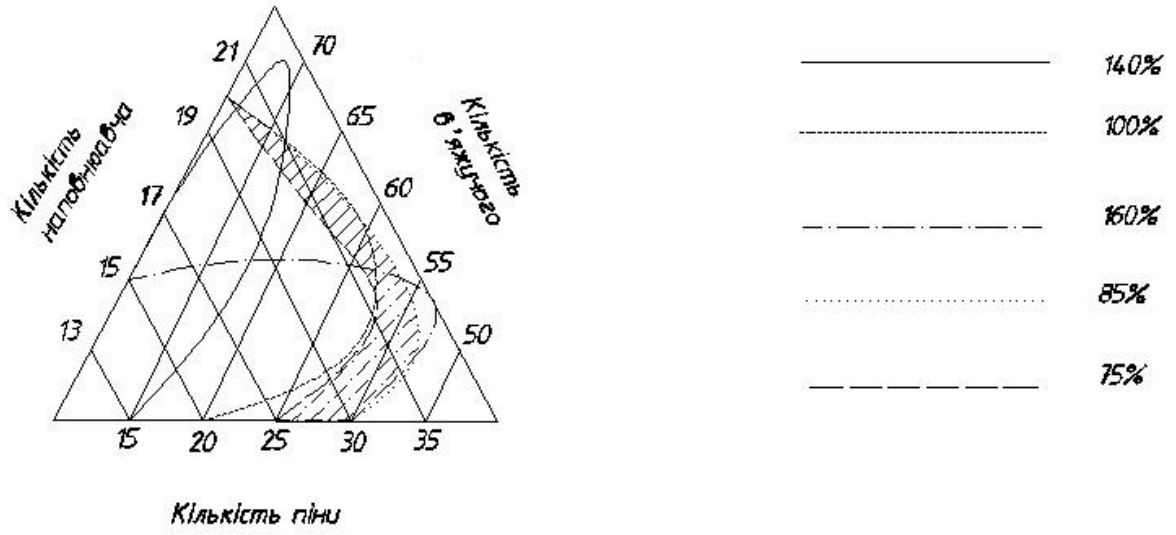


Рис. 1. **Залежність величини водопоглинання від складу композиції**

На даній діаграмі на сторонах трикутника позначений відсотковий вміст компонентів, заштрихованою зоною показано найбільш оптимальне співвідношення компонентів за якого зразок матиме найкращі результати.

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 5 г поміщали у попередньо висушений і зважений стаканчик і висушували до постійної маси відповідно до розділу, зважують і до проведення випробування зберігають в ексикаторі над хлористим кальцієм. Склянку з пробою матеріалу поміщали над водою в ексикатор і витримують протягом 24 або 72 год. Потім склянку з пробою матеріалу виймають з ексикатора і зважують. Обсяг проб матеріалу, одночасно поміщених в ексикатор, не повинен перевищувати 50 % обсягу повітряного простору в ексикаторі.

Сорбційну вологість $W_{\tilde{n}\tilde{i}\,\eth\acute{a}}$ в відсотках визначали за формулою:

$$W_{\tilde{n}\tilde{i}\,\eth\acute{a}} = \frac{m_1 - m_2}{m_2 - m_3} \times 100\%,$$

де m_1 – маса склянки з пробою після витримування над водою;
m_2 – маса склянки с пробою після висушування до постійної маси;
m_3 – маса склянки.

На рисунку 2 зображено результати дослідження сорбційної вологості.

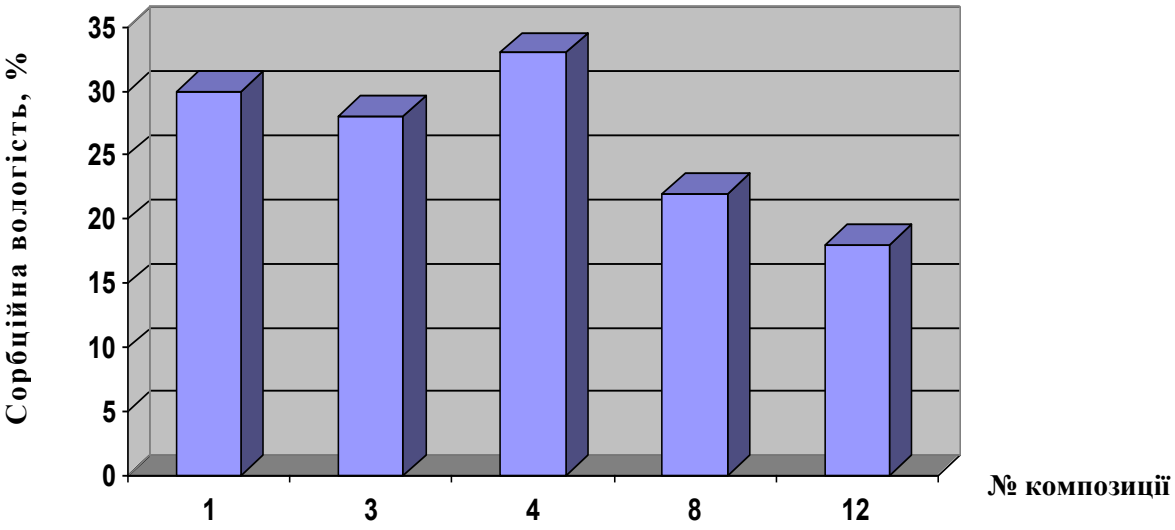


Рис. 2. **Діаграма сорбційної вологості для різних зразків**

Визначення теплопровідності здійснювали методом імітаційного моделювання. Зразок поміщається між нагрівачем та охолоджуючим середовищем, так як це показано на рисунку 3.

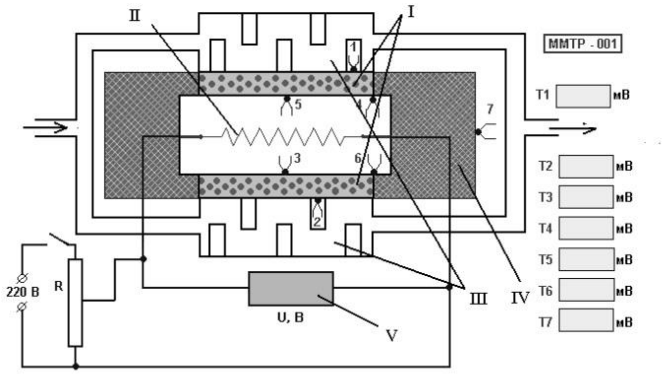


Рис. 3. **Експериментальна установка для визначення теплопровідності (1,2,3,4,5,6,7 – спаї термопари)**

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 асбоцемента.. 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.

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/м^2;

δ – товщина стінки, м;

t_{c_1} і t_{c_2} – температура на стінках, ºС;

На рисунку 4 зображено результати вимірювання теплопровідності, у вигляді гістограми.

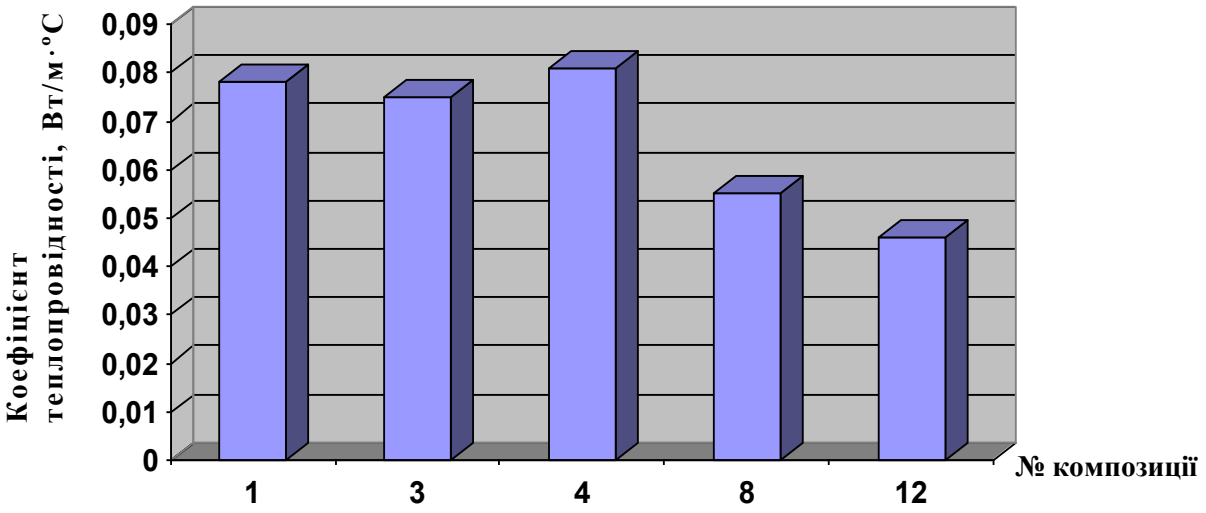


Рис.4. **Діаграма теплопровідності різних зразків**

Як свідчать результати досліджень найкращими характеристиками володіє композиція №12(теплопровідність – 0,046 Вт/м·ºС, водопоглинання – 75%, сорбційна вологість – 18%.). Це можна пояснити відповідним складом, способом замішування та режимом сушіння. В даному зразку було використано невелику кількість рідкого скла, папір був нарізаний стрічками, рідке скло розподілене рівномірно. Низьке водопоглинання та сорбційна вологість також покращується за рахунок хороших гігроскопічних властивостей рідкого скла.

Висновки.

1. Розроблено склад теплоізоляційного матеріалу на основі вторинної паперової сировини.
2. Розроблено спосіб одержання плитного теплоізоляційного матеріалу; способи підготовки сировини, диспергування компонентів композиції, формування і сушіння.
3. На підставі вивчення властивостей нового теплоізоляційного матеріалу установлено, що він перспективний для використання в якості утеплювача в малоповерховому будівництві.

1. Ермолина, А. В., Миронов, П. В. Теплоизоляционный материал на осно-ве древесно-волокнистых продуктов / Химия растительного сырья. – 2011. – № 3. – С. 197-200.
2. http://www.ecrushim.ru/articles/pg150.php
3. Гнип И.Я., Кершулис В.И., Веялис С.А. Теплофизические свойства эковаты // Строительные материалы. 2000. №11. С. 25-27.
4. Древесноволокнистая плита «Софтборд» – многофункциональный изоляционный материал для домостроения / В. И. Бирюков [и др.] // Деревообраб. пром-сть. 2008. № 2. С. 2–4.
5. Лыков А.В. Теория сушки. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Энергия, 1968. 471 с.
6. Миронов П.В., Ермолина А.В. Теплоизоляционные материалы: поропласты на ос-нове синтетического связующего и волокнистых продуктов переработки древесины // Актуальные проблемы лесного комплекса: сб. науч. тр. Междунар. науч.-техн. конф. Брянск, 2009. Вып. 24. С. 120–123.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© М.Д. Мельничук, Д.А. Гусачук, В.М., Скуба

УДК 621.762

А.В. Миницкий, Л.А. Сосновский[1], П.И. Лобода
Національний технічний університет України «КПІ», Київ, Україна
[1]Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, Україна

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ВЕРТИКАЛЬНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ ДЛИННОМЕРНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ПОРОШКА ГИДРИДА ТИТАНА

С целью определения возможности изготовления длинномерных заготовок при вертикальном уплотнении, проводили одно- и двухстадийное прессование в лабораторных цилиндрических пресс-формах гидрида титана в качестве модельного порошка. Отношение H/d полученных брикетов соответствовало 4/1 и более. Констатировано необходимость учета обоих использованных сценариев прессования для прогнозирования целесообразности изготовления полноразмерных пресс-форм для получения длинномерных заготовок.

Ключевые слова: *длинномерные прессовки, прессование, гидрид титана, пористость, допрессовка.*
Рис. 2. Літ. 4.

А.В. Мініцький, Л.О. Сосновський, П.І. Лобода

ВИЗНАЧЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ВИГОТОВЛЕННЯ ВЕРТИКАЛЬНИМ ПРЕСУВАННЯМ ДОВГОМІРНИХ ЗАГОТІВОК ІЗ ПОРОШКУ ГІДРИДУ ТИТАНУ

З метою визначення можливості виготовлення довгомірних заготівок при вертикальному ущільненні, проводили одно - і двостадійне пресування в лабораторних циліндричних прес-формах гідриду титану в якості модельного порошку. Співвідношення H/d отриманих брикетів відповідало 4/1 і більше. Констатовано необхідність врахування обох використаних сценаріїв пресування для прогнозування доцільності виготовлення повнорозмірних прес-форм для отримання довгомірних заготівок.

Ключові слова: *довгомірні пресовки, пресування, гідрид титану, пористість, допресовка.*

A.V. Minitsky, L.A, Sosnovsky, P.I. Loboda

DEFINITION OF VERTICAL PRESSING THE POSSIBILITY OF MANUFACTURING LONG-LENGTH BILLET OF TITANIUM HYDRIDE POWDER

In order to determine the possibility of manufacturing long-length with a vertical seal, single- and two-stage was carried out in a laboratory compression cylindrical molds titanium hydride powder as a model. The ratio H / d of briquettes obtained corresponded to 4/1 or more. It stated the need to consider both scenarios used to predict the feasibility of compressing full-size manufacturing molds for long-length billet.

Keywords: *long-length compact, titanium hydride, porosity, repeated pressing.*

Отсутствие спроса на плотные равнотолщинные длинномерные прессовки из металлических порошков может быть обусловлено практической невозможностью или повышенной сложностью [1] их изготовления. По-видимому, также отсутствует простая и надежная процедура определения возможности изготовления таких заготовок.

Целью настоящей работы являлось определение возможности изготовления прессовок-длинномеров без использования высоких пресс-форм необходимых для их получения.

Изначально полагали, что прессовкой-длинномером является такая, которая имеет отношение H/d более 16/1 и больше. Это соотношение превышает приведенное в работе [2] 8/1 как предельное для прессовок.

В качестве модельного использовали порошок гидрида титана TiH_2 (ТУ У 14-10-026- 98) в состоянии поставки. Выбор был обусловлен предполагаемой целесообразностью изготовления титановых изделий из порошка TiH_2 [3, 4]. Плотность используемого гидрида титана принималась равной 3,9 г/см^3. Его прессование проводили следующим образом.

Для проведения одностадийного прессования использовали цилиндрическую неразъемную пресс-форму с рабочим диаметром 10 и высотой 100 мм, в которую загружали с утряской, навески TiH_2 массой 11 г. С целью снижения внешнего контактного трения рабочий канал пресс-формы смазывали животным жиром перед каждой загрузкой навески порошка гидрида титана. Проводили одностадийное (без подпрессовки) прессование, для чего в пресс-форму вставляли нижний пуансон, после чего ее устанавливали на две резиновые плоские прокладки, размещенные на опорной стальной пластине. Пару резиновых прокладок использовали и при прессовании в других пресс-формах. Прессование проводили при различных давлениях, при постоянной температуре 16 – 17 ^{0}C; при выпрессовке полученного брикета фиксировали максимальное усилие его выталкивания из пресс-формы. Давление выталкивания брикета определяли как частное от

© А.В. Миницкий, Л.А. Сосновский[1], П.И. Лобода

деления максимального усилия выталкивания на значение площади, образующей боковую цилиндрическую поверхность брикета. Полученные прессованием брикеты взвешивали и измеряли их диаметр и высоту, по этим результатам рассчитывали плотность и, соответственно, пористость брикетов.

На рис. 1 а) представлена пористость полученных брикетов от давления их прессования в смазанной пресс-форме.

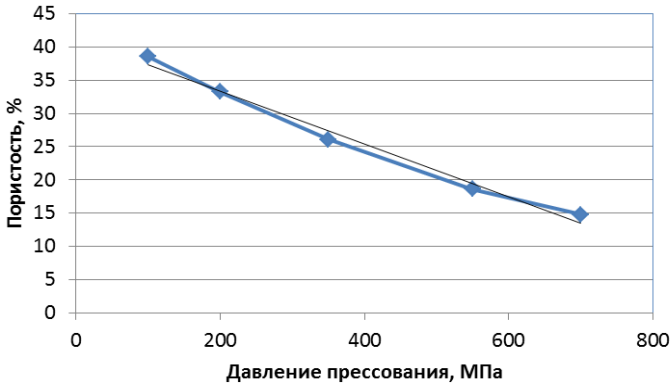


Рис. 1. а) **Зависимость пористости брикетов из TiH_2 от давления прессования в смазанной пресс-форме**

Рост нагрузки при прессовании брикетов протекал без бросков до давления 500 – 550 МПа; при большей нагрузке возникали броски давления, которые могли быть обусловлены локальным разрушением слоя смазки и соответственным усиленным трением на этих участках гидрида титана об стенку пресс-формы.

На рис. 1 б) представлены отношение H/d в полученных брикетах и максимальное давление их выталкивания из пресс-формы.

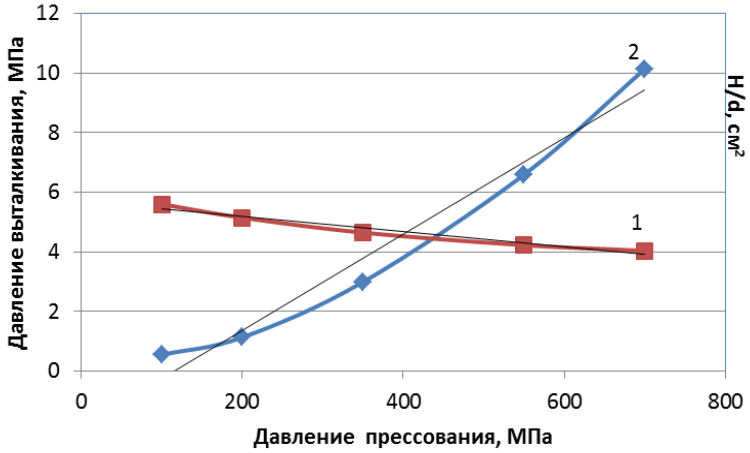


Рис. 1. б) **Зависимость отношения высоты к диаметру (1) и максимального давления выталкивания (2) брикетов из TiH_2 от давления прессования в смазанной пресс-форме**

Представленные данные свидетельствуют о том, что при прессовании при 700 МПа полученные брикеты имеют высоту ~ 40 мм, т.е. меньшую, чем высота пресс-формы (100 мм). С учетом величины захода пуансонов эти данные могут быть учтены при конструирование пресс-форм.

Для опробования двухстадийной схемы изготовления длинномеров использовали две различные пресс-формы. Сначала проводили одностадийное прессование навесок при разных давлениях в несмазанной разъемной пресс-форме, имеющей рабочий диаметр 10 и высоту 100 мм. Полученные брикеты взвешивали и обмеряли для расчета их плотности и пористости. Затем проводили допрессовку полученных брикетов в неразъемной пресс-форме диаметром 10,5 мм и высотой 70 мм. Перед допрессовкой на образующую поверхность каждого брикета наносили комбинированную смазку. Смазанный брикет помещали в пресс-форму и проводили его

одностадийную допрессовку при одинаковом равном давлении 800 МПа. На рис. 2 а) представлены значения пористости брикета от давления его первичного прессования.

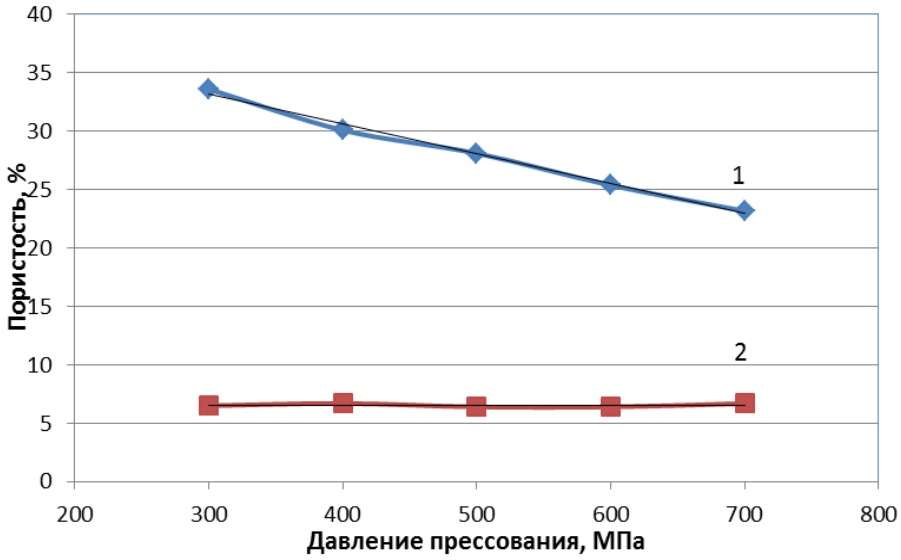


Рис. 2. а) **Зависимость пористости брикетов из TiH_2 от давления прессования в разъемной пресс-форме (1) и после допрессовки в неразъемной смазанной пресс-форме (2)**

В отличие от прессования в смазанной неразъемной пресс-форме, процесс прессования в несмазанной разъемной пресс-форме протекал с биениями и рывками давления при всех давлениях прессования. Это позволило сделать вывод о том, что основная причина неравномерного характера прессования заключается в высоком внешнем контактом трении частиц TiH_2 о несмазанную стенку пресс-формы. Другая возможная причина, проявляющаяся при давлениях выше 500 МПа, может заключаться в хрупком разрушении контактных зон отдельных скоплений частиц TiH_2. Наоборот, допрессовка смазанных брикетов протекала без рывков и беззвучно, что свидетельствовало об исключении контакта брикета со стенкой пресс-формы. Как следует из приведенных данных (рис. 2 а), допрессовка существенно повышает плотность брикетов и при этом практически нивелирует различие независимо от их исходной пористости. На рис. 2 б) представлено отношение H/d брикетов, подвергнутых допрессовке и давление выталкивания допрессованных брикетов.

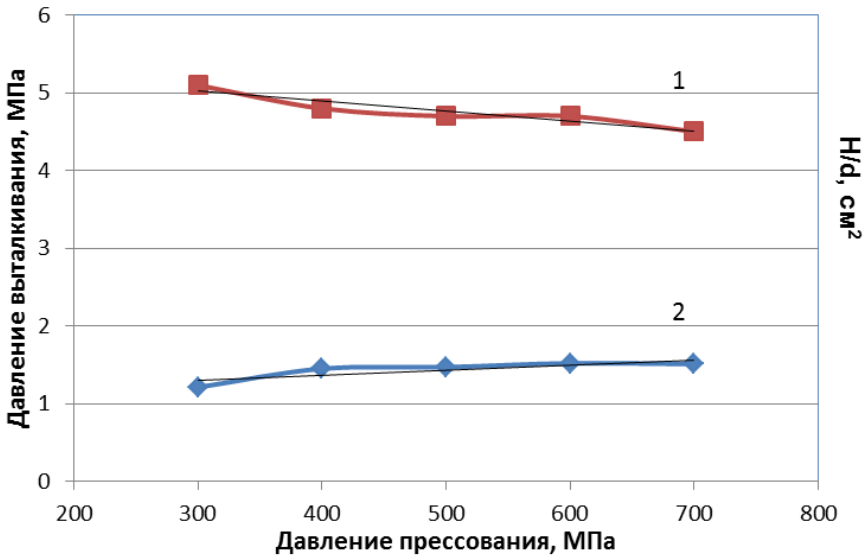


Рис. 2. б) **Зависимость отношения высоты к диаметру (1) и максимального давления выталкивания (2) брикетов из TiH_2 от давления допрессовки в смазанной пресс-форме**

Представленные данные свидетельствуют о том, что использование комбинированной смазки, полностью устраняющей контакт брикета с пресс-формой, позволяет существенно снизить давление выталкивания брикета из пресс-формы.

Полученные данные свидетельствуют о двух возможных сценариях изготовления длинномеров, которые можно представить исходя из того исходного положения, что экспериментально полученное значение давление выталкивания брикета, равное отношению усилия выталкивания брикета к площади его контакта с пресс-формой, не зависит от высоты брикета. Это, в свою очередь, означает, что можно пересчитать данные полученные в настоящей работе, при использовании коротких пресс-форм на брикеты – длинномеры.

Согласно первому сценарию, прессование TiH_2 проводят в смазанной неразъемной пресс-форме до образования брикета с приемлемой (~15 об. %) пористостью. Спрессованный при 700 МПа брикет диаметром ~10 и с контактной высотой ~160 мм должен иметь образующую поверхность порядка 50 см^2. Согласно полученным данным, при прессовании до 700 МПа давление выталкивания равно ~10,2 МПа и, следовательно, усилие выталкивания брикета будет равно ~5 т. Давление выталкивания брикета может сравняться с давлением его прессования (700 МПа) при высоте брикета равной 220 мм.

При необходимости достижения большей плотности и высоты брикета и снижения вероятности поломки верхнего пуансона, из-за его изгиба при выпрессовке брикета из пресс-формы, может быть использован более надежный двухстадийный сценарий.

Первичное прессование брикета в смазанной пресс-форме может проводится при среднем (300 – 450 МПа) давлении, т.е. при сниженном давлении (и соответственно, усилии) выталкивания брикета. Согласно полученным данным, это давление первичного прессования обеспечивает достаточную технологическую прочность брикета. После нанесения комбинированной смазки на образующую поверхность брикета он может быть подвергнут допрессовке при 800 МПа (и большем давлении). В этом случае давление выталкивания не превышает 2 – 3 МПа. Для брикета диаметром 30 мм и высотой 390 мм усилие прессования составит 5,7 т, а усилие выталкивания брикета 1,2 т.

Выводы.

1. Несмотря на отсутствие пресс-форм большой высоты, проведенное исследование на брикетах с конечным соотношением H/d не превышающем 5/1 позволили получить исходные данные, свидетельствующие о возможности изготовления длинномеров из порошка гидрида титана, необходимых для изготовления последующим спеканием прутков разных размеров из компактного титана.

2. Использованные процедуры прессования и допрессовки могут быть полезны при исследовании уплотняемости и других порошков на основе титана.

3. Ввиду известной зависимости уплотняемости от высоты брикета, следует предположить, что исследование, проводимое на удлиненных брикетах, может позволить получить более корректную информацию о процессе прессования, необходимую для промышленного изготовления изделий.

1. Воробьев Б.Я., Глебов М.Т., Олесов Ю.Г., Дрозденко В.А. Особенности холодного прессования высокоплотных конструкционных изделий из титановых сплавов / Конструкционные материалы и оборудование. – Киев, 1976 . – С. 60 – 62.
2. Радомысельский И.Д., Сердюк Г.Г., Щербань Н.И. Конструкционные порошковые материалы. – К.: Техніка, 1985. – 152 с.
3. Мажарова Г.Е. Порошковые конструкционные материалы на основе титана / Порошковые материалы. Сб. научных трудов. – К.: ИПМ АН УССР, 1983. – с. 77-83
4. Ивасишин О.М., Саввакин Д.Г., Бондарева К.А., Моксон В.С., Дузь В.А. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкого масштабного промышленного применения // Наука та іновації. 2005. – т.1, №2 – С. 44 – 57.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© А.В. Миницкий, Л.А. Сосновский[1], П.И. Лобода

УДК 621.9.025

О. Р. Онисько, П. І. Войтенко, Н. О. Костюк
Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

АЛГОРИТМ ВИЗНАЧЕННЯ ВЕЛИЧИНИ ВІДХИЛЕННЯ ПРОФІЛЮ РІЗЬБИ ВИКОНАНОЇ РІЗЦЕМ З НЕНУЛЬОВИМ ЗНАЧЕННЯМ КУТА НАХИЛУ РІЗАЛЬНОЇ КРОМКИ

В статті розглянуто визначення величини відхилення профілю різьби виконаної різцем з ненульовим значенням кута нахилу різальної кромки. Акцентовано увагу на те, що процес нарізання різьби різцем передбачає встановлення його різальної пластини під кутом, який дорівнює куту підйому різьби. Алгоритм передбачає функціональну залежність отриманого профілю від величини кута нахилу різальної кромки. Відхилення між отриманим профілем різьби і профілем, який є передбачений стандартом за своєю величиною перевищують допуск на висоту профілю у разі якщо кут нахилу є більший ніж 10^0. Встановлені результати дозволяють зробити висновок, що при максимально-можливому куті підйому різьби величиною 5^0 радіальне відхилення отриманого профілю від заданого не перевищує 0,015мм.

***Ключові слова**: Висота вихідного профілю, кут нахилу різальної кромки, різьбовий різець, кут підйому різьби, різальна кромка.*

Рис. 8. Табл. 1. Літ. 12.

О. Р. Оныськo, П. И. Вотенко, Н. О. Костюк

АЛГОРИТМ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ОТКЛОНЕНИЯ ПРОФИЛЯ РЕЗЬБЫ ВЫПОЛНЕННОЙ РЕЗЦОМ С НЕНУЛЕВЫМ ЗНАЧЕНИЕМ УГЛА НАКЛОНА РЕЖУЩЕЙ КРОМКИ

В статье рассматривается алгоритм расчета отклонения профиля резьбы резцом с ненулевым значением угла наклона режущей кромки. Особое внимание обращено на процесс нарезания при котором режущая пластина резца устанавливается под углом равным углу подъема резьбы. Алгоритмом учтено функциональную зависимость полученного профиля величны угла наклона режущей кромки. Отклонение полученное между профилем выполненной резьбы и ее заданным профилем по стандарту превышает допуск на высоту профиля если угол подъема резьбы больше 10^0. Полученные результаты позволяют сделать вывод, о том, что при максимально-возможном угле подъема резьбы 5^0 радиальное отклонение полученного профиля от теоретического не превышает 0,015мм.

***Ключевые слова**: Высота исходного профиля, угол наклона режущей кромки, розьбовой резец, угол подъема резьбы, режущая кромка.*

O. R. Onysko, P. I. Vojtenko, N. O. Kostuk

ALGORITHM FOR DETERMINING OF THE THREAD PROFILE DEVIATION DONE BY THE TOOL WITH NON-ZERO CUTTING EDGE INCLINATION ANGLE

The article deals with the determination of the thread profile deviation done by the tool with non-zero cutting edge inclination angle. The attention is given to the threading cutting process which involves cutting plate setting at an angle equal to the thread lead angle.The algorithm provides functional dependence of the profile obtained from the cutting edge inclination angle.The deviation between the thread profile received by the tread tool and the profile provided by its standard size exceeds the tolerance of the profile height if the cutting edge inclination angle is greater than 10^0.Received results suggest that if the maximum possible tread lead angle is equal to 5^0 then radial deviation obtained from the given standard does not exceed 0,015mm.

***Key words**: The height of the original profile, cutting edge inclination angle, threading tool, lead angle, cutting edge.*

Вступ. Технології нарізання різьбових поверхонь труб нафтогазового сортаменту зорієнтовані в основному на використання різьбових різців у середньосерійному типі виробництва і до застосування багатониткових різців, гребінок і різцевих різьбових головок у великосерійному та масовому типі виробництва [1]. В основі інструментального забезпечення вказаних технологій, так чи інакше, маємо різьбовий різець, від якого залежить точність готової різьби. Продуктивність процесу різьбо нарізання теж значною мірою залежить від конструкції різця, у тому числі від величини його геометричних параметрів.

Актуальність проблеми. Більшість виробників труб нафтогазового сортаменту, що представлені як крупні трубні компанії застосовують високопродуктивні одно і багато ниткові різьбові різця, кут нахилу різальної кромки яких дорівнюють куту підйому різьби [2,3]. Це так би мовити класика у різьбонарізних технологіях. Використання такого технологічного прийому пов’язано із потребою збереження рівномірності спрацювання лівої і правої сторін інструмента у процесі його експлуатації, що й власне позитивно впливає на його технологічну стійкість. При цьому майже відсутні дослідження впливу кута нахилу різальної кромки на точність відтворення профілю різьби, що є надзвичайно актуальним у різьбах, особливо на трубах нафтогазового

© О. Р. Онисько, П. І. Войтенко, Н. О. Костюк

сортаменту, де від точності профілю, окрім згвинчуваності та механічної міцності різьбового з'єднання ще й вимагається його герметичність. Власне останній фактор найбільшою мірою залежить від точності відтворення профілю різьби [4,5,6].

Огляд публікацій і запропонованих рішень. Особливу увагу фактору точності інструмента як впливовому аргументу функції точності різьби приділяється у роботах [7,8]. У той сам час у вказаних працях відсутня достатня аргументація впливу саме величини кута нахилу різальної кромки на точність відтворення різьби. На рисунку 1 показана схема взаємного розміщення різьбової поверхні і різальної пластинки з розміщеною під кутом λ твердосплавною різальною пластинкою. З рисунка видно, що ліва різальна кромка *AB*, як і права *CD* не лежать у площині, яка проходить через вісь різьби.

Кут підйому різьби не є постійною величиною, оскільки змінюється від найбільшого значення $y_{вн}$ у впадині різьбової поверхні до найменшого значення $y_з$ на її виступі. У точках, які розміщені на середньому діаметрі різьби кут підйому матиме якесь своє значення $y_{середн}$. Таким чином, значення кута l повинно дорівнювати значенню кута $y_{серед}$. Якщо значення кута l є нульовим, тоді дійсні значення інших геометричних параметрів різьбового різця стають залежними від значень кутів підйому.

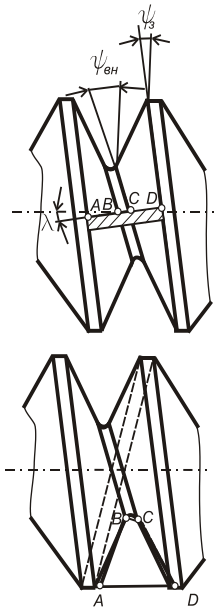


Рис. 1 **Схема взаємного розміщення різьбової поверхні і різальної пластинки, з розміщеною під кутом l різальною пластинкою**

У роботі [9] розглядається така схема, як одна із впливових схем, що спричиняє імовірні вагомі відхилення профілю отриманої різьби. Стаття носить оглядовий характер і не містить конкретних вимірів впливовості величини кута λ на отриману точність профіля різьби. Публікація [10], завдяки використанню створеного прикладного програмного застосунку, пропонує числові результати впливу одного із геометричних параметрів, а саме величини переднього кута різьбового різця на точність відтвореного профілю різьби. Найближчими до теми цієї публікації є дані статті [11], у якій йдеться саме про різальну кромку, а точніше про вплив її розміщення на точність отриманого профілю різьби. У програмному застосунку тієї статті положення різальної кромки залежить від величини переднього кута, що відповідає схемі на рисунку 2.

Коли його значення відмінне від нуля, то різальна кромка *AB* чи *CD* не перетинаючи вісь різьби, фактично спричиняє створення не закритого гелікоїда (рис. 2а), як цього вимагає стандарт, а відкритого конволютного гелікоїда (рис. 2б).

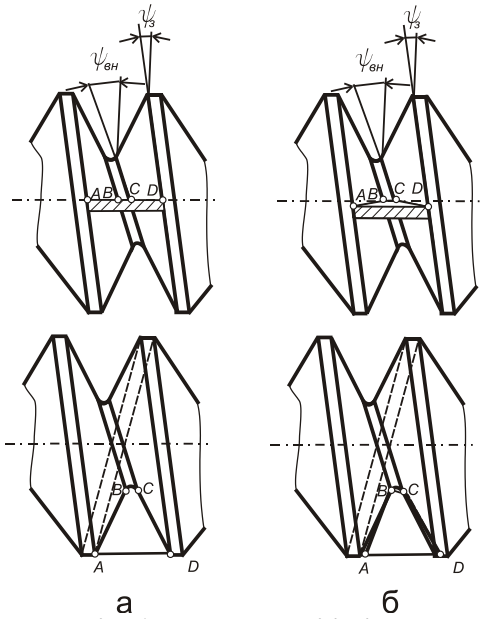


Рис. 2 **Схема взаємного розміщення різьбової поверхні і різальної пластинки, з розміщеною під кутом l = 0 передньою поверхнею, з кутом g= 0 (а), з кутом g що не дорівнює нулю (б)**

На рисунку 3 показано графічну ілюстрацію, яка доводить те, що заданий за стандартом ГОСТ 632-80 профіль, може бути виконаний із значним відхиленням, якщо величина переднього кута сягає значення 15^0. Основна цінність тієї статті полягає у тому, що вона подає алгоритм пошуку профілю різальної кромки різця, який би забезпечив теоретично точний профіль різьби при заданому значенні переднього кута. Але вказаний алгоритм функціонально не пов'язаний із величиною кута нахилу різальної кромки.

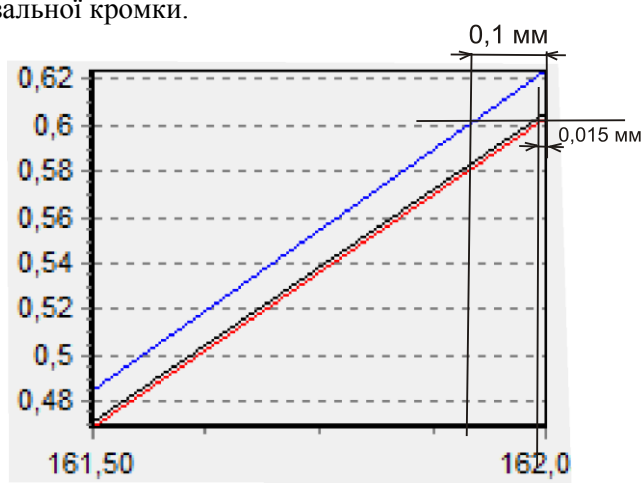


Рис. 3. **Профіль заданої стандартом ГОСТ 632 – 80 різьби (нижня лінія), графічна модель осьового перерізу трикутної різьби отриманої різцем, передній кут якого при вершині різальної кромки становить 15^0 (верхня лінія) і ліня поруч із нижньою – осьовий переріз отриманий у результаті застосування різця з відкоректованим профілем різальної кромки різця**

Мета роботи полягає у розрахунку точності отриманого профілю різьби у залежності від величини кута нахилу різальної кромки.

Постановка задачі. Ліва і права різальна кромка різьбового різця, як твірні забезпечують створення конволютної гвинтової поверхні. Задача полягає у розробці алгоритму і створенні прикладної програми для розрахунку величини відхилення отриманого профілю конволютної поверхні від заданого стандартом [12] профілю різьби у залежності від величини кута нахилу різальної кромки різьбового різця.

Виклад основного матеріалу. На рисунку 4 показана схема нарізання різцем трикутної різьби, яка вживається у обсадних та бурильних трубах.

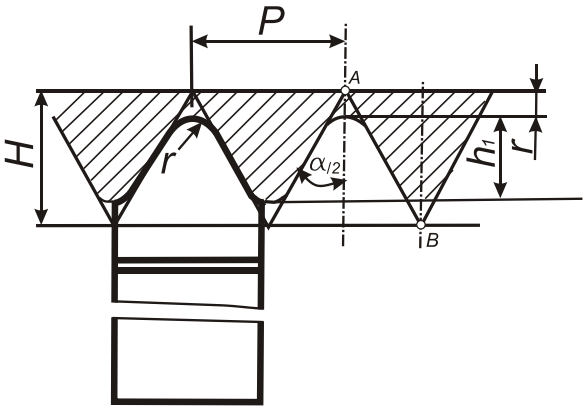


Рис. 4. **Схема різьбоутворення трикутної різьби за ГОСТ 632-80 з допомогою різьбонарізного різця**

Вказана схема виконана згідно із ілюстрацією, вміщеною у стандарт ГОСТ 632-80 [12]. На основі цього стандарту нижче представлена таблиця 1, яка пояснює схему різьби з позиції термінів та точності виконання елементів різьби.

Таблиця 1. **Параметри і граничні відхилення від номінальних розмірів трикутної різьби за стандартом ГОСТ 632-80**

Параметр різьби	**Норма**
Крок різьби *P*	3.175 мм
Висота вихідного профілю *H*	2,750 мм
Висота профілю h_1	$1{,}810\ ^{+0{,}05}_{-0{,}1}$ мм
Кут нахилу сторони профілю а/2	30° ± 1°15'
Радіус заокруглення вершини профілю *r*	$0{,}508^{+0{,}045}$ мм

На рисунку 5 представлено схему для складання алгоритму розрахунку величини відхилення отриманого профілю конволютної поверхні від заданого стандартом [12] профілю різьби у залежності від величини кута нахилу різальної кромки різьбового різця. Схема побудована у циліндричних координатах. Вісь *Z* координатної системи співпадає з віссю гвинта. Величина r_1 позначає радіус основного циліндра на якому розміщена напрямна геліса конволютного гвинта, а r_2 і r_3 є відповідно внутрішнім і зовнішнім радіусами різьби. Площина *XY* є перпендикулярною до осі *Z* і містить точку початку координат *O*.

Твірна *AB* конволютного гвинта перетинає вісь *X* у точці *A*, а до площини *XY* вона нахилена під кутом $\frac{\alpha_1}{2}$. Проекцією твірної *AB* на площину координат *XY* є пряма *AM*, котра з віссю *X* утворює кут η. Відрізок *AB* належить твірній і є лівою різальною кромкою різця. Права різальна кромка *AD* вкупі із правою – АВ утворюють пласку передню поверхню різця *BAD*, яка виділена сірим кольором. Площина *BAD* нахилена до площини *XZ* під кутом λ.

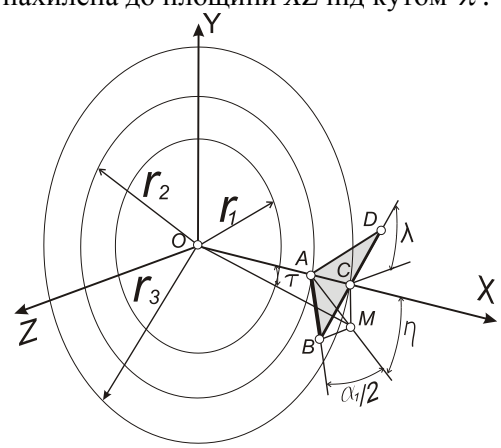


Рис. 5. **Схема до розрахунку величини відхилення отриманого профілю конволютної поверхні від заданого профілю різьби**

У полярних координатах, які є частиною циліндричної системи, пряму *AM* можна задати кутом повороту τ довільної точки *M*, що лежить на цій прямій навколо початку системи координат *O*, а також довжиною радіус–вектора *OM*.

Отже твірна *AB* дана рівняннями у циліндричних координатах:

$$\rho = f(\tau); \qquad (1)$$
$$Z = F(\tau)$$

де проекція *AM*) визначається формулою (1), що є рівнянням у полярних координатах:

$$\rho = f(\tau),$$

де ρ –відстань довільної точки відрізка *AM* до точки *O*, то рівняння гвинтової поверхні у скалярній формі записують у вигляді такої системи рівнянь [11]:

$$\begin{cases} x = f(\tau)\cos(\tau + \nu); \\ y = f(\tau)\sin(\tau + \nu); \\ z = F(\tau) + p\nu, \end{cases}$$

де:

— параметри τ і ν визначають положення точки на поверхні і є її криволінійними координатами. Параметр ν визначає величину повороту твірної *AB* навколо осі *Z*;

— величина p є параметром гвинта і визначається за формулою:

$$p = \frac{P}{2\pi},$$

де *P*— крок гвинта.

У площині *XZ* отримаємо аналітичний вираз осьового перерізу конволютної гвинтової поверхні:

$$z(x) = tg\left(\frac{\alpha_1}{2}\right)x\frac{\sin\tau}{\sin\eta} - \frac{P}{2\pi}\tau; \qquad (2)$$

де:

– τ це одна із криволінійних координат різальної кромки, що визначається за формулою:

$$\tau = \eta - \arcsin\left(\frac{r_2 \sin\eta}{x}\right); \qquad (3)$$

–*P* крок заданої різьби;

Оскільки вхідними даними є кут нахилу різальної кромки λ і кут профілю різьби а , то ж слід виявити функціональні залежності від них величин η і $\frac{\alpha_1}{2}$.

Отже з рисунку 5 очевидним є рівність $|BC| = \frac{P}{2}$, а також рівність $|AC| = H$. Із трикутника *CBM* маємо : $|CM| = \frac{P\sin\lambda}{2}$;

Із трикутника *ACM* маємо: $\tan\eta = \frac{|CM|}{|AC|}$. Отже:

$$\tan\eta = \frac{P\sin\lambda}{2H}; \qquad (4)$$

Із трикутника *BAM* отримаємо такі співвідношення:

$\tan\frac{\alpha_1}{2} = \frac{|BM|}{|AM|}$; В той сам час: $|BM| = |BC|\cos\lambda$; $|AM| = H\cos\eta$;

Отже:

$$\tan\frac{\alpha_1}{2} = \frac{P\cos\lambda\cos\eta}{2H} = \frac{P\cos\lambda}{2H}\cos(\arctan\frac{P\sin\lambda}{2H}); \quad (5)$$

Таким чином отримані аналітичні залежності (3,4,5,6) є основою алгоритму для розв'язку поставленої задачі.

На рисунку 6 зображено фрагмент застосунку побудованого на основі зазначеного алгоритму. Представлений графік містить дві лінії:

верхня – відповідає вихідному профілю заданої різьби – аналогічно до прямої АВ на рисунку 4;

нижня – відповідає формулі 2, тобто профілю прямолінійної частини різьби, отриманої різцем із заданим половинним кутом профілю а/2=30^0 (згідно із таблицею1), і кутом λ=23^0 та діаметром різьби – 114 мм.

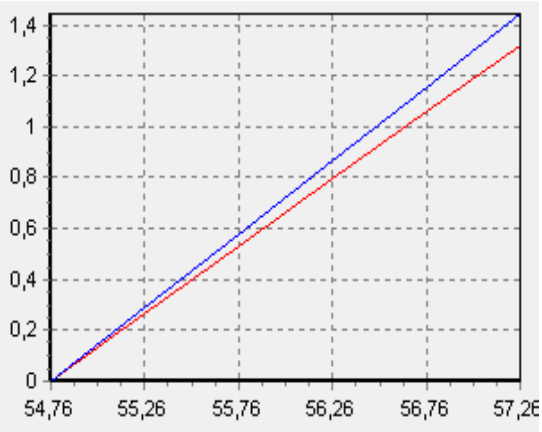


Рис. 6. **Фрагмент прикладної програми, верхня лінія відповідає теоретично заданому вихідному профілю різьби, нижня – профілю отриманому різцем з кутом λ=23^0 на різьбі з діаметром 114 мм**

Фрагмент вказує на максимальне відхилення ліній між собою у радіальному напрямі – 0,25 мм. Відхилення між лініями у осьовому напрямку сягає понад 0,1 мм. Радіальне відхилення як бачимо значно перевищує допуск на висоту профілю h_1 який згідно із таблицею 1 становить 0,1 мм.

Практика застосування різьбових різців і рекомендації від провідних виробників різальних інструментів [1,2] засвідчують, що максимальний кут підйому різьби на трубах нафтогазового сортаменту становить 5^0. На рисунку 7 представлений фрагмент прикладної програми, де на графіку представлено вихідний профіль заданої трикутної різьби за ГОСТ 632-80 (верхня лінія) і нижня лінія відповідає прямолінійній частині профілю, що отримана різцем різальна пластинка якого установлена під кутом 5^0.

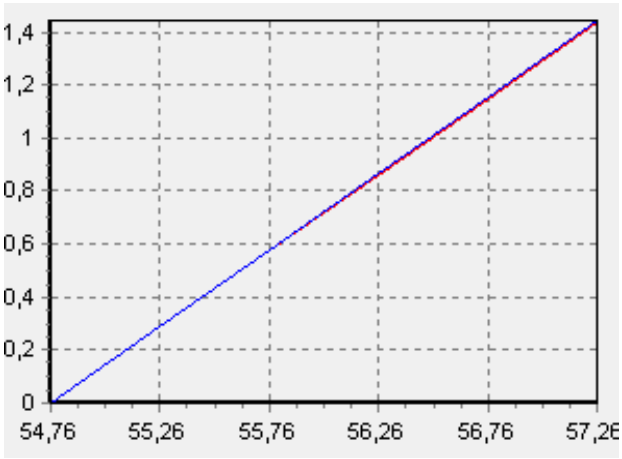


Рис. 7. **Фрагмент прикладної програми, верхня лінія відповідає теоретично заданому вихідному профілю різьби, нижня – профілю отриманому різцем з кутом λ =5^0 на різьбі з діаметром 114 мм**

Оскільки вказаний фрагмент не дає можливості візуально визначити величину відхилення отриманого профілю різьби від заданого в силу його малого значення, у прикладній програмі передбачено додаткове вікно візуалізації зі збільшенням зони різьби, в якій відхилення є максимальними (рисунок 8).

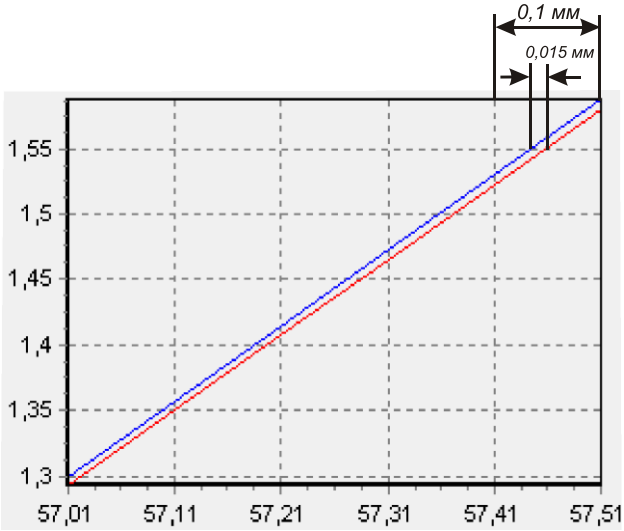


Рис. 8. **Фрагмент прикладної програми зі збільшенням зони різьби в районі максимального значення її діаметру, верхня лінія відповідає теоретично заданому вихідному профілю різьби, нижня – профілю отриманому різцем з кутом λ =5^0 на різьбі з діаметром 114 мм**

Як видно із ілюстрації на рисунку 8 максимальне відхилення отриманого профілю від теоретичного сягає 0,015 мм у радіальному напрямку, що значно уступає допуску на розмір висоти профілю h_1.

Висновки. Дані, отримані від використання прикладної програми для визначення величини відхилення профілю різьби виконаної різцем з ненульовим значенням кута нахилу різальної кромки у процесі виготовлення трикутної різьби труб нафтогазового сортаменту свідчать про наступне:

- величина відхилення функціонально залежить від кута нахилу різальної кромки .
- величина відхилення сягає значних розмірів, що перевищує допуск на розмір висоти h_1 у випадку коли величина кута нахилу різальної кромки перевищує 10^0.
- у разі застосування кута нахилу різальної кромки, що дорівнює куту підйому різьби відхилення профілю різьби від заданого становить ~ 0,015 мм.

1. Каменецкий Л. И. Твердосплавный резьбонарезной инструмент для обработки резьб нефтяного и газового ассортимента // Сфера. Нефтегаз. Трубы. Трубопроводы. Всероссийский отраслевой информационно–технический журнал. СПб.:2010 №2 с. 182-183.
2. Ultra-rigid thread turning for all types of threads – internal and external. [Електронний ресурс]: – Електорон. дан. (1 файл). Sandvik Coromant. Site. Режим доступу: www.sandvik.coromant.com/en-gb/products/corothread_266/Pages/default.aspx. – Назва з екрана.
3. Katalog 2011-2012 ZCC-CT. Гедион-Альфа Официальный дистрибютор инструмента ZCC-CT в России. [электронный ресурс]: – электорон. дан.–М.: «Гедион Альфа», 2013 (1 файл). Режим доступа: www.g-alfa.ru/tochenie_2012.pdf – Назва з екрана.
4. Ковалев С.Ф. Герметичность и прочность конических резобовых соединений труб нефтяного сортамента [текст] / С.Ф. Ковалев. - М. : Недра , 1965 - 170 с.
5. Мочернюк Д.Ю. Исследование и расчет резьбовых соединений труб, применяемых в нефтедобывающей промышленности [текст] / Д.Ю. Мочернюк - М. : Недра, 1970 -137 с.
6. Билык С.Ф. Билык Герметичность и прочность конических резобовых соединений труб нефтяного сортамента [текст] / С.Ф.Билык. - М. : Недра, 1981 – 237 с.
7. Прокофьев А. Н. Технолологическое обеспечение и повышение качества резьбовых соединений [Текст]: дис. докт. техн. наук : 05.02.08 : защищена 01.07.08/ Прокофьев Александр Николаевич – Брянск, 2008. – 304 с. – Библиогр.:с.298–302.– 00319276.

© О. Р. Онисько, П. І. Войтенко, Н. О. Костюк

8. Фомин Е. В. Повышение стойкости и точности резьбовых резцов на основе моделирования процесса резьбонарезания [Текст]: дис. канд. техн. наук : 05.03.01 : защищена 22.03.07 : утв. 24.09.07 / Фомин Евгений Владимирович – М., 2007. – 206 с. – Библиогр.: с. 194–202. – 003653715.
9. Онисько О. Р. Методи забезпечення точності виготовлення різьбових кінців труб нафтогазового сортаменту[Текст] / О. Р. Онисько, // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. Івано-Франківськ –2014.– №3(52).– С.107–115.
10. Онисько О. Р. Програмна реалізація розрахунку форми різальної кромки різьбового різця залежно від значення величини його переднього кута та діаметра різьби [Текст] / О. Р. Онисько, Л. О. Борущак, С. О. Рязанов // Вісник національного університету «Львівська політехніка». –2013.–№772.– С.129–134.
11. Онисько О. Р. Порівняльний аналіз графічних моделей бічних профілів трикутної різьби: заданого стандартом і отриманого за допомогою різця з ненульовим значенням переднього кута. [Текст]/О.Р.Онисько, П. М. Процак // Вісник національного технічного університету «ХПІ». Серія «Технології у машинобудуванні» – Харків – 2015. – №4(1113) . С. 33–36.
12. ГОСТ 632–80. Межгосударственный стандарт. Трубы обсадне и муфты к ним [Текст]. Разработан и внесен Министерством черной металлургии СССР, нефтяной промышленности СССР. Утвержден и внесен в действие постановлением Государственного комитета СССР по стандартам от 05.06.80 № 2578. Взамен ГОСТ 632–64. Издание (апрель 2010 г.) с Изменением № 1, №2, №3, №4 утвержденными в октябре 1082 г., январе 1986 г., январе 1988 г.,мае 1989 г. июле 1992 г. (ИУС 2-83, 5-86, 4-88,8-89); М.: «Стандартинформ», 2010. — 75с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© О. Р. Онисько, П. І. Войтенко, Н. О. Костюк

УДК 620.194:620.197

Д. Ю. Петрина, В. М. Гоголь, Л. Г. Петрина
Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

ВПЛИВ РОБОЧИХ СЕРЕДОВИЩ І НЕМЕТАЛІЧНИХ ВКЛЮЧЕНЬ НА СТІЙКІСТЬ РЕЗЕРВУАРНОЇ СТАЛІ ДО КОРОЗІЇ

Встановлено, що якісний склад нафти впливає на корозійну стійкість резервуарної сталі. Найбільш небезпечні в корозійному відношенні є сульфідні включення в металі. Сумісна дія складу нафти та неметалічних включень значно понижує корозійну стійкість резервуарної сталі.

Ключові слова: *механічні напруження, механічні домішки, пітинг, електрохімічна неоднорідність металу, пластова вода.*

Рис. 2. Табл.2 Літ. 10.

Д. Ю. Петрина, В. М. Гоголь, Л. Г. Петрина

ВЛИЯНИЕ РАБОЧИХ СРЕД И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА СТОЙКОСТЬ РЕЗЕРВУАРНОЙ СТАЛИ К КОРРОЗИИ

Установлено, что качественный состав нефти влияет на коррозионную стойкость резервуарной стали. Наиболее опасными в коррозионном отношении являются сульфидные включения в металле. Совместное действие состава нефти и неметаллических включений существенно снижает коррозионную стойкость резервуарной стали.

Ключевые слова: *механические напряжения, механические примеси, питтинг, электрохимическая неоднородность металла, пластовая вода.*

D. J. Petryna, V. M. Hohol, L. G. Petryna

ESTABLISHED THAT THE QUALITY OF THE OIL AFFECTS THE CORROSION RESISTANCE OF STEEL STORAGE TANK

The most dangerous in regard to corrosion is included in the metal sulfide. Joint action part of oil and non-metallic inclusions considerably reduces the corrosion resistance of steel storage tank.

Keywords: *mechanical stress, mechanical impurities, pitting, electrochemical heterogeneity of metal, fossil water.*

Вступ. Понад 70% устаткування, що експлуатується в нафтогазовій галузі промисловості України, в даний час має термін експлуатації 30 – 35 років і більше. Резервуари для зберігання нафти є одними з найбільш небезпечних об’єктів [1 – 4]. Причини цього полягають у високій вибухо-пожежній небезпечності продуктів зберігання, великих розмірах конструкцій і пов'язаної з цим великою довжиною зварних швів, порушеннях правил будівництва та експлуатації тощо. Кількість аварій на резервуарах з кожним роком зростає, оскільки більша частина з них відпрацювала свій проектний ресурс.

Однією з основних причин виходу з ладу нафтових резервуарів є корозія металу внутрішньої поверхні [5]. Корозія резервуарів зберігання нафти зумовлена присутністю води, яка надходить з нафтопродуктами (підтоварна вода) або конденсується у верхній частині з газової фази. Оскільки нафта знаходиться над шаром підтоварної води, вона насичується нею. Розчинність води в нафті низька і залежить від температури [6]. І хоч нафта не бере безпосередньої участі в корозійному процесі, з нею надходить не тільки вода, але й інші активні складники, зокрема, кисень, сірководень, солі та органічні кислоти.

На інтенсивність корозійно-водневої деградації нафтосховищ впливає багато чинників [7 – 9]: фізико-хімічні властивості нафтопродукту, вміст в ньому корозійно-активних домішок, наявність органічних і неорганічних речовин тощо. Тому вивчення корозійних характеристик резервуарної сталі може дати додаткову інформацію для прогнозування надійності та довговічності нафтових резервуарів. У зв'язку з цим такі дослідження були проведені в даній роботі.

Матеріали і методика експерименту. Експерименти виконували на сталі Ст.3сп, Ст.3, 20Х. Корозійну стійкість сталі визначали гравіметричним методом. Дослідження проводили на резервуарі РВС-100, установленому в цеху № 1 ВАТ «Нафтохімік Прикарпаття» (м. Надвірна

© Д. Ю. Петрина, В. М. Гоголь, Л. Г. Петрина

Івано-Франківської області). Нафту постачали з нафтогазовидобувних управлінь Надвірни і Рожнятова.

Основні показники цих нафт наведені в табл. 1.

Таблиця 1. **Показники нафт, які використовувались в дослідженні**

№ п/п	Найменування показників	Нафта з	
		Надвірни	Рожнятова
1	Густина при 20°С, кг/м^3	887,4	848,0
2	Вміст води, % об.	2,0	5,2
3	Вміст хлористих солей, м^2/дм	165,0	478,2
4	Вміст сірки, % мас.	0,5	0,46
5	Вміст мех. домішок, % мас.	0,05	0,04

Результати досліджень. Для визначення корозійної стійкості використовували зразки зі сталі Ст 3сп, з якої виготовлений резервуар. Вони були вирізані з різних ділянок: верхньої частини стінки резервуару, яка постійно контактувала упродовж експлуатації з повітрям і конденсованою водою; середньої частини стінки, яка постійно контактувала з нафтою; стінки поблизу дна резервуару; дна резервуару. Дві останні ділянки постійно контактували з підтоварною водою. Зразки для випробувань вирізали з резервуару таким чином, щоби досліджувані поверхні були якомога ближче до внутрішньої поверхні резервуару [1]. Корозійну проникність визначали за випробувань у підтоварній воді. Експериментальні результати наведені в табл. 2.

Таблиця 2. **Глибинний показник порозії (П) сталі Ст. 3сп різних ділянок нафтового резервуару у під товарній воді**

№ п/п	Ділянка	Підтоварна вода з нафт	
		Надвірни	Рожнятова
1	Верхня частина	0,27	0,32
2	Середня частина	0,13	0,16
3	Нижня частина	0,28	0,33
4	Дно	0,23	0,28

Аналіз отриманих результатів досліджень показав, що метал, який в процесі експлуатації контактував лише з нафтою (середня ділянка), має найвищу корозійну стійкість. Найнижча корозійна стійкість була зафіксована у сталі стінки резервуару біля дна. Очевидно, це зумовлено максимальними механічними навантаженнями у цьому місці резервуару в поєднанні з дією підтоварної води.

При контакті металу резервуару з рожнятівською нафтою його корозійна стійкість на всіх ділянках суттєво спадала. Це, на наш погляд, пов’язано з підвищенням вмісту води та хлористих солей в цій нафті. Вода сприяє розчинюванню солей, що утворює більш агресивне робоче середовище.

Останнім часом з’явилися дані про суттєвий вплив на розвиток процесів локальної корозії корозійно-активних неметалічних включень (КАНВ) [10].

КАНВ є двох типів. Перший тип представляє собою алюмінати кальцію, другий – неметалічні включення, які мають ядро з алюмінатів кальцію і округлені оболонкою із сульфіду кальція. Розмір більшої частини таких включень знаходиться в межах 5 … 10 мкм.

Провели лабораторні випробування зразків сталей, які виплавлені за двома технологіями: 1) високоякісна сталь 20Х (рафінована і модифікована кальційвмістимими лігатурами); 2) вуглецеві сталі звичайної якості Ст.3 і Ст. 3сп без модифікації кальційвмістимими лігатурами.

Найбільш рівномірна корозія була на зразках з модифікованої кальцієм сталі 20Х. Сталі типу Ст.3 характеризуються високими швидкостями як місцевої, так і рівномірної корозії.

Аналіз випробувань показав, що схильність до пітингоутворювання зростає в ряді Сталь 20Х (модифікована кальцієм сталь) → Ст 3сп → Ст.3.

На рисунках 1 і 2 представлені отримані нами залежності коефіцієнта пітингоутворення та швидкості корозії від загального вмісту сірки в сталі. Визначальний вплив на розвиток процесів локальної корозії має вміст сульфідних включень в сталі, що добре узгіднюється з термодинамічними даними [10], згідно яким сульфіди – найбільш нестійка фаза в сталі, яка розчиняється в першу чергу при контакті з водою, що вміщує велику кількість хлорид-іонів.

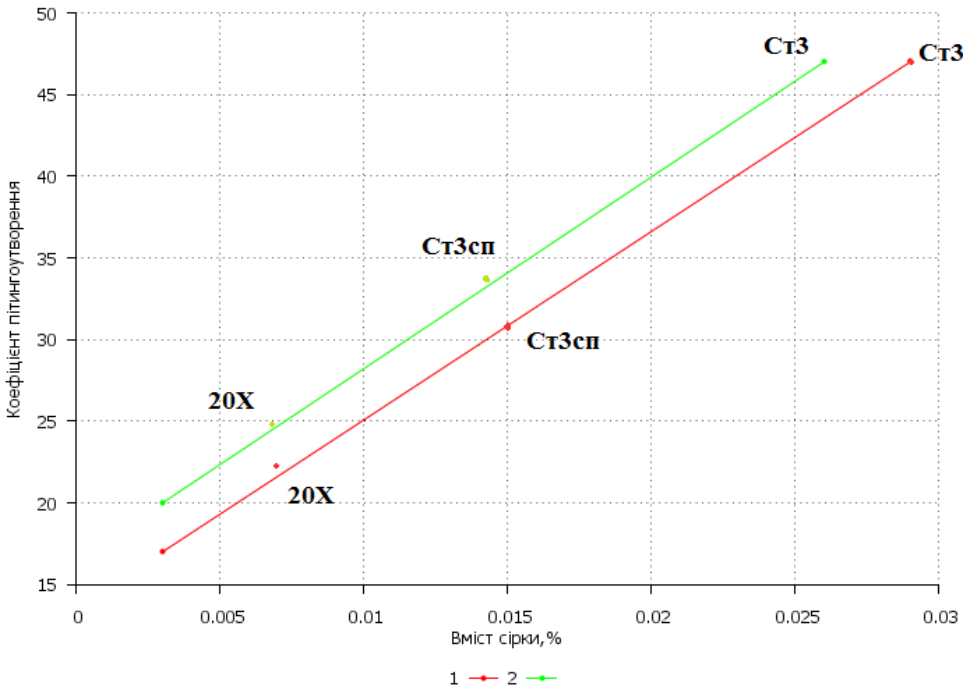


Рис. 1. **Залежність коефіцієнта пітингоутворення від вмісту сірки в сталі: 1 – нафта з Надвірни; 2 – нафта з Рожнятова**

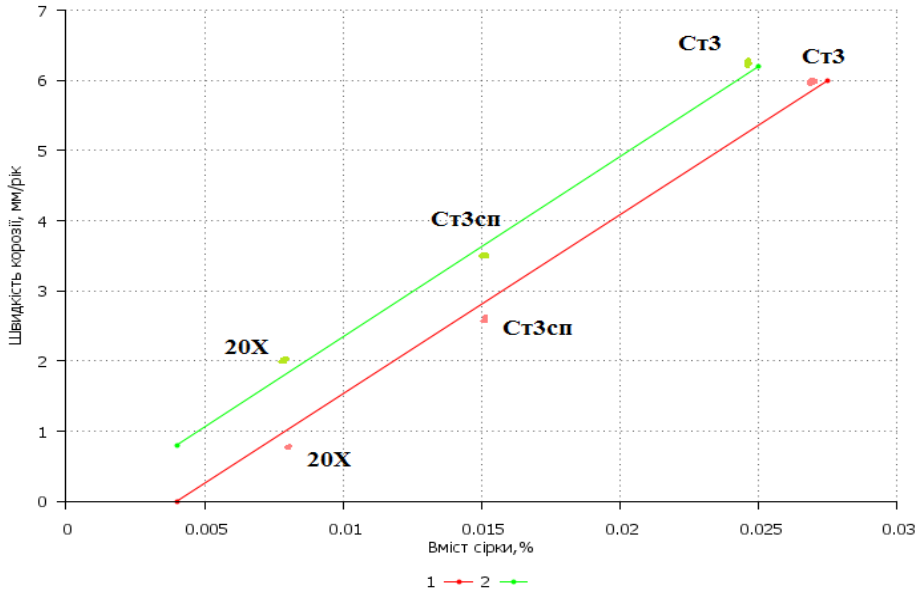


Рис.2. **Залежність швидкості корозії від вмісту сірки в сталі: 1 – нафта з Надвірни; 2 – нафта з Рожнятова**

Висновки. Аналіз літературних даних не дає можливості виявити визначального впливу частинок, які деякі автори [10] відносять до КАНВ, на пришвидшення процесів локальної корозії.

© Д. Ю. Петрина, В. М. Гоголь, Л. Г. Петрина

Тим не менше очевидно, що неметалічні включення, незалежно від їх типу, мають вплив на стійкість до локальної корозії, як і будь-яка інша неоднорідність, що приводить до електрохімічної гетерогенності металу. Необхідно тільки визначити ступінь впливу кожного з них на стійкість до локальної корозії. Найбільш небезпечними в корозійному відношенні є сульфідні включення, так як їхня термодинамічна стійкість найнижча.

Актуальним на сьогоднішній день стає проблема обґрунтування оптимальної допустимої щільності КАНВ та їх вплив на розвиток процесів локальної корозії.

Тому необхідно продовжити дослідження, що спрямовані на вивчення впливу КАНВ на корозійну стійкість резервуарної сталі. Цими питаннями автори роботи планують зайнятися в подальших своїх дослідженнях.

1. Крижанівський Є.І. Корозійно-воднева деградація та протикорозійний захист резервуарів зберігання нафти / Є.І. Крижанівський, Г.М. Никифорчин, О.І. Звірко // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2011. – № 2 (39). – С. 5 – 18.
2. Котляревский В.А. Безопасность резервуаров и трубопроводов / В.А. Котляревский, А.А. Шаталов, Х.М. Ханухов. – М.: Изд-во «Экономика и информатика», 2000. – 555 с.
3. Розенштейн И.М. Аварии и надёжность стальных резервуаров / И.М. Розенштейн. – М.: Недра, 1995. – 253 с.
4. Ханухов Х.М. Анализ причин аварий стальных резервуаров и повышение безопасности их эксплуатации Х.М. Ханухов // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2003. – № 10. – С. 49 – 52.
5. Алиев Р.А. Сооружение и ремонт газонефтепроводов, газохранилищ и нефтебаз / Р.А. Алиев. – М.: Недра, 1987. – 272 с.
6. Foroulis Z.A. Corrosion and corrosion inhibition in the petroleum industry / Z.A. Foroulis // Werkstoffe und Korrosion. – 1982. – 33. – P. 121 – 131.
7. Саакиян Л.С. Защита нефтегазопромыслового оборудования от коррозии / Л.С. Саакиян, А.П. Ефремов. – М.: Недра, 1982. – 227 с.
8. Sloniowski A. The Estimation of Corrosion Processes Growth on Bottom Surfaces of Crude Oil Storage Tanks (Polish) / A. Sloniowski // Dohrona Pezed Korozja. – 1996. – No 12. – P. 314 – 316.
9. Sanders P.F. Profonling in the oil industry / P.F. Sanders, P.J. Sturman // In: Petroleum microbiology. – ASM Press, 2005. – P. 171 – 198.
10. Зайцев А.И. Природа и механизмы образования в стали коррозионно-активных неметаллических включений. Пути обеспечения чистоты стали по этим включениям. Коррозионно-активные неметаллические включения в углеродистых и низколегированных сталях / А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, В.В. Мальцев. – М.: Металлургиздат, 2005. – С. 37 – 51.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© Д. Ю. Петрина, В. М. Гоголь, Л. Г. Петрина

УДК 621.1

М.І. Пилипець, В.Р. Паньків, М.Р. Паньків
Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

ТЕРМОМЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ, ЯКІ БАЗУЮТЬСЯ НА ПОЛІМЕРАХ ТА ВУГЛЕЦЕВИХ НАНОТРУБКАХ

В створенні гвинтових робочих елементів виникає необхідність використання нових методів зміцнення поверхневих шарів матеріалу, як альтернатива відомим методам пропонується нанотехнологію. В статті розглянуто метод динамічного механічного аналізу наноматеріалів для вибору потрібного покриття поверхонь гвинтових робочих елементів.

Ключові слова: *динамічний механічний аналіз (ДМА), композитний матеріал, вуглецеві нанотрубки (УНТ), температура сканування, полімерний композит.*

Рис. 6. Літ. 5.

М.И. Пилипец, В.Р. Панькив, М.Р. Панькив

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫХ НА ПОЛИМЕРАХ И УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБКАХ

В создании винтовых рабочих элементов возникает необходимость использования новых методов упрочнения поверхностных слоев материала, как альтернатива известным методам предлагается нанотехнологию. В статье рассмотрен метод динамического механического анализа наноматериалов для выбора нужного покрытия поверхностей винтовых рабочих элементов

Ключевые слова: *динамический механический анализ (ДМА), композитный материал, углеродные нанотрубки (УНТ), температура сканирования, полимерный композит.*

M.Pylypets, V. Pankiv, M. Pankiv

THERMO-MECHANICAL PROPERTIES OF CONDUCTING POLYMERS AND CARBON NANOTUBES BASED COMPOSITE MATERIALS

In creation of screw working elements is necessary to use new methods to strengthen the material surface layers, as an alternative to known methods proposed nanotechnology. The article deals with method of dynamic mechanical analysis of nanomaterials to select the desired coating surfaces screw working elements.

Key words: *dynamic mechanical analysis (DMA), composite material, carbon nanotubes (CNTs), temperature scan, polymer composite.*

In modern conditions high competitiveness of screw working elements can be achieved primarily by improving quality, reducing of production costs and by the improvement of their production technologies. In particular, it is caused by a large number of manufacturing processes with low-quality materials, which results lead to reduction in service life. Known methods of surface hardening do not always provide this process for low-quality materials. So, promising is the use of nanotechnology for such strengthening.

Nanotechnology - an interdisciplinary area of fundamental, applied science and technology that deals with a set of theoretical study and practical methods of investigation, analysis and synthesis, manufacture methods and use of products with a given atomic structure by controlled manipulation of individual atoms and molecules. The starting point of the modern high technologies are new materials, mechanical, physical and chemical effects and processes. Production orientation on new technologies is characterized by different levels and trends in the use of specific functional properties of new materials, increment of processes productivity in the boundary areas of nanotechnology, technical intelligence equipment and ability of devices for conversion. With decreasing particle size in ultra-dispersed environments at favorable conditions significantly improve their mechanical properties such as hardness, strength, flexibility and yield strength increases, threshold of cold reduces.

If the size of nanoparticles is less than critical lengths, that characterize many physical phenomena, they may possess unique properties that are not peculiar to volumetric parts of the same substances. The development of nanotechnology promises massive expansion of new structural materials with unique properties and characteristics. It turned out that the control performance properties of structural materials can be performed not only by introducing dopant but also with the deformation of any nature. With such action, takes place fragmentation of non-metallic inclusions. Traditional annealing, tempering is nothing like nanotechnology in industry. As a result of these actions is possible to obtain steel where high strength

© М.І. Пилипець, В.Р. Паньків, М.Р. Паньків

combined with ductility, i.e. precisely those features that are lacking in mechanical engineering and nanotechnology allow successfully receive such materials.

In perspective, already today created heavy-duty materials based on nanotechnology that are applied in engineering. Technological methods of strengthening the surface layers, using nanotechnology, providing change of their mechanical properties and play an important role in the creating of the transporting abrasive materials with high wear resistance and durability.

Introduction in manufacture of strengthening nanotechnology that ensure wear resistant structures, prior modeling work, installation of external factors on their performance, learning of processes that develop on the surfaces of friction, strengthened by the studied coatings.

Dynamic mechanical analysis (DMA), or dynamic mechanical thermal analysis (DMTA), is universal and sensitive testing technique that can provide us the data about thermo-mechanical properties of polymers depending on frequency, temperature or time. A big plus is that experiments required small amounts of the specimens [1].

The work principle of dynamic mechanical analysis (DMA). Machine apply sinusoidal stress or strain to a sample (of known geometry) and measure the resulting response of the material to stress, temperature, frequency and other values. Sinusoidal wave is generated with a force motor and that transmitted to the sample [2].

With this technique we can measure loss modulus (stiffness), tan delta (damping or dissipation of a material), storage modulus (elastic behavior). In this work, DMA was carried out using DMA8000 (Perking Elmer). The DMA8000 was attached to the computer in order to control the Pyris software for windows. Were conducted two types of experiments for all five samples and three tests for the control sample (pure polyurethane).

Temperature scan. With this type of test, we can observe strain response of the material while applying constant frequency and stress while sample temperature increasing. We used this test in order to characterizing thermally dependent behavior (loss modulus, storage modulus and Tg).

Temperature scan CNT 1%. For the first test, temperature range was from -104 ^{0}C to 100 ^{0}C, specimen size 10×9.5×1.8mm (length × width × thickness) the results we can observe on the Fig. 1.

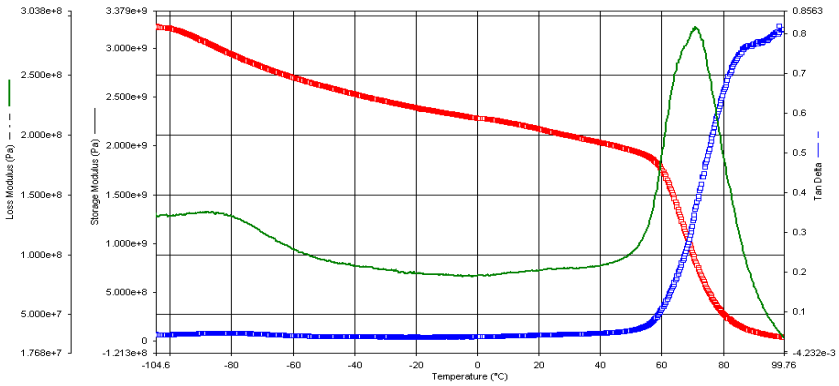


Fig. 1. **CNT 1%, temperature scan, first attempt**

On these graphs clearly pronounced only the peak of storage modulus also, we can see that loss modulus start to fall down at temperature 58^{0}C and tan delta starts to rise at the 55^{0}C. Therefore, a second experiment was conducted Fig. 2. Second attempt: temperature range from -50.00°C to 130.00°C, sample size 10×7×1.5. The second attempt showed us the full picture, storage modulus drop starts at the same temperature like in first test as well as peak of loss modulus and in addition, we can clearly see peak of tan delta 102.900C.

CNT 2. The results of testing specimens with 2.5% amount of CNT we can view of the Fig. 2. Samples dimensions and temperature range for first and second test respectively from 65.00°C to 100.00°C with 10×7.5×1.75 mm dimensions and from -20.00°C to 130.00°C, 10×9×1.93 mm. It must be said that second experiment was not necessary because all parameters we could took from the Fig. 3. Nevertheless, we sought that it is important to ensure that is singular peak of tan delta and with further heating in the material does not occur any anomalies. In bought experiments, we can see small differences in the indicators for example storage modulus at Fig. 3 start to fall sharply at temperature 40°C and on Fig. 4 the same indicator show 29°C. The same we can say about loss modulus in first case we can

observe peak at temperature 56°C in the second at 44°C but two tests indicate the same value of tg temperature 75.53°C.

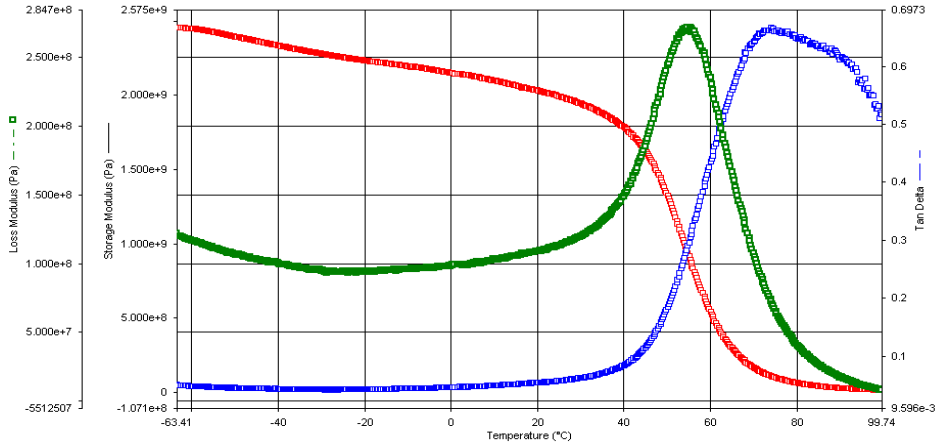


Fig. 2. **CNT 2.5% temperature scan, first attempt**

CNT 5. For this material was conducted only one test the results we can see on the Fig. 3. Sample dimensions 15×10.1×2mm and temperature rate from -100.00°C to 100.00°C. Speaking forward this showed the lowest temperature of tan delta peak. 26.28°C. Also we can see anomaly behavior of storage modulus curve it start to fall down, at temperature -50°C it start to rise up at 10°C was the peak and at 7°C is start to fall sharply again. Therefore, we can say that stiffness of particular material increase or stay at the same level in temperature range from -50°C to 10°C. Peak of the loss modulus is at 10°C.

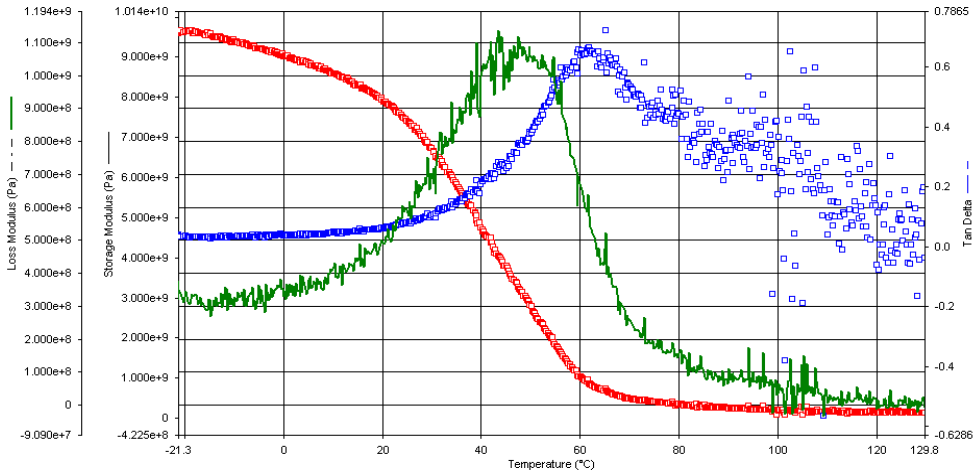


Fig. 31. **CNT 5% temperature scan**

CNT 7.5. For these samples were conducted two experiments, dimensions of specimens 15×5.5×1.1mm for the first and 15×5.8×1.2 for the second with temperature range from -100.00°C to 100.00°C and from -20.00°C to 130.00°C respectively. Two tests show virtually identical results for example rapid fall of storage modulus starts at the temperature 20°C for the first and 15°C for the second specimen, peak of loss modulus we can see at 43°C (Fig.4). Peak of tan delta we can observe at 61.65°C and 63°C respectively. However, on the Fig. 6 we can notice dispersion of tan delta curve that start right after the tg (peak tan delta) temperature.

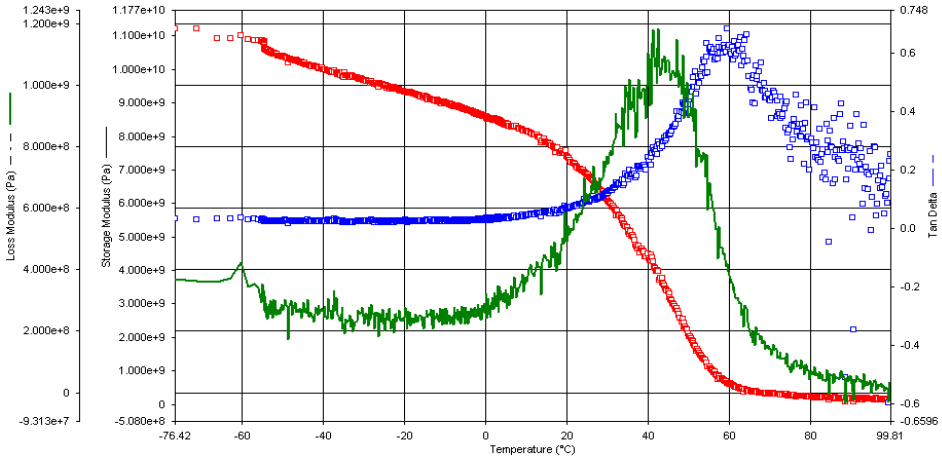


Fig. 4. **CNT 7.5% temperature scan, second attempt**

This may indicate that the material breaks down after the tg point of anomaly in the material. In second test temperature range was increased and as the result we can say that this material starts to break an the temperature approximately 64°.

CCNT 10%. Two experiments was conducted for these samples, dimensions of specimens 15×6.2×1.2 mm at temperature range -85.00°C to 60.00°C for the fist and 15×6.4×1.3 at -44.00°C to 70.00°C. Firs what we can say that this material is very unstable judging by the behavior of storage modulus amplitude and loss modulus dispersion. Firs reason for this can be a big percentage of carbon nanotubes in composite and second is the bad mixing and post curing of components. Nevertheless, both experiment shows almost the same results. Storage modulus star to drop at the -10°C in both tests. Peak of loss modulus in the first experiment is at the temperature 25°C in the second it hard to determinate exactly number but we can see that the value is in the same region. Based on the tan delta we can say that there is the same tendency but in case of this material is start break before the tg point, because peak of tan delta on Fig. 5 are in range
of temperatures from 40 to 45°C. Tan delta curve start to disband in bought experiments at -10°C.

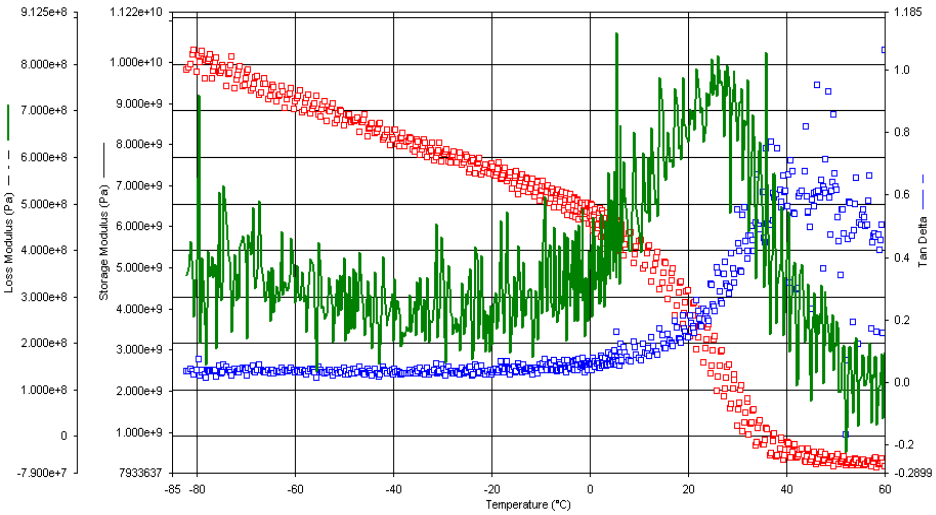


Fig. 5. **CNT 10% temperature scan, second attempt**

Control Pure PU sample pure polyurethane was also tested. Dimensions of specimen 15×7.3×2.3mm at temperature range from -70°C to 80°C. Results we can see on the Fig. 10. Sharply drop of storage modulus occur at -58°C, peak of loss modulus we can observe at -9.75°C and peak of tan delta at 6.35°C. As expected pure PU has the lowest glass transition temperature.

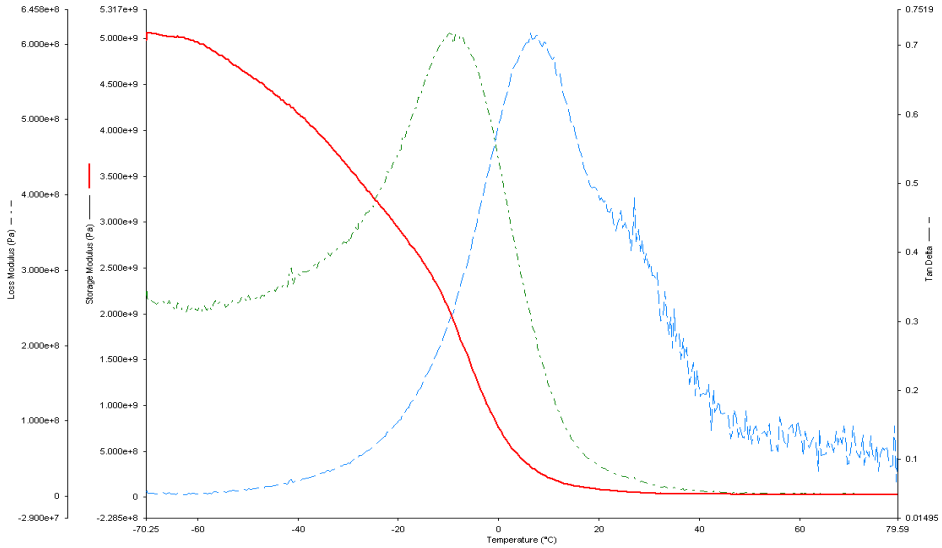


Fig. 6. **Pu temperature scan**

The results of temperature scan test showed that each composite has better performance than pure polyurethane. The highest value of glass transition temperature showed CNT 1% composite the lowest CNT 5% composite. By knowing this information, we can choose the optimal working temperatures for our materials. In total ten tests was conducted. Using this method it is possible with a small number of tests pick up coating material with the required parameters.

1. 1.Shiqiang Denga, Meng Houb, Lin Yea. Temperature-dependent elastic moduli of epoxies measured by DMA and their correlations to mechanical testing data. Polymer Testing. 2007, Vol. Volume 26, Issue 6.
2. Introduction to Dynamic Mechanical Analysis (DMA). Waltham, MA 02451 USA : PerkinElmer, Inc., 2008.
3. 3.Byrne, M.T., Guin'Ko, Y.K. Recent advances in research on carbon nanotube - polymer composites. 2010, Vol. Volume 22, Issue 15, pp. 1672-1688.
4. Hua Deng, , Lin Lin, Mizhi Ji, Shuangmei Zhang, Mingbo Yang, Qiang Fu. Progress on the morphological control of conductive network in conductive polymer composites and the use as electroactive multifunctional materials. Progress in Polymer Science. April 2014, Vol. Volume 39, Issue 4.
5. Costa, L.C.a , Valente, M.a, Sá, M.A.b, Henry, F. Electrical and magnetic properties of Polystyrene doped with Iron nanoparticles. 2006, Vol. Volume 57, Issue 6, pp. 881-887.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© М.І. Пилипець, В.Р. Паньків, М.Р. Паньків

УДК 621.7.01

В. Г.[1] Писаренко, В. В.[2] Савуляк
[1]Казенне науково-виробниче об'єднання "Форт";
[2]Вінницький національний технічний університет

ВПЛИВ РІЗНОТОВЩИННОСТІ ЛИСТОВИХ ЗРАЗКІВ ДЛЯ ВИПРОБУВАНЬ НА РОЗТЯГ НА РОЗКИД ЗНАЧЕНЬ РЕЗУЛЬТАТІВ ЕКСПЕРИМЕНТІВ

В статті проаналізовано вплив геометричних характеристик листових зразків на показник напруженого стану в зоні вимірювання під час випробувань на розтяг. Встановлено, що на показник жорсткості напруженого стану в зоні вимірювання під час випробувань на розтяг найбільший вплив має товщина листа та величина різнотовщинності. Визначено залежність розкиду значень граничної деформації розтягу від геометричних параметрів різнотовщинності.
Ключові слова: *напруження, деформації, листовий матеріал, випробування на розтяг, плоский напружений стан, крива граничних деформацій.*

В. Г. Писаренко, В. В. Савуляк

ВЛИЯНИЕ РАЗНОТОЛЩИННОСТИ ЛИСТОВЫХ ОБРАЗЦОВ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ НА РАСТЯЖЕНИЕ НА РАЗБРОС ЗНАЧЕНИЙ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В статье проанализировано влияние геометрических характеристик листовых образцов на показатель напряженного состояния в зоне измерения во время испытаний на растяжение. Установлено, что на показатель жесткости напряженного состояния в зоне измерения во время испытаний на растяжение наибольшее влияние оказывает толщина листа и величина разнотолщинности. Определена зависимость разброса значений предельной деформации растяжения от геометрических параметров разнотолщинности.
Ключевые слова: *напряжения, деформации, листовой материал, испытания на растяжения, плоское напряженное состояние, кривая предельных деформаций.*

V. G. Pisarenko, V. V. Savuliak

THE INFLUENCE OF THICKNESS DIFFERENTIAL OF SHEET SAMPLES FOR TENSILE TESTS ON THE SPREAD OF EXPERIMENTAL RESULTS VALUE

The paper analyzes the influence of geometric characteristics of sheet samples on the stressed state index in the measuring zone during tensile tests. It has been determined that sheet thickness and thickness differential value have the strongest effect on the tensile rigidity in measuring zone during tensile tests. The dependence of spread of the limit tensile deformation values on the geometric parameters of thickness differential has been found.
Keywords: *stresses, deformations, sheet material, tensile tests, plane stress state, limit deformation curve.*

Постановка задачі. Ресурсоощадні методи і способи обробки тиском потребують відомостей про технологічну можливість виготовлення виробів. Таку інформацію можна отримати на основі проведення теоретично-експериментальних досліджень та розрахунків або експериментальним шляхом – розглянувши та протестувавши різноманітні варіанти технології. У випадку експериментального вирішення задачі кількість варіантів, які потрібно розглянути, дуже велика, що підвищує вартість розробки технології. В зв'язку з цим широкого розповсюдження набув теоретично-експериментальний метод розробки технології. Висновок про можливість отримання того чи іншого виробу методами пластичної деформації здійснюється на основі критерію ψ, який запропонований в роботах Губкіна, Смирнова-Аляєва, Деля, Огороднікова та інших авторів [1]. За цим критерієм можливість отримання заготовок з конкретного матеріалу та розмірів залежить від ступеню використання ресурсу пластичності під час обробки тиском. Розрахунок використаного ресурсу пластичності можна проводити за виразом [2, 3]:

$$\Psi = \int_0^{e_i} n \frac{e_i^{n-1}}{e_p(\eta, \mu_\sigma)^n} de_i \le 1, \qquad (1)$$

© В.Г Писаренко, В.В. Савуляк

де e_p – гранична деформація до руйнування; e_i – інтенсивність деформацій; $e_P(\eta,\mu_\sigma)$ – поверхня граничних деформацій; $n = 1 + a\dfrac{d\eta}{de_i} - b\dfrac{d\mu_\sigma}{de_i}$ – показник, який враховує характер зміни пластичності в залежності від швидкості зміни жорсткості та виду напруженого стану; $\eta = \dfrac{\sigma_1+\sigma_2+\sigma_3}{\sigma_i}$ - показник жорсткості напруженого стану; $\mu_\sigma = \dfrac{2\sigma_2-\sigma_1-\sigma_3}{\sigma_1-\sigma_3}$ - параметр Надаі-Лоде; *a* і *b* - емпіричні коефіцієнти.

Якщо ж знехтувати впливом параметра Надаі-Лоде на пластичність матеріалу [1], то

$$\Psi = \int_0^{e_p} \frac{de_i}{e_p(\eta)} = \int_0^{t_p} \frac{de_i(t)}{e_p(\eta(t))} \le 1, \qquad (2)$$

де e_p – гранична деформація до руйнування; e_i – інтенсивність деформацій; $e_P(\eta)$ – крива граничних деформацій; t_p – час до моменту руйнування.

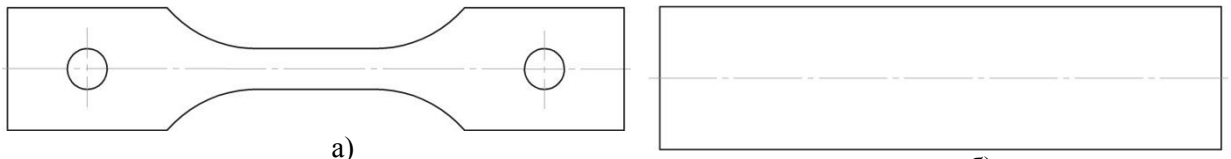
З виразів (1) та (2) слідує, що істотний вплив на точність визначення використаного ресурсу пластичності мають поверхня та крива граничних деформацій. Згідно методики [3] поверхня (крива) граничних деформацій будується на основі відповідної апроксимації даних, отриманих в результаті дослідів на розтяг, стиск і кручення (зсув):

$$e_p(\eta,\mu_\sigma) = e_p(0{,}0)\cdot exp(\lambda_2\mu_\sigma - \lambda_1\eta), \qquad (3)$$

або [4]

$$e_p(\eta) = e_p(0)\cdot exp(-\lambda\eta), \qquad (4)$$

де $\lambda_1 = ln\dfrac{e_p(-1{,}0)}{e_p(0{,}0)}$, $\lambda_2 = ln\dfrac{e_p(0{,}1)}{e_p(0{,}0)}$, $\lambda = ln\dfrac{e_p(\eta=0)}{e_p(\eta=1)}$ та $e_p(0)$, $e_p(0{,}0)$, $e_p(-1{,}0)$ і $e_p(0{,}1)$ – граничні деформації при відповідних значеннях η і μ_σ.



а) б)

Рис. 1. **Конструкції зразків для випробувань листових матеріалів на розтяг**

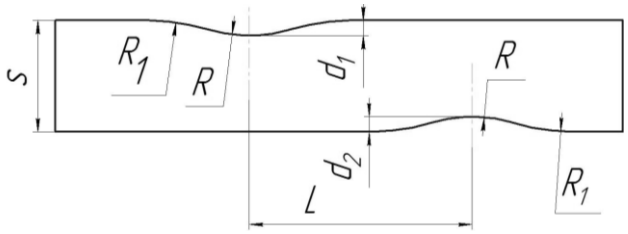


Рис. 2. **Геометричні параметри робочої зони зразка з неоднорідною товщиною**

На основі вище розглянутих міркувань за допомогою програмних засобів CAD/CAE Ansys було побудовано модель з наступними параметрами: матеріал зразка – сталь У12А (крива зміцнення апроксимована виразом $\sigma_i = 1205\cdot e_i^{0,262}$; сумарна величина переміщення країв робочої зони до моменту руйнування становить до 15% довжини робочої зони; довжина робочої зони – 100 мм; товщина листа *s* від 0,5 до 5 мм згідно ГОСТ 19904-90 [7]; максимальна різнотовщинність листа *d* від 0,04 до 0,2 мм згідно [7] для нормальної точності листа; радіуси заокруглень листа *R* і

R_1 приймали постійними рівними 125 мм, оскільки в [8] показано, що їх величина не впливає на показники напруженого стану; ширина робочої зони зразка приймалась рівною 20 мм для всіх випадків [6]). В результаті проведених розрахунків отримано характерні залежності показників напруженого стану від геометричних характеристик зразка (рис. 3).

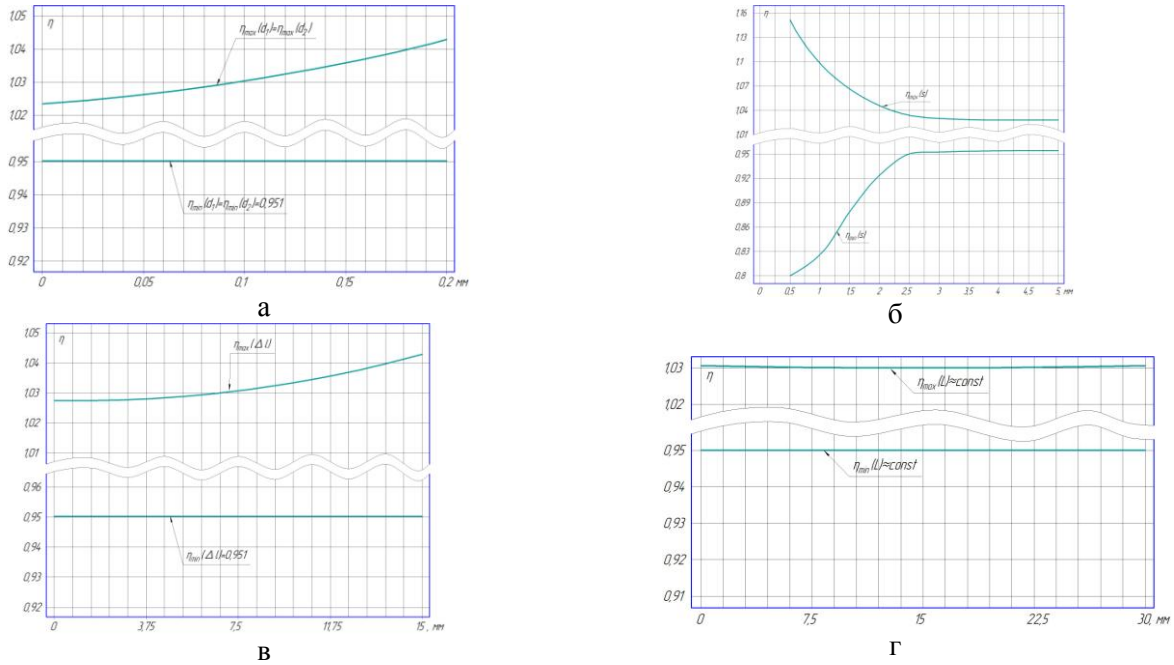


Рис. 3. **Характер впливу на мінімальні та максимальні значення показника η геометричних параметрів: а – видовження листа Δl; б – товщини листа s; в – величини заглиблення d_1 або d_2; г – відстані між западинами L**

З рис. 3 випливає, що найбільш впливовим фактором, від якого залежить розкид показника жорсткості напруженого стану η, є товщина листа s. Разом з тим, величина видовження листа Δl, відстань між западинами L та величина різнотовщинності листа d_1 і d_2, яка обмежується державними стандартами [5, 6], мають обмежений вплив на η. Слід також відзначити, що збільшення товщини листа сприяє зменшенню розкиду значень показника жорсткості напруженого стану (рис. 3).

Для товщини зразка більших за 2,5 мм максимальне і мінімальне значення η в зоні вимірювання виявляється постійним і дорівнює 1,028 та 0,955 відповідно. Для товщини зразка до 2,5 мм граничні значення показника жорсткості напруженого стану η можна отримати з виразів

$$\begin{aligned} \eta_{min}(s) &= 0.0247s^4 - 0.184s^3 + 0.466s^2 - 0.378s + 0.896, \\ \eta_{max}(s) &= 0.003s^4 - 0.031s^3 + 0.125s^2 - 0.256s + 1.247. \end{aligned} \quad (5)$$

З отриманих даних (рис. 3) також слідує, що зміна відстані між западинами L практично не впливає на максимальне і мінімальне значення η в зоні вимірювання, яке становить 1,037 та 0,965 відповідно, а створює постійно діючий ефект.

Вплив величин западин d_1 і d_2 та переміщення Δl на показник η описується

$$\begin{aligned} &\eta_{min}(d_1) = 0.951, \\ &\eta_{max}(d_1) = 1{,}024 + 0{,}05d_1 + 1{,}243d_1^3, \\ &\eta_{max}(\Delta l) = 0{,}1\Delta l + 1 \\ &\eta_{min}(\Delta l) = 0.951. \end{aligned} \quad (6)$$

У нашому випадку навантаження є монотонним, тому можна вважати, що в процесі розтягування інтенсивність деформацій змінюється плавно за законом, що близький до лінійного і описується виразом $e_i = a \cdot t$. Оскільки випробування відбуваються до моменту початку локалізації деформації, то з цих міркувань слідує, що інтенсивність напружень досягла величини

тимчасового опору руйнуванню, тобто $\sigma_i = \sigma_в$. Звідки, з врахуванням апроксимації кривої зміцнення, отримаємо

$$A \cdot \left(e_i^p\right)^n = \sigma_в \quad \Rightarrow e_i^p = \sqrt[n]{\sigma_в / A}\,. \tag{7}$$

На основі лінійної апроксимації e_i та (7) коефіцієнт a становить $a = \dfrac{\sqrt[n]{\sigma_в / A}}{t_p}$. Слід відмітити, що тимчасовий опір руйнуванню в конкретній точці листа залежить від структури і фазового складу матеріалу, розмірів зерен, переважаючої орієнтації кристалів, наявності площин зручних для ковзання та інших змінних факторів, тому величина $\sigma_в$ є змінною.

Вважається, що в момент локалізації деформацій пластичність вичерпується, тобто $\psi = 1$. Для розрахунку ψ необхідно мати інформацією про зміну $e_i(t)$ та $\eta(t)$ в конкретній точці. Дослідженнями встановлено, що максимальній інтенсивності деформацій в зоні вимірювання зразка для розтягування, відповідає максимальне значення показника жорсткості напруженого стану. З рис. 3а видно, що зміна максимального і мінімального значень показника η в процесі деформації зразка може бути описана з достатньою точністю залежністю виду

$$\eta(t) = c \cdot t + 1, \tag{8}$$

де c – коефіцієнт, який залежить від величини видовження.

Оскільки крива $e_p(\eta)$ не залежить від інтенсивності деформацій, після перетворень (2) з урахуванням (4) отримаємо

$$\Psi = \int_0^{t_p} \frac{de_i(t)}{e_p(\eta(t))} = \int_0^{t_p} \frac{atdt}{e_p(0) \cdot \left(\dfrac{e_p(0)}{e_p(1)}\right)^{\eta(t)}} = a\,\frac{c \cdot t_p \cdot ln\,\lambda + 1 - \lambda^{c \cdot t_p}}{e_p(0) \cdot \left(\lambda^{c \cdot t_p + 1} c^2\, ln\,\lambda^2\right)} = 1. \tag{9}$$

З чого слідує, що

$$\sqrt[n]{\frac{\sigma_в}{A}}\left(c \cdot t_p \cdot ln\,\lambda + 1 - \lambda^{c \cdot t_p}\right) - \lambda^{c \cdot t_p + 1} c^2\, ln\,\lambda^2 \cdot t_p \cdot e_p(0) = 0\,. \tag{10}$$

Проведемо заміну $t_p = \dfrac{\Delta l_p}{V}$ (V – швидкість переміщення навантаженого краю зразка визначають з умов роботи обладнання, Δl_p – граничне видовження зразка до локалізації деформації, яке визначається безпосереднім вимірюванням). Підставивши заміну у вираз (8) отримаємо

$$\sqrt[n]{\frac{\sigma_в}{A}}\left(c \cdot \frac{\Delta l_p}{V} \cdot ln\,\lambda + 1 - \lambda^{c \cdot \frac{\Delta l_p}{V}}\right) - \lambda^{c \cdot \frac{\Delta l_p}{V} + 1} c^2\, ln\,\lambda^2 \cdot \frac{\Delta l_p}{V} \cdot e_p(0) = 0\,. \tag{11}$$

Розв'язання рівняння (11) дозволяє отримати величину граничних деформацій. При цьому слід враховувати, що руйнування може відбуватись як в зоні з η_{max} так і η_{min}. Невідомий коефіцієнт c встановлюють на основі залежностей, представлених на рис. 3 та виразу

$$c = \frac{\eta(t_p) - 1}{t_p} = \frac{\eta(\Delta l_p / V) - 1}{\Delta l_p / V}\,. \tag{12}$$

Підставляючи (12) у вираз (11) запишемо

$$\sqrt[n]{\frac{\sigma_в}{A}}\left(\left(\eta(\Delta l_p / V) - 1\right) \cdot ln\,\lambda + 1 - \lambda^{\eta(\Delta l_p / V) - 1}\right) - \lambda^{\eta(\Delta l_p / V)}\, ln\,\lambda^2 \cdot \frac{\left(\eta(\Delta l_p / V) - 1\right)^2}{\Delta l_p / V} \cdot e_p(0) = 0 \tag{13}$$

З розв'язку рівняння (13), на основі відомої граничної деформації зсуву, отримаємо максимальне і мінімальне значення граничної деформації розтягу $e_p(1)$.

Висновки

1) Основними факторами, які визначають відмінність показника жорсткості напруженого стану в зоні вимірювання зразка від номінального, є товщина листа та величина різнотовщинності та величина видовження листа.

© В. Г. Писаренко, В. В. Савуляк

2) Збільшення величини розтягу експериментального зразка призводить до збільшення відхилення напруженого стану в зоні вимірювання від номінального.

3) На основі різноманіття величин геометричних характеристик кожного конкретного зразка можна говорити, про діапазон значень граничних деформацій розтягу, які можна отримати в результаті експерименту.

4) Величина розкиду значень граничних деформацій залежить від точності виготовлення листа, з якого вирізують зразки, і товщини листа.

1. Огороднiков, В. А. Механіка процесів холодного формозмінювання з однотипними схемами механізму деформації: [текст] / В. А. Огороднiков, В. І. Музичук, О. В. Нахайчук. – Вінниця: УНІВЕРСУМ-Вінниця, 2007. – 179 с.
2. Огородников, В. А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением: [текст] / В. А. Огородников.– К.: Вища школа, 1983. – 175 с.
3. Сивак, І. О. Пластичность металлов при объемном напряженном состоянии: [текст] / И. О. Сивак, Е. И. Коцюбивская // Удосконалення процесів і обладнання обробки металів тиском в металургії і машинобудуванні: Тематичний зб. наук. пр. – Краматорськ-Хмельницький, 2007. – с. 73-76.
4. Огородников В. А. Деформируемость и разрушение металлов при пластическом формоизменении / В. А. Огородников – К.: УМК ВО, 1989. – 152 с.
5. ГОСТ 11701-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение тонких листов и лент. – 15 с.
6. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – 28 с.
7. ГОСТ 19904-90. Прокат листовой холоднокатанный. Сортамент. – 11 с.
8. Писаренко В.Г. Вплив різнотовщинності листових зразків для випробувань на розтяг на поверхню граничних деформацій: [текст] / В. Г. Писаренко, В. В. Савуляк, В. Є. Билічкіна // Проблеми трибології, 2014. – №3 – с. 27–33.

Стаття надійшла в редакцію 20.03.2015.

© Н. Ю. Імбірович, В.М. Посувайло, С.І.Остап'юк

УДК 621.762

О. Ю. Повстяной, Ю. В. Куц, Н. Ю. Імбірович
Луцький національний технічний університет

ЗАСТОСУВАННЯ КОМП'ЮТЕРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ДЛЯ ВІЗУАЛІЗАЦІЇ ТРЬОХМІРНИХ ДАНИХ ПРИ ДОСЛІДЖЕННІ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРИСТИХ ПРОНИКЛИВИХ МАТЕРІАЛІВ

Показано можливість отримання достовірних реалістичних даних структурних властивостей пористих проникливих матеріалів за допомогою формування тривимірних зображень з використанням сучасного пакету прикладних програм Avizo®.

Ключові слова: *візуалізація, рендерінг, пористий проникливий матеріал, структурні властивості.*
Рис. 7. Літ. 13.

О. Ю. Повстяной, Ю. В. Куц, Н. Ю. Імбировыч

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ВИЗУАЛИЗАЦИИ ТРЕХМЕРНЫХ ДАННЫХ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ СВОЙСТВА ЯЧЕИСТЫХ ПРОНИКНОВЕННО МАТЕРИАЛОВ

Показана возможность получения достоверных реалистичных данных структурных свойств пористых проницаемых материалов посредством формирования трехмерных изображений с использованием современного пакета прикладных программ Avizo®.

Ключевые слова: *визуализация, рендеринг, пористый проницаемый материал, структурные свойства.*

O. Povstyanoy, Yu. Kuts, N. Imbyrovych

APPLICATION OF COMPUTER DESIGN IS FOR VISUALIZATION OF THREE-DIMENSIONAL DATA AT RESEARCH OF PROPERTIES OF POROUS PENETRATING MATERIALS

The possibility of obtaining reliable data realistic structural properties of porous materials through insightful forming three-dimensional images using modern application package Avizo®.

Keywords: *visualization, rendering, porous insightful material, structural properties.*

Постановка проблеми. На сьогоднішній день візуалізація тривимірних об'єктів розвивається дуже швидко. 3D моделі дозволяють вченим створювати віртуальні фото реалістичні 3D-копії об'єктів, які можуть бути розглянуті і дослідженні з будь-якої точки зору [1-2]. Найбільшу реалістичність забезпечує тривимірна графіка, основана на роботі з просторовими моделями об'єктів, що обумовлює її широке використання в багатьох галузях, пов'язаних з комп'ютерним моделюванням та проектуванням. Значна обчислювальна складність процедур роботи з моделями тривимірних об'єктів та візуалізації сцен вимагає їх апаратної підтримки в системах комп'ютерної графіки.

Формування зображень тривимірних сцен, процесів є багатоетапним обчислювальним процесом із використанням складних моделей і методів. Етап кінцевої візуалізації (англ. rendering — візуалізація, вимальовування, подання) є важливим етапом графічного конвеєра, оскільки для кожної точки сцени залежно від розташування джерел світла та спостерігача, оптичних властивостей поверхонь, характеристик джерел світла та кривизни поверхні визначаються інтенсивності складових кольору точок зображення та їх екранні координати. Процес візуалізації складних сцен із високою деталізацією поверхонь об'єктів може тривати десятки годин [3].

Оскільки етап кінцевої візуалізації є найтрудомісткішим етапом формування тривимірних зображень і становить 60-80% від загального обсягу обчислень, доцільним є застосування новітніх методів і засобів, які б забезпечили суттєве спрощення процедур рендерінгу як на програмному, так і апаратному рівнях, що дасть змогу досягти потрібної динаміки реалістичних зображень у реальному часі та значно скоротити тривалість візуалізації складних проектів, що в свою чергу призводить до більш точного аналізу властивостей готових виробів.

Тому, **метою даної роботи** є дослідження та аналіз властивостей пористих матеріалів за рахунок формування тривимірних зображень в процесі реалізації етапів кінцевої візуалізації з використанням сучасного спеціалізованого програмного середовища **Avizo®** для отримання достовірних реалістичних структурних даних.

© О. Ю. Повстяной, Ю. В. Куц, Н. Ю.І мбірович

Аналіз останніх розробок програмного забезпечення. Значна обчислювальна складність процедур роботи з моделями тривимірних об’єктів та візуалізації сцен вимагає їх апаратної підтримки. Загалом, на світовому ринку вказаних засобів щорічний обсяг продажів становить 250 млрд. доларів [4].

На сьогоднішній день існує багато різноманітних прикладних програм для аналізу та обробки металографічних зображень [5-6]. Самими успішними стають програмні продукти, які найбільш зрозумілі та прості в експлуатації. Так, ***Image Expert Pro*** - це програмне забезпечення для кількісного аналізу зображень в науці та на виробництві. Широкий набір функцій по обробці зображень і виділенню структурних елементів дозволяють використовувати аналізатор для вирішення широкого кола завдань матеріалознавства, серед яких можна виділити: аналіз неметалевих включень, аналіз графітових включень, аналіз зерен структури, визначення кількості альфа-фази, аналіз мікроструктури сталей, аналіз глибини без вуглецевого шару, аналіз підшипникової сталі, аналіз пористості. Оптимальне використання інструментів мінімізує застосування ручних операцій.

ImageJ – це програма з відкритим вихідним кодом для аналізу і обробки зображень. Написана мовою Java поширюється без ліцензійних обмежень. Відкритий API дозволяє гнучко нарощувати функціонал за рахунок додаткових плагінів, а вбудований макромова – автоматизувати складні повторювані дії. ***ImageJ*** широко застосовується в біомедичних дослідженнях, астрономії, географії та інших дисциплінах, пов'язаних з аналізом зображень.

Image-Pro Premier 3D програмне забезпечення використовується в сотнях галузей промисловості, таких як клітинна біологія, матеріалознавство, мікроскопія, патологія, фармацевтична галузь та ін. Дане програмне забезпечення надає володіє широким спектром інструментів для отримання високоякісних зображень.

Всі перелічені та проаналізовані програмні продукти для візуалізації зображень мають багато в чому схожий інтерфейс і подібні інструменти створення об'єктів, але з різними принципами роботи. Основна відмінність полягає у тому, що створений об'єкт у векторній графіці можна згодом обробляти окремо, в той час як об'єкт, створений у растровому редакторі, після зняття виділення перестає існувати відокремлено.

Основна частина. Серед найпрогресивніших та найпродуктивніших прикладних програм для обробки та аналізу металографічних зображень з можливістю візуалізації тривимірних об’єктів за двомірними фотографіями є ***Avizo®***. Це універсальний комерційний програмний додаток для наукового та промислової візуалізації та аналізу різноманітних точних даних (рис.1).

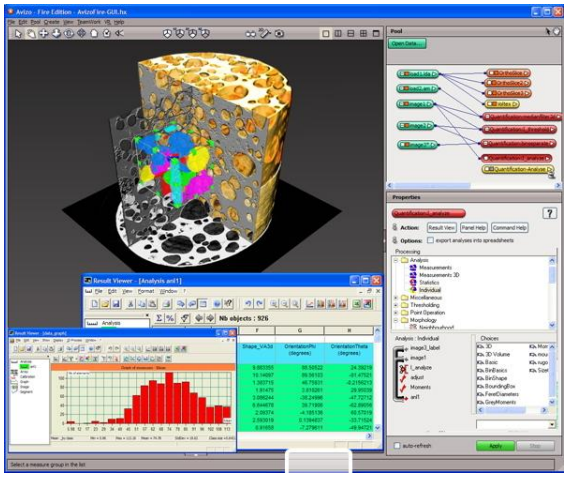


Рис. 1. **Загальний вигляд головного вікна одного з модулів *Avizo®***

Avizo® розроблений *FEI Visualization Sciences Group* і був спочатку розроблений і створений для візуалізації та аналізу певних груп даних.

VSG ***Avizo®*** - програмне рішення для 3D візуалізації, обробки та аналізу наукових і виробничих даних з простим у використанні графічним інтерфейсом користувача, цілком підходить для візуалізації тривимірних даних матеріалознавства, геофізики, навколишнього середовища або будь-яких інших технічних даних.

Avizo® є модульним і об'єктно-орієнтованим програмним забезпеченням. Його основні компоненти – це системні модулі та об'єкти даних. Модулі використовуються для візуалізації об'єктів даних та для виконування обчислювальних операції над ними.

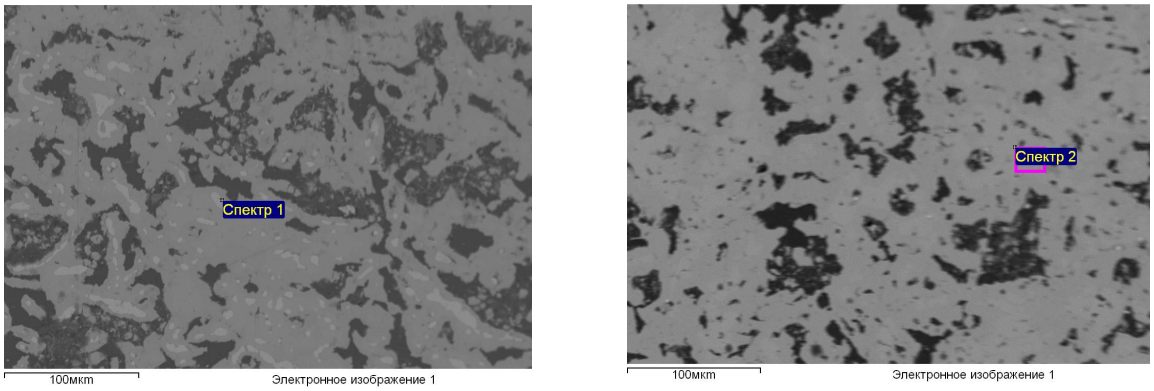
Один з найбільш інтуїтивних і найбільш потужних методів для візуалізації даних 3D-зображення у даному програмному продукті є прямо-об'ємний рендерінг. Параметри випромінювання та поглинання світла віднесені до кожної точки обсягу. Моделювання пропускання світла через певний обсяг зображення дозволяє відображати дані з будь-якого напрямку погляду без побудови проміжних полігональних моделей [7]. ***Avizo®*** здатний виконувати прямий рендерінг у режимі реального часу, навіть для дуже великого обсягу даних. Таким чином, обсяг надання інформації можете миттєво виділити відповідні області необхідних даних.

Металографічні зображення можуть бути представлені комбінацією різноманітних структурних складових при різному співвідношенні: фазами, які характеризуються різноманітними розмірами, формою та кольором, а також межами зерен, що можуть бути представлені або окремими лініями на зображенні, або покривати зображення безперервною сіткою. Тому основну вимогу до якісного аналізу зображень можна сформулювати і поставити так: на отриманій під мікроскопом фотографії необхідно виділити структурні складові, а після цього класифікувати їх по яскравості, розміру та формі. Практична реалізація цього питання включає в себе такі задачі, які вже стали класичними, як сегментація, фільтрування вад та виділення об’єктів з фону, визначення меж об’єктів, розпізнавання образів [8, 9].

Вивчення структурних характеристик матеріалів — одна з головних задач матеріалознавства, адже на її основі базується процес створення нових та покращення властивостей вже існуючих матеріалів. Сучасний етап розвитку матеріалознавства нерозривно пов’язаний з виготовленням пористих проникливих матеріалів різної форми і різного призначення [10]. Сьогодні важко назвати галузь промисловості, де не використовуються ППМ. Відомо, що основні експлуатаційні характеристики виробів із ППМ (проникливість, ресурс роботи, тонкість очистки, механічна міцність та ін.) безпосередньо визначаються організацією їх пористого простору, причому вироби з ППМ з градієнтною пористою структурою володіють більш високими експлуатаційними характеристиками у порівнянні з ППМ з однорідним поророзподіленням. Тому для їх якісної та надійної роботи і проводять візуалізацію та аналіз структур ППМ.

У Луцькому НТУ під керівництвом *д.т.н., професора Рудя Віктора Дмитровича* проводяться широкомасштабні та комплексні роботи по проектуванню, виготовленню, дослідженню, аналізу та застосуванню пористих проникливих матеріалів. Зокрема для очищення технічних рідин та масел виготовляють ППМ з відходів промислового виробництва, а саме з порошку сталі ШХ15. За своїми властивостями і складом він нічим не відрізняється від компактної сталі, проте він є досить дешевим при виготовленні, що дозволяє виробництву значно зекономити на ППМ [11, 12].

На рис.2. показані структури ППМ з відходів промислового виробництва, які отриманні методом сухого радіально-ізостатичного пресування [13]. Із даного зображення видно пористість ППМ та мікропористість частинок.



а) б)

Рис. 2. **Мікроструктура ППМ з відходів промислового виробництва:**
а) розмір частинок вихідного порошку – 0,1 мм
б) розмір частинок вихідного порошку – 0,063 мм

За допомогою програмного забезпечення ***Avizo®*** ми отримали точні розміри певної ділянки зрізу (рис.3). У середовищі ***Avizo®*** можливо вимірювати лінійні, кутові та полярні розміри. Також можливо проводити розрахунок об'єму, площі, периметру об'єкту.

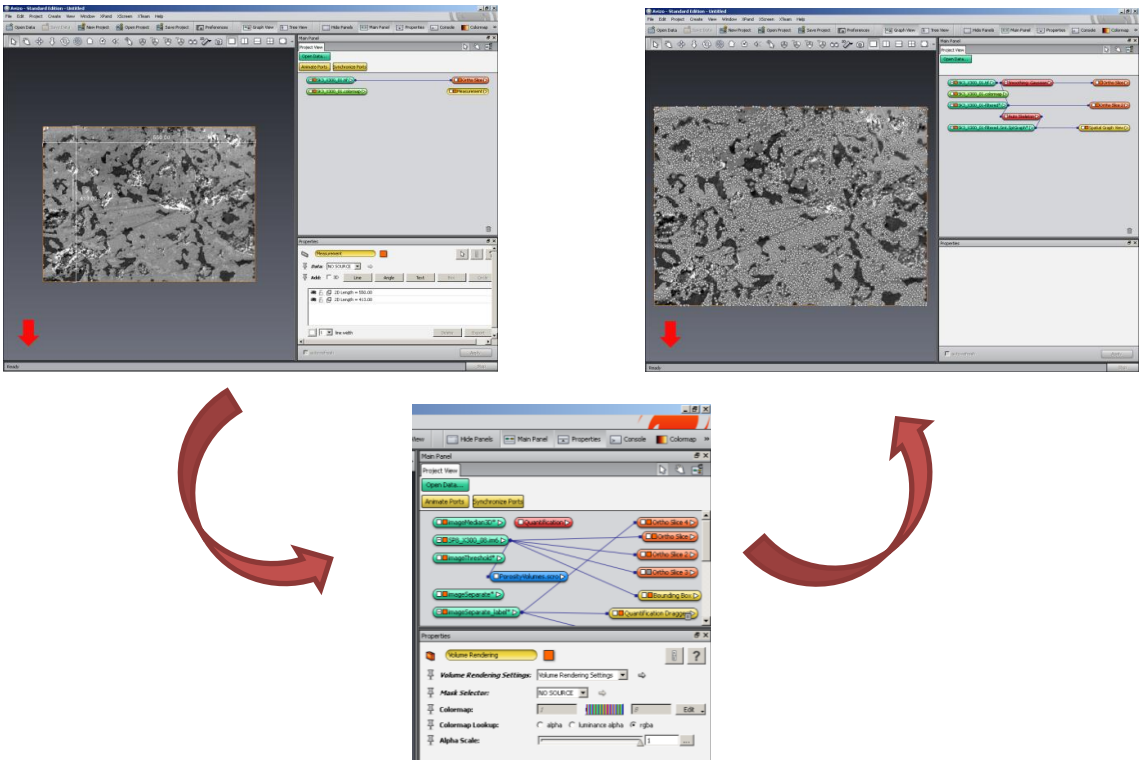


Рис. 3. **Визначення лінійних розмірів та встановлення відповідних зв'язків між даними частини зрізу шліфу ППМ за допомогою *Avizo®***

Визначення зносостійкості – важлива характеристика будь-якого виробу. Зношування поверхні призводить до зниження функціональних якостей ППМ і до втрати їх споживчої цінності. Підвищенню зносостійкості виробів сприяють як застосування матеріалів з високою зносостійкістю, так і конструктивні рішення, що забезпечують компенсацію зносу, резервування зносостійкості, загальне поліпшення умов тертя (застосування високоякісних мастильних матеріалів, захисту від абразивного впливу).

За допомогою програми ***Avizo®*** можна визначити найбільш слабкі місця ППМ, які можуть призвести до руйнування конструкції. На рис.4 червоним кольором показано найбільш уразливі місця виготовленого ППМ з відходів промислового виробництва.

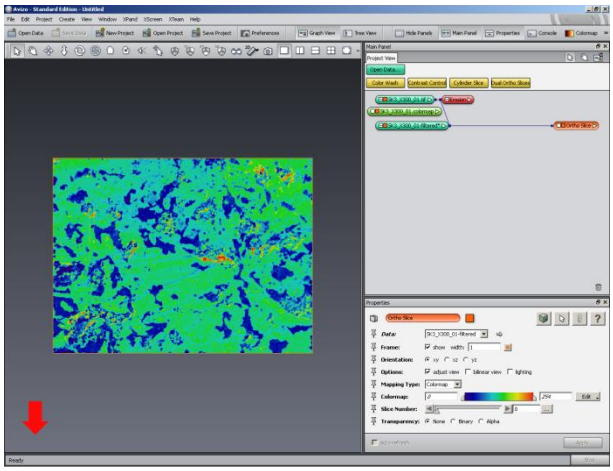
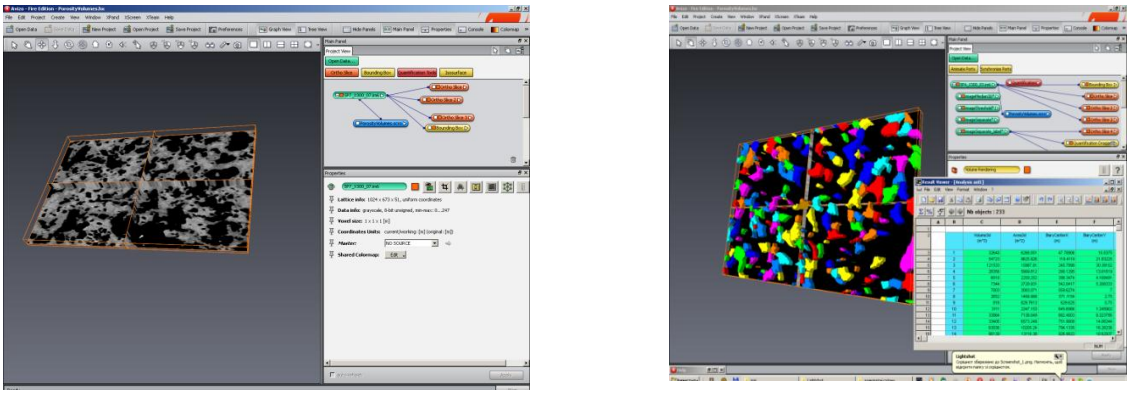
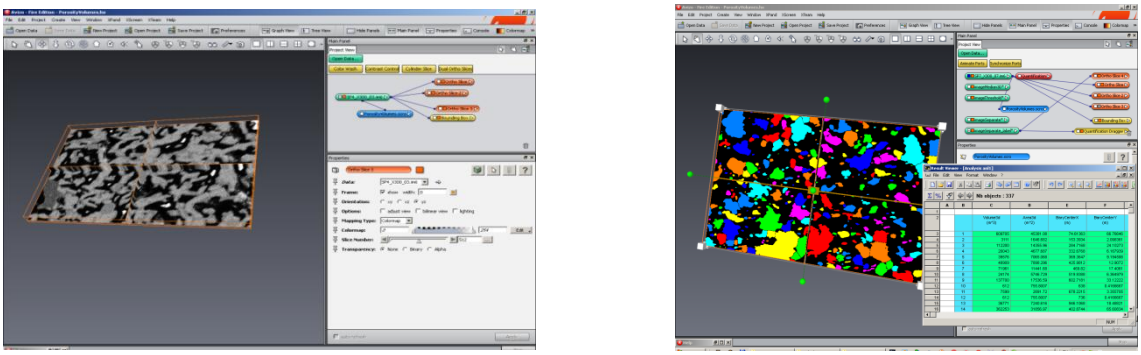


Рис. 4. **Визначення зносостійкості та «проблемних» місць у структурі ППМ**

Вивчення можливостей та оцінки сучасного програмного забезпечення для комп'ютерних засобів дослідження металографічних зображень з метою визначення якісних та кількісних характеристик металів або сплавів продиктовано науковими та виробничими задачами, які виникли в сучасному матеріалознавстві. У ***Avizo®*** металографічні зображення шліфів ППМ представлені комбінацією різноманітних структурних складових при різному співвідношенні: фазами, які характеризуються різноманітними розмірами, формою та кольором, а також межами зерен, що представлені або окремими лініями на зображенні, або покривати зображення безперервною сіткою. Комбінація цих структурних складових (площинні та просторові) для ППМ з відходів промислового виробництва представлені на рис.5.



а)



б)

Рис. 5. **Визначення та аналіз структурних складових (пористість, максимальний та мінімальний діаметр пор, максимальні та мінімальні розміри частинок) ППМ у форматі 3D-зображення:**

а) ППП з розміром частинок вихідного порошку – 0,1 мм

б) ППП з розміром частинок вихідного порошку – 0,063 мм

Кінцевою задачею металографічного аналізу за допомогою прикладних програм слід вважати статистичну обробку отриманих в процесі вимірювання характеристик об'єктів, визначення середніх значень цих величин, а також побудова графічних залежностей для візуалізації процесу аналізу.

Вмонтований механізм автоматизації у ***Avizo®*** абсолютно прозорий для користувача і дозволяє без надмірних зусиль накопичувати та аналізувати дані з багатьох точок зору, отримувати інтегральні характеристики та пороросподілення (рис.6, 7). універсальний інструмент для якісного аналізу зображення в науці та на виробництві, в рівній мірі незамінний як при аналізі лабораторних структур, так і при кількісному аналізі у відповідності з українськими та міжнародними стандартами.

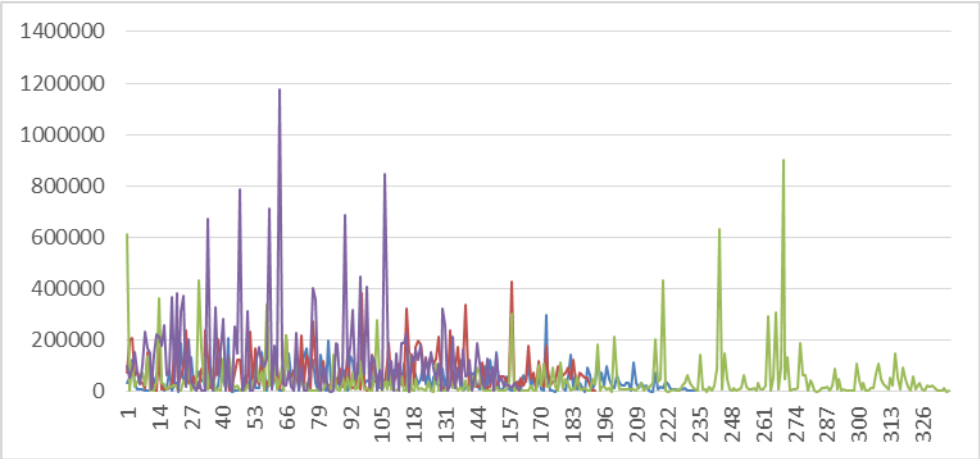
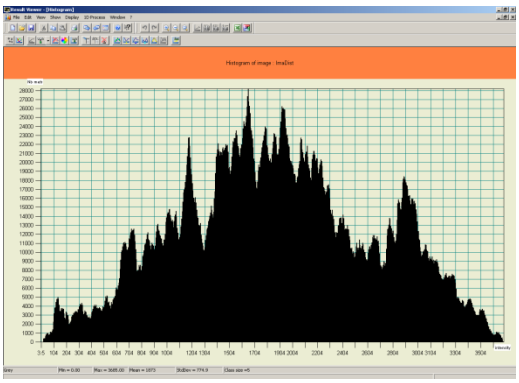
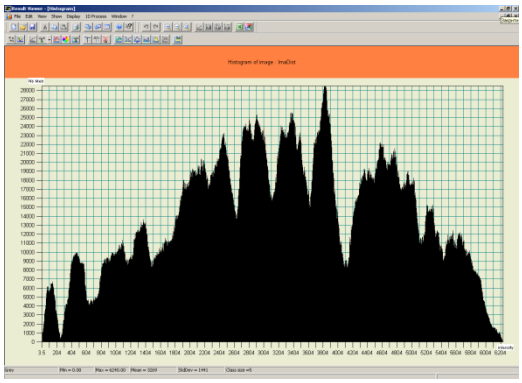


Рис.6. **Розподіл зміни пористості по січенню ППМ**
(розмір частинок вихідного порошку – 0,063 мм)





а) *б)*

Рис. 7. **Побудова та відображення лінійної гістограми пористості по січенню ППМ:**
а) ППП з розміром частинок вихідного порошку – 0,1 мм
б) ППП з розміром частинок вихідного порошку – 0,063 мм

Висновки. Застосування прикладної сучасної програми ***Avizo®*** для дослідження та комплексного аналізу структурних властивостей пористих проникливих матеріалів дало змогу отримати достовірні реалістичні дані – розподіл пористості по січення зразка. Для візуалізації пороросподілення було застосовано етап кінцевої візуалізації – рендерінг. Це дало змогу миттєво визначити комбінацію різноманітних структурних складових ППМ при різному співвідношенні: фази, а також межі зерен. Тому, на даний час, ***Avizo®*** - найпрогресивніша та найпродуктивніша прикладна програма для обробки та аналізу металографічних зображень з можливістю візуалізації тривимірних об’єктів за двомірними фотографіями.

1. Toda T. 3D video system using Grating Image / T.Toda, S.Takahashi, F.Iwata // Proc. SPIE 2406, – 1995. PP.191-198.
2. Ревенчук І. А. Математичні моделі геометричних перетворювань при візуалізації 3D об'єктів / І. А. Ревенчук // Вісник Національного технічного університету "ХПІ". Сер.: Нові рішення в сучасних технологіях. - 2013. - № 11. - С. 54-58.
3. Eberly, David H.: «3D Game engine design. Practical approach to real*time computer graphics», 2nd ed., 2007, Morgan Kaufmann publishers. 2. Muller, Thomas: «Real*time rendering», 3rd ed., 2008
4. Farin G. Mathematical Principles for Scientific Computing and Visualization / G. Farin, D. Hansfor . — Peters, Ltd. 2008. — 275 p.
5. Povstyanoy O.Yu. «Review of the current software for computer based research in the processing of metallographic images» / O.Yu.Povstyanoy, Yu.V.Kuts // Canadian scientific journal. - Issue 2. – 2014. – P.54-63.
6. Куц Ю.В. Сучасні методи дослідження мікроструктур за допомогою комп’ютерного матеріалознавства з використанням прикладних програм / Куц Ю.В., Повстяной О.Ю. // Наукові нотатки. – Випуск 45. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2014. – С.323-329.
7. Повстяной О.Ю. Аналіз сучасних методів визначення структури та топології поверхонь матеріалів. / О.Ю.Повстяной, В.Д. Рудь, Ю.А.Мельник, Н.Ю.Імбирович // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. − №2. – Київ, «Институт Электросварки им.Е.О.Патона НАН Украины», 2014. − С. 37-42.

© О. Ю. Повстяной, Ю. В. Куц, Н. Ю.І мбірович

8. Комп'ютерна оцінка фазового складу матеріалу за кольоровим зображенням шліфів /Б.П. Русин, В.Г. Іванюк, Г. Лау, В.М. Довгуник, В.В. Корній //Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – №5. – С. 77–80.
9. Романюк О. Н. Прискорене визначення дифузної складової кольору при зафарбовуванні тривимірних графічних фігур / О. Н. Романюк // Оптико- електронні інформаційно-енергетичні технології. — 2006. —№ 2 (12). —С. 71—76.
10. Повстяной О.Ю. Морфологічний опис, аналіз та обробка зображень мікроструктури сопел для піскостуменевої обробки, які виготовлені методами порошкової металургії / В.А. Сичук, В.Д. Рудь, О.В. Заболотний // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛНТУ, 2013. – Випуск 41. – С.203-210.
11. 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.
12. Повстяной О.Ю. Удосконалення технології отримання пористих проникливих матеріалів з відходів промислового виробництва: Дис…канд.техн.наук.—Луцьк, 2007.—151с.
13. Реут О. П. Сухое изостатическое прессование уплотняемых материалов / of Реут О. П., Богинский Л. С., Петюшик Е.Е. – Минск: Дэбор, 1998. – 258с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© О. Ю. Повстяной, Ю. В. Куц, Н. Ю.І мбірович

УДК 621.9

Р.М. Полінкевич, Д.О. Сомов, Н.Т. Зубовецька
Луцький національний технічний університет

ПРОГРАМНІ МЕТОДИ І ЗАСОБИ ЦИФРОВОГО МОДЕЛЮВАННЯ ДИНАМІКИ ГІДРОПРИВОДІВ МЕТАЛОРІЗАЛЬНИХ ВЕРСТАТІВ

Розглянуті загальні засоби комп'ютерного моделювання динаміки гідравлічних приводів металорізальних верстатів, наведені програмні засоби в середовищі яких створюються моделі. Зокрема була розроблена математична модель упорного гідростатичного підшипника з внутрішнім щілинним регулятором для чого розроблена програма – препроцесор, що стало основою методики автоматизації комп'ютерного моделювання гідромеханічних систем стиків.

Ключові слова: *моделювання, гідроприводи, автоматизація, САПР.*
Рис. 1. Літ. 7.

Р.М. Полинкевич, Д.А. Сомов, Н.Т. Зубовецкая

ПРОГРАММНЫЕ МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ЦИФРОВОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДИНАМИКИ ГИДРОПРИВОДОВ МЕТАЛЛОРЕЖУЩИХ СТАНКОВ

Рассмотрены общие средства компьютерного моделирования динамики гидравлических приводов металлорежущих станков, приведены программные средства в среде которых создаются модели. В частности была разработана математическая модель упорного гидростатического подшипника с внутренним щелевым регулятором для чего разработана программа – препроцессор, что стало основой методики автоматизации компьютерного моделирования гидромеханических систем стыков.

Ключевые слова: *моделирование, гидроприводы, автоматизация, САПР.*

R. Polinkevich, D. Somov, N. Subovetska

PROGRAMMATIC METHODS AND FACILITIES OF DIGITAL DESIGN OF DYNAMICS OF GIDROPRIVODOV OF METAL-CUTTING MACHINE-TOOLS

General facilities of computer design of dynamics of hydraulic occasions of metal-cutting machine-tools are considered, programmatic facilities are resulted models are created in the environment of which. In particular the mathematical model of the persistent hydrostatical bearing was developed with an internal crack regulator what the program – preprocessor is developed for, that became basis of method of automation of computer design of the gidromehanichnih systems of joints.

Keywords: *modeling, actuator, automation, computer aided design.*

З розвитком обчислювальної техніки з'явилися програмні комплекси цифрового моделювання динамічних систем, Які дозволяють добитися істотних переваг в порівнянні з системами аналогового моделювання. Проте, це вимагає деяких змін в самій методології підготовки і проведення динамічних розрахунків гідромеханічних систем верстатів.

Таким чином можна констатувати, що на даний час питання автоматизації моделювання динаміки гідромеханічних систем верстатів в достатньої мірі не вирішене, і вирішення цієї наукової задачі є актуальним.

Побудова моделі – це спосіб візуального представлення деякої ситуації. При побудові моделі, замість виводу і вирішення системи рівнянь для вирішення проблеми, використовуються графічні блоки. Сила цього методу особливо добре виявляється на завданнях, що зазвичай містять математичні рівняння, вирішення яких представляється складним або проблематичним. Проте, якщо може бути побудована модель, яка ілюструє дану ситуацію, то стає зрозуміло, де шукати рішення, і іноді воно стає просто очевидним.

Проектування, що базується на моделях, для вбудованих мікропроцесорних систем все ширше застосовується безпосередньо у виробництві цих систем, оскільки воно скорочує цикл розробки апаратури так само як архітектура, що базується на моделях Model Driven Architecture скорочує цикл розробки програмного забезпечення.

Основою цифрового моделювання динамічних систем, що базується на моделях, є чисельна інтеграція систем диференціальних рівнянь, що описують об'єкт моделювання. Для цього використовуються різні схеми чисельного інтегрування: Ньютона, Ейлера, Адамса, Рунге-кутти і їх модифікації з постійним і змінним кроком інтеграції. Швидкодія сучасних ЕОМ дозволяє наблизити швидкість моделювання практично до швидкості виконання імітації на аналоговій базі. Сучасні системи імітаційного моделювання побудовані за принципом об'єктно-орієнтованого програмування. При цьому набір об'єктних компонентів містить практично вичерпний об'єм блоків різного застосування: динамічні ланки, задаючи дії, типові математичні функції, графічного відображення результатів, векторні функції, генератори випадкових чисел і т.д. Програмування

© *Р.М. Полінкевич, Д.О. Сомов, Н.Т. Зубовецька*

структури модельованого об'єкту як правило наближене до прийнятих в теорії автоматичного управління структурним і блок-схемам. При розробці моделі користувачеві пропонуються засоби програмування на мовах, наближеним до правил Pascal, C++, Basic. У ряді програмних систем є навіть засоби анімації, що дозволяють візуалізувати модельовані процеси. На жаль всі ці системи відносяться до класу універсальних зі всіма витікаючими звідси недоліками. Спеціалізація тут досягається в основному створенням бібліотеки динамічних моделей певних класів і додатків: гідравлічних, ядерної фізики, теорії коливань, роботів, технології і т.д. Оскільки ці програмні системи моделювання (ПСМ) орієнтовані на симуляцію систем автоматичного управління (САУ), то і параметри об'єктних компонентів прив'язані до відповідної термінології теорії автоматичного управління (ТАУ), і, отже, необхідне перетворення параметрів конкретного об'єкту моделювання (ОМ) в параметри ТАУ. Отже – необхідні так звані препроцесорні процедури перетворення параметрів конкретної модельованої гідромеханічної системи в терміни параметрів блок-схеми ТАУ (ОМ-ТАУ), а також при необхідності зворотної процедури інтерпретації результатів моделювання в терміни параметрів ОМ (ТАУ-ОМ).

Для моделювання динамічних систем в даний час розроблено декілька ефективних програмних засобів. Найбільш поширеними ПСМ, що працюють під Windows, є: Simulink, VisSim, LabSim, MVTU та деякі інші.

Simulink – інтерактивний інструмент для моделювання, імітації і аналізу динамічних систем. Він дає можливість будувати графічні блок-діаграми, імітувати динамічні системи, досліджувати працездатність систем і удосконалювати проекти. Використовується як самостійна ПСМ, так і в інтеграції з іншими, більш загальними, програмами моделювання. Simulink повністю інтегрований з MATLAB, забезпечуючи негайним доступом до широкого спектру інструментів аналізу і проектування. Simulink також інтегрується з Stateflow для моделювання поведінки, викликаної подіями. Ці переваги роблять Simulink найбільш популярним інструментом для проектування систем управління і комунікації, цифрової обробки і інших додатків моделювання. Єдиним недоліком можна вважати англомовний інтерфейс Simulink.

VisSim [на сайті http://www.vissim.exponenta.ru] – це візуальна мова програмування, призначена для моделювання динамічних систем, а також проектування, що базується на моделях, для вбудованих мікропроцесорів. VisSim поєднує в собі характерний для Windows інтуїтивний інтерфейс для створення блокових діаграм і могутнє моделююче ядро. Мова розроблена американською компанією Visual Solutions, яка знаходиться в Westford, штат Массачусетс. Мова і програмне середовище VisSim широко використовується в розробці систем управління і цифрової обробки сигналів для моделювання. Вона включає блоки для арифметики, булевих і трансцендентних функцій, а також цифрові фільтри, передавальні функції і чисельного інтегрування. Основними областями моделювання є аерокосмічна, биологическая, медицинская, Digital Power, електродвигуни, електричні, гідравлічні, механічні, теплові процеси, эконометрика. Приклад моделі САР в ПСМ VisSim наведений на рис. 1.

Програма VisSim – одна з кращих програм об'єктно-орієнтованого моделювання (ООМ) фізичних і технічних об'єктів і систем. Зокрема, в цій програмі можуть бути промоделированы, досліджені і оптимізовані прості і складні системи управління.

VisSim дозволяє створювати ієрархічні діаграми. Як правило, будується модель деякого процесу, що складається з декількох рівнів. При необхідності, частина блоків може бути розроблена на мові Сі або Фортран самим користувачем. Потім система доповнюється віртуальним контролером і настроюється до отримання бажаного відгуку системи. Додавання повзунків і кнопок спрощує виконання різних сценаріїв «А що, якщо?» для настройки контролера. Техніка моделювання продуктивності систем в автономному режимі, з подальшою автоматичною генерацією коди з діаграми називається проектуванням, що базується на моделях (Model-Based Development). VisSim має англомовний інтерфейс.

Програмний комплекс “Моделювання в технічних пристроях” (ПК “МВТУ”) – сучасне середовище інтелектуального САПР, призначена для детального дослідження і аналізу нестаціонарних процесів в системах автоматичного управління, в ядерних і теплових енергоустановках, в стежачих приводах і роботах, в будь-яких технічних системах, опис динаміки яких може бути реалізоване методами структурного моделювання. Є альтернативою програмним продуктам SIMULINK, VisSim, MATRIXx і ін. По функціональних можливостях ПК “МВТУ” порівнянна з VisSim і Simulink, має вбудований компілятор Pascal і розвинену довідкову систему.

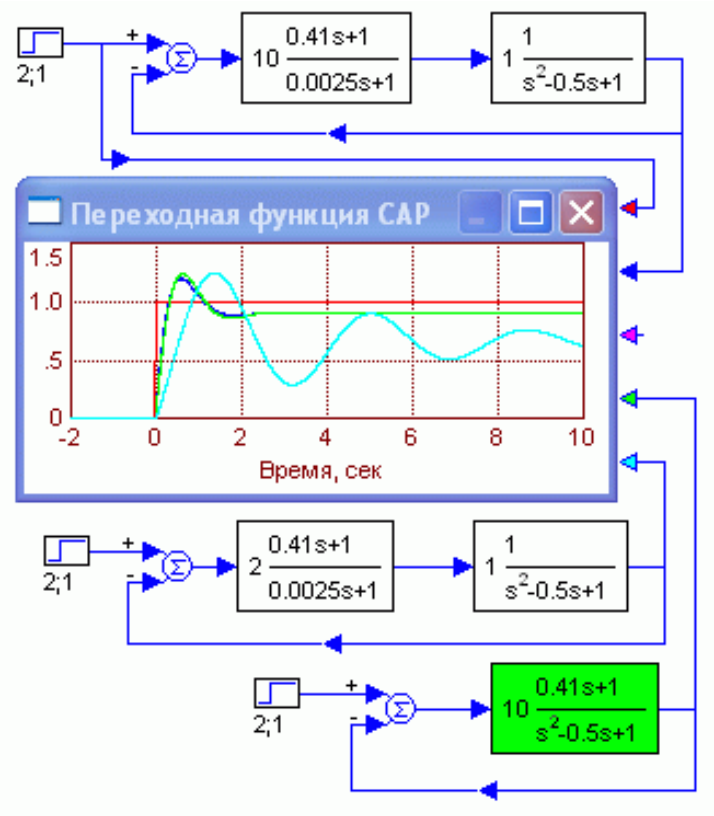


Рис. 1. **Приклад моделювання САР в ПСМ VisSim**

Високі темпи розвиток апаратних засобів обчислювальної техніки в останнє десятиліття забезпечили реальну можливість створення ефективних програмних засобів САПР, включаючи як традиційних засобів САПР конструкторського напряму (EUCLID, ACAD, КОМПАС і ін.), так і "інтелектуальних" САПР, призначених для автоматизації наукоємких розрахунків в обґрунтування основних показників проектованої установки, таких як безпека, надійність і ін.

До розряду "інтелектуальних" САПР відносяться програмно-інструментальні засоби автоматизації динамічних розрахунків (АДР). Найбільш важливою ознакою автоматизації є зручність "збірки" з різноманітних модулів, кожен з яких вирішує ту або іншу невелику задачу, деякої єдиної системи, вирішальної завдання більш високого рівня. У ідеалі повна програма розрахунку динаміки - це багатовимірна мережа, у вузли якої автоматично подаються потрібні програмні модулі з бібліотеки моделюючих програм. У ній передбачена можливість розширення, замін і поліпшення загальної структури і окремих модулів.

Програмно-інструментальні засоби автоматизації динамічних розрахунків (АДР) складних технічних систем дозволяють: у десятки разів скоротити час від розробки математичної моделі об'єкту до отримання результатів моделювання; підвищити надійність результатів розрахунків; оптимізувати отримані рішення, використовуючи багатоваріантний аналіз, і тому подібне Засоби АДР дають можливість проектувальникові зосередитися на рішенні основної задачі і не відволікатися на розробку програм і алгоритмів.

Найбільш загальним підходом до створення систем АДР, що охоплюють дуже широкий спектр областей застосування (від технічних до організаційних), слід рахувати розвиток методів структурного моделювання. До теперішнього часу за кордоном розроблений ряд програмно-інструментальних засобів для моделювання і аналізу на ЕОМ динамічних систем, в основі яких лежить метод структурного моделювання. Більшість з них є універсальними програмними комплексами (ПК) з бібліотеками типових модулів загальнотехнічного профілю (найбільш відомі з них - SIMULINK, VisSim, Matrixx, CTRL-C, Eysi-5).

В даний час з вітчизняних програмно-інструментальних засобів АДР найбільш розвиненим є програмний комплекс "Моделювання в технічних пристроях" (ПК "МВТУ"), створений в МГТУ ім. Н.Е. Баумана на кафедрі "Ядерні реактори і установки". ПК "МВТУ" по реалізованих в нім ряду нових методів аналізу, по інтерфейсу Користувача і, особливо, по чисельних алгоритмах інтеграції жорстких динамічних систем диференціальних рівнянь є альтернативою вищезгаданим зарубіжним програмним засобам АДР.

Ефективність використання ПК "МВТУ" показана як в учбовому процесі МГТУ ім. Н.Е. Баумана і ряду інших технічних університетів (при виконанні віртуальних лабораторних робіт, в курсовому і дипломному проектуванні), так і у ряді реальних проектних розробок Мінатома РФ (розробка математичної моделі АСУ ТП енергоблоку АЕС "БУШЕР"; розрахункове обґрунтування ядерної безпеки ЯЕУ малої потужності для плавучої АЕС в перехідних режимах і в проектних аварійних ситуаціях.

Це введення дозволить інженерові, студентові або аспірантові оцінити потенційні можливості ПК "МВТУ" при вирішенні учбових, технічних і наукових завдань і ухвалити рішення про доцільність його використання в роботі.

Справжній розгляд комплексу "МВТУ" орієнтується на його застосування у вирішенні завдань теорії автоматичного управління (ТАУ), хоча область застосування ПК "МВТУ" може бути значно ширше. Поглиблене вивчення можливостей програми може бути проведене за допомогою ґрунтовних пояснюючих матеріалів і прикладів, що додаються до ПК "МВТУ".

Програмний комплекс "МВТУ" (моделювання всіляких технічних пристроїв, об'єктів і систем) розроблений в МГТУ ім. Н.Е. Баумана колективом авторів під керівництвом доцента О.С. Козлова і призначений для моделювання і досліджень проектованих і діючих систем і об'єктів. Комплекс дозволяє моделювати об'єкти широкого спектру складності: від простих елементів систем управління до систем управління ядерними реакторами, для чого власне він і створювався.

Переваги програмного комплексу "МВТУ":

- простота побудови моделей, управління їх роботою, проведення досліджень і отримання їх результатів;
- можливість за бажання обійтися при побудові моделей без запису програмної коди. В той же час, у разі потреби, комплекс дозволяє скористатися могутнім математичним апаратом;
- відносна висока швидкодія, що дозволяє моделювати багато систем в реальному і прискореному масштабах часу;
- можливість створення анімації, що дозволяє відтворювати зовнішній вигляд працюючих і досліджуваних об'єктів і вимірювальних приладів, що збільшує наочність моделі.
- відвертість за рахунок реалізації в ПК "МВТУ" декількох механізмів обміну даними із зовнішніми розрахунковими програмами, а також за рахунок вбудованого в ПК інтерпретатора математичних функцій;
- принцип вкладеності структур (глибина вкладеності необмежена), що особливо актуально при моделюванні складних динамічних систем;
- векторизація алгоритмів передачі і обробки даних за рахунок реалізації ліній зв'язку типу "шина" даних і векторизації входів/виходів всіх типових блоків;
- наявність якнайповнішої загально-технічної і ряду спеціалізованих бібліотек типових блоків;
- наявність бібліотеки «Контроль і управління», що дозволяє формувати в ПК "МВТУ" панелі (щити) приладів для відображення і оперативного управління модельованою системою в процесі розрахунку;
- 16 алгоритмів інтегрування, включаючи 10 нових ефективних алгоритмів (5 явних і 5 неявних) для жорстких систем диференціальних рівнянь;

Принцип моделювання в ПК "МВТУ" полягає в створенні і дослідженні віртуального аналога реальної системи – моделі. Модель функціонує відповідно до тих же рівнянь, що і модельована система. При моделюванні не обов'язково записувати ці рівняння в явному вигляді, про це поклопочеться програма. Модель складається користувачем в спеціальному вікні програми з'єднанням окремих віртуальних блоків, відповідних елементам реальної системи.

Віртуальні блоки умовно зовні представляються на робочому просторі вікна моделі прямокутниками, тобто вони видимі дослідникові, мають входи і (або) виходи і функціонують відповідно до певних рівнянь, алгоритм вирішення яких реалізується в цифровому вигляді. Під функціонуванням віртуального блоку розуміється те, що він реагує на віртуальні дії (функції часу), що подаються іншими блоками на його вхід, певною зміною величини вихідного сигналу.

Взаємодія між блоками умовно відображається на робочому просторі вікна моделі у вигляді сполучних ліній. Сполучні лінії в ПК "МВТУ", як і блоки, є однонаправленими, передають віртуальні дії тільки в одному напрямі. Іншими словами, подальші блоки і ланки не впливають на роботу попередніх. Для моделі електричного ланцюга, наприклад, це означає, що вихідний опір попереднього блоку значно менше вхідного опору подальшого блоку. Сигнали, що діють в моделі

можна спостерігати і реєструвати віртуальними індикаторами. Для цього програма створює спеціальні вікна з тимчасовими, частотними графіками, фазовими портретами і ін.

Параметри і характеристики блоків, як і структуру схеми моделі, дослідник може змінювати. Програма надає можливість обчислювати різні характеристики побудованих моделей, зокрема амплітудно-частотні, аналізуючи які можна глибоко вивчити властивості моделі, а, отже, і модельованої реальної системи.

Модель ПК "МВТУ" може бути збережена у вигляді окремого файлу і, при необхідності, відкрита знову.

Як приклад з використанням ПК "МВТУ" була розроблена ММ упорного ГСП з внутрішнім щілинним регулятором для чого розроблена програма – препроцесор, що стало основою методики автоматизації комп'ютерного моделювання гідромеханічних систем стиків.

1. Гордеев О.Ф., Захаров П.О. Гідравлічні опори шпинделів верстатів. – Вісник ЖІТІ "Технічні науки". Спеціальний випуск. – Житомир: ЖІТІ, 2001. – С. 108-113.
2. Дэбни Дж., Харман Т. Simulink 4. Секреты мастерства. Издательство: Бином. Лаборатория знаний, 2003 г. Твердый переплет, 404 стр. ISBN 5-94774-048-6, 0-13-1-017085-2. Тираж: 3000 экз. Формат: 70x100/16.
3. Дьяконов В.П. Matlab 6.5 SP1/7 + Simulink 5/6. Основы применения. М.: СОЛОН-Пресс, 2005. - 800с.
4. Поршнев С. Компьютерное моделирование физических процессов в пакете MATLAB. Горячая Линия - Телеком. 2003.
5. Потемкин В. MATLAB 6: Среда проектирования инженерных приложений. Диалог-МИФИ. 2003.
6. Черных И.В. Simulink: среда создания инженерных приложений. Диалог-МИФИ. 2003.
7. Черных И.В. Моделирование электротехнических устройств в MATLAB, SimPowerSystems и Simulink. 1-е издание, 2007 год, 288 стр., формат 17x24 см, мягкая обложка, ISBN 978-5-388-00020-0.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© Р.М. Полінкевич, Д.О. Сомов, Н.Т. Зубовецька

УДК 532.64.669

Е. П. Пугачевская
Национальный авиационный университет, Киев, Украина

ИССЛЕДОВАНИЕ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИБОРИДА ЦИРКОНИЯ СО СПЛАВАМИ NI-CR

Исследовано контактное взаимодействие диборида циркония со сплавами на основе никеля. Установлено, что небольшие добавки хрома способствуют растеканию никеля по поверхности диборида циркония, так как хром является поверхностноактивным элементом и способствует снижению натяжения расплава Ni – Cr. Рассчитаны энергетические параметры смачивания и показано, что в данных системах образуются контактные углы в пределах 0–20°. Изучена микроструктура зоны взаимодействия диборида циркония со сплавами Ni – Cr и показано, что в результате взаимодействия не образуются новые химические соединения, а зона контакта характеризуется четкой границей между металлическим сплавом Ni – Cr и тугоплавкой составляющей ZrB_2. Определены оптимальные составы металлических связок для композиционных материалов на основе ZrB_2.

Ключевые слова: *диборид циркония, никель, хром, смачивание, микроструктура, контактный угол, металлическая связка.*

Рис. 3. Табл. 2. Лит. 7.

E. P. Puhachevskaya

INVESTIGATION OF CONTACT INTERACTION TSYRKONYYA CO DIBORIDE ALLO NI-CR

Studied contacting zirconium diboride with nickel-based alloys. It found that small additions of chromium nickel facilitate spreading over the surface of zirconium diboride as chromium is surface active element and reduces melt tension Ni – Cr. Calculated energy parameters of wetting and shown that these systems form contact angles in the range 0-20o. The microstructure of the zone of interaction with the alloys of zirconium diboride Ni - Cr was shown that the interaction is not formation of new chemical compounds and the contact area is characterized by a clear boundary between a metal alloy Ni - Cr refractory component and ZrB_2. The optimum composition of metal connections for composite materials based on ZrB_2

Keywords: *zirconium diboride, nickel, chromium, wetting, microstructure, the contact angle, the metal ligament.*

Для защиты деталей газотурбинных двигателей в настоящее время применяется ряд упрочняющих методов с нанесением защитных покрытий. Так в статье [1] представлены результаты исследований структуры и свойств композиционных материалов системы NiAl-ZrB_2 и покрытий из них, предназначенных для защиты деталей ГТД, работающих в условиях высоких температур и нагрузок. Установлено, что на характер и интенсивность износа существенно влияет температура трибоиспытаний, а также наличие армирующей боридной фазы.

Разработана также композиционная керамика ”ЦЛАБ-2” на основе ZrB_2 системы ZrB_2 -$ZrSi_2$ -LaB_6 со связкой Ni-Cr-Al (30 мол. %) [2-3]. Она применяется для нанесения электроискровых покрытий на вольфрамсодержащие сплавы, а также титановые сплавы с целью повышения их износостойкости.

Исследовано контактное взаимодействие горячепрессованной керамики из боридов циркония, титана, хрома и карбида титана с эвтектическим самофлюсующимся сплавом на никелевой основе Ni—Cr—Si—B—C марки ПР-НХ16СР3 [4]. Изучена кинетика и определены краевые углы смачивания в этих системах.

Несмотря на вышеприведенные исследования, является целесообразным разработка нового композиционного материала на основе диборида циркония, так как он обладает высокой коррозионной стойкостью и твердостью (~22,5 ГПа) [5]. Однако достаточно высокая хрупкость этого материала не позволяет применять его в чистом виде. Целесообразно применение его в качестве основы композиционного материала.

Для выбора металлической связки композиционного материала на основе диборида циркония в данной работе проводилось исследование контактного взаимодействия диборида циркония со сплавами на основе никеля. Никель обладает высокой пластичностью, и тем самым будет способствовать снижению хрупкости диборида циркония.

Исследование контактного взаимодействия диборида циркония со сплавами на основе никеля проводилось методом «лежащей капли» [6].

При смачивании диборида циркония чистым никелем контактный угол смачивания составляет 45°. Растекание никеля происходит в вакууме при t = 1470°C в течении 3 мин. При охлаждении капля уменьшилась в размерах, очевидно. Происходят процессы диффузии с образованием эвтектики. Таким образом, чистый никель не может быть использован в качестве

© Е. П. Пугачевская

металлической связки, так как он не удовлетворяет двум основным требованиям, предъявляемым к металлическим связкам композиционных материалов, а именно:

1. В системе «тугоплавкое соединение – металлическая связка» в процессе межфазного взаимодействия должны образовываться контактные углы смачивания $\theta << 90^o$, в оптимальных случаях близкие к нулевым.

2. Между тугоплавкой составляющей и металлической связкой должно отсутствовать активное взаимодействие, приводящее к образованию новых химических соединений. Оптимальным для композиционных материалов после взаимодействия тугоплавкой и металлической фаз является образование взаимных ограниченных твердых растворов.

Необходимо введение второго компонента, который бы препятствовал возникновению новых химических соединений и способствовал растеканию никеля.

В качестве такого компонента был предложен хром, так как он является поверхностно-активным элементом и способствует уменьшению вектора поверхностного натяжения $\sigma_{ЖГ}$.

Методом лежащей капли в водороде или аргоне с погрешностью ±2% установлено, что введение до 40% (по массе) хрома монотонно снижает $\sigma_{Ni\text{-}Cr}$ при 1550°С [7]:

Таблица 1

C_{Cr}, % по массе	10	20	30	40
$\sigma_{Ni\text{-}Cr}$, мН/м	1625	1529	1465	1452
σ_{Ni} = 1700 мН/м				

Никель является очень активным химическим элементом, что приводит к образованию новых химических соединений. Поэтому добавка хрома приведет к снижению химической активности никеля и предотвратит образование новых химических соединений.

Небольшие добавки хрома (5%) приводят к снижению контактного угла до 6° (рис.1). Растекание происходит в течении 5 мин., далее состояние системы стабилизируется и дальнейших изменений контактных углов не происходит.

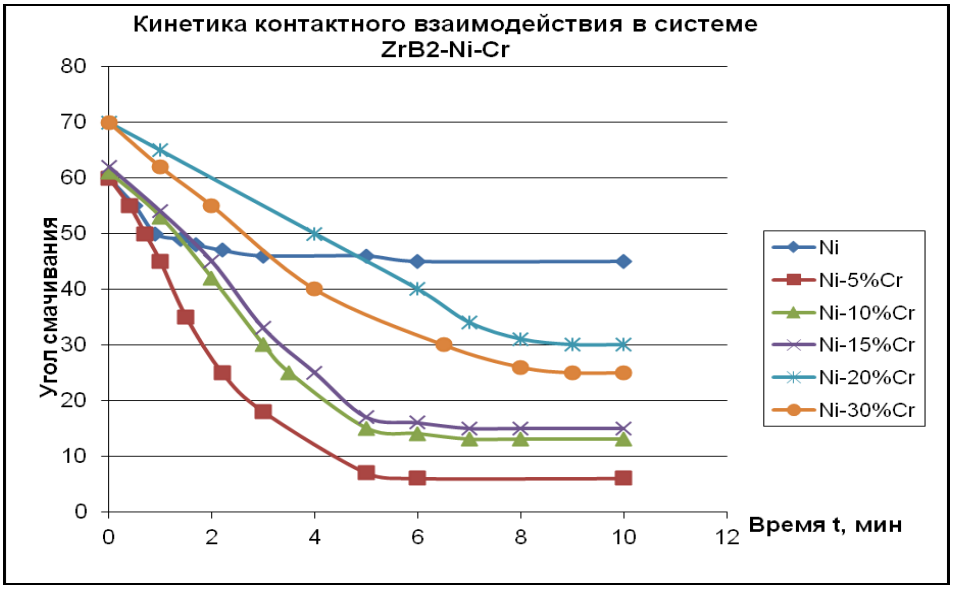


Рис. 1. **Кинетика смачивания ZrB_2 сплавами на основе никеля с добавками хрома**

На электронном микроскопе Camebax SX-50 и растровом электронном микроскопе РЭМ-106И были проведены исследования зоны взаимодействия ZrB_2 – (Ni – 5%Cr) (рис.2). Зона взаимодействия характеризуется четкой границей между металлическим сплавом Ni – Cr и тугоплавкой составляющей ZrB_2. В результате смачивания не происходит перераспределения элементов и образования новых химических соединений, однако хром проявляет межфазную активность, что приводит к растеканию никеля по поверхности диборида циркония. Единичные пики хрома по данным микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют об образовании интерметаллидов Zr-Cr, которые в небольших количествах способствуют упрочнению композиционного материала. Микротвердость зоны взаимодействия составила 12,7 ГПа, в то

время как микротведость подложки составила 25,7 ГПа, а капли – 10,6 ГПа. Это в свою очередь подтверждает образование единичных интерметаллидов, микротвердость которых немного выше микротвердости металлического сплава Ni-Cr.

Содержание хрома 10% способствует снижению контактного угла до 13° по сравнению с чистым никелем. При этом наблюдается плавное снижение контактного угла на первой минуте до 50°, затем на второй минуте до 40°, на третей – до 30°, а с пятой минуты устанавливается постоянный угол равный 13°.

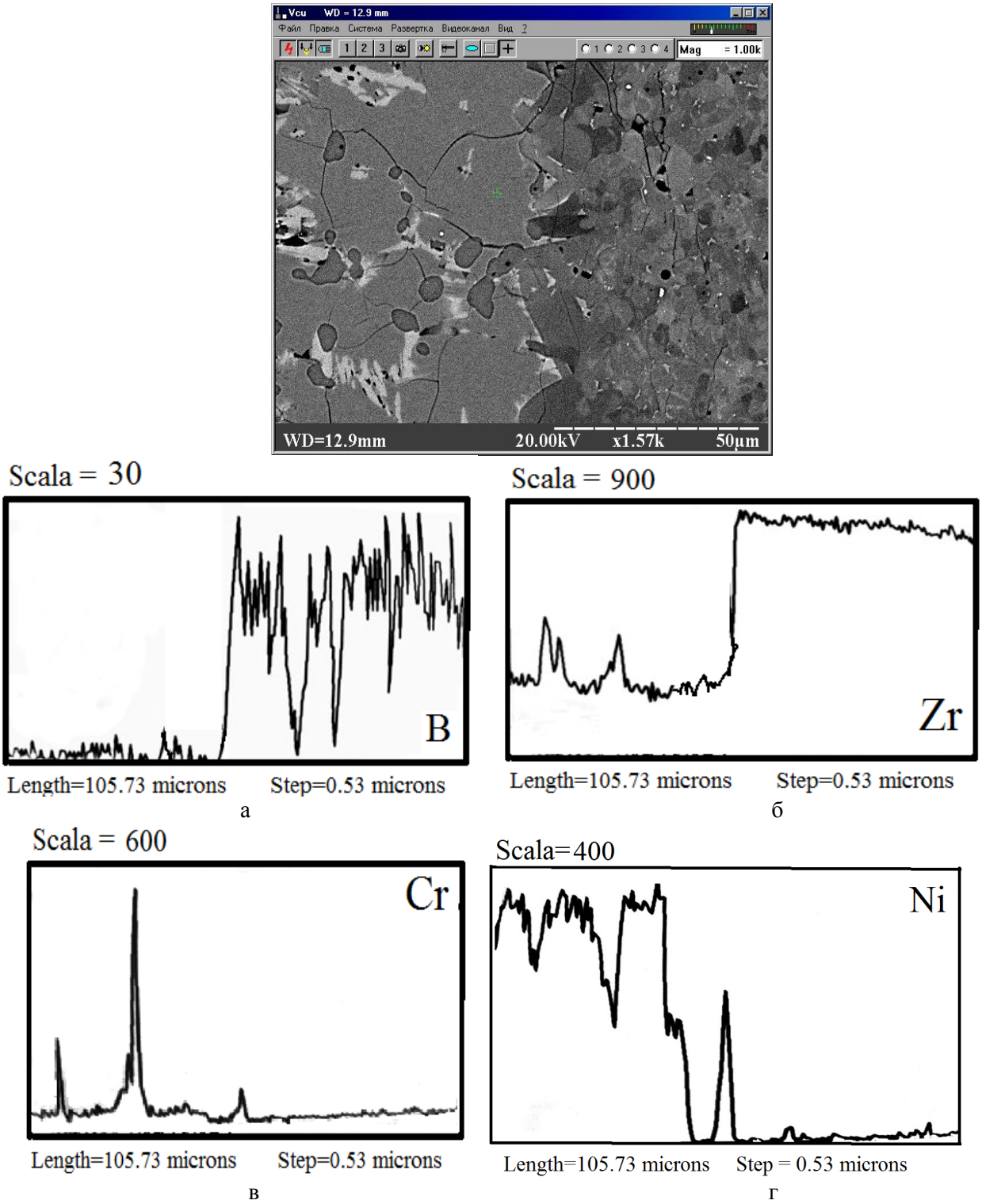


Рис. 2. **Зона взаимодействия в системе ZrB_2- (Ni-5%Cr) и распределение в ней элементов: а – бор, б – цирконий, в – хром, г - никель**

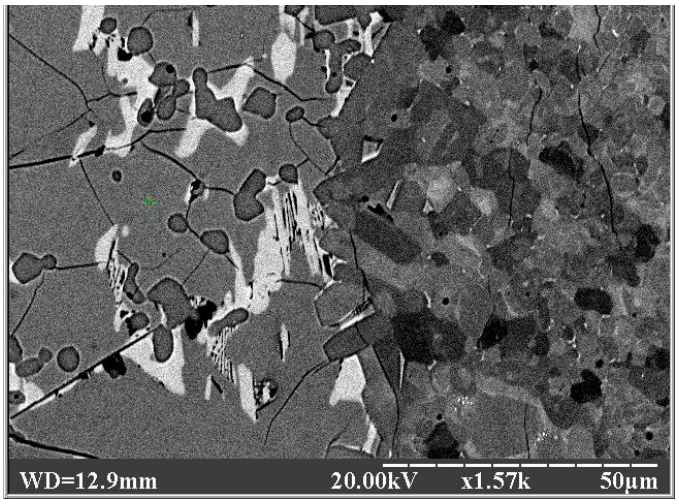
Зона взаимодействия ZrB_2 – (Ni – 15%Cr) также характеризуется четкой границей между сплавом Ni – Cr и тугоплавкой составляющей ZrB_2.

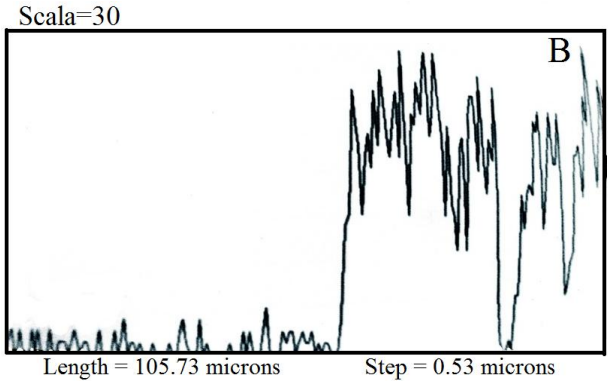
Добавка 15 % Cr в металлический сплав Ni – Cr способствует снижению поверхностного натяжения расплава (Табл.2) и приводит к образованию контактного угла смачивания соответствующего 15° (рис. 1). Данный процесс характеризуется резким снижением контактного угла до 25°, далее происходит плавное снижение контактного угла до 15°. Работа адгезии при этом равна 3058 мДж/м^2 (Табл.2). В результате смачивания металлический сплав сохраняет свою структуру с незначительными добавками циркония (в пределах 1%).

Таблица 2. **Энергетические параметры смачивания двойного борида циркония сплавами Ni-Cr(вакуум 1,33 мПа, T = 1550°C)**

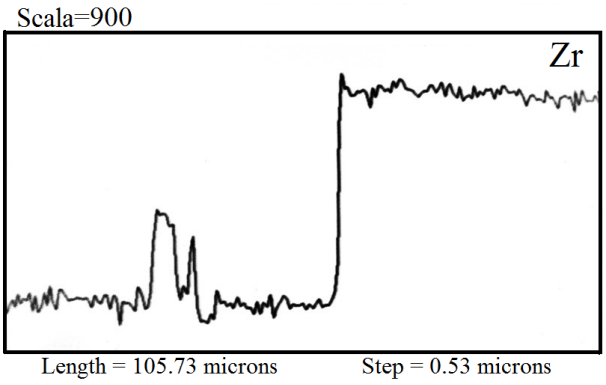
Расплав	Время контактирования, мин.	Контактный угол, град	Поверхностное натяжение расплава [7], мДж/м^2	Работа адгезии, мДж/м^2
Ni -5%Cr	5	6	1664	3228
Ni -10%Cr	5	13	1625	3214
Ni -15%Cr	3	15	1529	3058
Ni -20%Cr	4	30	1465	2919
Ni -30%Cr	5	25	1452	2855

С последующим добавлением хрома (20-30%) наблюдается увеличение контактных углов смачивания. Это обусловлено тем, что при смачивании ZrB_2 сплавом Ni – 30% Cr наблюдается перераспределение элементов с образованием большого количества интерметаллидов типа Ni_5Zr (рис. 3). Таким образом, интерметаллиды препятствуют растеканию металлического расплава, что приводит к установлению контактного угла смачивания 25°.

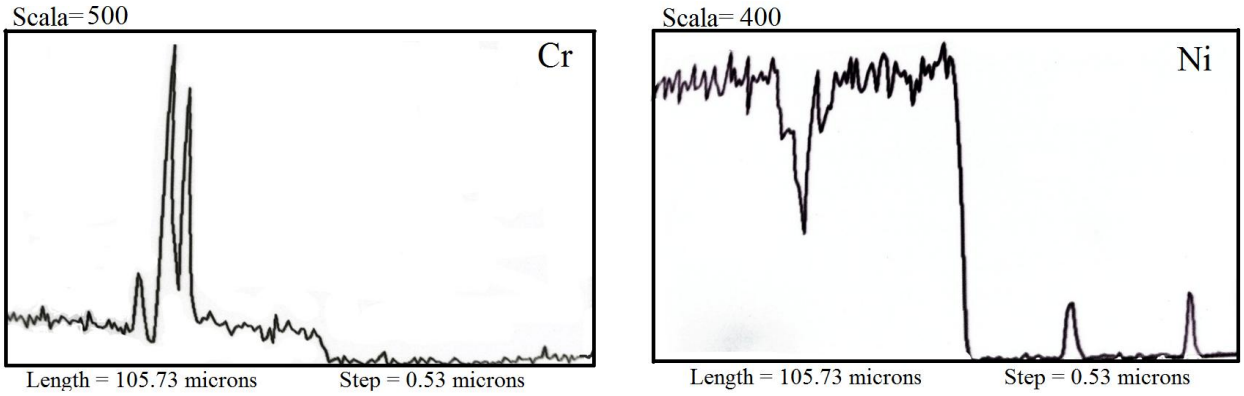




а



б



в г

Рис. 3. **Зона взаимодействия в системе ZrB_2- (Ni-30%Cr) и распределение в ней элементов: а – бор, б – цирконий, в – хром, г - никель**

Выводы

Было проведено исследование контактного взаимодействия диборида циркония со сплавами на основе никеля и показано, что небольшие добавки хрома в сплав никеля способствуют снижению химической активности никеля и не приводят к образованию новых химических соединений. Оптимальным содержанием хрома в сплаве никеля является 5%, так как при таком содержании хрома образуются контактные углы 6° и не образуются новые химические соединения. Последующее добавление хрома приводит к увеличению контактного угла смачивания до 30°. Это обусловлено перераспределением элементов с образованием интерметаллидов, которые препятствуют растеканию сплава по поверхности диборида циркония. Таким образом, для проведения дальнейших исследований композиционного материала предложен состав ZrB_2-(Ni-5%Cr).

1. Исследование структуры, физико-химических свойств и триботехнических характеристик композиционных материалов системы NiAl-ZrB_2 /Уманский А. П., Полярус Е. Н., Украинец М. С. и др. // Сверхтвердые материалы.
2. Особенности формирования и трибологического поведения многослойных износостойких ZrB_2-содержащих электроискровых и лазерно-электроискровых покрытий на титановом сплаве / Подчерняева И.А., Панашенко В.М., Духота А.И. [и др.] // Проблемы трибологии. – 2012. – №4. – С. 96 – 101.
3. Электроискровое легирование металлами и керамикой на основе ZrB_2 вольфрамосодержащих твердых сплавов для повышения их работоспособности / А.Д. Верхотуров, И.А. Подчерняева, Л.А. Коневцов // Электронная обработка материалов. – 2007. – № 6. – С. 10−19.
4. Исследование закономрностей смачивания боридов циркония, титана, хрома и карбида титана самофлюсующимся сплавом на никелевой основе / А. Е. Терентьев, В. П. Красовский, М. С. Стороженко [и др.] // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 2012. – Вып. 45. – С. 79 – 85.
5. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения. – М.: Металлургиздат, 1963. – 397 с.
6. Найдич Ю.В. Контактные явления в металлических расплавах. – К.: Наук. думка, 1972. – 196 с.
7. Ниженко В.И., Флока Л.И. Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов (одно и двухкомпонентные системы). Справочник. М.: Металлургия, 1981. – 208 с.

Стаття прийнята до друку 26.03.2015.

© Е. П. Пугачевская

О. В. Марчук[1], Х.О. Мельничук[1], Л. Д. Гулай[1], В. Я. Шемет[2]
[1]*Східноєвропейський національний університет імені Лесі Українки*
[2]*Луцький національний технічний університет*

ФАЗОВІ РІВНОВАГИ У СИСТЕМІ NiS – La_2S_3 – GeS_2 ЗА ТЕМПЕРАТУРИ 770 К

Методами порошкової дифрактометрії вивчено взаємодію компонентів у системі NiS – La_2S_3 – GeS_2 за температури 770 К.
Ключові слова: *ізотермічний переріз, порошкова дифрактометрія, кристалічна гратка.*

О. В. Марчук[1], К. О. Мельничук[1], Л. Д. Гулай[1], В. Я. Шемет[2]

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СИСТЕМЕ NiS – La_2S_3 – GeS_2 ЗА ТЕМПЕРАТУРЫ 770 К

Методами порошковой дифрактометрии изучено взаимодействие компонентов в системе NiS – La_2S_3 – GeS_2 за температуры 770 К.
Ключевые слова: *изотермическое сечение, порошковая дифрактометрия, кристаллическая решетка.*

O. V. Marchuk[1], Kh. O. Melnychuk[1], L. D. Gulay[1], V. Ya. Shemet[2]

PHASE EQUILIBRIA IN THE NiS – La_2S_3 – GeS_2 SYSTEMS AT TEMPERATURES 770 K

The interaction of components in the NiS – La_2S_3 – GeS_2 system at 770 K has been determined using X-Ray powder diffraction.
Keywords: *isothermal section, powder diffraction, crystal lattice.*

Постановка проблеми. Сучасне матеріалознавство вимагає від науковців створення нових матеріалів, на основі яких можна було б виготовляти прилади, що по своїх характеристиках мають значні переваги над вже існуючими. Одним з методів розв'язання вказаної проблеми є вивчення багатокомпонентних халькогенідних систем, у яких утворюються тетрарні сполуки, до складу яких входять РЗМ та які можна цілеспрямовано змінювати за рахунок заміни компонентів та співвідношення між ними.

Вивчення взаємодії компонентів у системі NiS – La_2S_3 – GeS_2 є одним із етапів систематичного дослідження взаємодії халькогенідів рідкісноземельних металів, Ніколу та елементів IV А групи Періодичної системи, а також кристалічної структури і магнітних властивостей тетрарних сполук, що в них утворюються [1], [2], [3], [4], [5], [6] та ін.

Компонентами досліджуваної системи є квазібінарні сполуки, кристалічна структура яких є детально вивченою та описаною у літературі (*таблиця* 1).

Таблиця 1. **Кристалографічні характеристики бінарних сполук NiS, La_2S_3 та GeS_2**

Сполука	Просторова група	Періоди гратки, нм			Література
		a	*b*	*c*	
α-NiS	$P6_3/mmc$	0,34361	–	0,5290	[7]
β-NiS	$R3m$	0,9097	–	0,29934	[8]
La_2S_3	$Pnma$	0,766	0,422	1,595	[9]
	$Pnma$	0,766	0,422	1,588	[10]
	$Pnma$	0,7660	0,422	1,595	[11]
GeS_2	$I\bar{4}2d$	0,5480	–	0,9143	[12]
GeS_2	$P2_1/c$	0,6720	1,6101; β = 90,88	1,1436	[13]
GeS_2	Pc	0,6875	2,255; β = 120,45	0,6809	[14]

Згідно з літературними джерелами (*таблиця* 2) в обмежуючих системах NiS – La_2S_3 і La_2S_3 – GeS_2 утворюються тернарні сполуки La_4NiS_7, $La_3Ge_{1.25}S_7$, La_2GeS_5 і $La_4Ge_3S_{12}$ відповідно.

© О. В. Марчук Х.О. Мельничук, Л. Д. Гулай, В. Я. Шемет

Таблиця 2. **Кристалографічні характеристики потрійних сполук**

Сполука	Просторова група	Періоди гратки, нм			Література
		a	*b*	*c*	
La_4NiS_7	$I4/mmm$	0,40801	–	1,6334	[15]
	$P6_3$	1,0264	–	0,5744	[16]
$La_3Ge_{1.25}S_7$	$P6_3$	1,02970	–	0,58120	[17]
La_2GeS_5	$P2_1/c$	0,7887	0,7675; β = 101,40	1,2720(8)	[18]
$La_4Ge_3S_{12}$	$R3c$	1,940	–	0,810	[19]

Метою даного дослідження є встановлення фазових рівноваг у квазіпотрійній системі NiS – La_2S_3 – GeS_2 за температури 770 К.

Матеріали і методи дослідження. Синтез сплавів досліджуваної системи проводили з простих речовин із вмістом основного компонента не менше 99,99 ваг. % в електричній муфельній печі з програмним управлінням технологічними процесами МП-30. Максимальна температура синтезу становила 1370 К. Гомогенізуючий відпал за температури 770 К проводили протягом 500 годин.

Рентгенофазовий аналіз здійснювали за дифрактограмами, які були зняті на дифрактометрі ДРОН 4-13 у межах 2Θ = 10 - 80° (CuK_α-випромінювання, крок сканування – 0,05°, експозиція у кожній точці – 5 с).

Обробку масиву даних здійснювали за допомогою пакету програм CSD [20].

Основні результати дослідження. В обмежуючих бінарних системах дослідженої квазіпотрійної системи нами підтверджено існування чотирьох тернарних сполук: La_4NiS_7 (*тетрагональна сингонія, власний структурний тип*), $La_3Ge_{1.25}S_7$ (*гексагональна сингонія, структурний тип* La_3CuSiS_7 [21]), La_2GeS_5 (*моноклінна сингонія, власний структурний тип*) і $La_4Ge_3S_{12}$ (*тригональна сингонія, власний структурний тип*).

Комплекс проведених нами досліджень дав змогу побудувати ізотермічний переріз квазіпотрійної системи NiS – La_2S_3 – SnS_2 за температури 770 К (рис. 1). У цій системі за температури відпалу сплавів (770 К) нами встановлено існування нової тетрарної сполуки $La_3Ni_{0.5}GeS_7$ (ПГ $P6_3$, a = 1,0308(3) нм, c = 0,5814(2). Ця сполука кристалізуються в гексагональній сингонії, структурний тип $La_3Mn_{0.5}SiS_7$ [22].

Розчинність на основі вихідних компонентів квазіпотрійної системи NiS – La_2S_3 – GeS_2, тернарних та тетрарної сполук є незначною ($\approx$ 2 – 3 мол. %). За температури відпалу сплавів у дослідженій системі співіснує вісім однофазних полів, що відповідають трьом бінарним, чотирьом тернарним та одній тетрарній сполукам, дванадцять двофазних та шість трифазних полів (*таблиця* 3).

Таблиця 3. **Фазовий склад дво- та трифазних полів на ізотермічному перерізі квазіпотрійної системи NiS – La_2S_3 – GeS_2 за температури 770 К**

Номер поля	Кількість фаз	Фази
1.	дві фази	La_2S_3 + La_4NiS_7
2.	– / / –	NiS + La_4NiS_7
3.	– / / –	NiS + GeS_2
4.	– / / –	GeS_2 + $La_4Ge_3S_{12}$
5.	– / / –	$La_4Ge_3S_{12}$ + La_2GeS_5
6.	– / / –	La_2GeS_5 + $La_3Ge_{1.25}S_7$
7.	– / / –	La_2S_3 + $La_3Ge_{1.25}S_7$
8.	– / / –	La_2S_3 + $La_3Ni_{0.5}GeS_7$
9.	– / / –	La_4NiS_7 + $La_3Ni_{0.5}GeS_7$
10.	– / / –	$La_3Ge_{1.25}S_7$ + $La_3Ni_{0.5}GeS_7$
11.	– / / –	La_2GeS_5 + $La_3Ni_{0.5}GeS_7$
12.	– / / –	$La_4Ge_3S_{12}$ + $La_3Ni_{0.5}GeS_7$
13.	– / / –	NiS + $La_3Ni_{0.5}GeS_7$

Номер поля	Кількість фаз	Фази
14.	– / / –	$GeS_2 + La_3Ni_{0.5}GeS_7$
15.	три фази	$La_2S_3 + La_4NiS_7 + La_3Ni_{0.5}GeS_7$
16.	– / / –	$La_2S_3 + La_3Ge_{1.25}S_7 + La_3Ni_{0.5}GeS_7$
17.	– / / –	$NiS + La_4NiS_7 + La_3Ni_{0.5}GeS_7$
18.	– / / –	$La_2GeS_5 + La_3Ge_{1.25}S_7 + La_3Ni_{0.5}GeS_7$
19.	– / / –	$La_4Ge_3S_{12} + La_2GeS_5 + La_3Ni_{0.5}GeS_7$
20.	– / / –	$GeS_2 + La_4Ge_3S_{12} + La_3Ni_{0.5}GeS_7$
21.	– / / –	$NiS + GeS_2 + La_3Ni_{0.5}GeS_7$

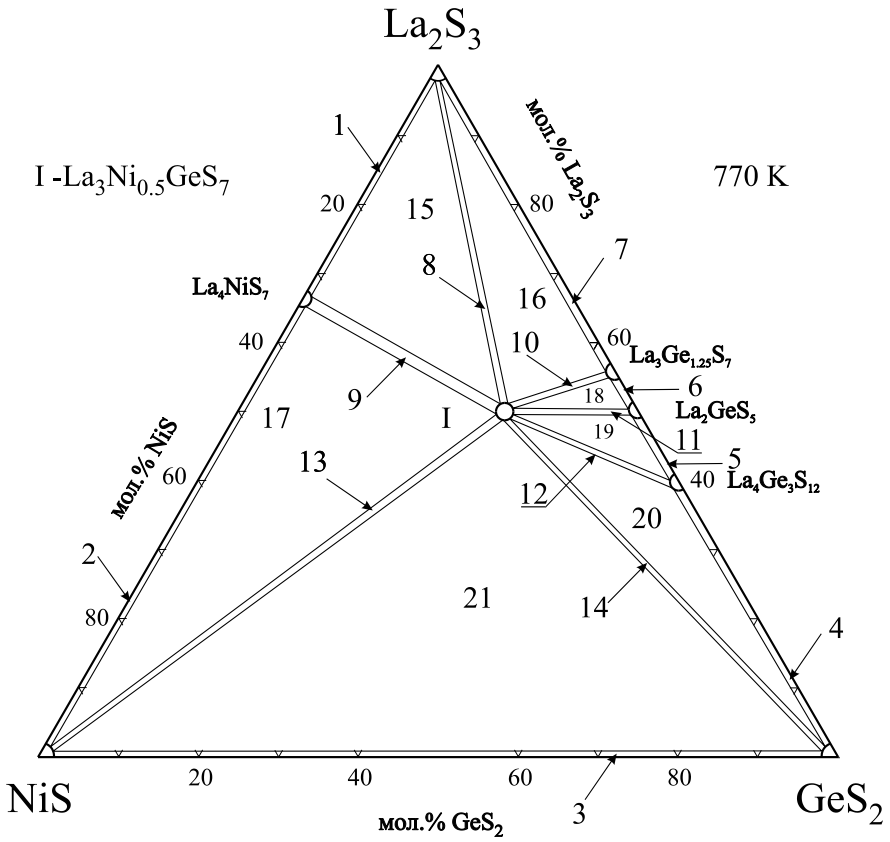


Рис. 1. **Ізотермічний переріз системи NiS – La_2S_3 –GeS_2 за температури 770 К**

Висновки. У роботі досліджено взаємодію між компонентами квазіпотрійної системи NiS – La_2S_3 – GeS_2. Шляхом побудови ізотермічного перерізу встановлено фазові рівноваги у цій системі за температури 770 К. У дослідженій системі за температури відпалу сплавів утворюється нова тетрарна сполука $La_3Ni_{0.5}GeS_7$ (просторова группа $P6_3$).

1. Марчук О. В. Система NiS – GeS_2 – Pr_2S_3 за температури 770 К / О. В. Марчук, Л. Д. Гулай, І. І. Мороз // Фізика і хімія твердого тіла: стан, досягнення і перспективи / Матеріали II всеукраїнської науково-практичної конференції молодих вчених та студентів, 19-20 жовтня 2012 року. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2012. – С. 113-116.
2. Pashynska Y. Crystal structure of the $R_3Ni_{0.5}GeS_7$ (R = rare earth element) compounds / Y. Pashynska, M. Daszkiewicz, O. Marchuk and L. Gulay // XII International Conference on Crystal Chemistry of Intermetallic Compounds, Lviv, 22-26 September, 2013. – P. 53.
3. Мельничук Х. О., Марчук О. В., Олексеюк І. Д., Гулай Л. Д. Система NiS – Er_2S_3 – SiS_2 за температури 770 К // Сборник научных трудов SWorld. – Выпуск 2. Том 33. – Иваново: Маркова А. D., 2014. – С.14-16.
4. Марчук О. В. Система NiS – Y_2S_3 – GeS_2 за температури 770 К / О. В. Марчук, В. Я. Шемет, Л. Д. Гулай // Актуальні задачі сучасних технологій. Збірник тез доповідей Міжнародної науково-практичної конференції молодих учених та студентів. – Тернопіль, 11-12 грудня 2013 р.– С.44-45.
5. Марчук О. В. Система NiS – Er_2S_3 – GeS_2 за температури 770 К / О. В. Марчук, Л. Д. Гулай, Х. О. Мельничук / Фізика і хімія твердого тіла: стан, досягнення і перспективи / Матеріали III всеукраїнської науково-практичної конференції молодих вчених та студентів, 24-25 жовтня 2014 року. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2014. – С. 72-74.

© О. В. Марчук Х.О. Мельничук, Л. Д. Гулай, В. Я. Шемет

6. Марчук О. В. Дослідження сполук $R_3D_{0.5}GeS_7$ (R – РЗМ, D – Mn, Fe, Co та Ni) / О. В. Марчук, Ю. О. Пашинська, Л. Д. Гулай, М. Дашкевич, Д. Качоровський / Фізика і хімія твердого тіла: стан, досягнення і перспективи / Матеріали III всеукраїнської науково-практичної конференції молодих вчених та студентів, 24-25 жовтня 2014 року. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2014. – С. 6-8.
7. Campbell A. J., Heinz D. L. Equation of state and high pressure phase transition of NiS in the NiAs structure // Journal of Physics and Chemistry of Solids – 1993. – V.54(1). – P.5-7.
8. Sowa H., Ahsbahs H. Schmitz W. X-ray diffraction studies of millerite NiS under non-ambient conditions // Physics and Chemistry of Minerals (Germany) – 2004. – V.31. – P.321-327.
9. Sur les varietes alpha et beta des sulfures L_2S_3 des terres rares / [Basancon P., Adolphe C., Flahaut J., Laruelle P.] // Materials Research Bulletin – 1969. – V.4. – P.227-238.
10. Besancon P. Sur la variete alpha des sulfures de terres rares / P. Besancon, P. Laruelle // Comptes Rendus Hebdomadaires des Seances de l'Academie des Sciences, Serie C, Sciences Chimiques – 1969. – V.48. – P.48-53.
11. Eliseev A. A. Interconnection between the geometry and the structure of substance elementary cells in inorganic chemistry / A. A. Eliseev, G. M. Kuz'micheva // Doklady Akademii Nauk SSSR – 1979. – V.246. – P.1162-1165.
12. Prewitt C. T. Germanium and silicon disulfides: Structure and synthesis / C. T. Prewitt, H. S. Young // Science – 1965. – V.149. – P.535-537.
13. Dittmar G. Die Kristallstruktur von H.T.-GeS_2 / G. Dittmar, H. Schaefer // Acta Crystallographica B – 1975. – V.31. – P.2060-2064.
14. Dittmar G. Die Kristallstruktur von L.T.-GeS_2 / G. Dittmar, H. Schaefer // Acta Crystallographica B – 1976. – V.32. – P.1188-1192.
15. Collin G. Structure des composes L_4MS_7 (L = La, Ce, Pr, Nd; M = Co, Ni) type La_4NiS_7 deforme / G. Collin, J. Flahaut // Journal of Solid State Chemistry. – 1974. – V.9. – P.352-357.
16. Aliev O. M. Synthesis and physico-chemical study of the $Me^{2+}Ln_4S_7(Se_7)$ type compounds / O. M. Aliev, G. G. Khasaev, T. Kh. Kurbanov // Bulletin de la Societe Chimique de France. – 1986. – V.1. – P.26-28.
17. Syntheses and single-crystal structures of La_3AgSnS_7, $Ln_3M_xMS_7$ (Ln = La, Ho, Er; M = Ge, Sn; $0,25 \le x \le 0,5$) / [Huiyi Zeng, Fakun Zheng, Cong Guo Guo, Jinshun Huang] // Journal of Alloys Compd. – 2008. – V.458. – P.123-129.
18. Etude structurale des systemes Ln_2S_3 – GeS_2 / A. Michelet, A. Mazurier, G. Collin at al. // Journal of Solid State Chemistry. – 1975. – V.13. – P.65-76.
19. Mazurier A. Structure cristalline de La_4GeS_{12} / A. Mazurier, J. Etienne // Acta Crystallographica B. – 1974. – V.30. – P.759-762.
20. CSD-Universal program package for single crystal and powder structure data treatment / [L.G. Aksel′rud, Yu.N. Grin′, P.Yu. Zavalii and others] // Collected Abstracts 12th European Crystallogr. Meet., Moscow, USSR, 20–28 August, – 1989. – Vol. 3. – P.155.
21. Collin G. Structure de $La_6Cu_2Si_2S_{14}$ / G. Collin, P. Laruelle // Bulletin de la Societe Francaise de Mineralogie et de Cristallographie. – 1971. – V.94. – P.175-176.
22. Collin G. Structure cristalline de $La_6MnSi_2S_{14}$ / G. Collin, P. Laruelle // Comptes Rendus Hebdomadaires des Seances de l'Academie des Sciences, Serie C, Sciences Chimiques. – 1970. – V.270. – P.410-412.

Стаття надійшла до редакції: 22.05.2015.

© О. В. Марчук Х.О. Мельничук, Л. Д. Гулай, В. Я. Шемет

УДК 539.3; 621.793

Л. Я. Роп'як, І. П. Шацький, М. В. Маковійчук

ОЦІНКА МІЦНОСТІ ДВОШАРОВОГО ПОКРИТТЯ ПІД ЛОКАЛЬНИМ НАВАНТАЖЕННЯМ

Розроблено інженерну методику розрахунку напруженого стану та міцності двошарових покриттів під дією локального довільно орієнтованого навантаження. Проведено оцінку допустимих навантажень для сталевої деталі, вкритої композицією алюміній – оксид алюмінію.

Ключові слова: *двошарове покриття, напруження, міцність, локальне навантаження.*

Рис. 5. Форм. 7. Літ. 6.

Л. Я. Ропяк, И. П. Шацкий, Н. В. Маковийчук

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ ДВУХСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ПОД ЛОКАЛЬНОЙ НАГРУЗКОЙ

Разработана инженерная методика расчета напряженного состояния и прочности двуслойного покрытия под действием локальной произвольно ориентированной нагрузки. Выполнена оценка допустимых нагрузок для стальной детали, покрытой композицией алюминий – оксид алюминия.

Ключевые слова: *двухслойное покрытие, напряжение, прочность, локальная нагрузка.*

L. Ya. Ropyak, I. P. Shatskyi, M. V. Makoviichuk

STRENGTH ESTIMATION OF TWO-LAYER COATING UNDER LOCAL LOAD

The problems of the two-layer coating strength under the local arbitrarily oriented load caused by the final machining of a covered part or its interaction with abrasive particles during the operation period have been studied. The engineering methods of calculating the stress state and permissible load at which the hard coating layer is modelled by the plate in conditions of bending with tension (compression) and a ductile part of the coating is considered as a Winkler layer with a linear connection between tensions and displacements have been developed.

The stress state of a plate and underlayer by the load, distributed along a line, has been studied. The equivalent stresses in the layers have been calculated according to von Mises` theory. The assessment of allowable loads for a steel part, covered with the system aluminum – aluminum oxide has been made.

Key words: *two-layer coating, stress, strenght, local load.*

Вступ. Успішна експлуатація машин, механізмів та обладнання в умовах контактних навантажень від спряжених деталей і взаємодії з агресивним чи абразивним середовищем в значній мірі залежить від стану і структури поверхневих шарів. Одним із шляхів поверхневого зміцнення виробів є нанесення функціонально градієнтних покриттів, компоненти яких призначені для виконання різних завдань. До таких неоднорідних структур належать, зокрема, двошарові покриття системи $Al - Al_2O_3$, які формують на поверхні деталей із сталі або інших сплавів [1, 2]. Верхній (оксидний) шар характеризується високою твердістю і забезпечує захист від зношування, а нижній (алюмінієвий) гарантує належний зв'язок із основою, а також сприяє захисту сталі від наводнення в агресивних середовищах. Такі покриття отримують нанесенням на основу шару алюмінію чи сплаву будь-яким відомим методом (газотермічним напиленням, плакуванням, гальванічним способом тощо) і наступним формуванням верхнього оксидного шару мікродуговим (плазмовоелектролітичним) оксидуванням.

Відомі публікації з цієї тематики [1, 3, 4] не у повній мірі забезпечують розуміння впливу структури та механічних властивостей компонент двошарового покриття на величину граничних навантажень. Особливо це стосується локалізованих у просторі навантажень, які спричинені дією лезового чи шліфувального інструменту під час фінішної механічної обробки деталі або є наслідком взаємодії з абразивними частинками в контакті під час експлуатації.

Мета цього повідомлення – розробити інженерну методику розрахунку напруженого стану та міцності двошарових покриттів під локальним довільно орієнтованим навантаженням.

Постановка задачі. Розглянемо нанесене на плоску деталь композиційне покриття, яке складається з доволі жорсткого шару завтовшки h_c (власне, покриття) та з податливого шару завтовшки h_o – підкладки (рис. 1). Верхній шар моделюємо пластиною, яка працює на розтяг (стиск) та згин; підкладку трактуємо як прошарок, що підкоряється гіпотезам Вінклера про пропорційність напружень і пружних переміщень. Для простоти основа приймається абсолютно жорсткою. Механічний контакт між компонентами на границях спряжень вважається ідеальним. Композиція навантажена довільно орієнтованими силами P (*Н/м*), рівномірно розподіленими

© Л. Я. Роп'як, І. П. Шацький, М. В. Маковійчук

вздовж прямої вглиб рисунка. Крім того, припускаємо стан плоскої деформації ($\varepsilon_z = 0$). Слід вивчити розподіл напружень у двошаровій композиції та встановити рівень допустимого локального навантаження.

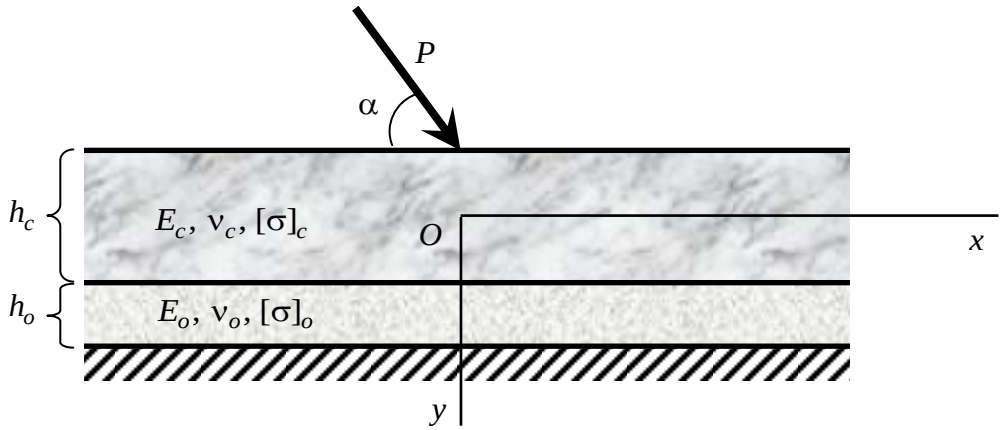


Рис. 1. **Двошарове покриття під довільно орієнтованим навантаженням**

За прийнятих припущень запишемо рівняння рівноваги покриття на пружній основі:

$$B\frac{d^2u_x}{dx^2} - k_x u_x = -X\,\delta(x),$$

$$D\frac{d^4u_y}{dx^4} - k_y u_y = Y\,\delta(x), \quad x \in \mathbf{R}^2. \tag{1}$$

Тут u_x, u_y – компоненти вектора пружного переміщення серединної поверхні пластини; $X = P\cos\alpha$, $Y = P\sin\alpha$; $\delta(x)$ – функція Дірака; $B = E_c h_c/(1-\nu_c^2)$, $D = E_c h_c^3/(12(1-\nu_c^2))$ – жорсткості на розтяг та згин; $k_x = G_o/h_o = E_o/(2(1+\nu_o)h_o)$, $k_y = E_o/h_o$ – коефіцієнти постелі; E_c, ν_c і E_o, ν_o – модуль Юнга та коефіцієнт Пуассона матеріалів покриття і підкладки відповідно.

На безмежності зусилля та моменти загасають:

$$B\frac{du_x}{dx}(\pm\infty) = 0, \quad D\frac{d^2u_y}{dx^2}(\pm\infty) = 0, \quad D\frac{d^3u_y}{dx^3}(\pm\infty) = 0. \tag{2}$$

Побудова розв'язку. Розв'язок крайової задачі (1), (2) знайшли у вигляді:

$$u_x(x) = \frac{X}{2B\lambda_x}e^{-\lambda_x|x|},$$

$$u_y(x) = \frac{Y}{8D\lambda_y^3}e^{-\lambda_y|x|}(\cos\lambda_y x + \sin\lambda_y |x|), \tag{3}$$

де $\lambda_x = \sqrt{\frac{k_x}{B}}$, $\lambda_y = \sqrt{\frac{k_y}{B}}$ – коефіцієнти защемлення з розмірністю, оберненою до довжини.

Переміщенням (3) відповідають зусилля та моменти в покритті:

$$N(x) = \frac{X}{2}\operatorname{sgn} x\, e^{-\lambda_x|x|},$$

$$M(x) = \frac{Y}{4\lambda_y}e^{-\lambda_y|x|}(\cos\lambda_y x - \sin\lambda_y |x|).$$

Зокрема, для напружень у підошві покриття ($y = h_c/2$) дістали вираз

$$\sigma_x = \frac{N}{h_c} + \frac{6M}{h_c^2} = \frac{X}{2h_c}\operatorname{sgn} x\, e^{-\lambda_x|x|} + \frac{3Y}{2h_c^2\lambda_y}e^{-\lambda_y|x|}(\cos\lambda_y x - \sin\lambda_y |x|). \tag{4}$$

Напруження у підкладці такі:

$$\tau_{xy} = k_x u_x = \frac{X}{2}\lambda_x e^{-\lambda_x |x|},$$

$$\sigma_y = -k_y u_y = -\frac{Y}{2}\lambda_y e^{-\lambda_y |x|}(\cos\lambda_y x + \sin\lambda_y |x|). \quad (5)$$

Міцність кожного з шарів оцінимо за критерієм Мізеса. Так, умова міцності для плоско деформованого покриття буде:

$$\sigma_{eq}(x) \equiv \sqrt{(1-\nu_c+\nu_c^2)(\theta_x^2+\theta_y^2)-(1+2\nu_c-2\nu_c^2)\sigma_x\sigma_y+3\tau_{xy}^2} \le [\sigma]_c, \quad (6)$$

а для вінклерової підкладки –

$$\sigma_{eq}(x) \equiv \sqrt{\sigma_y^2+3\tau_{xy}^2} \le [\sigma]_o. \quad (7)$$

Тут $[\sigma]_c$, $[\sigma]_o$ – допустимі напруження для матеріалів покриття та підкладки.

Аналіз результатів. Здобуті аналітичні результати (4)–(7) аналізували для двошарової композиції, яка складається із оксидалюмінієвого покриття з параметрами: $h_c = 1$ *мм*, $E_c = 350$ *ГПа*, $\nu_c = 0{,}34$, $[\sigma]_c = 340$ *МПа* та алюмінієвої підкладки з параметрами: $h_o = 0{,}2$ *мм*, $E_o = 70$ *ГПа*, $\nu_o = 0{,}30$, $[\sigma]_o = 85$ *МПа*.

Характерні безрозмірні комплекси будуть:

$$\frac{h_o}{h_c} = 0{,}2; \quad \frac{E_o}{E_c} = 0{,}2; \quad \frac{[\sigma]_o}{[\sigma]_c} = 0{,}25;$$

$$\lambda_x h_c = \sqrt{\frac{E_o h_c}{E_c h_o}\frac{1-\nu_c^2}{2(1+\nu_o)}} \approx 0{,}592; \quad \lambda_y h_c = \sqrt[4]{\frac{E_o h_c}{E_c h_o}3(1-\nu_c^2)} \approx 1{,}285.$$

Картина напруженого стану композиції за різних кутів орієнтації (α) навантаження подана на рис. 2–4. У пропонованій постановці найбільш небезпечною є точка $x = -0$, $y = h/2$.

Допустимі навантаження P_* знайшли з умов (6), (7), врахувавши, що $\max\limits_x \sigma_{eq}(x) = \sigma_{eq}(-0)$. Як видно з рис. 5, за прийнятих у розрахунках параметрів композиції спочатку відбудеться перехід у пластичний стан алюмінієвої підкладки.

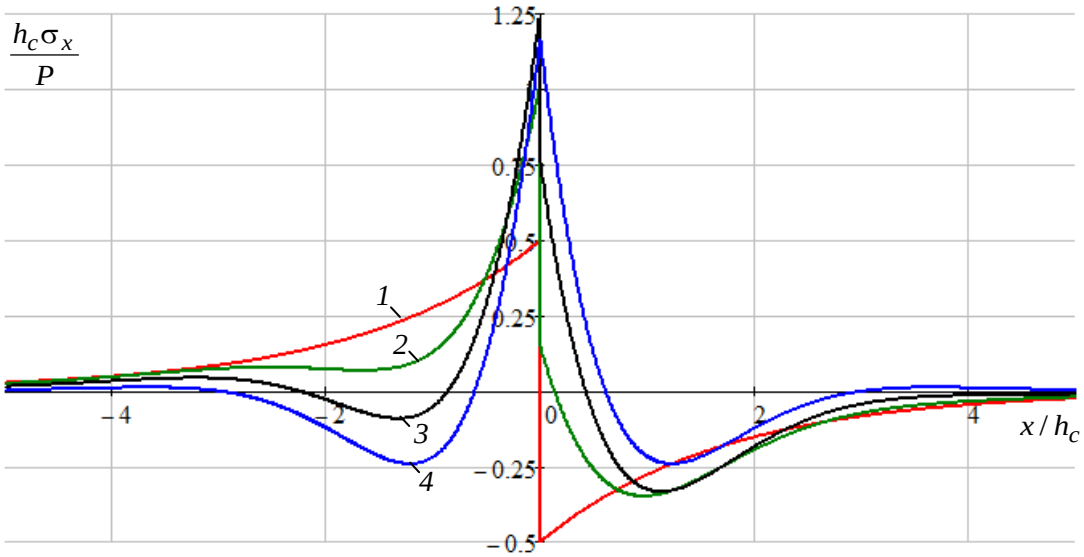


Рис. 2. **Розподіл нормальних напружень у покритті на межі контакту шарів ($y = h/2$):**
1 – $\alpha = 0°$, *2* – $\alpha = 30°$, *3* – $\alpha = 60°$, *4* – $\alpha = 90°$

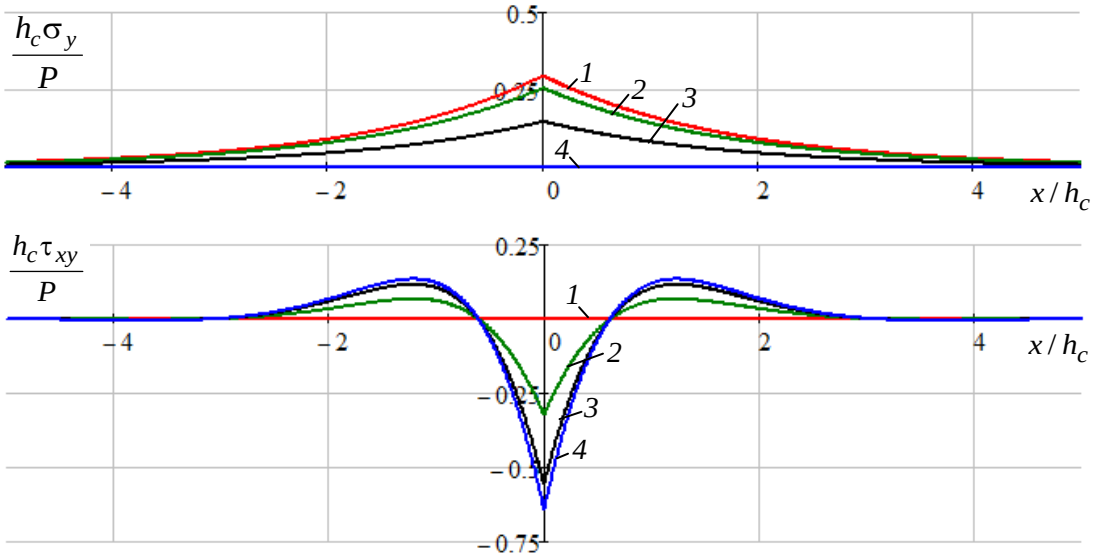


Рис. 3. **Розподіл напружень у підкладці:**
1 – α = 0°, *2* – α = 30°, *3* – α = 60°, *4* – α = 90°

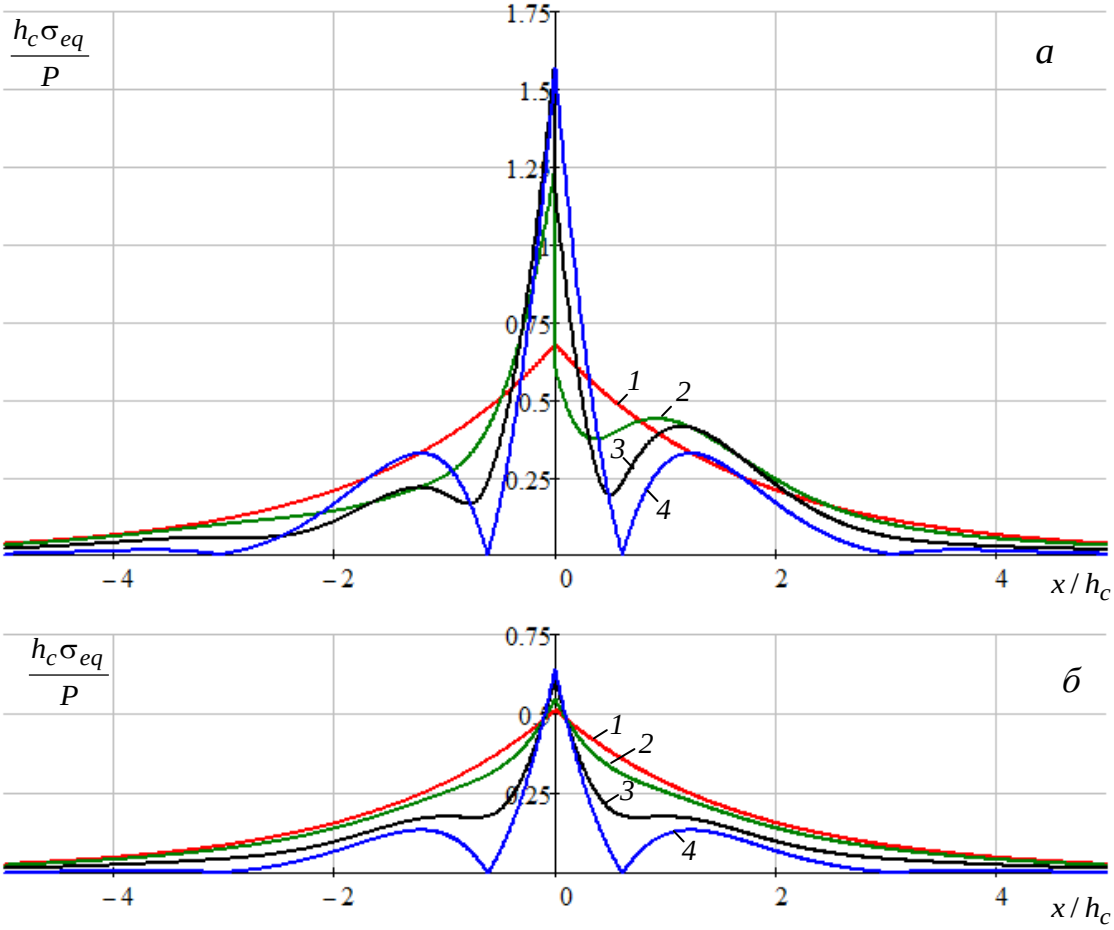


Рис. 4. **Розподіл еквівалентних напружень:**
а – у покритті при $y = h/2$, *б* – у підкладці; *1* – α = 0°, *2* – α = 30°, *3* – α = 60°, *4* – α = 90°

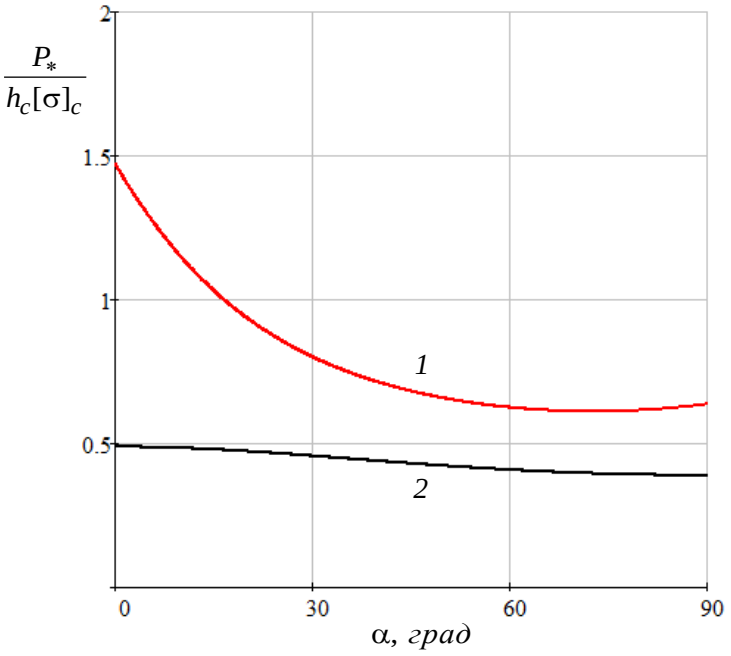


Рис. 5. **Допустиме навантаження:** *1* – для покриття, *2* – для підкладки

Висновки. Розроблена методика розрахунку дозволяє в аналітичній формі відслідкувати вплив співвідношень геометричних і механічних характеристик шарів на напружений стан та граничну рівновагу двошарового покриття. Принциповим моментом у пропонованій схемі є використання критеріїв міцності до обох компонент кусково-однорідного тіла. За необхідності врахування податливості основної деталі можна також скористатись тактикою урахування пружних характеристик неоднорідної вглиб основи [5, 6]. Ступінь адекватності прийнятої тут практично одновимірної моделі доцільно встановити на підставі тривимірного числового аналізу з використанням сучасних програмних комплексів.

1. Саакиян Л. С. Применение поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов и покрытий для повышения корозионно-механической стойкости деталей нефтегазопромыслового оборудования / Л. С. Саакиян, А. П. Ефремов, Л. Я. Ропяк, А. В. Эпельфельд. – М.: ВНИИОЭНГ. 1986. – 61 с.
2. Пат. на корисну модель 17243 Україна, МПК (2006) С 23 С 14/00. Спосіб одержання керамічних покриттів / М. Д. Клапків, М. М. Студент, В. І. Похмурський та ін.; заявник і патентовласник Фіз.-мех. інст. ім. Г. В. Карпенка НАН України. – № 200603390; заявл. 27.03.2006; опубл. 15.09.2006, Бюл. № 9. – 2 с.
3. Величкович А. С., Роп'як Л. Я. Оцінка міцності вкритої шаруватим покриттям ділянки штока бурового насоса з урахуванням позаштатних напружень // Вісник національного університету «Львівська політехніка». – 2013. – № 772. – С. 182–191.
4. Похмурський В. І. Вплив виду шліфування на параметри шорсткості та трибологічні характеристики оксидо-керамічних шарів / В. І. Похмурський, М. М. Студент, В. В. Шмирко та ін. // Проблеми трибології. – 2014. – № 1. – С. 116–122.
5. Шацький І. П. Локальні напруження у покритті неоднорідної основи / І. П. Шацький, Л. Я. Роп'як // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Междунар. сб. науч. трудов. Донецк: ДонНТУ. – 2004. – Вып. 28. – С. 277–282.
6. Роп'як Л. Про згин пластинки на неоднорідній вінклерівській основі / Л. Роп'як, І. Шуляр, І. Шацький // Вісник Терноп. держ. техн. ун-ту. – 2007. – Т. 12, № 3. – С. 22–26.

Стаття надійшла до редакції 27.03.2015.

© Л. Я. Роп'як, І. П. Шацький, М. В. Маковійчук

УДК 621.998.77

В.Д. Рудь, І.В. Савюк, Л.М. Самчук, Ю.С. Повстяна
Луцький національний технічний університет

ПЕРЕРОБКА ЗАЛІЗНОЇ ОКАЛИНИ АЛЮМОТЕРМІЧНИМ МЕТОДОМ

У статті проаналізовано роботи спрямовані на вирішення проблеми утилізації окалини. Проведено хімічний та рентгено-структурний аналіз окалини сталі 18Х2Н4МА кувально-штампувального виробництва ПАТ Ковельсільмаш. На підставі експериментальних досліджень запропоновано технологію відновлення заліза із сухої окалини з наступним виходом чистого металу.

Ключові слова: *Окалина, алюмотермія, відходи, шлам, утилізація, відновлення.*

В.Д. Рудь, И.В. Савюк, Л.М. Самчук, Ю.С. Повстяная

ПЕРЕРАБОТКА ЖЕЛЕЗНОЙ ОКАЛИНЫ АЛЮМОТЕРМИЧНИМ МЕТОДОМ

В статье проанализированы работы направлены на решение проблемы утилизации окалины. Проведено химический и рентгено-структурный анализ окалины стали 18Х2Н4МА кузнечно-штамповочного производства ПАО Ковельсельмаш. На основании экспериментальных исследований предложена технология восстановления железа из сухой окалины с последующим выходом чистого металла.

Ключевые слова: *Окалина, алюмотермия, отходы, шлам, утилизация, восстановление.*

V. Rud', I. Saviuk, L. Samchuk, Y. Povstyana

PROCESSING BY ALYUMOTERMICHNYM IRON SLAG

The article analyzes the work aimed at solving the problem of disposal of scale. A chemical and X-ray structural analysis 18H2N4MA scale steel forging, stamping production Kovelsilmash PAT. Based on experimental studies proposed reduction of iron technology of dry scale, followed by the release of pure metal.

Keywords: *scale, alyumotermiya, waste, sludge, recycling, recovery.*

Вступ. Машинобудівні підприємства характеризуються великою кількістю відходів, що негативно вливають на оточуюче середовище. Більшість з них за вмістом корисних компонентів конкурентоздатні в порівнянні з первинною сировиною і можуть бути повторно використані в технологічних процесах.

Постанова проблеми. При безперервному розливання сталі, нагріванні та обробленні металу тиском (гарячої прокатки, штампуванні, куванні) утворюється окалина - шар, що складається з оксидів заліза FeO (вюстит), Fe_2O_3 (гематит), Fe_3O_4 (магнетит). У процесі обтиску окалина відшаровується від металу і разом з водою і мастилами надходить у відстійники. Хімічний склад окалини в основному залежить від умов термообробки і хімічного складу металу, а кількість окалини (товщина плівки) - від умов термообробки [1]. На території України кожного року утворюється більше 250 млн. тон залізної окалини, яка в повному обсязі іде у відходи. Приблизно 30% від загального обсягу припадає на суху окалину. Переробка і використання окалини, яка майже не використовується дозволяє замінити дороговартісний чавун, литтєву сталь та вирішити екологічні проблеми, що на даний час є досить перспективно та актуально.

Аналіз основних досліджень. Над вирішенням проблем з переробки окалини працювало багато вчених. І.П. Добровольский [2] розробив технологію утилізації замасленої окалини з використанням відпрацьованого рідкого скла, яка передбачає спресовування суміші коксу, подрібненої окалини та рідкого скла у брикети. Однак, в роботі не зазначено, чи є практичне застосування отриманих брикетів.

У роботі [3] приведено спосіб знемаслення та знежирення окалини прокатного виробництва. Унікальна інноваційна технологія ґрунтується на низькотемпературній обробці замасленої окалини високошвидкісним потоком продуктів повного спалювання палива в установці вихрового (циклонного типу). При цьому видалення масла і води проводиться шляхом їх сублімації при нагріванні матеріалів до температури 400–450 °С без доступу кисню. Потік теплоносія, необхідний для теплової обробки, утворюється в результаті факельного спалювання палива при мінімумі надлишку повітря в печі. У результаті у відведених газах відсутній вільний кисень або його концентрація мінімальна, що запобігає займання парів масла в робочому просторі реактора.

© В.Д. Рудь, І.В. Савюк, ЛМ. Самчук, Ю.С. Повстяна

Технологія утилізації замасленої окалини розроблена А.В. Малишевою [4], що зводиться до наступного: стадія згущення, механічного зневоднення на стрічковому фільтрі з намивним шаром фільтрувального матеріалу одноразового використання, технічного знемаслювання в барабанній печі, механічної активації (змішування з порошкоподібними в'яжучими), грануляції, а також циклічний процес зміцнення часток в пропарювальній камері і розвантаження часток в бункери-накопичувачі. Дана технологія дозволяє утилізувати не тільки шлам, а й відходи пилу прокатного виробництва. Попри всі переваги запропонованої технології утилізації практичного застосування виготовлених брикетів з відходів не знайдено.

О.А. Лєбєдєва запропонувала використовувати залізну окалину для отримання пористих проникливих керамічних матеріалів [5]. Результати роботи показали, що використання відходів машинобудування (залізної окалини) є досить ефективним та ресурсозберігаючим процесом (напрямком) при виготовленні фільтрувальних матеріалів. Однак, таке застосування окалини, не зумовлює використання її в повному обсязі.

Основою для подальших досліджень став принцип отримання важко-відновлюваних металів із їх окислів запропонований російським вченим Н.Н. Бекетовим у 1865 р. Він встановив, що з'єднуючись з киснем алюміній володіє високою активністю і при певних умовах алюміній легко відновлює із окислів інші метали [5].

При алюмотермічному процесі проходить відома реакція [6]:

$$3Fe_3O_4 + 8A1=9\ Fe+4\ A1_2O_3. \quad (1)$$

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% від початкової маси суміші [6].

Основним недоліком алюмотермічного процесу є необхідність використання алюмінієвого порошку. В результаті механічної обробки кожний рік утворюється велика кількість стружки алюмінієвих сплавів. Її переплавленя ускладнюється високою температурою плавлення плівки оксиду алюмінію, яка становить 2050 °С [6]. Температура металотермічного процесу значно перевищує температуру плавлення оксиду алюмінію. Крім того, у складі алюмінієвої стружки міститься до 13% кремнію, який також служить як відновник заліза з окалини [6]:

$$3Fe_3O_4 + 2Si = 3Fe + 2SiO_2. \quad (2)$$

Питомий тепловий ефект екзотермічної реакції (2) становить 84 ккал/г-атом кремнію [6]. Для самостійного протікання екзотермічної реакції з максимальним виходом придатного металу та відокремленням шлаку необхідно щоб питомий тепловий ефект перевищував 72 ккал/г-атом металу відновника [6]. Для приведеної реакції дана умова виконується, що зумовлює більш доцільне використання саме алюмінієвої стружки.

У Луцькому НТУ запропоновано технологію утилізації та переробки залізної окалини та інших відходів механічної обробки з метою повторного використання їх у промисловості.

У якості вихідних матеріалів були використані відходи кувально-штампувального виробництва підприємства «Ковельсільмаш» попередньо подрібнену окалину сталі 18Х2Н4МА, що містить в якості легуючих елементів 18% хрому, 3% нікелю і 4% молібдену та порошок алюмінію ПА - 4 ГОСТ 6058-73. Хімічний склад окалини: 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 18Х2Н4МА наведена на рис.1.

© В.Д. Рудь, І.В. Савюк, ЛМ. Самчук, Ю.С. Повстяна

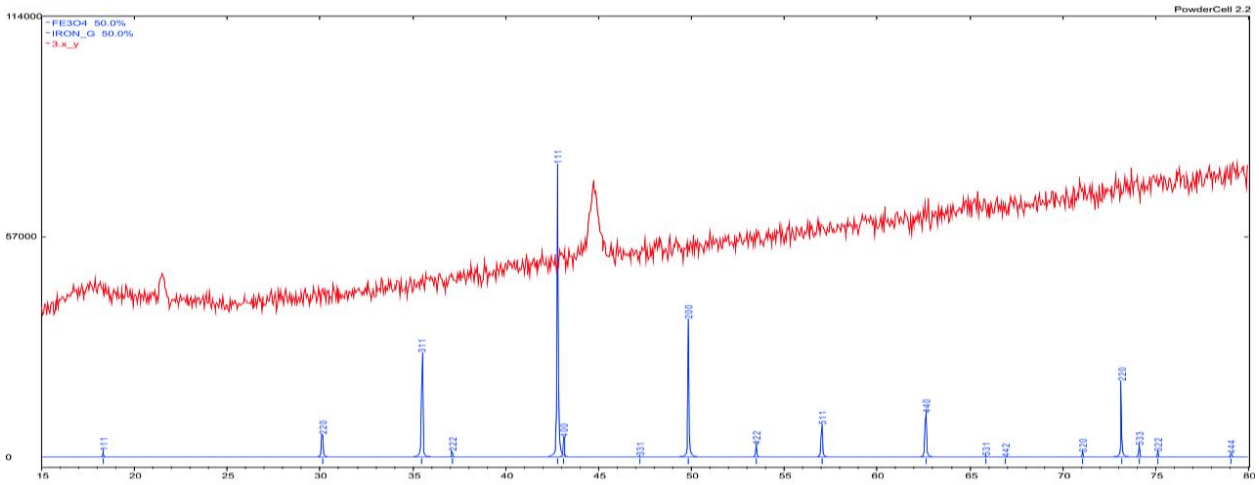
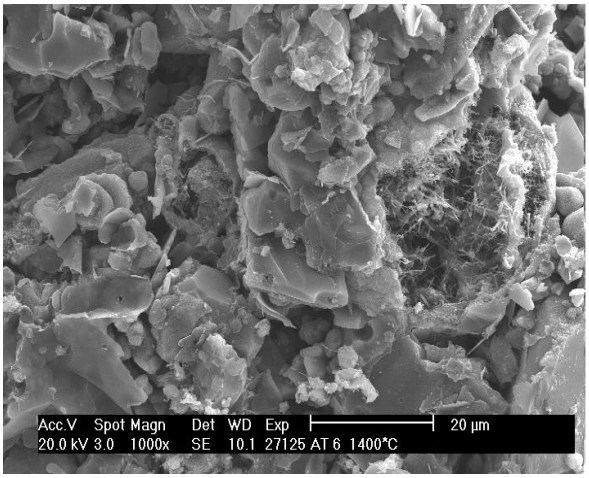
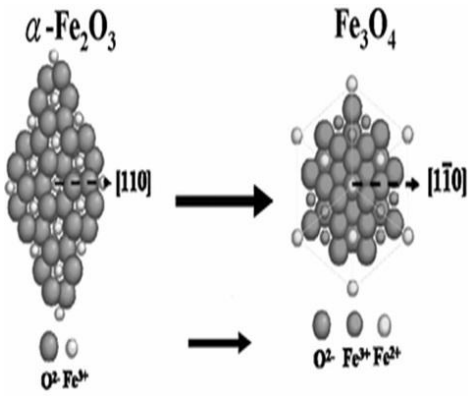


Рис. 1. **Дифрактограма порошкової суміші окалини сталі 18Х2Н4МА**

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 Х відображається кут повороту зразка 2Ѳ, по У – інтенсивність відбивання рентгенівського проміння зразком.

Результати дослідження показали наявність оксиду заліза Fe_3O_4, що свідчить про придатність окалини для використання у термітних шихтах. Структура (а) та кристалічна решітка (б) окалини сталі 18Х2Н4МА приведені на рисунку 2.





а) б)

Рис. 2. **Структура (а) та кристалічна решітка (б) окалини сталі 18Х2Н4МА**

Зі знімку видно, що частки подрібненої окалини мають пластинчасту форму з гострими краями. Для більш інтенсивного проходження алюмотермічної реакції рекомендується частинкам окалини надати більш округлу форму. Дана операція виконується шляхом подрібненням окалини подрібнюючими тілами типу "куля" на протязі 3 годин при швидкості обертання барабану 90 об/хв.

Порошок окалини сталі 18Х2Н4МА складається з частинок голчастої форми. Після операції подрібнення проведено визначення гранулометричного складу порошку який показав що 47% складає порошок менше 1 мм., 25% порошок від 1 до 1,5 мм. На рис. 3. представлена гістограма розподілу порошку окалини за розмірами.

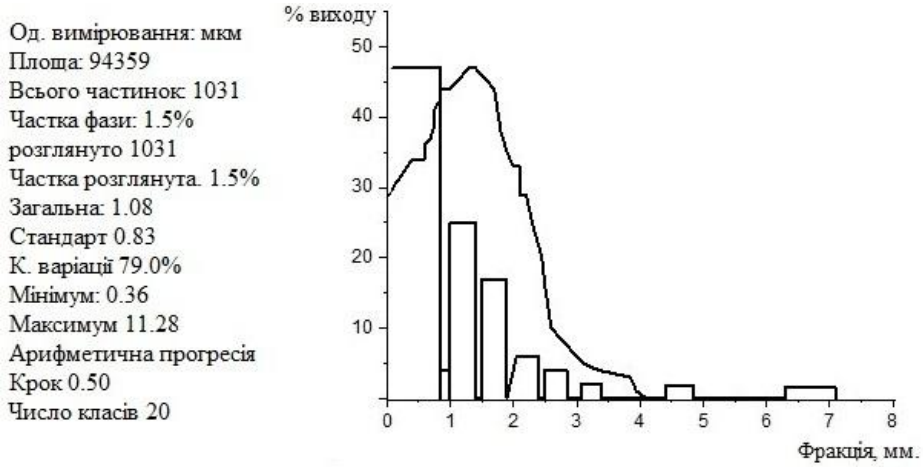


Рис. 3. **Гістограма розподілу порошку окалини за розмірами**

Доцільність використання окалини саме кувально-штампувального виробництва зумовлюється тим, що вміст вологи та мастил у ній не перевищує 5-8%, що значно спрощує її підготовку до використання.

Запропонована технологія дає значний економічний ефект, оскільки сам процес спалювання проходить самостійно без залучення енергоносіїв та дорогого обладнання. Установка для переробки є автономною та уніфікованою. Технологічна схема переробки окалини наведена на рисунку 4.

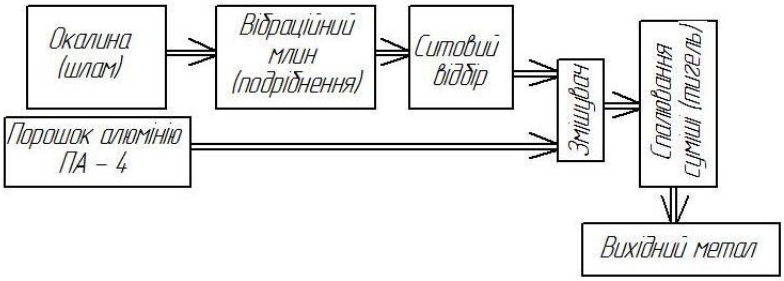


Рис. 4. **Технологічна схема переробки окалини.**

Подрібнення окалини та змішування екзотермічної суміші проводилось у вібраційному барабанному млині [8] протягом 4 годин з набором стальних кульок d=40 мм. у кількості 8 штук до однорідної маси матеріалу. Для спалювання суміші обрано установку розроблену А.П. Амосовим [9]. При спалюванні класичної термітної шихти у масовому співвідношенні 23% алюмінію 77% окалини було отримано сплав, масова частка металу в якому становила 52%, решта – шлак. Однак, для збільшення частки виходу чистого металу в термітну шихту додавали дрібну стружку легованої сталі 40 відповідно 10, 20, 30, 40 та 50% від початкової маси шихти. При проведені експериментів було виявлено залежність збільшення виходу чистого металу від маси доданої стружки в шихту яка наведена на рисунку 5.

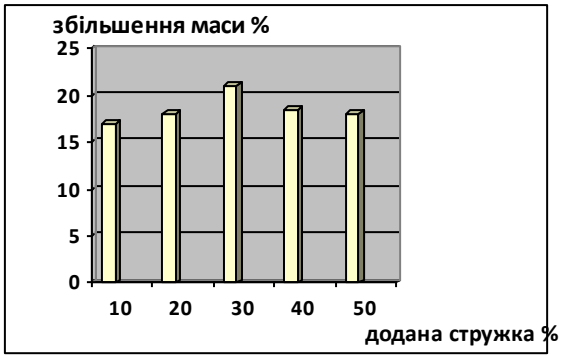


Рис. 5. **Залежність збільшення маси вихідного металу від маси стружки сталі 40**

Як видно із залежності найбільше збільшення маси вихідного металу спостерігається при додаванні 30% стружки від початкової маси шихти. Подальше збільшення кількості доданої стружки недоцільне, оскільки через високу швидкість проходження реакції стружка не перегоряє в повному обсязі утворюючи конгломератні зв'язки у сплавах.

Висновки. Запропонована технологія, на наш погляд, забезпечить переробку залізної окалини в повному обсязі незалежно від іі кількості з використанням вихідних продуктів реакцій у подальших металургійних процесах з мінімальними енерговитратами на переробку при будь якому виробництві. Дана технологія дозволяє використовувати в якості відновника оксидів металу стружку алюмінію, оскільки це дозволить здешевити процес та утилізувати відходи алюмінієвої стружки. Значною перевагою є те, що при додаванні у шихту легуючих елементів можливо добитись метал з заданим хімічним складом.

1. Сталинский Д.В. Переработка и возврат в производство замасленной окалины / Д.В. Сталинский, А.М. Касимов, А.З. Рыжавский, В.А. Бодштейн. Енерго и ресурсосбережение. Переработка отходов. Екология и промышленность №4, 2014. – с. 72 - 76.
2. Добровольский И.П. Перспективные технологии переработки металлургической окалины. И.П. Добровольский, Н.В. Старикова, М.В. Волкова, П.Н. Рымарев. Развитие технического наследия. – Ползуновский Альманах №2, 2011. – С. 137-139.
3. 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.
4. Малашенкова А.В. Усовершенствование технологии подготовки и утилизации замасленной окалины прокатного производства. / Сталь. №8, - 2009.
5. Лебедева О.А. Применение производственных отходов для получения пористых композиционных керамеческих материалов высокотемпературным синтезом в системе Fe2O3 – Al2O3 – Al. О.А. Лебедева, В.Б. Бутыгин, Н.А. Степененко. / Ползуновский альманах №3, - 2008. – с. 107-108.
6. Стеценко В.Ю. Метоллотермическая переработка стружки алюминиевых сплавов, окалины и доменного присада. / Литье и металлургия 3 (62), 2011. – с. 176-177.
7. Установка для сжигания газопроницаемых гранулированных термитных шихт. А.П. Амосов, Е.А. Кузнец, А.Р. Самборук, В.В. Яценко. / Патент РФ № 108730 B23K23/00.
8. Вібраційний барабанний млин В.Д. Рудь, В.В. Фурс , М.І. Колядинський, Р.П. Голодюк, Л.М. Самчук. / Патент України № 71264 B02C 17/00.
9. Установка для сжигания газопроницаемых гранулированных термитных шихт. А.П. Амосов, Е.А. Кузнец, А.Р. Самборук, В.В. Яценко. / Патент РФ № 108730 B23K23/00.

Стаття надійшла до редакції 27.03.2015.

© В.Д. Рудь, І.В. Савюк, ЛМ. Самчук, Ю.С. Повстяна

УДК 621.762:678-19

В. Д. Рудь [1], В. В. Шиберко [1], В. Б.Сидоренко [2]
1)Луцький національний технічний університет
2) Міністерство освіти і науки України

МОДЕЛЮВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

У даній роботі проведено моделювання структурно-неоднорідних матеріалів та виконано аналіз отриманих структур з подальшим прогнозуванням фізико-механічних властивостей.

Ключові слова: *структурно-неоднорідні матеріали, фізико-механічні властивості, модельні форми часток, координаційне число часток, пористість.*
Рис. 2. Форм. 9. Літ. 8.

В. Д. Рудь, В. В. Шыберко, В. Б. Сыдоренко

МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

В данной работе проведено моделирование структурно-неоднородных материалов и выполнен анализ полученных структур с дальнейшим прогнозированием физико-механических свойств.

Ключевые слова: *структурно-неоднородные материалы, физико-механические свойства, модельные формы частиц, координационное число частиц, пористость.*

V. Rud, V. Shyberko, V. Sydorenko

MODELLING OF MICROSTRUCTURE OF POWDER MATERIALS

In this article the modeling of structural and inhomogeneous materials is made. The analysis of the obtained structures with further prediction of physical and mechanical properties is analysed.

Key words: *structurally inhomogeneous materials, physical and mechanical properties, modeling shapes of particles, coordination number of particles, porosity.*

Постановка проблеми. На сучасному етапі розвитку економіки України роль порошкової металургії оцінюється неоднозначно. З одного боку, при виготовленні деталей конструкційного призначення вона дещо втрачає свої позиції через значну енергоємність отримання вихідної сировини – порошків. З другого боку, при виготовленні виробів з унікальними властивостями її роль значно зростає і в багатьох випадках це єдино можливий шлях їх отримання. Тому, при отриманні нових структурно-неоднорідних матеріалів з гарантованими властивостями необхідно контролювати параметри їх структури в процесі виготовлення, до яких відносяться: гранулометричний склад шихти, форма часток, щільність формованої заготовки, якість контактів, координаційне число упаковки, пористість та її розподіл по об’єму. У свою чергу, підвищити ефективність традиційних технологій, а також вести безвідходне виробництво, зберігати енергію і матеріали, скорочувати трудові витрати, забезпечувати охорону навколишнього середовища, розв’язувати ряд екологічних проблем, а також забезпечувати однорідність всередині матеріалу та отримувати структурні характеристики на якісному рівні можливо за допомогою сучасних комп’ютерно-інформаційних технологій. Таким чином, досліджувати особливості мікроструктури структурно-неоднорідних матеріалів, а також прогнозувати їх фізико-механічні властивості в процесі їх виготовлення є актуальним завданням матеріалознавства.

Аналіз останніх публікацій. Структуру матеріалів із зернистою будовою розглядали наукові колективи: К.В. Гуляєва, Р.М. Кадушникова, Г.Г. Шаповалова [1, 2, 7]. Особливість цих робіт полягає в тому, що моделі упаковок з монодисперсними елементами рівномірно розташовані в просторі, у яких елементи структури розподілені статистично. Дослідження мікроструктури порошкових матеріалів з подальшим прогнозуванням фізико-механічних властивостей доцільно будувати на методах, які засновані на натурних експериментах та чисельному моделюванні.

Мета роботи: на основі запропонованої моделі випадкового розподілу здійснити моделювання структурно-неоднорідних матеріалів, а також провести аналіз отриманих структур з подальшим прогнозуванням фізико-механічних властивостей.

Основні результати дослідження. Моделювання структури порошкових матеріалів дає можливість отримати додаткову інформацію про процеси, які відбуваються при їх виготовленні та експлуатації, а також дозволяє полегшити контроль і оптимізацію процесів їх виготовлення. Для прогнозування фізико-механічних властивостей структурно-неоднорідних матеріалів важливе місце займає кількісна модель їх мікроструктури (рис. 1), яка дозволяє встановити співвідношення

© В. Д. Рудь, В. В. Шиберко, В. Б. Сидоренко

між пористістю і координаційним числом часток. Слід відмітити, що координаційне число дозволяє оцінити якість структури структурно-неоднорідних матеріалів і служить опорною точкою при побудові апроксимаційних залежностей фізичних характеристик від пористості.

На рис.1. зображені модельні форми часток.

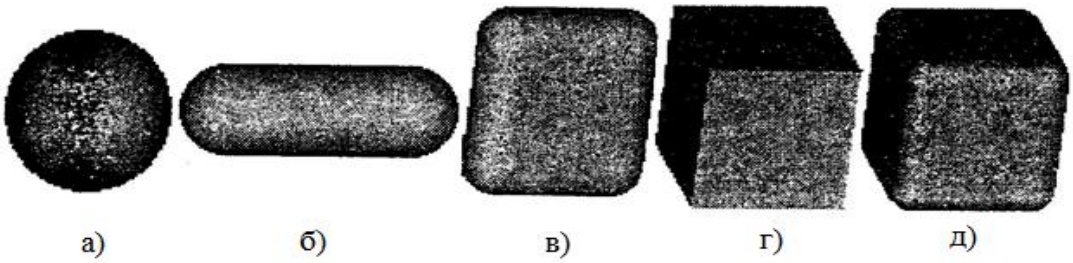


Рис. 1. **Модельні форми часток**, де:
а) сферичної форми; б) голкоподібної форми; в) сфероквадрат;
г) куб; д) сферокуб.

Очевидно, що деякі фізико-структурні характеристики структурно-неоднорідних матеріалів в тій чи іншій мірі залежать від форми частинок, тому при дослідженні цих характеристик на математичних моделях необхідно враховувати відхилення форми частинок від сферичної. У цьому випадку слід будувати випадкові заповнення несферичними елементами. Тобто, потрібно мати на увазі упаковки неізометричних елементів, які мають самостійне значення в теорії заповнення.

В моделюванні упаковок сферичних і несферичних елементів є деякі загальні принципи, які полягають у випадковому розіграші параметрів цих елементів, їх розташуванні в просторі (в упаковці), у послідовності пакування цих елементів, а також у методах побудови алгоритмів. Принципова відмінність заповнень сферичних і несферичних елементів полягає тільки в тому, що число узагальнених координат кожного елемента значно більше в порівнянні з сферичними елементами, а кількість їх визначається формою частинок в упаковці. Розіграш координат пакованих сфер з рівномірним розподілом за об'ємом пакованого контейнера буде відбуватися за твердженням Гауса:

$$F\,(N_y) = \frac{1}{\sigma_N\sqrt{2\pi}}\; exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{N_y-(N_y)^2}{\sigma_N}\right)\right] \qquad (1)$$

де: N_y – середнє значення КЧУ;

σ_N – дисперсія розподілу.

На основі результатів натурних і обчислювальних експериментів залежність між координаційним числом упаковки (КЧУ) і пористістю (П) регулярних упаковок матиме вигляд [3]:

$$П = 2{,}62 / КЧУ \qquad (2)$$

У свою чергу, залежність координаційного числа упаковки від пористості вільної засипки зерен розраховується за формулою:

$$КЧУ = \frac{П+3\sqrt{П^2-10\,П+9}}{2П} \qquad (3)$$

Для упаковки зернистого матеріалу з пористістю в діапазоні 0,3 < П < 0,7 необхідно застосовувати формулу:

$$КЧУ = 11,\,6\,(1 - П) \qquad (4)$$

Згідно формул (2) – (4), для структурно-неоднорідних матеріалів залежність між КЧУ і П у спрощеному вигляді – лінійна. Слід відмітити, що при отриманих значеннях залежностей були зроблені припущення, які обмежують застосування формул при засипці зернистих порошків. У реальних порошках частинки мають форму, яка відрізняється від сферичної, що суттєво впливає

на параметри упаковки, а також мікроструктура структурно-неоднорідних матеріалів отримана насипкою і пресуванням, має зернисту будову. Для цього необхідно ввести додатковий параметр (коефіцієнт) сферичності, який показує, наскільки форма упакованих несферичних частинок відрізняється від сферичної, отримаємо [3, 4]:

$$F_S = S_s / S \tag{5}$$

де: S_s – площа поверхні сфери одиничного радіусу;
S – площа поверхні несферичної частинки.

Аналіз отриманих результатів показав, що поява в упаковці несферичних частинок (многогранників) сприяє збільшенню КЧУ. Це додатково підтверджується комп'ютерно – імітаційним моделюванням розробленої моделі у програмному середовищі C++. Вікно розробленої комп'ютерно – імітаційної моделі зображено на рис. 2. Перевірка адекватності запропонованої моделі шляхом співставлення комп'ютерних та натурних експериментів показала їх задовільну збіжність.

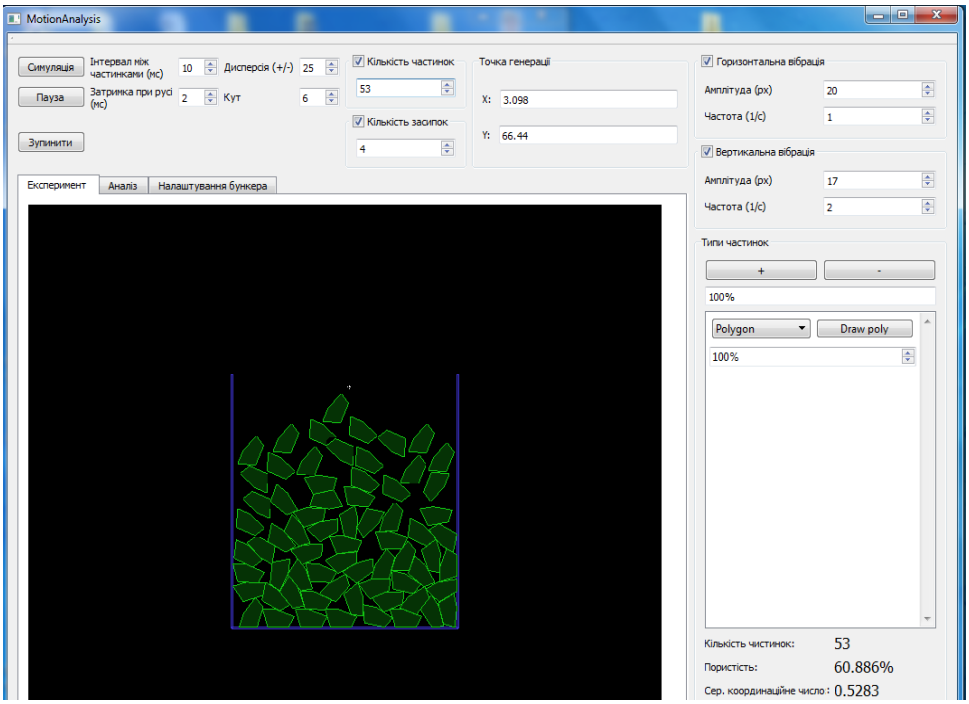


Рис.2. **Інтерфейс комп'ютерної програми для випадкового пакування часток у прямокутному контейнері.**

У моделях упаковок опуклих многогранників узагальненими координатами можуть служити координати всіх їх вершин. При цьому може моделюватися заповнення контейнера з елементами, як з однаковою формою, так із різною, а також різним числом вершин (рис. 2.). У цьому випадку необхідно лише задаватися їх максимальним числом.

Отже, умова неперетину двох многогранників буде описуватися наступною системою рівнянь:

$$\frac{x - x_{ki}}{x_{pi} - x_{ki}} = \frac{y - y_{ki}}{y_{pi} - y_{ki}} = \frac{z - z_{ki}}{z_{pi} - z_{ki}}$$
$$\begin{vmatrix} x - x_{ij} & y - y_{ij} & z - z_{ij} \\ x_{gi} - x_{ij} & y_{gi} - y_{ij} & z_{gi} - z_{ij} \\ x_{hi} - x_{ij} & y_{hi} - y_{ij} & z_{hi} - z_{ij} \end{vmatrix} = 0 \tag{6}$$

Якщо рішенням системи є точки x^0, y^0, z^0, то у випадку, коли грань і ребро перетинаються необхідно, щоб ці точки належали співвідношенню:

$$x_{ki} < x_0 < x_{pi};\ y_{ki} < y_0 < y_{pi};\ z_{ki} < z_0 < z_{pi} \tag{7}$$

Для перевірки точок $x_0,\ y_0,\ z_0$ та їх площини, необхідно переконатися, що точки x_0, y_0, z_0 розташовані рівномірно в просторі кожної наступної частинки, тобто слідує перевірити наступне співвідношення:

$$\begin{aligned} cos\ (gfh) &> \max[\cos(gf_0), \cos(hf_0)] \\ cos\ (fhg) &> \max[\cos(fh_0), \cos(gh_0)] \\ cos\ (fgh) &> \max[\cos(fg_0), \cos(hg_0)] \end{aligned} \tag{8}$$

При цьому із співвідношення (8) достатньо перевірити тільки будь-які дві нерівності. Слід зазначити, що умови неперетину многогранників значно простіші за умови неперетину круглих тіл, не ізометричної форми, проте, кількість обчислень по перевірці цих умов значно підростають. Невиконання хоча б однієї з цих умов веде до того, що пакована сфера з координатами центру відкидається.

Крім того, упаковані сфери не повинні перетинати межі прийнятого гіпотетичного контейнера і повинні дотримуватися умови:

$$\begin{aligned} R_1 \le x_i \le 1 - R_i \\ R_1 \le y_i \le 1 - R_i \\ R_1 \le z_i \le 1 - R_i \end{aligned} \tag{9}$$

Отже, моделювання структури зернистих матеріалів шляхом побудови щільної упаковки несферичних частинок (многогранників) дозволяють адекватніше відтворювати реальну структуру порошкових виробів і, відповідно, прогнозувати його фізико-механічні властивості. Крім того, форма упакованих часток не обмежується видами, розглянутими в роботі, а може змінюватися в широких межах. Єдиним обмеженням для варіації форми частинок є їх опуклість та симетричність.

Висновки:

Запропонований підхід до комп'ютерно – імітаційного моделювання заповнення контейнерів частками сферичної та несферичної форми дозволяє прогнозувати структуру матеріалу, яка передбачає пористість зразків та координаційне число. Дійсне значення пористості та координаційного числа впливає на експлуатаційні характеристики матеріалів.

1. Гуляев К.В.Математические модели и моделирование. – М: Металлургия, 1970. – 471 с.
2. Кадушников Р.М., Геометрическое моделирование структуры материалов. – П.: Металлургия, 1997. – С.69–74.
3. Рудь В.Д. До моделювання структури матеріалів / В.Д. Рудь, В.В. Шиберко // Актуальні проблеми комп'ютерних технологій. Збірник наукових праць за матеріалами восьмої міжнародної науково-технічної конференції АПКТ 2014. – Хмельницький: ХНУ, 2014 – С. 295–301.
4. Рудь В.Д. Роль комп'ютерного та імітаційного моделювання в технологіях отримання структурно-неоднорідних матеріалів / В.Д. Рудь, В.В. Шиберко // Інформаційні технології в освіті, техніці та промисловості. Збірник тез доповідей Всеукраїнської науково-практичної конференції молодих учених, аспірантів та студентів. – Івано-Франківськ, 2013. – С. 159-161.
5. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. – М: Металлургия, 1970. – 371 с.
6. Хоменко О. І. Використання програмного комплексу AMIC для кількісної металографії / Математичні моделі та обчислювальний експеримент в матеріалознавстві. Вип. 15: Праці Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України. – Київ: ІПМ НАНУ, 2014. – С. 35–42.
7. Шаповалов Г.Г., Імітаційне моделювання випадкової неоднорідної структури порошків. Двомірна постановка задачі. – П.: Металлургия, 1997. – 201 с.
8. Шыберко В.В. Прогнозирование структурных характеристик порошковых материалов с помощью 3D моделирования / В.В. Шыберко, В.Д. Рудь, А.Ю. Повстяной // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка: материалы 9-ого Международного симпозиума (г. Минск, Беларусь, 2-10 апреля 2015 г.) / Нац. акад. наук Беларуси [и др.]; редкол.: профессора, член-корреспондента НАН Беларуси А.Ф. Ильющенко (гл. ред.) [и др.] – Минск: Белорусская наука, 2014. – С. 231–-238.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© В. Д. Рудь, В. В. Шиберко, В. Б. Сидоренко

УДК 62-91

В. І. Савуляк, О. В. Поступайло, О. В. Шаповалова
Вінницький національний технічний університет, Вінниця, Україна

ТЕРМОДИНАМІКА УТВОРЕННЯ СПОЛУК ПІД ЧАС ЛЕГУВАННЯ РОЗПЛАВУ СИСТЕМИ Fe-Cr-Ni-Si-C-O МАНГАНОМ

У статті запропоновано алгоритм визначення пріоритетності перебігу процесів утворення сполук у ванні рідкого металу системи Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O. Встановлено, що манган суттєво впливає на кількість та склад кінцевих продуктів в системі.

Ключові слова: *термодинамічний потенціал, надійність, довговічність, моделювання.*
Рис. 2. Форм. 1. Літ. 7.

В. И. Савуляк, О. В. Поступайло, О. В. Шаповалова

ТЕРМОДИНАМИКА ОБРАЗОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ РАСПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-Cr-Ni-Si-C-O МАНГАНОМ

В статье предложен алгоритм определения приоритетности прохождения процессов образования соединений в ванне жидкого металла системы Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O. Установлено, что марганец существенно влияет на количество и состав конечных продуктов в системе.

Ключевые слова: *термодинамический потенциал, надежность, долговечность, моделирование.*

V. I. Savulyak, O. V. Postupailo, O. V. Shapovalova

THERMODYNAMIC FORMATION OF COMPOUNDS UPON ALLOYING MELTS SYSTEM Fe-Cr-Ni-Si-C-O By MAGNESIUM

The article suggests algorithm for determining priority of processes formation of compounds in a bath of liquid metal system Fe-Cr-Ni-Si-Mn-CO. Established that manganese has a significantly affects on the number and composition of the final product in the system.

Keywords: *thermodynamic potential, reliability, durability, simulation.*

Вирішення проблеми підвищення надійності, довговічності та зносостійкості деталей машин, конструкцій та інструменту уже довгий час продовжує залишатись одним із найважливіших завдань у галузі машинобудування та матеріалообробки. Адже саме підвищення працездатності машин та обладнання дозволить скоротити витрати металу, підвищити продуктивність праці, знизити простій обладнання, викликаний необхідністю ремонту, а, отже, буде сприяти збереженню трудових та матеріальних ресурсів. Цій проблемі присвячено сотні наукових робіт, але прогрес у сучасній техніці, необхідність експлуатації в екстремальних умовах, при підвищених швидкостях, тисках та навантаженнях, потребують нових досліджень та розробок, які дозволять створити нові матеріали, синтезувати зносостійкі покриття з якісно новими властивостями та експлуатаційними характеристиками та якісно змінити з’єднання різноманітних конструкцій, деталей, тощо.

Найбільш поширеними конструкційними матеріалами продовжують залишатись залізовуглецеві сплави, оскільки їх використання забезпечує значний ресурс роботи при досить помірних економічних затратах. Та в умовах інтенсивного зношування, де за значну більшість експлуатаційних характеристик несе відповідальність поверхневий шар, виникає потреба у використанні композиційних, дисперсно зміцнених матеріалів високотвердими сполуками.

Для досягнення необхідних властивостей, металеві сплави легують, синтезують зносостійкі матеріали та покриття, піддають хіміко-термічній обробці, використовують при зварюванні та наплавленні леговані електроди та дроти, тобто всі ці технологічні прийоми спрямовані на внесення у сплав комплексу певних хімічних елементів [1], а сплави практично завжди є багатокомпонентними системами. При цьому службове призначення деталі та її робочих поверхонь вимагають створення визначеного комплексу фаз та структури. За принципом Шарпі тверді включення повинні бути оточені пластичною зв’язкою, а взаємодія між ними повинна мати певні властивості, які забезпечать адаптивність матеріалу до умов експлуатації. Тобто рівень стабільності (метастабільності, нестабільності) фаз такого композиту повинен забезпечити цю адаптивність, а пріоритетність реакцій утворення сполук у твердому стані має бути прогнозованою. Для визначення складу таких багатокомпонентних сплавів потрібна розрахункова модель, що могла б забезпечити достатньо достовірний прогноз пріоритетності перебігу необхідних реакцій. Відсутність такої моделі призводить до зайвих матеріальних та трудових

© В .І. Савуляк, О. В. Поступайло, О. В. Шаповалова

затрат та не дозволяє з упевненістю прогнозувати структуроутворення у реальних сплавах за певних умов, а, отже, неможливо забезпечити ті чи інші необхідні механічні та експлуатаційні характеристики сплаву, покриття чи зварного шва.

Це пов'язано з тим, що врахувати усі фактори, які мають вплив на ванну рідкого металу у процесі зварювання чи наплавлення, вкрай важко. Адже окрім високої температури дуги та самого розплаву необхідно врахувати термодинамічні фактори, а також кінетику процесів, тобто швидкість і механізм хімічних реакцій.

Першим звернув увагу на багатокомпонентні системи з точки зору термодинаміки П. Жандрель [2], який розпочав свої дослідження з системи Fe – C – O, а продовжив на складніших системах. Ним розпочато дослідження впливу розчиненого кисню на розчинність та термодинамічну активність вуглецю в фазах чавунів і сталей, у своїх дослідженнях він стверджував, що під час виплавляння сталі вуглець слугує сильним розкислювачем металу [3]. Реакцію розкислення [C] + [O] = CO описують рівнянням $a_c + a_0 = const$, де вказані константи (a – активність вуглецю та кисню відповідно) дуже залежать від тиску.

В подальшому у працях А. О. Жукова та В. І. Савуляка [4,5] було описано вплив вуглецю та кисню через коефіцієнти активності твердих розчинів та зроблено висновки, що кисень зменшує коефіцієнт активності вуглецю, тобто підвищує його розчинність.

Виявити основні хімічні реакції, встановити вірогідність передбачуваного масообміну та його спрямованість можна за допомогою термодинамічного аналізу. Основним параметром, що визначає рівновагу у системі і здатність хімічної реакції до її розвитку, за прийнятих умов проведення процесу, є величина зміни термодинамічного (ізобарно-ізотермічного) потенціалу ΔGT^0 (потенціал Гіббса) [6] . З огляду на елементи, присутні у ванні рідкого металу системи Fe-Cr-Ni-Si-C-O (сталі типу 45НХ) при зварюванні чи наплавленні, досліджено температурну залежність зміни енергії Гіббса від взаємодії цієї системи зі значною кількістю легувального елементу (Mn). Манган, як легувальний елемент (тобто більше 0,8%), додається до сталей для підвищення ударної в'язкості та пластичності.

Розрахунок потенціалу Гіббса проводили методом абсолютних ентропій за формулою:

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_{298}^0 - 2{,}302\Delta aT\lg T - \tfrac{1}{2}\Delta bT^2 - \tfrac{1}{6}\Delta cT^3 - \tfrac{1}{2}\Delta dT^{-1} + I_1T - I_2, \qquad (1)$$

де ΔH_{298}^0 — ентальпія утворення сполуки за стандартних умов, кДж/моль;

T — температура, К;

Δa, Δb, Δc, Δd — коефіцієнти у рівнянні температурної залежності зміни теплоємності системи;

I_1, I_2 — константи інтегрування.

Значення коефіцієнтів та величин, що входять у рівняння, наведені за даними [7]. Розглядався температурний інтервал від 500 до 1600 ^{0}C, в якому досліджувалась зміна вільної енергії Гіббса. В подальшому дослідженні розглянуті процеси, які відбуваються в новоутвореній системі Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O, розплавленій електричною дугою. Внаслідок дії дуги в розплаві значно прискорюється масоперенесення компонентів системи та збільшується ймовірність наближення елементів на необхідну відстань, що дозволяє утворити відповідні сполуки. Тобто, у цьому випадку кінетичні фактори у відношенні до швидкості протікання тих чи інших реакцій стають другорядними. На перший план виходять процеси масопереносу та термодинамічні стимули утворення сполук.

Розглянемо пріоритетність утворення хімічних сполук у окресленій вище системі за умови другорядності кінетичних факторів.

За формулою 1 розрахунку ізобарно-ізотермічних потенціалів, було побудовано графіки їх залежності від температури (на рисунку 1 наведено приклад побудови графіку зміни потенціалу можливих реакцій системи метал-оксиген).

© В .І. Савуляк, О. В. Поступайло, О. В. Шаповалова

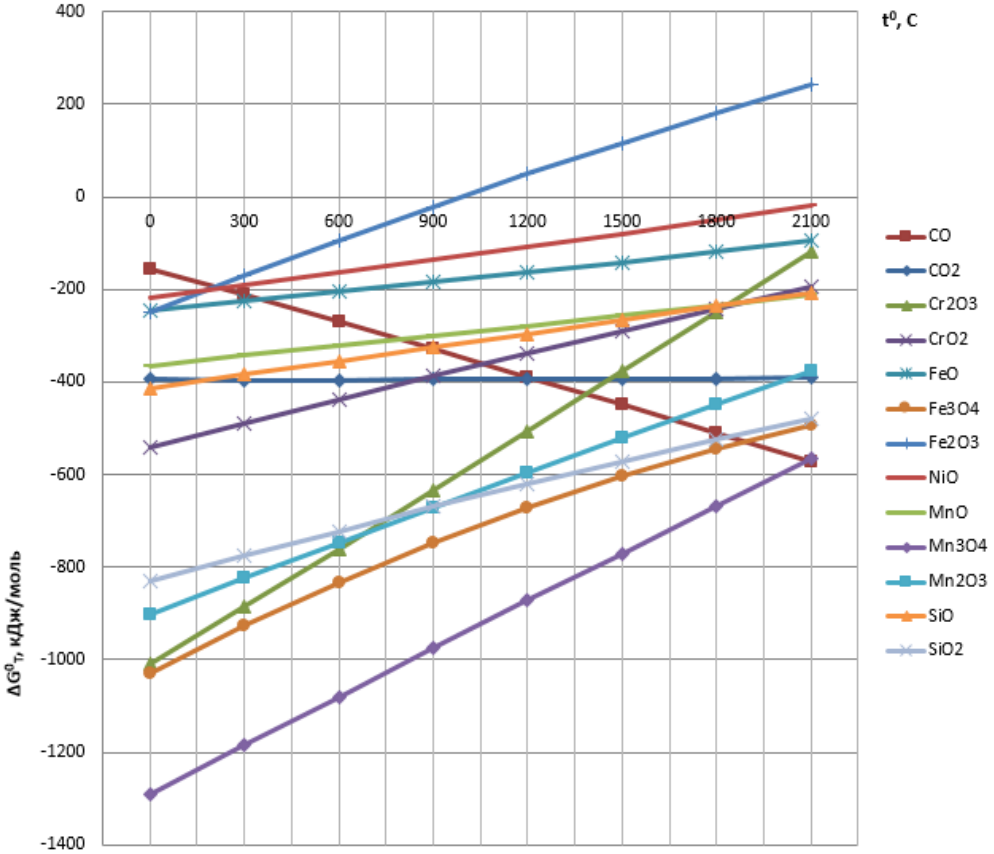


Рис. 1. **Зміна потенціалу Гіббса для реакцій системи метал-оксиген**
[авторська розробка]

Для зручності побудовані графіки розділені за системами (метал-оксиген, метал-вуглець, карбід-оксиген, оксиди-метал та інші). Наступним кроком було визначення пріоритетності реакцій утворення простих карбідів та простих оксидів (тобто тих, які утворились у результаті взаємодії простих речовин). Для цього використовували підхід, за яким пріоритетними вважають реакції, які під час проходження зменшують внутрішню енергію Гіббса на найбільшу величину у заданому інтервалі температур. Після цього побудовано графіки зміни потенціалу Гіббса для реакцій, складовими яких є новоутворені прості сполуки.

Аналіз графіків зміни потенціалу Гіббса у температурному інтервалі, що вивчається, дає змогу виокремити найбільш імовірні реакції компонентів системи. Крім того, потрібно враховувати послідовність утворення складних хімічних сполук, тобто утворенню складної сполуки повинно передувати утворення більш простої.

Пріоритетні реакції, визначені на етапі аналізу графіків зміни ізобарно-ізотермічного потенціалу, автори пропонують розглядати на моделі перебігу хімічних реакцій у розплаві, яка представлена у вигляді схеми (рисунок 2). Дана модель дає змогу визначити послідовність та імовірність перебігу хімічних реакцій і, як наслідок, існування сполук у системі Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O після кристалізації.

На схемі (рис.2) зображено послідовність перебігу хімічних реакцій (зліва направо), тобто реакції праворуч можливі лише за умови утворення первинних сполук чи наявності простих речовин (в лівій частині схеми). Лініями показано взаємодію сполук та результат їх реакцій, причому напрями реакцій можуть відбуватися за схемами, показаними на рисунку 2 а.

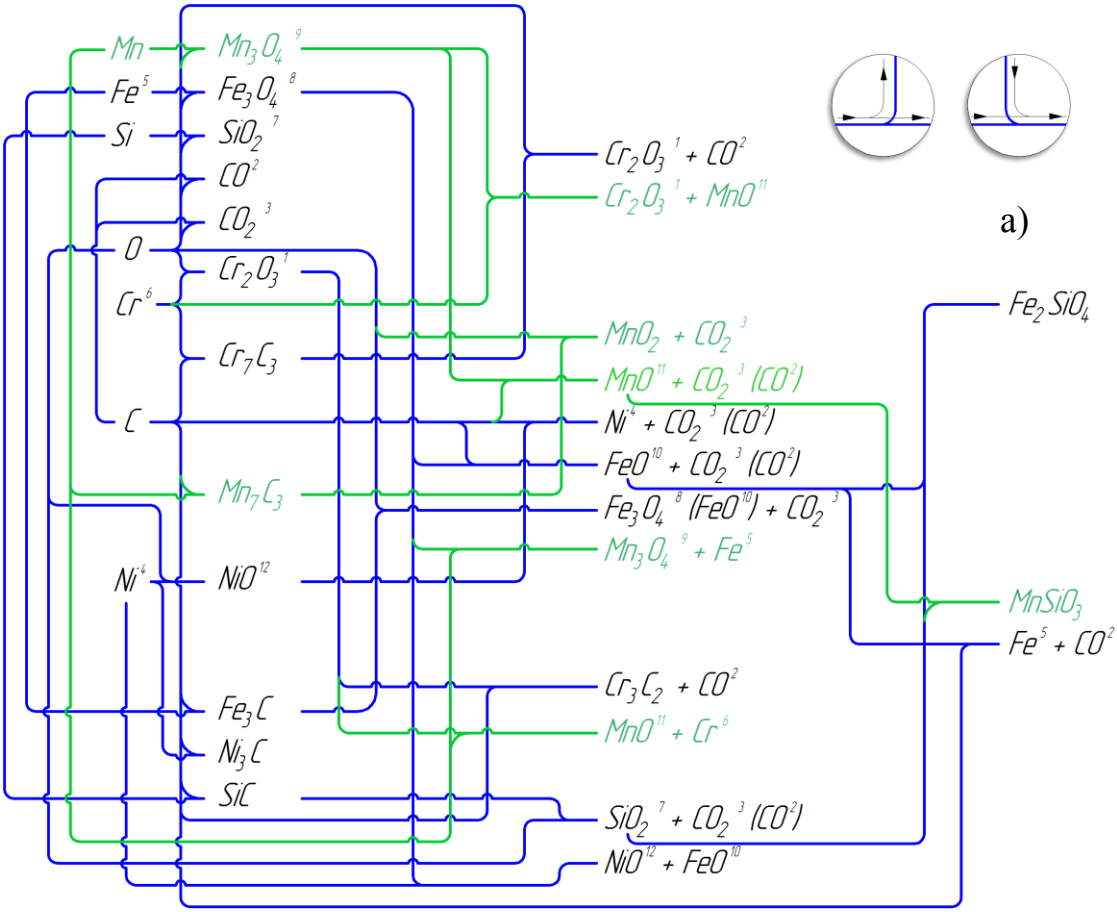


Рис. 2. **Модель перебігу та утворення сполук у системі Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O в умовах існування рідкої ванни металу** [авторська розробка]

Крім того, чим вище на схемі знаходяться компоненти, тим більша імовірність їх взаємодії (модель не має жодної сполуки, яка б мала однакову імовірність проходження реакції). Деякі реакції, показані правої частини моделі можуть утворювати прості оксиди, прості карбіди чи прості речовини, які слугуватимуть вхідними елементами нових перетворень, але щоб не перевантажувати схему, такі взаємозамінні речовини позначаються цифрами степеня (для прикладу карбід хрому [Cr_7C_3] при взаємодії з вуглецем [C] утворюватиме оксид хрому [Cr_2O_3], який також утворюється у результаті попередніх реакцій).

Вплив мангану на новоутворену систему у ванні розплаву Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O, з точки зору взаємодії компонентів, виділено на рисунку 2. Як можна спостерігати, наявність вільного мангану сприяє утворенню нових сполук і, як наслідок, змінює співвідношення кінцевих продуктів. Найбільш імовірна реакція в цій системі – це окислення мангану ($3Mn+2O_2=Mn_3O_4$) і з дещо меншою імовірністю відбувається утворення карбіду ($7Mn+3C=Mn_7C_3$). При взаємодії оксиду мангану (Mn_3O_4) з вільним хромом відбудеться реакція $3/2Mn_3O_4+Cr=1/2Cr_2O_3+3MnO$, а при взаємодії з вуглецем найбільш імовірною реакцією буде $2Mn_3O_4+C=6MnO+CO_2$ та $Mn_3O_4+C=3MnO+CO$. При наявності вільного мангану Cr_2O_3 відновиться з утворенням MnO. Оксид заліза Fe_3O_4 на рівні з вуглецем міг би реагувати з манганом з утворенням чистого заліза та Mn_3O_4, але імовірність цього процесу є низькою у зв'язку з тим, що манган уже вступив у взаємодію з іншими компонентами. Оксид хрому при взаємодії з манганом буде відновлюватись $1/3Cr_2O_3+Mn=MnO+2/3Cr$. Оксид-кремнію (SiO_2) вступатиме в реакцію з оксидами мангану ($MnO+SiO_2=MnSiO_3$) з урахуванням концентраційного бар'єру. При взаємодії карбіду мангану (Mn_7C_3) з киснем відбуваються реакції $1/3Mn_7C_3+10/3O_2=7/3MnO_2+CO_2$ та $1/3Mn_7C_3+13/6O_2=7/3MnO+CO_2$. Оксиди, які не відновилися, будуть виштовхнуті назовні рідкої ванни за рахунок своєї густини.

Аналогічно до розглянутих реакцій взаємодії мангану зі сполуками, використовуючи створену модель, можна описати пріоритетні реакції системи Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O. Крім того,

використовуючи викладений вище принцип побудови моделі перебігу реакцій системи, можливо створити модель будь-якої системи взаємодії компонентів рідкої ванни металу.

Висновки:

1. Запропонований алгоритм визначення пріоритетності перебігу процесів утворення сполук у ванні рідкого металу системи Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O .
2. Встановлено, що манган має позитивний вплив на кількість та склад кінцевих продуктів в системі Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O. Ланцюжок послідовних реакцій за участі мангану дозволяє забезпечити підвищену кількість карбідів хрому в сплаві.
3. Створена модель дає змогу прогнозувати та керувати перебігом хімічних реакцій в системі Fe-Cr-Ni-Si-Mn-C-O.

1. Меськин В.С. Основы легирования стали / С.В. Меськин – СПб: СПбГИТМО (ТУ). – 2002. – 236 с.
2. Gendrel P. Memoires scietifiques de Revue Metallurgie. / P. Gendrel // V. 60—1963, №4. — P. 293–315; №5. — P. 377–396; №6. — P.458–475.
3. Gendrel P. Etude de la solubilite du carbone dans Paustenite par diffractometrie de rayons X. / P. Gendrel, Ch. Crussard, L. Jacdue //Comptes Rendus de l'Academic des sciences (Paris). Séance du 8 janvier. — 1962. — V. 254, №2. — P. 276–278.
4. Савуляк В.І. Побудова та аналіз моделей металевих сплавів / В.І. Савуляк А.А. Жуков, Г.О. Чорна // Вінниця: Універсум. — 1999. — 200 с.
5. Савуляк В.И. Роль кислорода в формировании свойств поверхностных слоев Fe – C сплавов, подвергаемых трению и изнашиванию. / В.И. Савуляк // Проблемы трибологии. — Хмельницкий. — 2000. — №3. — С.27–29.
6. Голубец В.М. Износостойкие покрытия из эвтектики на основе Fe–Mn–C–B / В.М. Голубец, В.И. Пашечко, // Киев: Наук. думка, 1989 – 160с.
7. Верятин У.Д. Термодинамические свойства неорганических веществ. Справочник / У.Д. Верятин, В.П. Маширев, Н.Г. Рябцев, В.И. Тарасов, Б.Д. Рогозкин, И.В. Коробов // Москва: Атомиздат – 1965 – 461с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© В .І. Савуляк, О. В. Поступайло, О. В. Шаповалова

УДК 614.84

О.Л. Садова, І.В. Боярська, В.П. Кашицький
Луцький національний технічний університет, Україна

ДОСЛІДЖЕННЯ КОРОЗІЙНОЇ ТА АТМОСФЕРНОЇ СТІЙКОСТІ ЕПОКСИКОМПОЗИТНИХ ТРИБОМАТЕРІАЛІВ

В статті приведено результати досліджень процесів поглинання епоксикомпозитами води та гліцерину, їх корозійної та атмосферної стійкості. Незначні зміни маси зразків вказують на їх досить високу корозійну стійкість в розведених кислотах та стійкість до атмосферних умов.

Ключові слова: *епоксикомпозитний матеріал, термічна обробка, фрактограма зламу, поглинання, антикорозійна стійкість, корозія, атмосферна стійкість.*

Рис. 1. Табл. 4. Літ. 4.

О.Л. Садова, И.В. Боярская, В.П. Кашицкий

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ И АТМОСФЕРНОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ЭПОКСИКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В статье приведены результаты исследований процессов поглощения эпоксикомпозитами воды и глицерина, их коррозионной и атмосферной устойчивости. Незначительные изменения массы образцов указывают на их достаточно высокую коррозионную стойкость в разбавленных кислотах и устойчивость к атмосферным условиям.

Ключевые слова: *епоксикомпозитний материал, термическая обработка, фрактограма излома, поглощение, антикоррозийная устойчивость, коррозия, атмосферная устойчивость.*

O.L. Sadova, I.V. Boiarska, V.P. Kashytskyy

RESHERCH CORROSION AND ATMOSPHERIC STABILITY OF EPOXY COMPOSITE TRIBOMATERIALS

The article presents the results of research of the absorption processes of water and glycerin by epoxy composites, their corrosion and atmospheric stability. Minor changes of masse of the samples indicate that they are sufficiently high corrosion resistance in dilute acids and resistance to weather conditions.

Keywords: *epoksykompozytnyy material, heat treatment, fraktohrama breakdown, absorption, corrosion resistance, corrosion, atmospheric stability.*

Термін служби машин та механізмів в значній мірі залежить від надійності роботи вузлів тертя, на відновлення яких потрібні значні матеріальні ресурси. Застосування полімерів в галузі триботехніки дозволяє підвищити корозійну стійкість вузла тертя та знизити його масу, а також відмовитись від використання рідких мастильних матеріалів.

Актуальним напрямком є розробка композитних трибоматеріалів на основі полімерних в’яжучих, зокрема на основі епоксидних олігомерів. Дані реактопласти мають високу адгезію до більшості матеріалів, високу механічну міцність та хімічну стійкість, малу усадку і водопоглинання. Введення металевих наповнювачів підвищує механічні характеристики епоксикомпозитних матеріалів (ЕКМ), однак при цьому відбувається зміна корозійної стійкості [1, 2].

Метою дослідження було експериментально визначити хімічну стійкість ЕКМ в різних робочих та хімічних середовищах: води, гліцерину, розчинів натрій хлориду, натрій гідроксиду, хлоридної, сульфатної та нітратної кислот, а також встановити атмосферну стійкість.

Для дослідження процесів поглинання, антикорозійної стійкості та кліматичного впливу було сформовано під різним тиском зразки з епоксикомпозитних матеріалів (табл. 1), для яких проведено попередню та основну термічну обробку [3].

Корозійну стійкість отриманих матеріалів визначали шляхом занурення зразків у воду, гліцерин, а також 10%-ні розчини H_2SO_4, HNO_3, HCl, NaCl, NaOH [4]. Розмір зразків становив 60×10×10 мм. Зразки зважували до і після витримки в агресивному середовищі на аналітичних вагах марки ВЛР – 200 з точністю до 0,0001 г.

Процес дослідження полягав у зануренні зразків у колбу з 50 мл досліджуваного розчину. Через певний проміжок часу (24, 68, 120 год) зразки виймали та поміщали поміщають у сушильну шафу з паперовий фільтром при температурі 80…100°С. Після зважування зразки поміщали у колбу для подальших досліджень. Повторення досліду виконувалось необхідну кількість разів до досягнення максимальної зміни маси.

© О.Л. Садова, І.В. Боярська, В.П. Кашицький

Дослідження атмосферного впливу проводили шляхом розміщення зразків в природніх умовах протягом 30 днів.

Зміну маси зразків визначали за формулою:

$$x = \frac{(m_a) - m_o}{m_0} \cdot 100\%$$

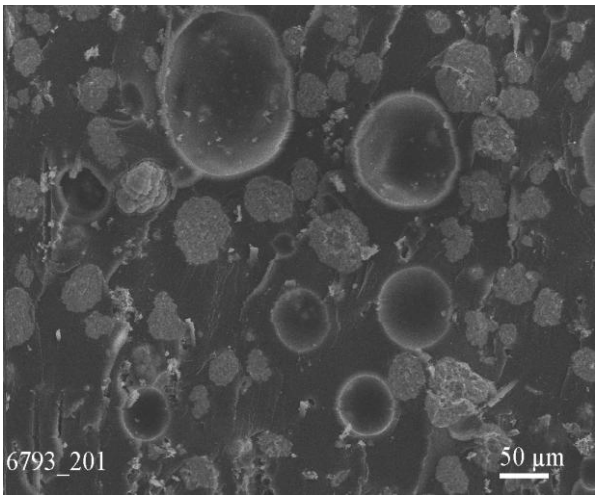
де m_o – початкова маса зразка, мг;
m_a – маса після експозиції у розчині, мг.

Для епоксикомпозитів № 1 та № 2 досліджено поверхні зламу. З фрактограм (рис. 1) видно, що поверхні зламу є майже рівними, оскільки на них відсутні різкі перепади рельєфу. Через наявність незначних виступів на поверхні можна припустити, що розвиток тріщини проходить біля границь розділу волокон із матрицею. Це можна пояснити вищою когезійною міцністю вуглецевого волокна, ніж адгезійної міцності полімерної матриці з останнім.

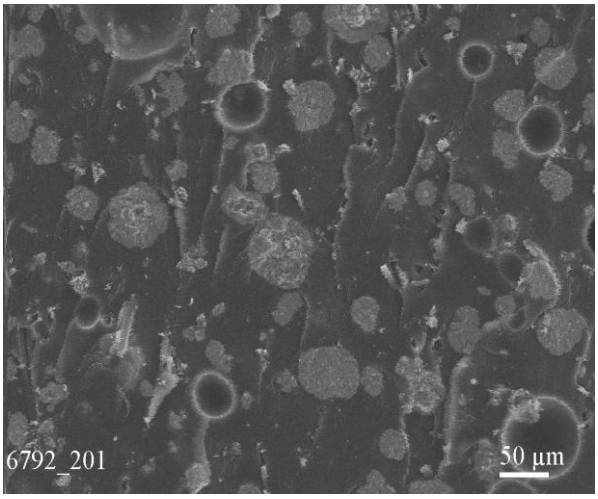
Таблиця 1. **Склад епоксикомпозитних матеріалів**

№ зразка	Наповнювач	Вміст наповнювача, мас. ч.	Тиск пресування P, МПа
1	CuO	100	150
	Cu	16	
	вуглецеве волокно	2	
2	CuO	100	300
	Cu	16	
	вуглецеве волокно	2	
3	CuO	150	300
	Cu	16	
	вуглецеве волокно	2	

Паралельність ліній сколювання на поверхнях вказує на рівномірний розподіл залишкових напружень в ЕКМ. Припускаємо, що їх рівномірний розподіл в матеріалі забезпечує проведення



а



б

Рис. 1. **Фрактограми зламу ЕКМ, сформованого під тисками 150 МПа (а) та 300 МПа (б)**

попередньої термічної обробки перед основною, оскільки формування під тиском збільшує значення даної характеристики.

Злам проходить по ділянках з наявністю мікропор в матеріалах, тобто де затрачається менша робота на руйнування. Отже, для розробленого ЕКМ характерний крихкий вид руйнування, що вказує на невисоку в'язкість.

З фрактограм зламу видно, що в матеріалі, сформованому під тиском 150 МПа розмір мікропор становить 40…150 мкм, а під тиском 300 МПа – 25…100 мкм. Отже, вищий тиск пресування зменшує кількість пор та їх розмір у високонаповненій полімеркомпозиційній системі,

чим підвищує її міцність, що важливо для матеріалів конструкційного та триботехнічного призначення.

Дослідження процесів поглинання епоксикомпозитами води та гліцерину подано в табл. 2. Результати показали, що розроблені матеріали здатні поглинати дані речовини. Матеріал наповнений 100 мас. ч. оксиду міді має нижчі показники водопоглинання при вищому тиску формування (300 МПа), що пояснюється наявністю меншої кількості мікропор. Найнижчі значення даної характеристики спостерігається при вищому ступені наповнення епоксисистеми (150 мас. ч. CuO).

Показники поглинання ЕКМ гліцерину є протилежними до водопоглинання. Мале поглинання гліцерину спостерігається для зразка з нижчими тиском формування та ступенем наповнення епоксисистеми, а найбільше – з вищим тиском та ступенем наповнення. Отримані результати можна пояснити наступним чином. Оскільки гліцерин є в'язким, то відбувається його втримування в мікропорах щільнішого матеріалу (150 мас. ч. оксиду міді, тиск пресування 300 МПа) за рахунок виникнення сил поверхневого натягу. Гліцерин сильніше взаємодіє із твердим тілом, ніж з повітрям, тому відбувається змочування ЕКМ даною речовиною. Для матеріалу з більшими розмірами мікропор (рис. 1) можливе витікання гліцерину з останніх (через нижчий тиск формування 150 МПа), що зменшує поглинання. При цьому зовнішній вигляд епоксикомпозитних зразків не змінився.

Таблиця 2. **Результати досліджень поглинання ЕКМ води та гліцерину**

№ зразка	Середовище занурення ЕКМ	
	вода	гліцерин
1	+0,240	+0,089
2	+0,215	+0,195
3	+0,041	+1,126

Для ЕКМ сформованого під нижчим тиском (зразок № 1) отримано кращі результати антикорозійної стійкості (табл. 3), що пояснюється наступним чином. Після дослідження зразки промиваються водою для видалення продуктів корозії. Однак виникають труднощі при видаленні продуктів корозії із матеріалу, сформованому при вищому тиску пресування через менші розміри мікропор, де вони залишаються, що впливає на розрахунки антикорозійної стійкості. Відповідно для матеріалу, сформованому при нижчому тиску, де розміри пор є більшими, продукти корозії видаляються значно легше.

Таблиця 3. **Антикорозійна стійкість епоксикомпозитних матеріалів**

№ зразка	Антикорозійна стійкість ЕКМ				
	HNO_3	HCl	NaCl	H_2SO_4	NaOH
1	-1,436	-1,395	+0,289	-1,453	+0,163
2	-1,689	-1,559	+0,535	-1,853	+0,582

При зануренні епоксикомпозитів в розчини кислот відбувається зниження маси зразків, що пов'язано із розчиненням і вимиванням матеріалу. Збільшення маси зразків спостерігається при їх зануренні в розчини солі (NaCl) та основи (NaOH). При цьому поверхня епоксикомпозитів покривається продуктами корозії, що призводить до збільшення маси.

Дослідження впливу атмосферної стійкості на ЕКМ подано в табл. 4.

Таблиця 4. **Вплив атмосферних умов на стійкість епоксикомпозитів**

№ зразка	попередня ТО	Кліматичний вплив
1	–	+0,156
	+	+0,082
2	–	+0,106
	+	+0,044
3	–	+0,079
	+	+0,041

Дослідження кліматичного впливу показали, що полімеркомпозити при дії атмосферних умов насичуються вологою, що підтверджується попередніми результатами на їх здатність до

водопоглинання (див. табл. 2). З табл. 4 видно, що вищу атмосферну стійкість має ЕКМ з вмістом 100 мас. ч. оксиду міді при формуванні під тиском 300 МПа порівняно із тиском 150 МПа на 32,1%. Це можна пояснити вищим ступенем зшивання системи та наявністю меншої кількості мікропор. Отримані результати показали, що для розроблених епоксикомпозитів попередня термічна обробка покращує їх атмосферну стійкість в два рази. Найкращі показники даної характеристики (+0,041) має матеріал з вищим ступенем наповнення епоксисистеми (150 мас. ч. оксиду міді) сформований під тиском 300 МПа, які на 8,9% є вищими порівняно із отриманими значеннями аналогічно сформованого матеріалу з вмістом оксиду міді 100 мас. ч.

Отже, розроблені ЕКМ здатні поглинати воду та гліцерин; характеризуються досить високою хімічною стійкістю; стійкі до незначних перепадів температур та атмосферних умов, що дозволяє використовувати дані матеріали в якості матеріалів триботехнічного призначення.

1. Садова О. Л. Дослідження корозійної стійкості епоксикомпозитів триботехнічного призначення / О. Л. Садова, В. П. Кашицький // Нові матеріали і технології в машинобудуванні: матеріали VI науково-технічної конференції, 20-21 травня 2014 р. – Київ: НТУУ „КПІ”, 2014. – С. 102-104.

2. Садовая О. Л. Технологические аспекты обеспечения конструкционной устойчивости эпоксикомпозитов триботехнического назначения / О. Л. Садовая, В. П. Кашицкий, П. П. Савчук // Порошковая металлургия: современное состояние и будуще, 22-25 апреля 2014 г. – Київ. – 2014. – С. 75.

3. Садова О. Л. Забезпечення ефективного функціонування трибосистем при використанні полінаповнених епоксикомпозитів / О. Л. Садова, В. П. Кашицький, П. П. Савчук, О. Д. Костенко // Сучасні енергетичні установки на транспорті, технології та обладнання для їх обслуговування: матеріали 5-ої міжнародної науково-практичної конференції, 1-3 жовтня 2014 р. – Херсон: Херсонська державна морська академія, 2014. – С. 321-324.

4. Карякина М.И. Лабораторный практикум по испытанию лакокрасочных материалов и покрытий / М.И. Карякина – М.: Химия, 1977. – 234 с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© О.Л. Садова, І.В. Боярська, В.П. Кашицький

УДК 621.762.3: 537.528

О. Н. Сизоненко, Е. В. Липян, А. С. Торпаков
Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, г. Николаев, Украина

К ВОПРОСУ ОБ ОПТИМИЗАЦИИ ПАРАМЕТРОВ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВ

В работе рассмотрен вопрос оптимизации параметров высоковольтной импульсной обработки порошков за счет выявления закономерностей пространственного распределения дисперсных частиц в рабочей жидкости. Изучены особенности процесса осаждения частиц в зависимости от физических свойств порошка и жидкости. Исследовано влияние частоты следования электрических разрядов при обработке на эффективность диспергирования порошков. Показана эффективность рассматриваемого подхода для интенсификации процесса обработки порошков.

Ключевые слова: *седиментация, порошок, электрический разряд, дисперсная система.*
Форм. 2. Рис. 3. Лит. 15.

О. М. Сизоненко, Є. В. Липян, А. С. Торпаков

ДО ПИТАННЯ ПРО ОПТИМІЗАЦІЮ ПАРАМЕТРІВ ВИСОКОВОЛЬТНОЇ ІМПУЛЬСНОЇ ОБРОБКИ ПОРОШКІВ

У роботі розглянуто питання оптимізації параметрів високовольтної імпульсної обробки порошків за рахунок виявлення закономірностей просторового розподілу дисперсних частинок у робочій рідині. Вивчено особливості процесу осадження частинок у залежності від фізичних властивостей порошку і рідини. Досліджено вплив частоти проходження електричних розрядів при обробці на ефективність диспергування порошків. Показано ефективність даного підходу для інтенсифікації процесу обробки порошків.

Ключові слова: *седиментація, порошок, електричний розряд, дисперсна система.*

O. Syzonenko, Y. Lypian, A. Torpakov

ON HIGH-VOLTAGE PULSE POWDERS PROCESSING PARAMETERS OPTIMIZATION

The issue of high voltage impulse powders treatment parameters optimization by finding the regularities of spatial distribution of disperse particles is considered in present paper. Peculiarities of particles sedimentation depending on physical properties of powder and liquid are studied. The influence of electric discharges frequency during treatment on efficiency of grinding of powders is researched. The efficiency of proposed approach for intensification of powders treatment process is shown.

Key words: *sedimentation, powder, electric discharge, disperse system.*

Известно, что наиболее эффективными и экологически безопасными методами воздействия на дисперсные системы являются физические методы, которые способствуют изменению их свойств. Одним из таких методов является высоковольтный электрический разряд (ВЭР) в жидкости, который характеризуется высокой скоростью ввода энергии в канал разряда (десятки ГА/с), что приводит к возникновению электромагнитных и термических полей, волн давления в жидкости (амплитудой порядка сотен МПа), которые преобразуются в акустические с широким спектром частот, а также мощные гидропотоки и кавитацию [1–9].

Эти явления способствуют применению разрядноимпульсных технологий во многих отраслях промышленности, в частности для подготовки порошков к консолидации, поскольку позволяют влиять как на изменение геометрических размеров объекта, так и на структуру материалов с целью придания им определенных механических и физических свойств [1–6].

Анализ работ, посвященных применению высоковольтной импульсной обработки порошков, показывает, что для интенсификации воздействия применяются в основном технологические решения, такие как применение многоэлектродных систем, классификаторов, нескольких соединенных камер, изменение геометрии днища и стенок камеры, и т. п., направленные на увеличение общего количества обрабатываемого порошка или отдельной его фракции [1–9]. При этом недостаточное внимание уделено вопросу выявления закономерностей пространственного распределения частиц в камере с учетом физических свойств порошка и рабочей жидкости, что позволило бы подойти к вопросу оптимизации процесса обработки.

Цель данной работы – исследовать закономерности пространственного распределения дисперсных частиц в рабочей жидкости при электроразрядном воздействии для оптимизации параметров обработки.

© О. Н. Сизоненко, Е. В. Липян, А. С. Торпаков

В свободнодисперсных системах частицы дисперсной фазы могут свободно перемещаться по всему объему дисперсионной среды. Это общее свойство позволяет оценивать некоторые происходящие в таких системах явления с единой позиции. Для всех свободнодисперсных систем, в которых движение частиц не осложнено их агрегацией, характерны общие закономерности седиментации, а также электрокинетических и молекулярно-кинетических свойств [10].

Наиболее важным и часто применяемым для практики седиментационного анализа является уравнение (закон) Стокса. Это уравнение выражает зависимость между скоростью оседания микроскопических частиц, их размерами и плотностью, а также плотностью и вязкостью дисперсионной среды [11–13].

Скорость оседания частиц v_c в жидкости по Стоксу:

$$v_c = \frac{2(\rho_m - \rho_ж)gr^2}{9\eta}, \tag{1}$$

где $\rho_т$ – плотность частиц порошка, кг/м^3; $\rho_ж$ – плотность жидкости, кг/м^3; g – ускорение свободного падения, м/с^2; r – эквивалентный радиус частиц, м; η – динамический коэффициент вязкости жидкости, Па·с.

Значительно реже при расчете дисперсных систем используются другие уравнения для скорости оседания частиц в жидкой среде. Их отличия от закона Стокса обусловлены особым характером движения частиц, обычно свойственным грубодисперсной области, а также некоторыми особенностями объектов исследования и методики. В формуле Стокса учтены только силы сопротивления, обусловленные внутренним трением дисперсионной среды. Силу инерции среды, величина которой возрастает параллельно возрастанию скорости движения частиц и их размеров, уравнение Стокса не учитывает.

Среди попыток распространить применимость закона Стокса на область более грубодисперсных частиц следует особо отметить формулу Озеена [11–13], который видоизменил уравнение Стокса таким образом, что оно оказалось применимым в широких пределах размеров частиц. Озеен ввел в формулу Стокса дополнительный член, учитывающий динамическое (инерционное) сопротивление жидкости. Скорость оседания частиц v по Озеену:

$$v = \frac{-\frac{3\eta}{r} + \sqrt{\frac{9\eta^2}{r^2} + 3\rho_ж(\rho_m - \rho_ж)gr}}{\frac{9}{4}\rho_ж}. \tag{2}$$

Уравнение Озеена дает заметные отклонения от закона Стокса уже при размерах частиц, превышающих 50 мкм. Для случая частиц кварца размером 100 мкм величина отклонения достигает 15 % (в сторону уменьшения скорости по сравнению со стоксовской по формуле (1)) [11].

При расчетах по формуле (2) следует принять допущения, связанные с неидеальностью реальных дисперсных систем [11, 12], которые можно разделить на две группы. Допущения, сделанные при выводе уравнений: 1. Частицы изучаемой системы имеют сферическую форму. Однако можно принять, что отличие формы частиц реальных дисперсных систем от сферической не вызывает заметных отклонений в скорости оседания [11]. Таким образом, в большинстве случаев вполне допустимо использование понятия «эквивалентный размер». 2. Частицы дисперсной фазы достаточно большие по сравнению с молекулами дисперсионной среды. 3. Оседающие частицы имеют постоянную скорость; г) частицы оседают в безграничной среде, т. е. на достаточном удалении от дна и стенок сосуда. Согласно [11] учет влияния близости стенок и дна сосуда для осаждения необходим на практике лишь в случаях седиментации больших частиц в узких кюветах. 4. Оседающие частицы гладкие, т. е. не имеют шероховатости. При расчетах

допустимо использовать эквивалентные размеры частиц без учета их шероховатости [11]. 5. Движение частиц ламинарное. 6. Отсутствует скольжение между частицей и окружающей ее средой в процессе оседания. При передвижении частицы внутри реальной жидкости, обладающей определенной вязкостью, явление скольжения обычно не имеет места.

Допущения, вытекающие из специфических особенностей изучаемых объектов и влияния внешних факторов: 1. Свободнодисперсная система устойчива, т. е. не коагулирует в процессе оседания, или при взбалтывании. 2. В дисперсионной среде в процессе оседания частицы отсутствуют возмущения, в том числе конвекционные потоки, искажающие спокойное оседание отдельных частиц. 3. Оседающая частица имеет плотность, одинаковую по всему объему; 4. Изучаемая система не содержит пузырьков воздуха или газов, а также других частиц, движение которых направлено противоположно оседающим частицам изучаемой системы. 5. Температура системы постоянна, чтобы входящие в уравнение величины оставались неизменными.

При моделировании рассматривались суспензии с дисперсностью твердой фазы от 0,5 до 200 мкм. Значения плотностей и вязкостей для жидкостей и материалов порошков при 20 °С взяты по данным [15] и ГОСТ 22662-77. Динамический коэффициент вязкости для керосина марки ТС-1 по ГОСТ 10227-86 определен по значениям плотности ρ и кинематического коэффициента вязкости $\nu_в$ (принимая $\eta = \rho \cdot \nu$) [14]. Моделировалось осаждение частиц порошков титана, железа и алмаза в воде и титана, железа и карбида бора в керосине, а также частиц синтезируемых веществ, образующихся в процессе ВЭР обработки (графита, карбидов титана и железа в керосине). Частицы графита рассматривались как один из представителей аллотропных форм углерода, образующихся при ВЭР вследствие пиролиза керосина.

Основные результаты исследований. На рис. 1 приведены расчетные зависимости скорости оседания частиц в воде и керосине. От седиментационных скоростей несложно перейти к времени оседания (см. рис. 2). Полученные результаты позволяют в каждый момент времени после единичного ВЭР оценить вероятность нахождения в определенном слое рабочей жидкости частиц определенного материала, имеющих размеры в заданном размерном диапазоне. Так, в случае, когда в среде керосина находятся частицы графита размерами < 50 мкм, титана и железа размерами 200 мкм, их скорости оседания составляют 0,20, 3,81 и 5,74 см/с соответственно.

Изменение частоты следования разрядов с учетом полученных закономерностей при высоковольтной импульсной обработке позволяет управлять эффективностью воздействия на частицы порошков с точки зрения изменения их дисперсности. Например, при ВЭР обработке порошков титана и железа в керосине время оседания с высоты $h = 1$ см отличается ~ 2 раза. Очевидно, что при высоте зоны максимального давления 1 см увеличение частоты разрядов при ВЭР этих порошков в 2 раза от 0,5 до 1 Гц должно привести к более эффективному измельчению частиц титана размером 50 мкм, по сравнению с частицами железа такой же дисперсности.

Выполненное моделирование осаждения частиц порошков позволило высказать гипотезу, что для повышения эффективности высоковольтной импульсной обработки порошков необходимо обеспечить наличие обрабатываемых частиц порошков в зоне максимального давления волны сжатия (перпендикулярной плоскости канала разряда [9]). Установление частоты следования разрядов при ВЭР в соответствии с временем оседания частиц определенной дисперсности должно обеспечить условия максимального воздействия волн сжатия на порошок.

Для проверки данной гипотезы было проведено экспериментальное исследование связи частоты следования электрических разрядов и эффективности диспергирования порошков на примере ВЭР обработки порошка титана в керосине. Предварительно выполненный ситовый анализ показал, что размеры частиц исходного порошка находятся в диапазоне от 100 до 160 мкм (см. рис. 3, столбик 1). Расчетное время осаждения частиц исходного порошка титана в керосине от поверхности рабочей жидкости до зоны максимального давления волны сжатия в разрядной камере составляет 3 с (см. рис. 2). Соответственно частота следования импульсов согласно теоретическим исследованиям, описанных выше, должна составлять $f = 1 / t = 1/3 = 0{,}3$ Гц.

Параметры обработки были выбраны в соответствии с [9]: напряжение 50 кВ и удельная энергия обработки 15 МДж/кг. Частота при этом варьировалась за счет скорости зарядки накопителя и составила 0,07; 0,3 и 1,3 Гц. После ВЭР обработки полученный порошок

высушивался и производился повторный ситовый анализ.

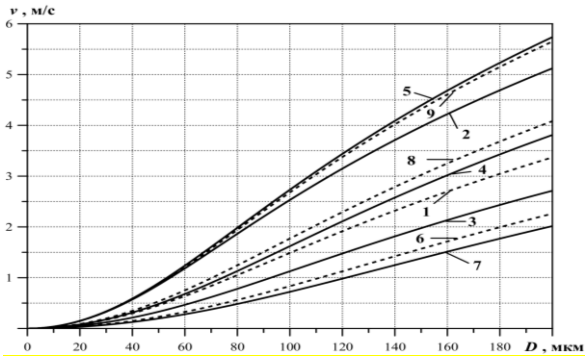


Рис. 1. **Расчетные зависимости скорости оседания частиц от в жидкости их размеров:** *1* – титан в воде; *2* – железо в воде; *3* – алмаз в воде; *4* – титан в керосине; *5* – железо в керосине; *6* – карбид бора B_4C в керосине; *7* – графит в керосине; *8* – карбид титана TiC в керосине; *9* – карбид железа Fe_3C в керосине

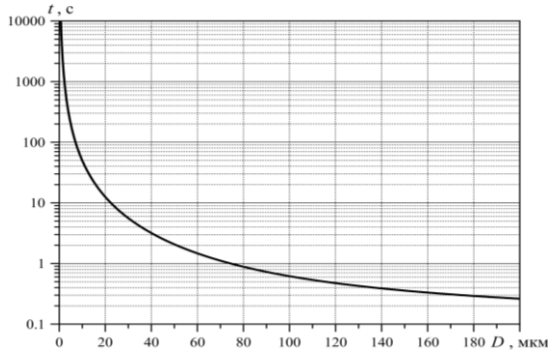


Рис. 2. **Расчетная зависимость времени оседания частиц порошка титана в керосине с высоты 1 см от их размера**

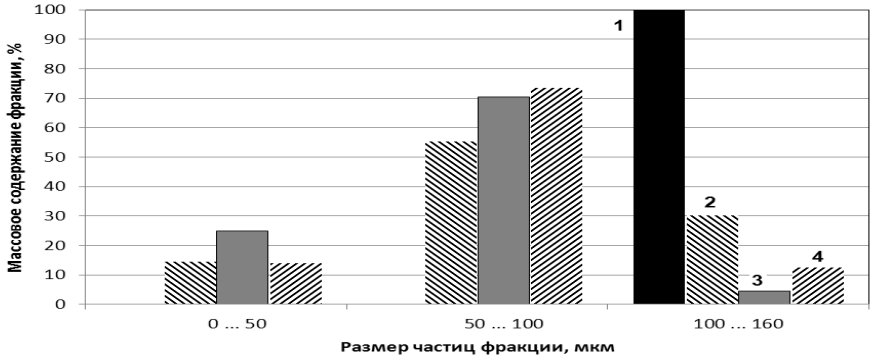


Рис. 3. **Распределение по размерам частиц порошка титана до и после воздействия ВЭР:** *1* **– исходный порошок**; *2* – **после ВЭР, *f* = 0,07 Гц;** *3* – **после ВЭР, *f* = 0,3 Гц;** *4* – **после ВЭР, *f* = 1,3 Гц**

Обработка с частотой $f = 0{,}3$ Гц привела к измельчению порошка – содержание частиц начального размера (от 100 до 160 мкм) не превышает 5 %. При этом количество мелкой фракции (< 50 мкм) было наибольшим для всех обработок – 25 %. Соответственно содержание фракции, средней по размеру (от 50 до 100 мкм), составило 70 % (см. рис. 3, столбики 3).

Повышение частоты обработки до $f = 1{,}3$ Гц также привело к измельчению порошка, однако в результате воздействия осталось значительное количество частиц начальных размеров – до 12,5 %. Содержание порошка среднего и мелкого размеров составляет 73,5 % и 14 % соответственно (см. рис. 3, столбики 2).

При понижении частоты до $f = 0{,}3$ Гц количество частиц начального размера составило ~ 30 %. При этом мелкая фракция порошка, как и в случае с обработкой при повышенной частоте ($f = 1{,}3$ Гц), составила ~ 14 %. Средняя по размерам фракция составила соответственно 56 % (см. рис. 2, столбики 4).

Таким образом, определение частоты обработки порошкового материала методом седиментационного анализа позволяет повысить эффективность воздействия на частицы порошков с точки зрения изменения их дисперсности.

Выводы. На основе моделирования осаждения частиц порошков установлены закономерности пространственного распределения дисперсных частиц в рабочей жидкости в

зависимости от материала порошка, его дисперсности и типа жидкости.

Экспериментально установлено, что для повышения эффективности высоковольтной импульсной обработки порошков необходимо обеспечить наличие обрабатываемых частиц порошков в зоне экваториального пикового давления волны сжатия.

Установлено, что корреляция частоты следования разрядов при ВЭР с временем оседания частиц обеспечивает условия максимального воздействия волн сжатия на порошок и позволяет управлять эффективностью воздействия на частицы порошков с точки зрения изменения их дисперсности.

1. Алимов Л. Ф. Использование энергии электрического разряда для дробления, бурения скальных пород и производства строительных материалов / Л. Ф. Алимов, Л. Ф. Климов. – Л.: Изд-во ЛВКУ ЖДВ и ВОСО им. М. В. Фрунзе, 1975. – 248 с.
2. Разрядноимпульсная технология обработки минеральных сред / Г. Н. Гаврилов, Г. Г. Горовенко, П. П. Малюшевский, А. Г. Рябинин. – К.: Наукова думка, 1979. – 163 с.
3. Курец В. И. Электроимпульсная дезинтеграция материалов / В. И. Курец, А. Ф. Усов, В. А. Цукерман. – Апатиты: Изд-во Кольского научного центра РАН, 2002. – 324 с.
4. Бакуль В. Н. Способ дробления сверхтвердых материалов / В. Н. Бакуль, Ю. И. Никитин // Электронная обработка материалов. – 1976. – Вып. 2. – С. 18–22.
5. Юткин Л. А. Электрогидравлический эффект и его применение в промышленности / Л. А. Юткин. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1986. – 253 с.
6. Deves R. Electrical Discharge Machining and Surface Alloying. The Process, Parameters and State of Play / R. Deves, D. Aspimvall, J. Simao, H. G. Lee // Materials World. – 2003. – Vol. 11, № 5. – P. 16–18.
7. Наугольных К. А. Электрические разряды в воде / К. А. Наугольных, Н. А. Рой. – М.: Наука, 1971. – 155 с.
8. Пат. 90690 Україна, МПК (2006) B02C 19/18. Установка електророзрядна для дезінтеграції металургійного кремнію / Різун А. Р., Голень Ю. В., Денисюк Т. Д. [та ін.]; заявник і патентовласник Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України. – № u201314253; заявл. 06.12.13; опубл. 10.06.14, Бюл. № 11.
9. Пат. 98520 Україна, МПК (2006) B02C 19/18, B22F 9/14. Спосіб одержання тонкодисперсних металевих порошків / Сизоненко О. М., Тафтай Е. І., Райченко О. І. [та ін.]; заявник і патентовласник Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України. – № a201008652; заявл. 12.07.10; опубл. 25.05.12, Бюл. № 10.
10. Фролов Ю. Г. Курс коллоидной химии. Поверхностные явления и дисперсные системы / Ю. Г. Фролов. – 2-е изд. – М.: Химия, 1988. – 464 с.
11. Фигуровский Н. А. Седиментометрический анализ / Н. А. Фигуровский; под. ред. П. А. Ребиндера. – М. ; Л. : Изд-во Акад. наук СССР, 1948. – 332 с.
12. Ходаков Г. С. Основные методы дисперсионного анализа порошков / Г. С. Ходаков. – М. : Изд-во литературы по строительству, 1968. – 200 с.
13. Коузов П. А. Основы анализа дисперсного состава промышленных пылей и измельченных материалов / П. А. Коузов. – 3-е изд. – Л. : Химия, 1987. – 264 с.
14. Справочник по гидравлическим расчетам / П. Г. Киселев [и др.] ; под ред. П. Г. Киселева. – 4-е изд. – М. : Энергия, 1972. – 312 с.
15. Рабинович В. А. Краткий химический справочник : справ. изд. / В. А. Рабинович, З. Я. Хавин ; под. общ. ред. А. А. Потехина и А. Я. Ефимова. – 3-е изд. – Л. : Химия, 1991. – 432 с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© О. Н. Сизоненко, Е. В. Липян, А. С. Торпаков

УДК 621.762.4

В. А. Сичук, О. В. Заболотний
Луцький національний технічний університет

ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ВИПРОБУВАННЯ НОВОЇ КОНСТРУКЦІЇ ЗБІРНОГО СОПЛА АБРАЗИВОСТРУМЕНЕВОЇ МАШИНИ

В представленій статті автори пропонують рішення завдання збільшення терміну служби сопла абразивоструменевої машини. Цього можна досягнути спроектувавши нову збірну конструкцію сопла в якій ключовим елементом є пориста проникна вставка. Через стінки вставки подається повітря під тиском, що утворює повітряний прошарок, який усуває або зменшує контакт абразивних часток з внутрішньою робочою поверхнею сопла. Також стаття містить дані про практичні виробничі дослідження виготовленого збірного сопла.

Ключові слова: *абразивоструменева обробка, сопло, пориста проникна вставка, зношення.*
Рис. 11. Літ.5.

В. А. Сычук, О. В. Заболотный

ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИСПЫТАНИЯ НОВОЙ КОНСТРУКЦИИ СБОРНОГО СОПЛА АБРАЗИВОСТРУЙНОЙ МАШИНЫ

В представленной статье авторы предлагают решение задачи увеличения срока службы сопла абразивоструйной машины. Этого можно достичь спроектировав новую сборную конструкцию сопла в которой ключевым элементом является пористая проницаема вставка. Через стенки вставки подается воздух под давлением, образует воздушный слой, который устраняет или уменьшает контакт абразивных частиц с внутренней рабочей поверхностью сопла. Также статья содержит данные о практических производственных исследованиях изготовленного сборного сопла.

Ключевые слова: *абразивоструйная обработка, сопло, пористая проницаема вставка, износ.*

V. A. Sychuk, O. V. Zabolotnyi

PRODUCTION AND TESTING OF A NEW CONSTRUCTION OF ASSEMBLED NOZZLE FOR ABRASIVE BLASTING MACHINE

In the presented paper authors suggest a solution to the problem of increasing nozzle's working life for abrasive blasting machine. This can be achieved by designing a new assembled design of a nozzle in which a key element is porous permeable insert. An air flow through walls of porous insert and create an air layer that eliminates or reduces abrasive particles contact with the inner working surface of the nozzle. Also this paper contains information about practical industrial research of produced assembled nozzle.

Keywords: *abrasive blasting processing, nozzle, porous permeable insert, wear.*

На сьогоднішній день підвищення ефективності виконання робіт на машинобудівних підприємствах є надзвичайно актуальним в конкурентних ринкових відносинах. Збільшення тривалості продуктивної роботи виробничого обладнання, або ж зменшення зношування його робочих вузлів, скорочує витрати на ремонт та обслуговування. Такі заходи впливають на зменшення собівартості готової продукції, а отже і до підвищення її конкурентоспроможності. Підприємства, що проводять абразивоструменеву обробку стикаються з аналогічними проблемами та завданнями щодо зниження вартості обробки виробів.

При абразивоструменевій обробці застосовують комплекс промислового обладнання: компресор для накачування повітря, ресивер для розміщення накачаного стисненого повітря, змішувач абразиву з стисненим повітрям, рукав із закріпленим на виході абразивоструменевим соплом для утворення необхідного робочого продуктивного потоку суміші стисненого повітря з абразивом, яка і проводить обробку деталі. З такого комплексу обладнання найбільшого зношування зазнає саме сопло. Для підвищення його зносостійкості виробники абразивоструменевих сопел використовують надміцні матеріали (наприклад карбід вольфраму, карбід бору, тощо), які є дорогими, тому авторами статті запропоновано нове рішення для зменшення спрацювання даного вузла комплексу абразивоструменевого обладнання [1].

За основу, як об’єкт удосконалення, було обрано сопло форми Вентурі UDC32–450. Згідно [1] збірне сопло містить ключову частину, тобто циліндричну пористу проникну вставку з товщиною стінки 5 мм. Також згідно [2] після проведення експериментальних досліджень було визначено матеріал, фракційний склад і пористість дослідної частини сопла.

© В. А. Сичук, О. В. Заболотний

Роботи щодо визначення основних характеристик проектованого сопла, технології його виготовлення, дослідження внутрішньої структури пористої проникної вставки, комп'ютерно-імітаційного моделювання представлено в джерелах [3 - 5].

Отже, дана вставка виготовлена з титанового порошку марки ПТХ-1 фракційного складу - 1мм…+0,63мм та пористістю 50% вертикальним сухим пресуванням з подальшим спіканням в режимі самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС). Такі параметри пористості вставки забезпечують найменший опір потоку повітря, який проходить крізь стінку сопла. Вироби з більшою пористістю не спресовувалися та руйнувалися відразу при їх діставанні з прес-форми.

Отже пориста проникна спечена вставка сопла зображена на рисунку 1.

а) б)

Рис. 1. **Спресована та спечена в режимі СВС пориста проникна вставка сопла: а) вид збоку; б) вид з торця**

Наступний етап який потрібно виконати - це проектування остаточної конструкції збірного сопла абразивоструменевої машини. Результати твердотільного тривимірного проектування представлено на рисунку 2.

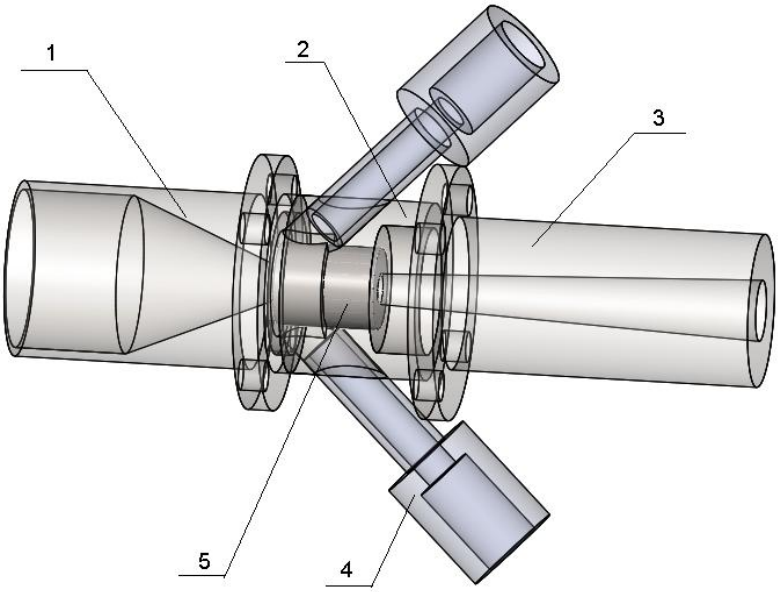


Рис. 2. **Тривимірна конструкція збірного сопла абразивоструменевої машини. (1 – конфузор; 2 – корпус; 3 – дифузор; 4 – штуцер; 5 – пориста проникна вставка)**

Представлена на рисунку 2 конструкція збірного сопла працює наступним чином: в конфузор 1 подається потік суміші абразиву з повітрям. Потік проходить через отвір пористої проникної вставки 5 і виходить через дифузор 3, набуваючи необхідних робочих характеристик. Корпус 2 містить вкручені в нього штуцера 4, в які подається повітря, що далі проникає через пори пористої проникної вставки 5 і утворює рівномірний прошарок повітря на внутрішній робочій поверхні збірного сопла абразивоструменевих машин, який перешкоджає контакту абразивних частинок з вище згаданою поверхнею. Така конструкція та технологія використання пористої проникної вставки 5 суттєво збільшує час експлуатації розробленого збірного сопла за рахунок створення на внутрішній поверхні сопла повітряної подушки [3 - 5], яка й перешкоджає контакту абразиву з вище згаданою поверхнею.

© В. А. Сичук, О. В. Заболотний

Для перевірки роботи представленої збірної конструкції сопла, було виготовлено всі його складові частини, які зображені на рисунку 3.

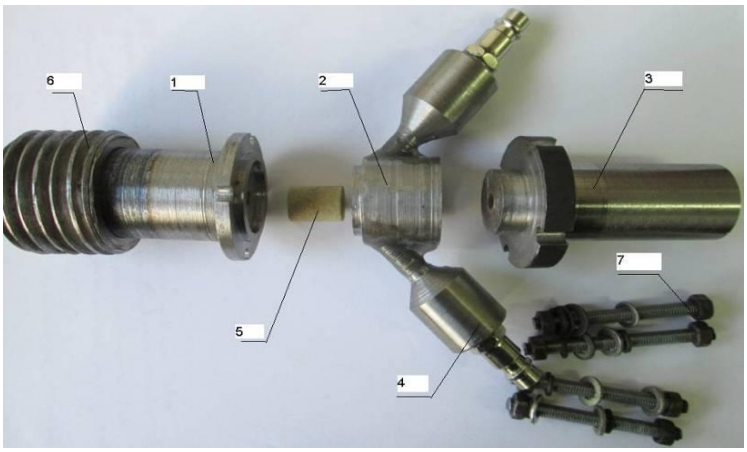


Рис. 3. **Збірна одиниця сопла нової конструкції (в розібраному вигляді). (1 – конфузор; 2 – корпус; 3 – дифузор; 4 – штуцер; 5 – пориста проникна вставка; 6 – з'єднувальна різь; 7 – шпилька-стяжка)**

Дана нова збірна конструкція сопла випробовувалася на підприємстві, яке спеціалізується на абразивоструменевій обробці. На рисунку 4 зображено приєднане збірне сопло до рукава абразивоструменевої машини.

Рис. 4. **Приєднане сопло нової конструкції, до рукава абразивоструменевої машини.**

В свою чергу рукав приєднаний до ємності (рисунок 5) в якій стиснене повітря змішується з абразивом. Стиснене повітря надходить з ресивера (рисунок 6) в який воно накачується за допомогою компресора.

Рис. 5. **Ємність в якій стиснене повітря змішується з абразивом**

Рис. 6. **Ресивер з стисненим повітрям**

© В. А. Сичук, О. В. Заболотний

Для обробки було взято контрольні деталі (елементи підвіски автомобіля), які зображені на рисунку 7. Дані деталі необхідно очистити від старої фарби, іржі, бруду з метою подальшого фарбування.

Рис. 7. **Контрольні деталі на обробку**

Також проводились випробування роботи сопла для абразивоструменевої обробки внутрішніх поверхонь корпусів водолічильників моделі КВБ-10 (рисунок 8) для потреб підприємства ПАТ "Електротермометрія" м. Луцьк.

Рис. 8. **Загальний вигляд водолічильника КВБ-10**

Процес обробки проходив за наступними параметрами:

1. Абразив - річковий пісок з фракційним складом, що зображено на рисунку 9.
2. Тиск повітря основного потоку з абразивом - 5,5 атм.
3. Тиск повітря, що подається через 2 штуцера для утворення повітряного прошарку - 7,5 атм.

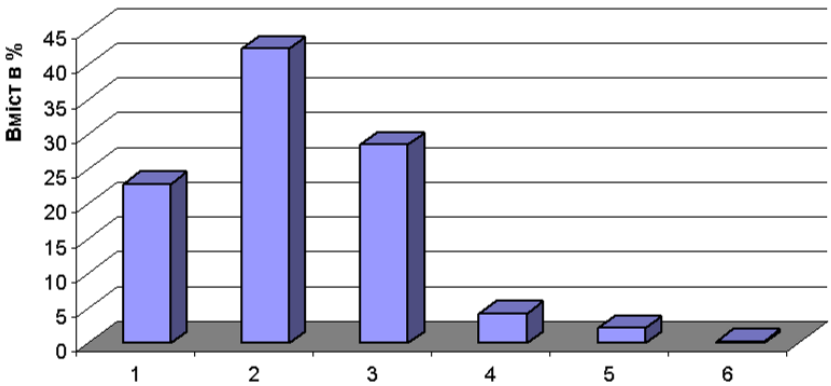


Рис. 9. **Фракційний склад абразиву:**
1 – -0,1мм і <; 2 – -0,2мм … +0,1мм; 3 – -0,315мм … +0,2мм; 4 – -0,4мм … +0,315мм; 5 – -0,63мм … +0,4мм; 6 – +0,63мм і >.

Процес проходження абразивоструменевої обробки представлених контрольних деталей зображено на рисунку 10.

Рис. 10. **Процес абразивоструменевої обробки контрольних деталей соплом збірної конструкції**

Контрольні деталі оброблялися протягом 20 хв. Процес роботи супроводжувався підвищеним шумом, в порівнянні з стандартним соплом з аналогічною внутрішньою геометрією та робочими характеристиками. Можна зробити висновок, що швидкість потоку на виході є більшою в порівнянні із звичайним соплом при такому ж тиску повітря, що несе абразив. Отже і кінетична енергія абразивних часток, що вдаряються в оброблювану поверхню, також вища, що загалом позитивно впливає на процес обробки деталі. Підвищення швидкості відбувається за рахунок ефекту Вентурі, що проходить в соплі даної конструкції.

Результат роботи оброблених контрольних деталей наведено на рисунку 11.

Рис. 11. **Контрольні деталі після абразивоструменевої обробки**

Отже, проведені експерименти випробування розробленої нами нової конструкції сопла абразивоструменевої машини підтвердили його працездатність, ефективність і підвищений час експлуатації.

1. Oleg Zabolotnyi, Victor Sychuk. Functional simulation and manufacturing of porous element of new design nozzle for sandblasting machines // Сборник трудов международной конференции «Научные принципы и подходы, методы и технологии, системный анализ и статическая обработка данных о создании, диагностике, модернизации композитных материалов и покрытий с нанодобавками, работающих в условиях динамического и высокоэнергетического нагружения». 26-27 сентбря 2013, Москва, РФ. – М.: НИИ радиоэлектроники и лазерной техники МГТУ им Н.Э. Баумана. 2013. – С.27-39.
2. Дослідження повітропроникності пористих зразків з метою виявлення оптимальних параметрів / Сичук В.А., Заболотний О.В. // Науковий журнал «Технологічні комплекси». – 2014. - № 1 (9). – с. 185 – 190.
3. V. Sychuk, O. Zabolotnyi, A. McMillan. Developing New Design and Investigating Porous Nozzles for Abrasive Jet Machine Published in Poroshkovaya Metallurgiya, Vol. 53, No. 9–10 (499), pp. 136–142, 2014. Web adress http://link.springer.com/article/10.1007/s11106-015-9655-1
4. Сичук В.А., Заболотний О.В. Нова технологія виготовлення та особливості використання зносостійкого сопла піскоструменевої машини // Наукові нотатки. – Випуск 29. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2010. – с. 179-184.
5. Сичук В.А., Заболотний О.В. Технологія отримання зносостійкого сопла піскоструменевої машини методом сухого радіально-ізостатичного пресування. // Науковий журнал «Технологічні комплекси». - №1. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2010. – с. 124-129.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© В. А. Сичук, О. В. Заболотний

УДК: 631.361

М. В. Смаль, О. О. Герасимчук, Г. А. Герасимчук, Ю. О. Гуменюк
Луцький національний технічний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ДООБРІЗЧИКА ЗАЛИШКІВ ГИЧКИ ГОЛОВОК КОРЕНЕПЛОДІВ

Наведено метод розробки детермінованих математичних моделей, які характеризують зміну приведеної маси копіра дообрізчика залишків гички з головок коренеплодів типу «пасивний копір-пасивний ніж» з умови невивалювання та непошкодження коренеплодів від параметрів процесу. На основі аналізу встановлено основні конструктивно-кінематичні параметри робочих органів.

Ключові слова: *залишки гички, коренеплоди, копір, приведена маса копіра, параметри.*
Рис. 2. Форм. 10. Літ.9.

М. В. Смаль, О. О. Герасимчук, Г. А. Герасимчук, Ю. О. Гуменюк

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ДООБРЕЗЧИКА ОСТАТКОВ БОТВЫ ГОЛОВОК КОРНЕПЛОДОВ

Приведён метод разработки детерминированных математических моделей, которые характеризуют изменение приведенной массы дообрезчика остатков ботвы с головок корнеплодов типа «пассивный копир-пассивный нож» с условия невываливания и неповреждения корнеплодов от параметров процесса. На основании анализа установлены основные конструктивно-кинематические параметры рабочих органов.

Ключевые слова: *остатки ботвы, корнеплоды, копир, приведена масса копира, параметры.*

M. Smal, O. Herasimstuk, H. Herasimstuk, Yu. Humenyuk

STUDY PARAMETERS DOOBRIZCHYKA REMNANTS TURNIP ROOT CROPS HEADS

The method of development of determined mathematical models describing the change in the equivalent mass of the guiding unit of pruning machine for beet tops from the roots with type "passive guiding unit - passive knife" under condition without dumping and damaging of roots during the process is given. Basing on the analysis the main structural and kinematic parameters of working parts are determined.

Keywords: *remains of tops, roots, copier, copier reduced weight parameters.*

Постановка проблеми. Подальша інтенсифікація сучасного розвитку сільськогосподарського виробництва можлива на основі механізації всіх виробничих процесів шляхом забезпечення розробки та впровадження сучасних високоефективних технологій збирання продукції сільськогосподарських культур, у тому числі і коренеплодів [1, с. 8-10].

У технологічному процесі виробництва коренеплодів, однією з найбільш трудомістких операцій є збирання гички. Сучасні напрямки розвитку однофазних самохідних бункерних коренезбиральних машин передбачають блочно-модульний принцип їх побудови Першим етапом однофазної технології збирання коренеплодів є збирання гички двостадійним способом – зрізування основного масиву гички роторним гичкорізом з наступним зрізуванням залишків гички дообрізчиком типу «пасивний копір-пасивний ніж» [3, с. 112-116].

Проблема підвищення технічного рівня гичкозбиральних модулів, основними критеріями оцінки яких є показники якості зрізування гички, залишається особливо актуальною в плані подальшого розвитку коренезбиральної техніки, розвиток і виробництво якої в Україні за останні роки практично припинили.

Тому, розробку та вдосконалення конструктивно-компонувальних схем гичкозбиральних машин та обгрунтування параметрів їх робочих органів необхідно проводити з урахуванням специфічних властивостей даного процесу, що є особливо важливим і актуальним у плані забезпечення необхідних показники якості роботи згідно з агротехнічними вимогами [8, с. 2-18].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Результати, які наведені в працях [4, с. 3-15; 5, с. 3-16; 6, с. 3-5, с. 12-17; 7, с. 35-46] цілісно характеризують тільки основні принципи функціонування дообрізчиків залишків гички з головок коренеплодів без критеріального аналізу загальних тенденцій та шляхів підвищення інтенсифікацій процесу збирання гички, або показників якості роботи гичкозбиральних модулів.

Мета дослідження. Метою роботи є підвищення показників технологічного процесу збирання гички коренеплодів шляхом розробки та оптимізації параметрів робочих органів гичкозбиральних машин.

© М. В. Смаль, О. О. Герасимчук, Г. А. Герасимчук, Ю. О. Гуменюк

Дані дослідження є подальшим розвитком методології розробки технологічних процесів функціонування робочих органів дообрізчиків залишків гички з головок коренеплодів.

Результати дослідження. За результатами наукових досліджень, які наведено у праці [9, с. 206-212] отримано диференціальні рівняння, які описують рух робочої поверхні копіра по головці коренеплодів з умови їх невивалювання горизонтальною силою та непошкодження нормальною дотичною силою контакту, відповідно:

$$\sum_{i=1}^{n_k} m_i \frac{|\Delta V_p|}{dt_n} = \left(\begin{array}{l} \sum_{i=1}^{n_k} m_i \sqrt{\left(\frac{dV_k}{dt_n}\right)^2 + g^2} + \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x_c \sin\beta + \\ + \sum_{i=1}^{n_R} p_{0_i} l_n r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos(\gamma - \varepsilon) \end{array} \right) NV_k \sin\varepsilon \le [P_{c.max}]; \quad (1)$$

$$\sum_{i=1}^{n_k} m_i \frac{|\Delta V_\sigma|}{dt_n} S_k = \left(\begin{array}{l} \sum_{i=1}^{n_k} m_i \sqrt{\left(\frac{dV_{kx}}{dt_n}\right)^2 + g^2} + \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x_c \sin\beta + \\ + \sum_{i=1}^{n_R} p_{0_i} l_n r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos(\gamma - \varepsilon) \end{array} \right) \frac{S_k NV_{kx}}{\cos\varepsilon} \le [\sigma_{n.max}], \quad (2)$$

де $\sum_{i=1}^{n_k} m_i$ – сумарна маса рухомих частин дообрізчика, кг, ($i =$ 1, 2,…,n_k); t_n – час ударного контакту з одним коренеплодом, с; $\Delta\vec{V}_p = \vec{V}_{nx} - \vec{V}_k = \vec{V}_k k$; $\Delta\vec{V}_\sigma = \vec{V}_n - \vec{V}_{kx}$; $\vec{V}_n$, $\vec{V}_{kx}$ – відповідно, вектор швидкості копіра після удару та початкової нормальної швидкості поверхні контакту копіра до удару (м/с), V_k, V_{kx} – відповідно, поступальна горизонтальна та нормальна швидкість робочої поверхні копіра, (м/с), V_{nx} – проекція вектора швидкості V_n на вісь OX; k – модуль пружності коренеплоду; g – прискорення вільного падіння, м/с^2; G – модуль зсуву матеріалу з якого виготовлено пружину, Н/мм^2; d_n – діаметр матеріалу з якого виготовлено пружину, мм; D_n – середній діаметр пружини, мм; z – кількість витків пружини, шт.; Δx – абсолютне стиснення пружини, мм; β – кут між регулювальною тягою 10 та нижньою тягою 4, град.; f – коефіцієнт тертя пальця по втулці; p_0 – питомий розподіл тиску на площі контакту, Н/м^2; l – довжина втулки, м; r_n – радіус втулки, м; N – кількість коренеплодів на 1 погонному метрі рядка, шт. м; ε – кут між напрямками осі OX та сумарною горизонтальною силою $\sum_{i=1}^{n} P_{c_i}$, яка діє на головку коренеплоду, або кут установки полозка копіра відносно горизонтальної площини, град.; $[P_{c.max}]$ – максимально допустима горизонтальна сила, Н; $[\sigma_{n.max}]$ – максимально допустимі нормальні напруження, Па; S_k – площа контакту робочої поверхні копіра (торцевих частин полозків копіра) з головкою коренеплоду під час удару, м^2.

Розв'язавши нерівність (1) відносно $\frac{dV_k}{dt_n}$, а нерівність (2) відносно $\frac{dV_{kx}}{dt_n}$, одержано залежності для визначення допустимого дотичного прискорення робочої поверхні копіра дообрізчика з умови невивалювання a_P (м/с^2) та непошкодження a_σ (м/с^2) коренеплодів, відповідно

$$\frac{dV_k}{dt_n} = a_p \le \frac{1}{\sum_{i=1}^{n_k} m_i} \sqrt{\left\{ \frac{[P_{c.max}]}{NV_k \sin\varepsilon} - \left[\begin{array}{l} \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x_c \sin\beta - \\ - \sum_{i=1}^{n_R} p_{0_i} l_n r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos(\gamma - \varepsilon) \end{array} \right] \right\}^2 - \left(\sum_{i=1}^{n_k} m_i\right)^2 g^2 \sin^2\varepsilon}; \quad (3)$$

$$\frac{dV_{kx}}{dt_n} = a_\sigma \le \frac{1}{\sum\limits_{i=1}^{n_k} m_i} \sqrt{\left\{ \frac{[\sigma_{n.max}]\cos\varepsilon}{S_k N V_{kx}} - \left[\begin{array}{l} \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x_c \sin\beta - \\ -\sum\limits_{i=1}^{n_R} p_{0_i} l_n r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos(\gamma - \varepsilon) \end{array} \right] \right\}^2 - \left(\sum\limits_{i=1}^{n_k} m_i\right)^2 g^2 \cos^2\varepsilon}, \quad (4)$$

де a_P і a_σ – відповідно, допустиме прискорення робочої поверхні контакту копіра з головкою коренеплоду для умови невивалювання та непошкодження коренеплодів (м/с^2).

Таким чином, допустима маса рухомих частин дообрізчика головок коренеплодів із умови невивалювання та непошкодження коренеплодів, відповідно, $\sum\limits_{i=1}^{n_k} m_{Pi}$, $\sum\limits_{i=1}^{n_k} m_{\sigma i}$ визначається із залежностей (3) і (4):

- для умови невивалювання коренеплоді з грунту

$$\sum_{i=1}^{n_k} m_{Pi} \le \frac{\frac{[P_{c.max}]}{NV_k \sin\varepsilon} - \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x \sin\beta - \sum\limits_{i=1}^{n_k} p_{0_i} l r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos(\gamma - \varepsilon)}{\sqrt{a_p^2 + g^2}}; \quad (5)$$

- для умови непошкодження коренеплодів

$$\sum_{i=1}^{n_k} m_{\sigma i} \le \frac{\frac{[\sigma_{n.max}]\cos\varepsilon}{S_k N V_{kx}} - \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x \sin\beta - \sum\limits_{i=1}^{n_k} p_{0_i} l r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos(\gamma - \varepsilon)}{\sqrt{a_\sigma^2 + g^2}}. \quad (6)$$

Якщо прийняти характер руху копіра прямолінійним рівномірним, тоді дотичне прискорення під час рівномірного прямолінійного руху тіла дорівнює нулю, тобто $a_P = 0$, $a_\sigma = 0$.

З врахуванням прийнятого припущення для практичного застосування рівнянь (5), (6) визначаємо допустиму масу рухомих частин дообрізчика для умови невивалювання та непошкодження коренеплодів з умови $V_k = const$

$$\sum_{i=1}^{n_k} m_{Pi} \le \frac{\frac{[P_{c.max}]}{NV_k \sin\varepsilon} - \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x \sin\beta - \sum\limits_{i=1}^{n_k} p_{0_i} l r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos(\gamma - \varepsilon)}{g}; \quad (7)$$

$$\sum_{i=1}^{n_k} m_{\sigma i} \le \frac{\frac{[\sigma_{n.max}]\cos\varepsilon}{S_k N V_{kx}} - \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x \sin\beta - \sum\limits_{i=1}^{n_k} p_{0_i} l r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos(\gamma - \varepsilon)}{g}. \quad (8)$$

Встановлено, що кут $\gamma' = \pi/2 - (\beta + \varepsilon)$.

Тоді, кут $\gamma = \pi/2 - [\pi/2 - (\beta + \varepsilon)] = \beta + \varepsilon$. Підставивши значення кута γ в рівняння (7), (8) та прийнявши конструктивно, що кут $\varepsilon = \varphi_k$, а $V_{kx} = V_k \cos\varepsilon$, при цьому $V_k = V_M$, одержано кінцеві залежності для визначення допустимої та приведеної до центра мас копіра маси рухомих частин дообрізчика залишків гички на головках коренеплодів для умови їх невивалювання та непошкодження для випадку $V_M = const$:

- для умови невивалювання коренеплодів з грунту

$$\sum_{i=1}^{n_k} m_{Pi} \le \frac{1}{g} \left\{ \frac{[P_{c.max}]}{NV_k \sin\varphi_k} - \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x \sin\beta - \sum\limits_{i=1}^{n_k} p_{0_i} l r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos\beta \right\}; \quad (9)$$

- для умови непошкодження коренеплодів

$$\sum_{i=1}^{n_k} m_{\sigma i} \le \frac{1}{g} \left\{ \frac{[\sigma_{n.max}]}{S_k N V_k} - \frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} \Delta x \sin\beta - \sum\limits_{i=1}^{n_k} p_{0_i} l r_n \sqrt{4f^2 + 0{,}25\pi^2} \cos\beta \right\}. \quad (10)$$

Встановлено, що середнє значення прикладеної до вершини головки коренеплоду горизонтальної сили, за якої починається значне порушення зв'язків коренеплодів з грунтом залежно від параметрів і умов насаджень коренеплодів знаходиться у межах $[P_{c.max}]$= 140…300 (Н) [1], а прикладена нормальна сила до вершини головки коренеплоду опору входження полозка копіра на глибину 3…5 (мм) досягає значення $[P_{n.max}] = [\sigma_{n.max}]/S_k$ = 300…400 (Н) [3, с. 85,

с. 88].

При початкових умовах $N = 5$ шт., $\varphi_k = \pi / 3$ (град), $\frac{Gd_n^4}{8D_n^3 z} = c =$ 70 кг/м, $\Delta x =$ 0,1 м, $\beta = \pi / 4$ град згідно з формулами (9), (10) побудовано залежність допустимої та приведеної до центра мас копіра маси рухомих частин дообрізчика $\sum_{i=1}^{n_k} m_i$ для умови невивалювання коренеплодів від швидкості руху ГМ V_M і допустимої горизонтальної сили $[P_{c.max}]$ та умови непошкодження коренеплодів від швидкості руху ГМ V_M і допустимої нормальної сили $[P_{n.max}]$, відповідно, як функції $\sum_{i=1}^{n_k} m_{Pi} = f_P(V_M ; [P_{c.max}])$ та $\sum_{i=1}^{n_k} m_{\sigma i} = f_\sigma(V_M ; [P_{n.max}])$, яку наведено на рис. 1. На рис. 2. наведено залежність зміни допустимої та приведеної до центра мас копіра маси рухомих частин дообрізчика $\sum_{i=1}^{n_k} m_i$ для умови невивалювання та непошкодження коренеплодів від швидкості руху ГМ V_M, тобто $\sum_{i=1}^{n_k} m_i = f_V(V_M)$ при постійних значеннях інших складових залежностей (9), (10).

Аналіз наведених залежностей (рис. 1) підтверджує логічність характеру зміни $\sum_{i=1}^{n_k} m_i$ відносно динамічності процесу контактної взаємодії робочих поверхонь копіра дообрізчика залишків гички з головок коренеплодів – зі збільшенням поступальної швидкості руху ГМ V_M допустима та приведена до центра мас копіра маса рухомих частин дообрізчика $\sum_{i=1}^{n_k} m_i$ для умови невивалювання коренеплодів з грунту та їх непошкодження зменшується у межах, відповідно, від 8,5 до 4 (кг) та від 10,2 до 6,0 (кг), а зі збільшенням допустимої горизонтальної $[P_{c.max}]$ та нормальної $[P_{n.max}]$ сили збільшується у відповідному зворотному напрямку, тобто зміна $\sum_{i=1}^{n_k} m_i$ залежно від V_M і $[P_{c.max}]$, $[P_{n.max}]$ має зворотний і прямий характер.

Ідентичність даних висновків і положень цілком адекватно підтверджується характером зміни залежностей, які регламентують допустиму та приведену до центра мас копіра маса рухомих частин дообрізчика $\sum_{i=1}^{n_k} m_i$ для умови невивалювання коренеплодів з грунту та їх непошкодження, що наведено на рис. 2а.

Залежно від збільшення кута φ_k встановлення копіра відносно горизонтальної площини, або кута β встановлення пружини паралелограмної підвіски у межах від 15 до 90 град (рис. 2б) допустима та приведена до центра мас копіра маса рухомих частин дообрізчика $\sum_{i=1}^{n_k} m_i$ залишків гички з головок коренеплодів для умови невивалювання коренеплодів з грунту та їх непошкодження зменшується від 10 до 3,5 (кг).

Згідно з дослідженнями [3, с. 132] мінімальна маса апаратів для зрізування залишків гички з головок коренеплодів обмежується конструктивними міркуваннями в межах 6…8 (кг) виходячи з умови задовільного (без галопування) копіювання головок коренеплодів полозками копіра.

Тоді, з врахуванням встановлених вище вимог і згідно з рис. 1, рис. 2 можна констатувати, що за допустимої горизонтальної і нормальної сили, відповідно, $[P_{c.max}]$= 220 Н і $[P_{n.max}]$=350 Н параметри робочих органів дообрізчика залишків гички з головок коренеплодів повинні бути:

- поступальна швидкість руху ГМ повинна знаходитися в межах 1,6 $\leq V_M \leq$ 1,9 (м/с);
- кут встановлення копіра відносно горизонтальної площини повинен бути у межах 20 $\leq \varphi_k \leq$ 35 (град);
- кут встановлення пружини між тягами 3, 4 паралелограмної підвіски відносно горизонтальної площини повинен бути у межах 45 $\leq \beta \leq$ 60 (град).

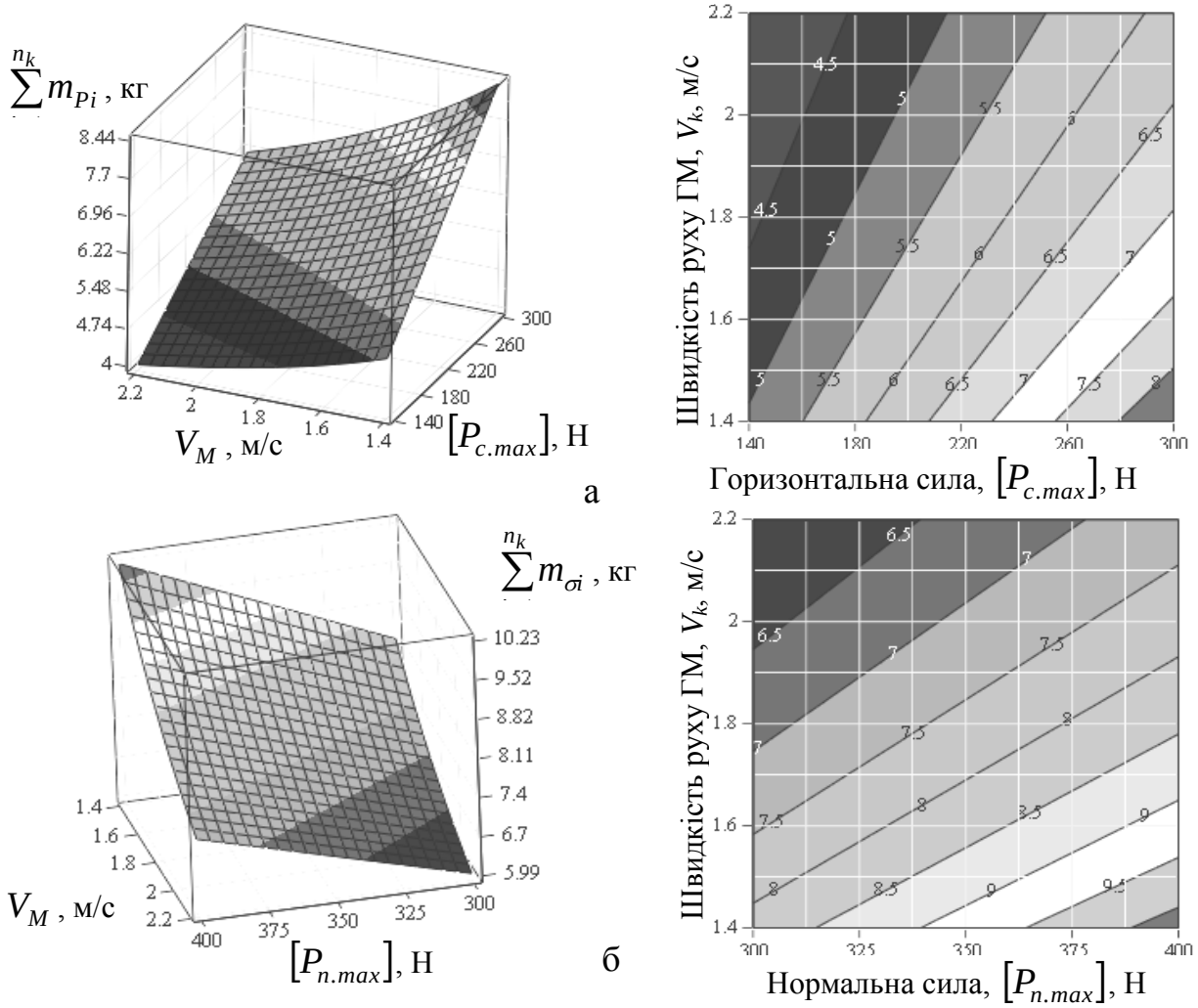


Рис. 1. **Залежність допустимої та приведеної до центра мас копіра маси рухомих частин дообрізчика: а – для умови невивалювання коренеплодів від швидкості руху ГМ V_M і допустимої горизонтальної сили $[P_{c.max}]$ як функціонал $\sum_{i=1}^{n_k} m_{Pi} = f_P(V_M;[P_{c.max}])$; б – для умови непошкодження коренеплодів від швидкості руху ГМ V_M і допустимої нормальної сили $[P_{n.max}]$ як функціонал $\sum_{i=1}^{n_k} m_{\sigma i} = f_\sigma(V_M;[P_{n.max}])$**

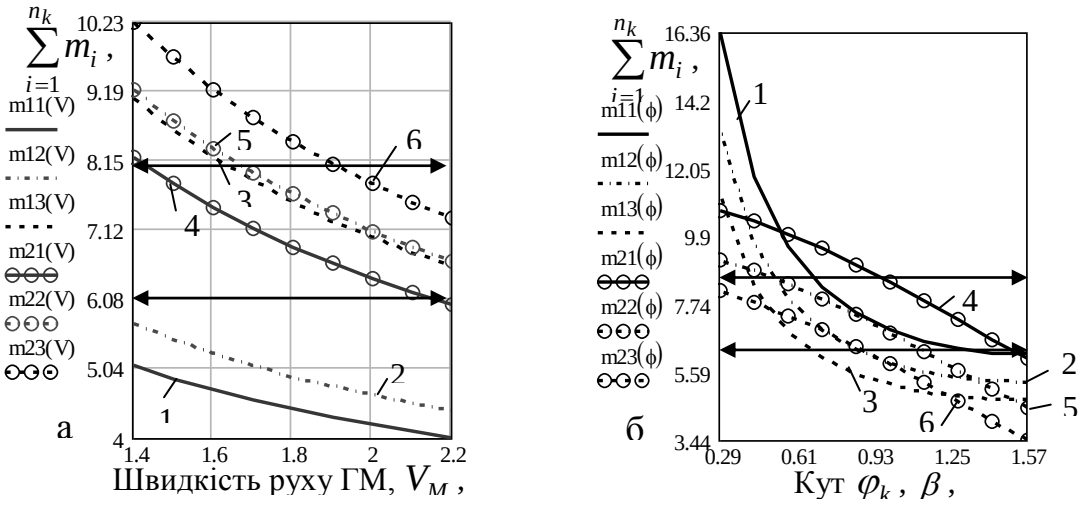


Рис. 2. **Залежність допустимої та приведеної до центра мас копіра маси $\sum_{i=1}^{n_k} m_i$ рухомих частин дообрізчика для умови невивалювання та непошкодження коренеплодів: а – від швидкості руху ГМ V_M : 1, 2, 3 – відповідно, $[P_{c.max}]$=140, 170, 300 (Н); 4, 5, 6 – відповідно $[P_{n.max}]$=300, 350, 400 (Н); б – 1, 2, 3 – від кута φ_k , відповідно, $[P_{c.max}]$=140, 170, 300 (Н); 4, 5, 6 – від кута β , відповідно $[P_{n.max}]$=300, 350, 400 (Н)**

Висновки. Проведені теоретичні дослідження залежностей основних параметрів дообрізчика головок коренеплодів можуть бути використанні в процесі його розробки і оптимізації конструктивно-технологічних показників.

1. Адамчук В.В. Про розробку і створення в Україні сільськогосподарських машин сучасного рівня / В.В. Адамчук, В.М. Булгаков, В.В. Іванишин // Зб. наук. праць Вінницького націон. аграрн. ун-ту. Серія: Технічні науки. – Вінниця : ВНАУ, 2012. – Вип. 11. – Т. 2 (66). – С. 8–14.
2. Модульно-блочные уборочно-транспортные машины нового поколения / Л. Погорелый, С. Коваль, В. Шуринов [и др.] // Техніка АПК. – 1999. – № 1. – С. 6.
3. Свеклоуборочные машины. Конструирование и расчет [Погорелый Л.В., Татьянко Н.В., Брей В.В. и др.] ; под ред. Л.В. Погорелого. – К. : Техніка, 1983. – 168 с.
4. Хелемендик Н.М. Исследование технологического процесса и рабочих органов для уборки сахарной свеклы в условиях Западной степи УССР : автореф. дис. на соискание уч. степени канд. техн. наук : спец. 05.20.11 “Механизация сельскохозяйственного производства” / Н.М. Хелемендик. – Воронеж, 1968. – 18 с.
5. Погорелый Л.В. Исследование и разработка технологического процесса отделения ботвы от корней сахарной свеклы : автореф. дис. на соискание уч. степени канд. техн. наук : спец. 05.20.11 “Механизация сельскохозяйственного производства” / Л.В. Погорелый. – К., 1964. – 24 с.
6. Татьянко Н.В. Исследование и усовершенствование аппарата для срезания ботвы с корней сахарной свеклы до их выкопки : автореф. дис. на соискание уч. степени канд. техн. наук : спец. 05.20.11 “Механизация сельскохозяйственного производства” / Н.В. Татьянко. – Х., 1967. – 28 с.
7. Булгаков В.М. Теория свеклоуборочных машин : Монография / В.М. Булгаков, М.И. Черновол, Н.А. Свирень. – Кировоград : ”КОД”, 2009. – 256 с.
8. ДСТУ 2258-93. Машини бурякозбиральні. Загальні технічні умови. Київ.: Держстандарт України, 1993. – 18 с.
9. Смаль М.В. Математичні моделі процесу копіювання головок коренеплодів копіром пасивного дообрізчика залишків гички / М.В. Смаль, О.О. Герасимчук, В.М. Барановський // Зб. наук. праць Вінницького націон. аграр. ун-ту. Серія: Технічні науки. – Вінниця : ВНАУ, 2012. – Вип. 11. – Т. 1 (65). – С. 206–212.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© М. В. Смаль, О. О. Герасимчук, Г. А. Герасимчук, Ю. О. Гуменюк

УДК 621.762

І. Є. Ткачук
Луцький національний технічний університет

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ СИЛИ РІЗАННЯ ПРИ ТОЧІННІ СПЕЧЕНИХ МАТЕРІАЛІВ

В якості матеріалів для вузлів тертя в сучасному машинобудуванні широке застосування находять порошкові антифрикційні матеріали. Головною особливістю спечених порошкових матеріалів є наявність пористої структури, що забезпечує самозмащування при роботі вузлів тертя. В процесі різання спечених матеріалів важливу роль відіграють фізико-механічні явища. В даній роботі наведено методику проведення експериментальних досліджень непрямого визначення сили різання при механічній обробці пористих спечених матеріалів.

Ключові слова: *порошкові антифрикційні матеріали, механічна обробка, потужність різання, сила різання.*

И. Е. Ткачук

МЕТОДИКА ИЗСЛЕДОВАНИЯ СИЛ РЕЗАНЬЯ ПРИ ТОЧЕНИИ СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В качестве материалов для узлов трения в современном машиностроении широкое применение находят порошковые антифрикционные материалы. В данной работе приведена методика проведения экспериментальных исследований косвенного определения силы резания при механической обработке пористых спеченных материалов.

Ключевые слова: *порошковые антифрикционные материалы, механическая обработка, мощность резания, сила резания.*

I. Tkachuk

RESEARCH METHODS IN CUTTING FORCES TURNING SINTERED MATERIALS

As materials for friction units in modern engineering are found wide application in powder antifriction materials. This paper presents the methodology of experimental studies of indirect determination of cutting forces in machining of porous sintered materials.

Key words: *powder antifriction materials, machining, cutting power, cutting force.*

Проблема підвищення ефективності і якості виробництва виробів із пористих спечених матеріалів стала актуальною, як тільки технології порошкової металургії вийшли за рамки експериментальних досліджень. В останні роки проведені дослідження процесів механічної обробки пористих спечених матеріалів, направлені на вибір матеріалів і геометрію різального інструменту, параметрів різання, вплив режимів механічної обробки на чистоту поверхні, температуру різання, структуру поверхневого шару, внутрішні напруження в ньому і антифрикційні властивості оброблюваних поверхонь.

Фізико-механічні явища, які супроводжують процес різання, роблять істотний вплив на якість оброблених поверхонь. Даним аспектам процесу різання присвячена значна кількість робіт вітчизняних і зарубіжних дослідників. У цих роботах розглядуються різноманітні методи вирішення завдань.

На практиці прагнуть, щоб процес точіння не викликало значних структурно-фазових змін матеріалу поверхневого шару заготівки внаслідок. Для призначення науково обґрунтованих режимів різання необхідно мати уявлення про температуру різання. Проте існуючі математичні моделі прогнозування сили різання не враховують вплив пористості матеріалу на силу різання.

Метою роботи є дослідження впливу режимів різання та пористості оброблюваного матеріалу на тангенціальну силу різання при точінні пористих спечених матеріалів; на підставі отриманих результатів експерименту – розробленна математичної моделі, а також підтвердження адекватності отриманої математичної моделі.

Механічна обробка проводилася на токарно-гвинторізному верстаті 1А616. Застосовувався прохідний відігнутий різець, до якого кріпилася твердосплавна пластинаSNUM-120404, згідно рекомендацій [1]був використанийтвердий сплав марки Т15К6.

Проведені досліди виконувались на зразках, які були виготовлені методом ізостатичного формування, з порошків заліза марки ПЖР-3.315 ГОСТ 9849-86. На відміну від інших виробів порошковим пористим матеріалам характерна об'ємно-розподілена пористість, яка є чи не

© І.Є. Ткачук

найважливішою технічною характеристикою, що визначає саму можливість застосування таких матеріалів у різних галузях техніки.

На даному етапі досліджень ставилася задача дослідити вплив режимів різання та пористості матеріалу на складову потужності різання N_p.

Активна потужність, яка споживається двигуном приводу головного руху при різанні, розраховується по формулі:

$$N_P = N_E + N_{X.X.} = \frac{P_Z \cdot V}{60 \cdot 75 \cdot 1{,}36} + N_{XX}$$

Де N_E– ефективна потужність, кВт.;
N_{XX} – потужність холостого ходу, кВт.;
P_Z – тангенціальна складова сили різання, кГс.;
V –швидкість різання, м/хв.

Оскільки метою роботи є дослідження тангенціальної складової сили різання P_Z, формула набуде вигляду:

$$P_Z = 6120 \cdot \frac{(N_P - N_{XX})}{V}$$

Відповідно, фактична потужність різання – ефективна потужність, яка затрачена на механічну обробку рівна різниці активної потужності та потужності холостого ходу електродвигуна, та буде виражена:

Для подальших розрахунків необхідно визначити активну потужність, яка споживається двигуном приводу головного руху при різанні та потужність холостого ходу двигуна.

Для визначення активної потужності головного приводу та потужності холостого ходу двигуна використовувалися цифрові струмовимірювальні кліщі UNI-T UTM 1231, які були під'єднанні до вимірювального ПК. Отримані результати фіксувалися програмним комплексом UT233 V3.01.

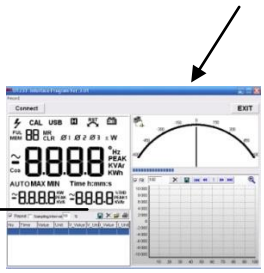
Всі отримані результати, під час вимірювання потужності головного приводу, фіксувалися в програмному комплексі UT233 V3.01. Вікно даної програми зображено на рис.2.16.

Двигун потужністю 3 кВт токарного верстата 1А616

Вимірювальні щупи

Цифрові струмовамірювальні кліщі UNI-TUTM 1231

$$P_z = 6120\left(N/V\right)$$



Вимірювальний ПК

Вимірювальна програма UT233 V3.01

Рис. 1. **Піктограмма вимірювальної схеми непрямого визначення тангенціональної сили різання Pz**

Методика визначення тангенціональної сили різання Pz під час механічної обробки (див. рис. 1) полягає в наступному:

- до головного приводу токарного верстата, під'єднано вимірювальні щупи;

- під час механічної обробки, затрачається певна потужність, сигнал якої фіксують струмовимірювальні кліщі;
- отриманні результати передаються через USB-кабель до ПК де фіксуються програмним комплексом UT323 V3.01;
- підрахунок сили різання проводимо за формулою:
- результати проведених експериментальних досліджень обробляємо на ПК, та аналізуємо.

Всі отримані результати вимірювання активної потужності головного приводу, потужності холостого ходу двигуна при обробці пористих спечених матеріалів та тангенціональної сили різання зведено до таблиці 1.

Таблиця 1. **Результати замірів потужності та сили різання**

Досл.	*v, м/хв*	*s, мм/об*	*t, мм*	*n, об/хв*	*Ѳ, %*	N_A, *кВт*	$N_{X.X.}$, *кВт*	N_E, *кВт*	P_z, *кГс*
№1	11	0,13	1,0	140	29,1	1,74	1,67	0,07	38,9
№2	11	0,26	0,5	140		1,73	1,67	0,06	33,4
№3	27,5	0,13	0,5	355		1,75	1,68	0,07	15,6
№4	27,5	0,26	1,0	355		1,95	1,68	0,25	55,6
№5	11	0,13	0,5	140	26,5	1,7	1,67	0,03	16,7
№6	11	0,26	1,0	140		1,78	1,67	0,11	61,2
№7	27,5	0,13	1,0	355		1,83	1,68	0,15	33,4
№8	27,5	0,26	0,5	355		1,8	1,68	0,12	26,7

Рис. 2. **Вимірювання активної потужності головного приводу цифровими струмовимірювальними кліщами UNI-T UTM 1231**

Результати замірів потужності холостого ходу показали (рис.2), що при збільшенні обертів шпинделя незначно збільшуються потужність. Максимальна активна потужність N_A*=1,95кВт* було зафіксовано при обробці зразка пористістю *Ѳ=29,1%* та максимально встановлених режимів різання*V=27,5м/хв.; S=0,26мм/об.; t=1,0мм,* ефективна потужність при даних параметрах буде рівна N_E*=0,25кВт*. Мінімальна активна потужність N_A*=1,7кВт* було зафіксовано при обробці зразка пористістю *Ѳ=26,5%* та максимально встановлених режимів різання *V=27,5м/хв.; S=0,26мм/об.; t=1,0мм.; V=11,0м/хв.; S=0,13мм/об.; t=0,5мм.;*,ефективна потужність при даних параметрах буде рівна N_E*=0,03кВт*.

Відповідно можна зробити наступні висновки:

- із збільшенням подачи S зростає потужність та сила різання, поскільки навантаження збільшується на ріжучу пластину різця.
- із збільшенням швидкості різання збільшується потужність різання, при цьому сила різання зменшується, це обумовлено тим, що підвищується температура в зоні різання, що в свою чергу сприяє розм'якшенню оброблюваної поверхні, полегшує відносне ковзання.
- із збільшенням глибини різання, збільшується сила, відповідно і потужність різання, це пояснюється тим що при збільшенні глибини, збільшується навантаження на різець, відповідно і зростають дані параметри.

1. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. Киев: Наукова думка, 1980. – 404 с.
2. Николаев В.А. Тонкое точение спеченных материалов. Москва: Машиностроение, 1976. – 64 с.

Стаття надійшла до редакції 27.03.2015.

© І.Є. Ткачук

УДК 677.027

О. Л. Ткачук, О. П. Герасимчук
Луцький національний технічний університет, м. Луцьк, Україна

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ПРОЦЕС ГІДРОФОБІЗАЦІЇ БАВОВНЯНОЇ ТКАНИНИ

В статті приведені результати дослідження впливу технологічних параметрів на якість гідрофобного оздоблення бавовняної тканини на основі застосування математичного планування експерименту.

Ключові слова: *гідрофобізація, кремнійорганічний препарат, бавовняна тканина, математичне планування експерименту.*

Рис. 1.Форм. 14. Табл. 5. Літ. 1.

О. Л. Ткачук, А. П. Герасимчук

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ПРОЦЕСС ГИДРОФОБИЗАЦИИ ХЛОПЧАТОБУМАЖНОЙ ТКАНИ

В статье приведены результаты исследования влияния технологических параметров на качество гидрофобной отделки хлопчатобумажной ткани с помощью математического планирования эксперимента.

Ключевые слова:

O. Tkachuk, A. Herasymchuk

RESEARCH OF INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON THE PROCESS OF WATERPROOF FINISHING OF COTTON FABRIC

In the article the results of research of influence of process parameters on the quality of waterproof finish of cotton fabric on the basis of mathematical experiment planning are presented.

Keywords:

Постановка проблеми. Тканини з гідрофобним оздобленням спеціального призначення повинні володіти високим та стійким ефектом водотривкості при одночасному збереженні текстильним матеріалом високих гігієнічних властивостей, зносостійкості, формостійкості та гарного зовнішнього вигляду. Одним з найбільш перспективних напрямків є застосування для гідрофобної обробки текстильних матеріалів різних кремнійорганічних препаратів [1,2].

Аналіз останніх досліджень. Алкілсиліконати лужних металів мають переваги перед іншими кремнійорганічними сполуками – вони водорозчинні, нетоксичні, не мають запаху, недорогі, доступні [1]. Крім того, тканини, оздоблені кремнійорганічними сполуками, набувають м’якого приємного грифу, не мнуться, знижується усадковість та забруднювання [2], підвищується зносостійкість [3, 4]. Однак через високу лужності розчинів, раніше розроблена технологія гідрофобного оздоблення здійснювалася за двохванним способом: спочатку тканина просочувалася солями металів, а потім кремнійорганічним препаратом [2, 5], що було стримуючим фактором при широкому впровадженні у виробництво. Дуже важливим є вибір для кожного силіконового препарату ефективного каталізатора [1, 5, 6] і визначення його оптимальної кількості, а також визначення технологічних параметрів обробки.

Мета роботи. Побудова й аналіз математичної моделі впливу технологічних параметрів на процес гідрофобізації бавовняної тканини на основі застосування метилсиліконату калію.

Результати досліджень. Вплив концентрації гідрофобізатора (метилсиліконату калію), X_1 г/л; концентрації каталізатора (ацетату цирконію), X_2, г/л; температури термообробки X_3 ºС на водотривкість Y, мм. рт. ст. досліджуємо з застосуванням математичного планування експерименту та обробкою даних в програмному середовищі MathCAD.

В якості об’єкта дослідження використовували бавовняну тканину спеціального призначення арт. 5014. Апретування здійснювалося в лабораторних умовах на плюсовці подвійним зануренням та віджимом складами, приведеними в табл. 2 до кінцевої вологості 80%, сушка проводилася при 90°С до кінцевої вологості 8%, термообработка – у відповідності з даними табл. 2.

Запишемо рівняння регресії, нехтуючи степенями факторів вище першого:

$$Y(x_1x_2,x_3)=b_0+b_1x_1+b_2x_2+b_3x_3+b_{12}x_1x_2+b_{13}x_1x_3+b_{23}x_2x_3+b_{123}x_1x_2x_3, \quad (1)$$

© О.Л.Ткачук, О.П.Герасимчук

де x_1, x_2, x_3 – кодовані значення факторів; $b_0, b_1, b_2, b_3, b_{12}, b_{13}, b_{23}, b_{123}$ – коефіцієнти рівняння регресії.

Зв'язок між кодовими і натуральними значеннями факторів:

$$x_i = (X_i - X_{i0}) / \Delta X_i \,, \tag{2}$$

де x_i, X_i – відповідно кодоване та натуральне значення i-го фактора; X_{i0} – натуральне значення i-го фактора на нульовому рівні; ΔX_i – інтервал варіювання i-го фактора.

План-матрицю експерименту повного факторного експерименту з восьми дослідів наведено в табл. 1.

Таблиця 1. **План-матриця повнофакторного експерименту 2^3**

Номер досліду	Значення кодованих факторів			Взаємодія кодованих факторів			
	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$
1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	-1
2	+1	-1	-1	-1	-1	+1	+1
3	-1	+1	-1	-1	+1	-1	+1
4	+1	+1	-1	+1	-1	-1	-1
5	-1	-1	+1	+1	-1	-1	+1
6	+1	-1	+1	-1	+1	-1	-1
7	-1	+1	+1	-1	-1	+1	-1
8	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1

Натуральні значення вхідних факторів для кожного досліду згідно план-матриці повнофакторного експерименту (див. табл. 1), наведені в табл. 2.

Таблиця 2. **Натуральні значення вихідних факторів**

Номер досліду	X_1 Концентрація гідрофобізатора, г/л	X_2 Концентрація каталізатора, г/л	X_3 Температура термообробки, ºС
1	20	0	135
2	80	0	135
3	20	10	135
4	80	10	135
5	20	0	165
6	80	0	165
7	20	10	165
8	80	10	165

З метою нівелювання випадкових похибок відгуку проводимо $m = 3$ паралельних дослідів. Варіанти варіювання факторів розміщуємо у випадковому порядку. Середня значення вихідного параметра $\bar{y}_u$ в кожному досліді:

$$\bar{y}_u = \frac{1}{m} \sum_{k=1}^{m} y_{ui} \,. \tag{3}$$

Оцінка дисперсії S_u^2 в кожному досліді:

$$s_u^2 = \frac{1}{m-1} \sum_{k=1}^{m} \left(y_{u_k} - \bar{y}_u \right)^2 \,, \tag{4}$$

Результати дослідів, середні значення водотривкості та оцінка дисперсії в кожному досліді, обчислені за формулами (3) та (4) відповідно наведенні в табл. 3.

© О.Л.Ткачук, О.П.Герасимчук

Таблиця 3. **Результати дослідів з визначення водотривкості та її дисперсія**

Номер досліду	x_1	x_2	x_3	Вихідний параметр y			Середнє арифметичне значення вихідного параметра $\overline{y}_u$	Оцінка дисперсії S_u^2 в досліді
				Повторюваність				
				y_{u_1}	y_{u_2}	y_{u_3}		
1	-1	-1	-1	288	291	292	290,333	4,333
2	+1	-1	-1	375	378	380	377,667	6,333
3	-1	+1	-1	296	293	295	294,667	2,333
4	+1	+1	-1	394	397	395	395,333	2,333
5	-1	-1	+1	308	310	305	307,667	6,333
6	+1	-1	+1	374	376	376	375,333	1,333
7	-1	+1	+1	305	307	304	305,333	2,333
8	+1	+1	+1	369	373	372	371,333	4,333

Перевірку відтворюваності дослідів проводилась за критерієм Кохрена, який базується на законі розподілу максимальної оцінки дисперсії $s_{u\max}^2$ до суми всіх оцінок дисперсії, що порівнюються:

$$G = s_{u\max}^2 / \left(\sum_{u=1}^{n} s_u^2 \right), \tag{5}$$

Умова відтворюваності дослідів:

$$G \le G\left(q_{від}; n; \nu_u\right), \tag{6}$$

де $G\left(q_{від}; n; \nu_u\right)$ – критичне значення критерію Кохрена, яке вибирається в залежності від рівня значущості $q_{від}$, числа незалежних оцінок дисперсії n (числа дослідів) та числа ступенів вільності кожної оцінки $\nu_u = m-1$. Для $n=8$, $m=3$, $q_{від}=0,05$ значення критерію Кохрена $G\left(0,05;8;2\right)=0,5157$ [7].

Критерій Кохрена, визначений за формулою (5) $G = 0,295 < 0,5157$, отже умова відтворюваності дослідів (6) задовольняється.

Дисперсія відтворюваності дослідів визначалась за формулою:

$$s_{від}^2 = \frac{1}{n}\sum_{u=1}^{n} s_u^2, \tag{7}$$

з числом ступенів вільності:

$$\nu_{від} = n(m-1) = 8(3-1) = 16, \tag{8}$$

Дисперсія відтворюваності, визначена за залежністю (7), для $m=3$ і $n=8$ становить $s_{від}^2 = 16,986$.

Коефіцієнти рівняння регресії (1) визначаться та критерії Стюдента за формулами:

$$\left.\begin{aligned} b_0 &= \frac{1}{n}\sum_{u=1}^{n}\overline{y}_u; \\ b_i &= \frac{1}{n}\sum_{u=1}^{n} x_{iu}\overline{y}_u,\ i=1,2,3; \\ b_{ij} &= \frac{1}{n}\sum_{u=1}^{n} x_{iu}x_{ju}\overline{y}_u, i,j=1,2,3, i\ne j; \\ b_{ijl} &= \frac{1}{n}\sum_{u=1}^{n} x_{iu}x_{ju}x_{lu}\overline{y}_u, i=1, j=2, l=3 \end{aligned}\right\}, \quad \left.\begin{aligned} t_0 &= \frac{b_0}{s(b)}; \\ t_i &= \frac{|b_i|}{s(b)},\ i=1,2,3; \\ t_{ij} &= \frac{|b_{ij}|}{s(b)}, i,j=1,2,3, i\ne j; \\ t_{ijl} &= \frac{|b_{ijl}|}{s(b)}, i=1, j=2, l=3 \end{aligned}\right\}, \tag{9}$$

де $s^2(b) = \frac{1}{nm}s_{від}^2$ – дисперсія оцінки коефіцієнтів, $s^2(b) = 0,841$.

© О.Л.Ткачук, О.П.Герасимчук

Коефіцієнти рівняння регресії та значення критерію Стьдента, визначені за формулою (9) наведенні в табл. 4.

Таблиця 4. **Коефіцієнти рівняння регресії (1) та значення критерію Стьюдента**

Коефіцієнт	b_0	b_1	b_2	b_3	b_{12}	b_{13}	b_{23}	b_{123}
Значення коефіцієнта	339,708	40,208	1,958	0,208	1,458	-6,792	-3,542	-1,875
Критерій Стюдента	403,799	47,794	2,328	0,248	1,733	8,073	4,210	2,229

Якщо знайдене значення критерію Стьюдента перевищує значення $t_{kp} = 2{,}119$ (для числа ступенів вільності $\nu_{від} = 16$ і рівня значущості $q_{від} = 0{,}05$) [7], то оцінку відповідного коефіцієнта рівняння регресії вважають значущою, в іншому разі приймають значення відповідного коефіцієнта регресії рівне нулю. Як видно з табл. 4 значущими є всі коефіцієнти крім b_3 і b_{12}.

Рівняння регресії у кодованих факторах запишеться:

$$Y\left(x_1, x_2 x_3\right) = 339{,}708 + 40{,}208x_1 + 1{,}958x_2 - 6{,}792x_1x_3 - 3{,}542x_1x_2 - 1{,}875x_1x_2x_3. \quad (10)$$

Адекватність отриманого математичного опису (рівняння регресії) дослідним даним перевіряється за критерієм Фішера F:

$$F = s_{ad}^2 / s_{від}^2, \text{ якщо } s_{ad}^2 > s_{від}^2 \quad (11)$$

або

$$F = s_{від}^2 / s_{ad}^2, \text{ якщо } s_{ad}^2 < s_{від}^2. \quad (12)$$

де s_{ad}^2 – дисперсія адекватності

$$s_{ad}^2 = \frac{m}{n-d}\sum_{u=1}^{n}\left(\bar{y}_u - \tilde{y}_u\right)^2, \quad (13)$$

d – число значущих коефіцієнтів рівняння регресії;

$\tilde{y}_u$ – величина відгуку, отримана в результаті підстановки відповідних величин факторів x_i в рівняння регресії;

Для перевірки адекватності отриманої математичної моделі, обраховуємо значення водотривкості $Y(x_1, x_2, x_3)$ за рівнянням регресії (10).Результати заносимо в табл. 5.

Таблиця 5. **Величини водотривкості, отриманні в результаті розрахунку за рівнянням регресії**

Номер досліду u	1	2	3	4	5	6	7	8
Значення $\tilde{y}_u$	289,083	379,333	296,333	394,083	306,000	376,583	306,583	369,667

Дисперсія адекватності, обрахована за формулою (13) $s_{ad}^2 = 26{,}042$. Так як $s_{ad}^2 > s_{від}^2$, то критерій Фішера, розрахований за формулою (11) $F = 1{,}533$ [7].

Математичний опис вважається адекватним, якщо

$$F < F\left(q_{від}; \nu_{ad}; \nu_{від}\right), \quad (14)$$

де ν_{ad} – число ступенів вільності дисперсії адекватності , $\nu_{ad} = n - d$.

Математичний опис адекватний, так як $1{,}533 < F(0{,}05; 2; 16) = 3{,}63$.

Врахувавши зв'язок між кодованими і дійсними факторами (2) отримаємо рівняння регресії у натуральних факторах:

$$Y\left(X_1, X_2, X_3\right) = 153{,}375 + 2{,}979X_1 + 1{,}021X_2 + 0{,}750X_3 + 0{,}125X_1X_2 -$$
$$-0{,}011X_1X_3 - 0{,}006X_2X_3 - 0{,}0008X_1X_2X_3$$

Поверхні відгуку, побудовані за цими рівняннями наведено на рис. 1.

© О.Л.Ткачук, О.П.Герасимчук

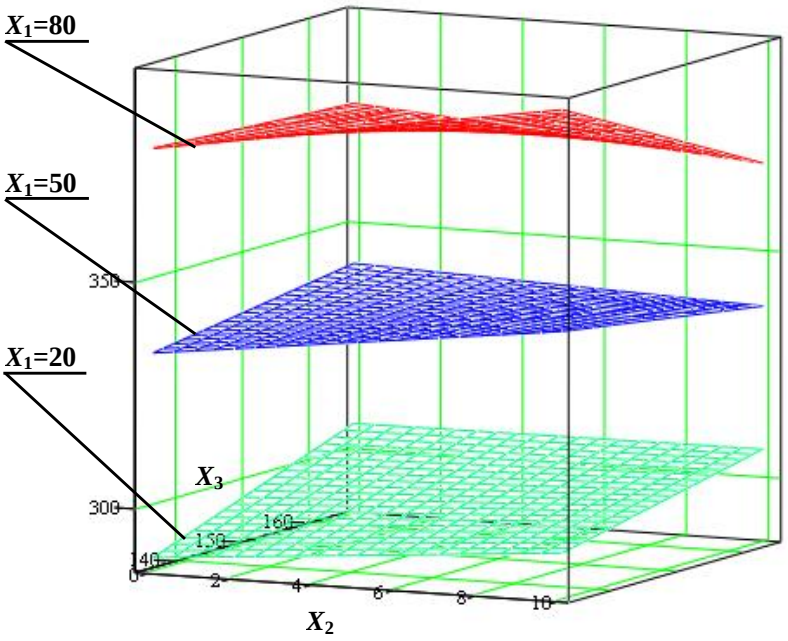


Рис. 1. **Поверхні відгуку**

Аналіз поверхонь відгуку свідчить, що визначальним параметром, що впливає на гідрофобність є концентрація гідрофобізуючого препарату. Зі збільшенням концентрації метилсиліконату калію показник водотривкості збільшується. Значно менший вплив на гідрофобність тканини має концентрація каталізатора в просочувальній ванні і температура термообробки.

Висновки. В результаті дослідження було побудовано математичну модель впливу концентрації гідрофобізатора (метилсиліконату калію), концентрації каталізатора (ацетату цирконію), та температури термообробки на водотривкість бавовняної тканини. Аналіз отриманої моделі, виконаний із застосуванням поверхонь відгуку, дав змогу виділити визначальний технологічний параметр процесу гідрофобізації – концентрацію гідрофобізуючого препарату, зі збільшенням якої показник водотривкості збільшується. Зі збільшенням концентрація каталізатора в просочувальній ванні і температури термообробки водотривкість зростає менш інтенсивно. За оптимальних умов водотривкістьдосягає 400 мм вод ст.

1. *Орлов Н.Ф.,* Андросова М.В. Введенский Н.В. Кремнийорганические соединения в текстильной и легкой промышленности. – М.: Легкая индустрия, 1976. – 235 с.
2. *Глубіш П.А.* Хімічна технологія текстильних матеріалів. Завершальне оброблення: Навч. посіб. для ВУЗів. – К.: Арістей, 2006. – 304 с.
3. *Семак Б.Д.* Износостойкость тканей с отделкой силиконами. - М.: Легкая индустрия, 1977. – 192 с.
4. *Вельтцин В.,* Хаушильд Г. О силиконах и их применении в отделке текстильных изделий. - М.: Гизлегпром, 1958.
5. *Андросов В.Ф.* Технология отделки хлопчатобумажных тканей:Учебник для средн. спец. учеб. заведений. – М.: Легкая и пищевая пром-сть, 1983. – 424 с.
6. Ткачук О.Л., Сарібекова Д.Г. Совершенствование гидрофобной отделки хлопчатобумажной ткани на основе применения алкилсиликоната калия // Проблемы легкой и текстильной промышленности Украины .-2006.-№1(11). – С. 105-108.
7. Сенкевич А.Ю. Математическое моделиорование автоматизированных систем контроля и управления: Метод. Указание/ А.Ю. Сенкевич. – Тамбов: Изд-во Тамб. гос. техн. ун-та, 2004, – 44 с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© О.Л.Ткачук, О.П.Герасимчук

УДК 539.375

Ю. П. Фещук
Луцький національний технічний університет

ТРІЩИНИ В ПОЛІ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ ОБОЛОНКОВИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ, ОДЕРЖАНИХ У ПРОЦЕСІ ГІДРОДИНАМІЧНОГО ШТАМПУВАННЯ

Проаналізовано напружено-деформований стан деталей, виготовлених гідродинамічним штампуванням. На основі рівнянь теорії оболонок типу Тимошенка та аналога δ_c-моделі задачу про напружений стан і граничну рівновагу зведено до системи нелінійних сингулярних інтегральних рівнянь. Числовий аналіз показав, що зі збільшення довжини тріщин вплив параметрів анізотропії на граничну рівновагу оболонок в полі залишкових напружень зменшується. Врахування зміцнення матеріалу призводить до зменшення розкриття вершини тріщини.

Ключові слова: *гідродинамічне формування, інтегральні рівняння, розкриття фронту тріщини, теорія оболонок типу Тимошенка.*

Форм. 16. Рис. 1. Літ. 7.

Ю. П. Фещук

ТРЕЩИНЫ В ПОЛЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ, ПОЛУЧЕННЫЕ В ПРОЦЕССЕ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ

Проанализировано напряженно-деформированное состояние деталей, изготовленных гидродинамическим штамповкой. На основе уравнений теории оболочек типа Тимошенко и аналога δ_c-модели задачу о напряженном состоянии и предельную равновесие сведено к системе нелинейных сингулярных интегральных уравнений. Числовой анализ показал, что с увеличением длины трещин влияние параметров анизотропии на предельное равновесие оболочек в поле остаточных напряжений уменьшается. Учет упрочнения материала приводит к уменьшению раскрытия вершины трещины.

Ключевые слова: *гидродинамическое формирования, интегральные уравнения, раскрытия фронта трещины, теория оболочек типа Тимошенко.*

Yu. Feshchuk

STRESS-STRAIN STATE OF ORTHOTROPIC ELASTIC-PLASTIC CLOSED CYLINDRICAL SHELL WITH AN INTERNAL TRANSVERSE CRACKS ANY CONFIGURATION

The stress-strain state of the parts produced by the hydrodynamic stamping. On the basis of equalizations theory shells type Tymoshenko and analogue are δ_c models a task about the tense state and maximum equilibrium is taken to the system of nonlinear singular integral equalizations. Numerical analysis shows that an increase in the influence of crack length anisotropy parameters on the limit equilibrium of shells in the residual stress decreases. Accounting hardening material reduces crack tip opening.

Keywords: *hydrodynamic form, integral equations, the disclosure of the crack front, the theory of shells such as Tymoshenko.*

Вступ. В машино-, авіа-, суднобудуванні та інших галузях техніки широко використовуються оболонкові конструкції, виготовлені з використанням гідростатичного та гідродинамічного формування. Застосування гідродинамічного формування демонструє надвисоку точність розмірів та форми, можливість отримання складного поєднання різноманітних форм в готовій конструкції, що призводить до скорочення кількості технологічних процесів та зниження собівартості виготовлення продукції [6] навіть у порівнянні з гідростатичним формуванням.

Повна схема гідродинамічного штампування (рис. 1) із використанням трьох DDV насосів. Перший (DDV1) створює пульсуючий тиск, а два інші є багатоцільовими [7].

Зважаючи на інтенсивність формозміни в процесі виготовлення тонкостінних оболонкових елементів конструкцій актуальним є дослідження поведінки тріщин в полі залишкових напружень у процесі їх подальшої експлуатації, дослідження впливу на міцність таких елементів конструкцій різного роду концентраторів, зокрема, дефектів типу тріщин. Крім цього використання класичної теорії оболонок, що ґрунтується на гіпотезах Кірхгофа-Лява, для дослідження тонкостінних елементів конструкцій із композиційних матеріалів не завжди дозволяв достовірно визначити

© Ю. П. Фещук

інтенсивність напружень в околі вершин тріщин. Причиною цього є скорочення числа природних граничних умов з п'яти до чотирьох, що обумовлено неврахуванням поперечного зсуву у виразі для енергії деформацій напружень. Пружно-пластичні трансверсально-ізотропні оболонки з тріщинами в даному розділі досліджуються на основі рівнянь теорії оболонок типу Тимошенка.

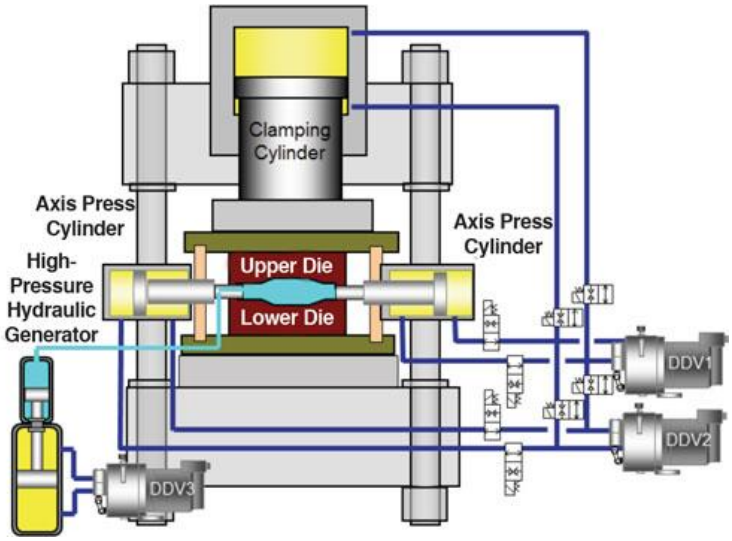


Рис. 1. **Схема гідродинамічного формування**

Формулювання задачі. Розглянемо пологу трансверсально-ізотропну сферичну оболонку, з прямолінійною в плані тріщиною довжини $2l_0$. Нехай оболонка знаходиться під дією зовнішнього навантаження, а береги тріщини завантажені самозрівноваженими зусиллями та моментами. Позначимо довжину пластичних зон, що розвиваються біля вершин тріщин через l_p та l^p . Тоді довжина фіктивної тріщини, утвореної згідно з прийнятою моделлю внаслідок заміни пластичних зон лініями розриву переміщень та кутів повороту, рівна $2l_1 = l_p + 2l_0 + l^p$. Віднесемо оболонку до декартової системи координат XOY , початок якої сумістимо з серединою фіктивної тріщини, а вісь OX направимо вздовж її лінії.

Для сферичної оболонки з тріщиною $|x| < 1,\ y = 0\ \left(x = X / l_1, y = Y / l_1\right)$ компоненти деформації (2.3.20) ε_{ij}^0, χ_{ij}^0 такі:

$$\begin{gathered}\varepsilon_{11}^0 = 0,\ \varepsilon_{12}^0 = \frac{1}{l_1}\left[u(x)\right]\delta(y),\ \varepsilon_{22}^0 = \frac{1}{l_1}\left[v(x)\right]\delta(y),\\ \varepsilon_{13}^0 = 0,\ \varepsilon_{23}^0 = \frac{1}{l_1}\left[w(x)\right]\delta(y), \chi_{11}^0 = 0,\ \chi_{12}^0 = \frac{1}{2l_1}\left[\gamma_1(x)\right]\delta(y),\ \chi_{22}^0 = \frac{1}{l_1}\left[\gamma_2(x)\right]\delta(y)\cdot\end{gathered} \tag{1}$$

Тут враховано, що зв'язок між компонентами деформації серединної поверхні та узагальненими переміщеннями має вигляд [195]:

$$\begin{gathered}\varepsilon_{11} = \frac{1}{l_1}\partial_1 u + w/R,\ \varepsilon_{22} = \frac{1}{l_1}\partial_2 v + w/R,\ \varepsilon_{12} = \frac{1}{l}\left(\partial_2 u + \partial_1 v\right), \chi_{11} = \frac{1}{l_1}\partial_1\gamma_1,\ \chi_{22} = \frac{1}{l_1}\partial_2\gamma_2,\\ \chi_{12} = \frac{1}{l_1}\left(\partial_2\gamma_1 + \partial_1\gamma_2\right),\ \varepsilon_{13} = \gamma_1 + \frac{1}{l_1}\partial_1 w,\ \varepsilon_{23} = \gamma_2 + \frac{1}{l_1}\partial_2 w,\ \partial_1 = \partial/\partial x,\ \partial_2 = \partial/\partial y\cdot\end{gathered} \tag{2}$$

Використовуючи основні співвідношення трансверсально-ізотропних оболонок [2] для сферичної оболонки, отримуємо систему диференціальних рівнянь відносно функції напружень φ, функції прогинів w та функції кутів повороту ψ .

$$\nabla^2\nabla^2\varphi - D_0 l_1^2 / R\nabla^2 w = -D_0 l_1^2 F_1^0(x,y),$$
$$\nabla^2\nabla^2 w + 1/(DR)\left(l_1^2 - \varepsilon\nabla^2\right)\nabla^2\varphi = l_1^2 F_2^0(x,y), \tag{3}$$
$$\left(\nabla^2 - l_1^2\mu^2\right)\psi = F_3^0(x,y)\cdot$$

Тут

$$F_1^0 = \nabla^2\varepsilon_{22}^0 + \partial_2^2\left(\varepsilon_{11}^0 - \varepsilon_{22}^0\right) - \partial_1\partial_2\varepsilon_{12}^0,\ \ \varepsilon = \frac{h^2}{3k'\left(1-\nu^2\right)}\frac{E}{G'},$$

$$F_2^0 = \frac{1}{l_1}\nabla^2\left(\partial_1\varepsilon_{13}^1 + \partial_2\varepsilon_{23}^0\right) - \nabla^2\left(\chi_{11}^0 + \nu\chi_{22}^0\right) + (1-\nu)\left[\nabla^2\left(\chi_{11}^0 - \chi_{22}^0\right) - 2\partial_1\partial_2\chi_{12}^0\right],$$

$$F_3^0 = \frac{2}{\mu^2}\left[\partial_1\partial_2\left(\chi_{11}^0 - \chi_{22}^0\right) + \left(\partial_2^2 - \partial_1^2\right)\chi_{12}^0\right] - l_1\left(\partial_2\varepsilon_{12}^0 - \partial_1\varepsilon_{23}^0\right),\ \mu^2 = \frac{2}{\varepsilon(1-\nu)},$$

E та ν – модуль пружності і коефіцієнт Пуассона в серединній поверхні (поверхні ізотропії), G' – модуль зсуву в площадках, перпендикулярних до серединної поверхні, k' – введений для перерізуючих зусиль коефіцієнт зсуву [5].

Зусилля та моменти через введені функції визначаються за допомогою формул

$$N_i = \frac{1}{l_1^2}\partial_j^2\varphi,\ \ S = -\frac{1}{l_1^2}\partial_1\partial_2\varphi,\ \ M_i = D/l_1\left[\partial_i\gamma_i + \nu\partial_j\gamma_j - l_1\left(\chi_{ii}^0 + \nu\chi_{jj}^0\right)\right],$$
$$H = D(1-\nu)/(2l_1)\left(\partial_2\gamma_1 + \partial_1\gamma_2 - 2l_1\chi_{12}^0\right), \tag{4}$$
$$Q_i = D/\varepsilon\left(\gamma_i + \partial_i w/l_1 - \varepsilon_{13}^0\right)\ \ (i \neq j = 1,2),$$

де

$$\gamma_1 = 1/l_1\partial_2\left(\psi - 2\chi_{12}^0/\mu^2\right) - \frac{1}{l_1\partial_1 w} + \varepsilon_{13}^0 - \frac{\varepsilon}{l_1}\partial_1\left(\Phi + \chi_{11}^0 + \nu\chi_{22}^0\right),$$
$$\gamma_2 = -\frac{1}{l_1}\partial_1\left(\psi + \frac{2}{\mu^2}\chi_{12}^0\right) - \frac{1}{l_1}\partial_2 w + \varepsilon_{23} - \frac{\varepsilon}{l_1}\partial_2\left(\Phi + \chi_{22}^0 + \nu\chi_{11}^0\right), \tag{5}$$
$$\Phi = 1/l_1^2\nabla^2\left(w - \varepsilon\varphi/(RD)\right) - \left(\partial_1\varepsilon_{13}^0 + \partial_2\varepsilon_{23}^0\right)/l_1\cdot$$

Перші два рівняння (3) приведемо до одного ключового рівняння для визначення функції φ

$$\nabla^2\left(\nabla^2\nabla^2 - \varepsilon d^*\lambda^2\nabla^2 + \lambda^4\right)\varphi = D_0 l_1^2\left[l_1^2/RF_2^0 - \nabla^2 F_1^0\right] \tag{6}$$

і рівняння для визначення прогину $w(x,y)$

$$\nabla^2 w = R\left(1/\left(D_0 l_1^2\right)\nabla^2\nabla^2\varphi + F_1^0\right), \tag{7}$$

де

$$d^{*2} = \lambda^4/l_1^4 = D_0/\left(D_1 R^2\right).$$

Використавши інтегральне перетворення Фур'є фундаментальний розв'язок φ_0 та ψ_0 рівнянь

$$\nabla^2\left(\nabla^2\nabla^2 - \varepsilon d\lambda^2\nabla^2 + \lambda^4\right)\varphi_0(x,y) = \delta(x)\delta(y),$$
$$\left(\nabla^2 - l_1^2\mu^2\right)\psi_0(x,y) = \delta(x)\delta(y) \tag{8}$$

отримаємо у вигляді

Використовуючи фундаментальний розв'язок на основі (9) отримаємо вирази для ключових функцій

$$g_i(x,y)=\frac{C_i}{4\pi a_j}\int_{-1}^{1}\Big\{\varepsilon_2(\xi)\Phi_i(x-\xi,y)+\varepsilon_3(\xi)\Phi_{i+2}(x-\xi,y)+$$

$$+\frac{1}{Rd}\Big[\varepsilon_4(\xi)F_i(x-\xi,y)+2\nu_1\chi_3(\xi)F_{i+4}(x-\xi,y)+\chi_2(\xi)F_{i+2}(x-\xi,y)\Big]\Big\}d\xi$$

$$i=1,2;\quad j=1,2,3$$

$$\psi(x,y)=-l_1^2/\pi\int_{-1}^{1}\Big[\varepsilon_4(\xi)\psi_1(x-\xi,y)+\chi_2(\xi)\psi_2(x-\xi,y)+$$

$$+\chi_3(\xi)\psi_3(x-\xi,y)\Big]d\xi,\ \varepsilon_2=\frac{1}{l_1}\big[v(\xi)\big],\ \varepsilon_3=\frac{1}{l_1}\big[u(\xi)\big], \tag{9}$$

$$\varepsilon_4=\frac{1}{l_1}\big[w(\xi)\big],\ \ \chi_2=\frac{1}{l_1}\big[\gamma_2(\xi)\big],\ 2\chi_3=\frac{1}{l_1}\big[\gamma_1(\xi)\big].$$

Підставляючи вирази (9) в формули (4), визначимо зникаючі на нескінченності зусилля і моменти в довільній точці оболонки, викликані полем (1). Задовольняючи тепер умови на берегах фіктивної тріщини, для визначення п’яти невідомих стрибків узагальнених переміщень $[u]$, $[v]$, $[w]$, $[\gamma_1]$, $[\gamma_2]$ отримуємо дві системи СІР. Перша система

$$\sum_{k=1}^{2}\int_{-1}^{1}\Psi_k(\xi)K_{ik}(x-\xi)d\xi=f_i^*(x),\ |x|<1,\ i=1,2 \tag{10}$$

відповідає випадку, коли оболонка і береги тріщини завантажені симетрично відносно лінії тріщини, тобто $f_3(x)=f_4(x)=f_5(x)=0$, друга

$$\sum_{k=3}^{5}\int\Psi_k(\xi)K_{ik}(x-\xi)d\xi=f_i^*(x),\ |x|<1,\ i=\overline{3,5} \tag{11}$$

– антисиметричному розподілу напружень, тобто $f_1(x)=f(x)=0$.

Розглянемо нескінченну трансверсально-ізотропну пластину з прямолінійною наскрізною тріщиною $|x|<l_0,\ y=0$. Для визначення напружено-деформованого стану такої пластини із систем СІР (10), (11), спрямувавши R до нескінченності, отримаємо такі інтегральні рівняння:

1) у випадку узагальненого плоского напруженого стану:

$$\int_{-1}^{1}\Omega_i(\xi)\mathrm{K}_i(x-\xi)d\xi=\frac{2\pi}{D_0}f_i^0(x),\ |x|<1,\ i=1,3, \tag{12}$$

де

$$\Omega_1(\xi)=\frac{1}{l_1}\frac{d}{d\xi}\big[v(\xi)\big],\ \Omega_3(\xi)=\frac{1}{l_1}\frac{d}{d\xi}\big[u(\xi)\big],\ \mathrm{K}_1=\mathrm{K}_3=\frac{1}{2(x-\xi)};$$

2) у випадку згину:

а) при симетричному відносно тріщини навантаженні

$$\int_{-1}^{1}\Omega_2(\xi)\mathrm{K}_2(x-\xi)d\xi=\frac{2\pi}{D_1}f_2^0(x),\ |x|<1, \tag{13}$$

б) при антисиметричному навантаженні

$$\sum_{k=4}^{5}\int_{-1}^{1}\Omega_k(\xi)\mathrm{K}_{ik}(x-\xi)d\xi=\frac{2\pi}{D_1}f_i^0(x),\ |x|<1,\ i=4,5. \tag{14}$$

Відзначимо, що у випадку узагальненого плоского напруженого стану інтегральні рівняння (12) повністю співпадають з інтегральними рівняннями задачі про напружений стан ізотропної пластини з прямолінійною тріщиною, яка розв'язується в рамках теорії Кірхгофа-Лява [3]. У випадку згину пластини замість двох інтегральних рівнянь, що відповідають теорії Кірхгофа-Лява, маємо три інтегральних рівняння (13) та (14), які за структурою нагадують інтегральні рівняння відповідної задачі для оболонки з тріщиною, тобто їх ядра складаються із сингулярного ядра Коші та регулярної частини, яка характеризує вплив модуля зсуву на напружений стан пластини.

© Ю. П. Фещук

Як приклад розглянуто пластину з тріщиною, до берегів якої прикладені рівномірно розподілені по довжині постійні нормальне зусилля N_2^0 та згинний момент M_2^0. Хоча розтяг і симетричний згин пластини описуються окремими інтегральними рівняннями, в даному випадку цю задачу треба розв'язувати взаємно, тому що дія тільки згинного моменту приводить до контакту берегів тріщини. Але сумарна дія N_2^0 та M_2^0 одночасно впливає на утворення пластичної зони. Тобто ці дві окремі, на перший погляд, задачі зв'язані через умову пластичності.

Числовий аналіз. Структура систем сингулярних інтегральних рівнянь (10), (11) і відповідно (12) – (14) така ж як і в попередніх випадках. Тому сумісний розв'язок цих систем з умовами пластичності Треска та умовами обмеженості зусиль і моментів біля вершин тріщини будуємо з допомогою алгоритму, приведеного в [1]. Залежність розкриття вершини тріщини в трансверсально-ізотропній пластині від симетричного відносно тріщини навантаження $\left(N_2^0, M_2^0\right)$ та параметра податливості матеріалу на зсув E/G' приведено в [4].

Для трансверсально-ізотропної оболонки розкриття тріщини в довільній її точці визначаємо за формулами:

$$\delta(x,\gamma)=\left[v(x)\right]+\gamma\left[\gamma_2(x)\right] \tag{15}$$

у випадку симетричного відносно тріщини навантаження та

$$\delta(x,\gamma)=\sqrt{\left[v(x)\right]^2+\left[w(x)\right]^2}+\gamma\left[\gamma_1(x)\right] \tag{16}$$

у випадку антисиметричного відносно лінії тріщини навантаження.

Висновок. Числовий аналіз показав, що зі збільшення довжини тріщин вплив параметрів анізотропії на граничну рівновагу оболонок в полі залишкових напружень зменшується. Зі збільшенням податливості матеріалу оболонок на зсув розкриття тріщини збільшується. Врахування зміцнення матеріалу призводить до зменшення розкриття вершини тріщини. Значення розкриття тріщини та довжини пластичних зон в ізотропній оболонці, які отримані на основі уточненої теорії типу Тимошенка та пластичної теорії Кірхгофа-Лява відрізняються на 3 % у випадку симетричного навантаження та на 20 % у випадку антисиметричного навантаження.

1. Кузін М.О. Напружено-деформований стан ортотропної пружно-пластичної замкнутої циліндричної оболонки з внутрішньою поперечною тріщиною довільної конфігурації / М.О. Кузін, Т.М. Николишин, Ю.П. Фещук, Н.П. Зайчук // Луцьк: Наукові нотатки. – Вип. 47, 2014. – С.73-79.
2. Пелех Б.Л. Теория оболочек с конечной сдвиговой жесткостью / Пелех Б.Л. – Киев: Наук. думка, 1973. – 247 с.
3. Саврук М.П. Двумерные задачи упругости для тел с трещинами / Саврук М.П. – Киев: Наук. думка, 1981. – 324 с.
4. Фещук Ю. П. Забезпечення міцності оболонкових елементів конструкцій, одержаних у процесі гідростатичного витягування / Ю. П. Фещук, Н. П. Зайчук, Д. А. Гусачук // Обробка матеріалів тиском. – 2012. – № 2 (31)
5. Timoshenko S.P. On the correction for shear of the differential equations for transverse vibrations of prismatic bars / Timoshenko S.P. // Phil. Mag. – 1921. – 41, № 6.
6. www.aws-schaefer.de/fileadmin/media/Prospekte/Hydroforming_TFittings/ Hydroforming_Fittinge_rus.pdf
7. www.thefabricator.com/article/hydroforming/hammering-parts-with-hydroforming

Стаття прийнята до друку 23.04.2015.

© Ю. П. Фещук

Т. В. Фурс
Луцький національний технічний університет

КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА І ДЕФЕКТНІСТЬ ДИЙОДИДУ СВИНЦЮ У ЗВ'ЯЗКУ ІЗ СПОСОБОМ ОДЕРЖАННЯ

У статті розглянуто кристалічну структуру і проведено аналіз найбільш поширених політипів дийодиду свинцю (PbI_2). Проведено дослідження впливу технологічних умов на кристалізацію PbI_2. Проаналізовано основні види дефектів при кристалізації PbI_2 із розплаву.

Ключові слова: *кристалічна структура, дийодид свинцю, дефектність, вирощування, політипізм.*
Рис. 3. Табл. 1. Літ. 9.

Т. В. Фурс

КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И ДЕФЕКТНОСТЬ ДИЙОДИДА СВИНЦА В СВЯЗИ СО СПОСОБОМ ПОЛУЧЕНИЯ

В статье рассмотрена кристаллическая структура и проведен анализ наиболее распространенных политипов дийодида свинца (PbI_2). Проведены исследования влияния технологических условий на кристаллизацию PbI_2. Проанализированы основные виды дефектов при кристаллизации PbI_2 из расплава.

Ключевые слова: *кристаллическая структура, дийодид свинца, дефектность, выращивание, политипизм.*

T. V. Furs

CRYSTAL STRUCTURE AND DEFECTS OF LEAD IODIDE IN CONNECTION WITH THE PRODUCTION

The article describes the crystal structure and the analysis of the most common polytypes of lead iodide (PbI_2). Investigated the effect of processing conditions on crystallization of PbI_2. Analyzed the main types of defects in the crystallization of PbI_2 melt.

Keywords: *crystal structure, lead iodide, defectiveness, cultivation, polytypism.*

Постановка проблеми. Дийодид свинцю (PbI_2) належить до класу напівпровідникових матеріалів і володіє набором специфічних фізичних параметрів, завдяки яким уже декілька десятиліть привертає увагу науковців у напрямку фундаментальних досліджень як в науковому, так і в прикладному аспектах. Значний інтерес до PbI_2 обумовлений перспективами використання даного матеріалу для виготовлення структур, призначених для детектування X- і γ-випромінювання, для одержання рентгенівських знімків і здійснення рентгенівської томографії. Одним із найважливіших завдань для успішного використання напівпровідникового матеріалу у техніці є одержання сировини високого ступеня чистоти і вирощування структурно досконалих кристалів. Адже величина темнового струму, опір і чутливість матеріалу до іонізуючого випромінювання значною мірою залежать від чистоти та структурної однорідності матеріалу.

Дийодид свинцю можна одержати у вигляді монокристалів, полікристалів, тонких плівок, дрібнокристалічного порошку. Властивості дийодиду свинцю визначаються способом кристалізації, тобто технологічними умовами одержання, а також якістю вихідної сировини (вихідних матеріалів). Однак, різноманітність механізмів і способів кристалізації PbI_2 обумовлює складнощі, що виникають при одержанні матеріалу із наперед заданими властивостями. Тому аналіз кристалічної структури і дефектності PbI_2 залежно від способу одержання є актуальним у напрямку отримання якісного напівпровідникового матеріалу, що володіє необхідними властивостями для практичного використання у техніці.

Аналіз досліджень і публікацій. Одержання монокристалів - складний фізико-хімічний і технологічний процес. Останнім часом над одержанням матеріалу PbI_2 плідно працюють наукові лабораторії світу, розробляючи свої методи і розвиваючи уже відомі способи.

Найбільш відомими і поширеними способами одержання дийодиду свинцю є: кристалізація з парової фази, осадження з розчинів, вирощування з розплаву.

Кристали PbI_2, вирощені з розчину, бувають чітко огранені, але зазвичай невеликих розмірів (пластинки товщиною декількох мкм), що є суттєвим недоліком у практичному їх використанні.

Особливістю монокристалів PbI_2, вирощуваних із паро-газової фази є надмірна інтенсивність виникнення зародків, що є головною перешкодою при одержанні масивних монокристалів. Фактори, що впливають на інтенсивність утворення зародків PbI_2 із парової фази, залишаються невідомими. Габітус кристалів визначається температурними умовами їх росту, наявністю домішок в системі та парціальними тисками кожного із компонентів сполуки, які

© *Т. В. Фурс*

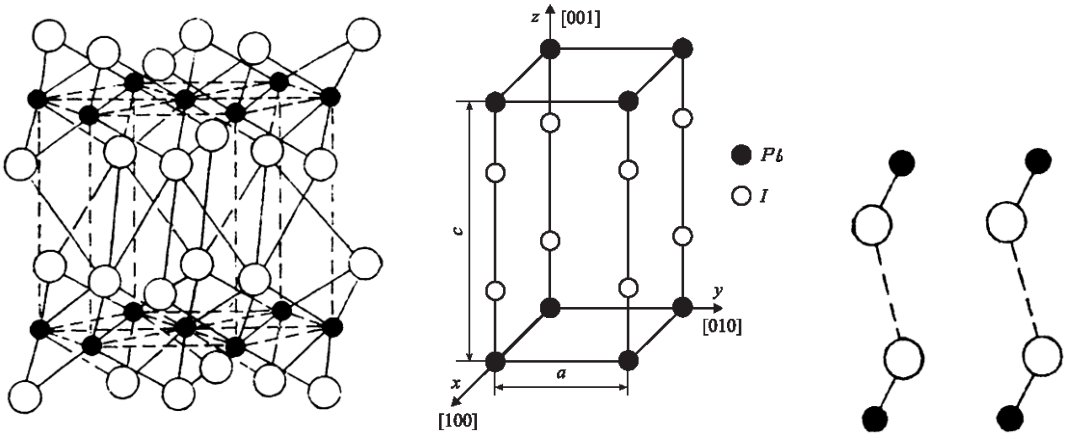
впливають на стехіометрію кристала. В залежності від впливу кожного з перерахованих факторів спостерігається різноманітність форм росту кристалів від структурно досконалих стрічок, пластинок аж до об'ємних кристалів нетипової форми [1,2]. Такі кристали характеризуються низьким вмістом забруднюючих домішок, а для практичного використання не потребують додаткової механічної обробки.

Для одержання масивних монокристалів PbI_2 використовуються розплавні методи: метод Бріджмена (Бріджмена-Стокбаргера), метод пересувної розплавленої зони, метод зонної плавки та їх поєднання [3,4]. Перевагами методу кристалізації PbI_2 з розплаву можна вважати можливість використання великих швидкостей росту (до десятків мм/год) і одержання масивних монокристалів (у діаметрі 10-30мм, довжиною до 100мм). Основний недолік даного методу полягає у наявності значної кількості дефектів у вирощеному кристалі, які утворюються за наявності температурних градієнтів в процесі охолодження вирощеного зливка.

Дийодид свинцю має шарувату кристалічну структуру (рис. 1 а). Кристалічна решітка PbI_2 визначається структурою, що містить декілька атомних моношарів. У PbI_2 шаровий пакет утворений трьома моношарами атомів, розташованих у такій послідовності: моношар атомів металоїда (X), моношар атомів металу (M), моношар атомів металоїда (X), або X – M – X [1]. Тобто, кристалічна структура PbI_2 складається з ідентичних шарових пакетів (I–Pb–I), накладених один на другий у напрямку, перпендикулярному гексагональній осі *c*.

Спрощена структурна схема елементарної комірки монокристалу PbI_2 зображена на рис. 1 б. На рис. 1 в наведено розміщення атомів йоду та свинцю у перерізі поперек шарів (для 2*H*-політипу).

За характером хімічних зв'язків кристали PbI_2 займають проміжне положення між молекулярними та іонно-ковалентними кристалами. У таких кристалах сили зв'язку між атомами в межах шарового пакету і між шаровими пакетами різні. У межах шарового пакету діють сильні іонно-ковалентні зв'язки, а між шаровими пакетами, як правило, – більш слабкі зв'язки типу ван-дер-ваальсівських [5]. Зважаючи на це, у кристалах дийодиду свинцю можливе поєднання властивостей вказаних типів структур, що ускладнює інтерпретацію фізичних процесів, які в них відбуваються.



а) б) в)

Рис. 1. **Структура кристалічної гратки PbI_2 [5]**

Періодичне чергування шарових пакетів, укладених у напрямку осі *c*, призводить до утворення політипів (рис. 1) [5]. Дотепер відомо близько 30 політипів PbI_2.

Найбільш поширеним політипом PbI_2 є 2H-модифікація, що належить до просторової групи D_{3d}^{3} і містить один шаровий пакет (3 атоми) в елементарній комірці. Параметри гратки 2H-політипу: a=4,557Å, c=6,979Å. Структура цього політипу подається у вигляді *AγB AγB* ... [5], де *A* і *B* – іони йоду, γ – свинець. Кристалічна структура 2H-політипу вперше була встановлена Теристрою і Вестенбринком [6]. Мітчел [7] довів існування наступного 4H-політипу, а також політипів 6H та 12R. Політип 4H дийодиду свинцю складається із двох шарових пакетів (6 атомів)

в елементарній комірці і належить до просторової групи C_{6v}^{4}. Пінскер у праці [8] описав структуру політипу 6R, що утворюється при низькотемпературному рості монокристалів із водних розчинів.

У роботі [9] встановлено, що 12R є високотемпературним політипом, а 2H – модифікація PbI_2 є стійкою при кімнатній температурі. Кристали, вирощені з розчину, характеризуються політипами з малими періодами комірки. Утворення політипу 4H при високій температурі обумовлюється наявністю домішок. Однак, чим чистіший механічний матеріал (сировина), тим менша ймовірність утворення політипу 4H.

Особливістю шаруватих кристалів, зокрема і PbI_2, є наявність у них значної кількості власних структурних дефектів, серед яких точкові дефекти і дислокації. Наприклад, однією з причин виникнення дислокацій є утворення двох близько розташованих зародків, які одночасно виникли на одній грані кристалу і, розвиваючись, деформували один одного. Іншою причиною може бути наявність у вихідній сировині неконтрольованих забруднюючих домішок. Внаслідок їх нерівномірного розподілу в кристалічних шарах можливий зсув однієї частинки кристалу відносно іншої. У кристалічній решітці PbI_2 можуть виникати як дефекти за Френкелем (складаються із атома у міжвузлі і пустого вузла), так і дефекти за Шотткі (утворюються при виході атомів із вузлів решітки на поверхню кристала, добудовуючи у такий спосіб новий шар кристалічної решітки).

Відомо, що дефекти упаковки мають важливе значення при визначенні властивостей кристалів. У кристалах PbI_2 дефекти упаковки можуть призводити до закорочення шарових пакетів і маскування фактичної анізотропії фізичних властивостей, одномірної локалізації носіїв заряду.

Зазначимо, що виражена політипія кристалів PbI_2 визначається і способом їх одержання. Модифікації політипів PbI_2 з урахуванням методів одержання приведені у таблиці 1.

Таблиця 1. **Порівняльні характеристики кристалів PbI_2, одержаних різними методами**

Метод одержання	Політип кристалу
З розчину [8]	6R
З парової фази [9]	2H, 12R
З розплаву [6, 7]	2H, 4H

Зокрема, кристалізацією з розчинів одержують 6R- модифікацію PbI_2, а з парової фази і розплаву можна отримати 2H і 4H політипи. Ці дані вказують на те, що найбільш досконалі і структурно-однорідні кристали PbI_2 можна отримати з парової фази і розплаву.

Однак, недостатньо врахованим і невирішеним питанням у попередніх роботах по вирощуванню кристалів PbI_2 залишається забезпечення високого ступеня чистоти одержаного матеріалу, що визначає кристалічну структуру, політичну модифікацію, дефектність і відповідно структурно-чутливі властивості даного матеріалу.

Метою дослідження є вивчення впливу технологічних умов на кристалізацію PbI_2 і встановлення основних видів дефектів монокристалів PbI_2, одержаних з розплаву. **Об'єктом дослідження** вибрано монокристали PbI_2, вирощені згідно розплавного методу Бріджмена-Стокбаргера, оскільки саме цей метод дозволяє одержувати великі об'ємні монокристали, тобто є технологічно продуктивним.

Основні результати дослідження. Процес вирощування монокристалів з розплаву охоплює дві основні стадії:

а) зародження центрів кристалічної фази (процес зародкоутворення);

б) ріст утворених центрів в результаті приєднання атомів із розплаву.

При цьому для одержання задовільної якості монокристалів необхідно враховувати наступні аспекти:

- наявність домішок у вихідному матеріалі і їх вплив на процес вирощування;
- форма границі розділу твердої і рідкої фаз (фронту кристалізації);
- дефекти, що утворюються в процесі росту монокристалу.

© Т. В. Фурс

За наявності радіальних перепадів температур у процесі росту і охолодження кристалу створюються термічні напруження, що обумовлюють тепловий стиск зовнішньої поверхні, і відповідно появу стискуючих напружень у товщі кристалу і розтяг на поверхні зливка PbI_2. Для запобігання цьому явищу вирощування монокристалу необхідно здійснювати за умов, що виключають радіальний температурний градієнт. Одночасно температурний градієнт вздовж осі ампули має бути постійним. Якщо ж радіальний градієнт відмінний від нуля (при постійному градієнті вздовж осі), то навколо осі кристала виникають симетричні напруження. Неоднорідний розподіл домішок в монокристалах PbI_2 також обумовлюватиме концентраційні напруження.

Для зменшення ймовірності вторинного зародкоутворення при вирощуванні монокристалів PbI_2 за методом Бріджмена-Стокбаргера границя поділу рідкої і твердої фази, обумовлена розподілом температури у зонах печі, має бути плоскою чи трішки випуклою.

Суттєвий вплив на вирощування кристалів чинять неконтрольовані домішки. За наявності домішок ріст кристалів характеризується нерівноважним процесом, оскільки вони можуть змінювати швидкість росту, параметри вирощених кристалів, сприяти утворенню дефектів структури чи навпаки їх заліковуванню.

Значний вплив на процес кристалізації з розплаву мають механічні домішки, тобто ті, що знаходяться в розплаві у вигляді найдрібніших частинок мікронного чи субмікронного розміру. Ці домішки можуть відігравати роль "затравок" при утворенні нових зародків, оскільки робота утворення зародків на наявній поверхні розділу (гетерогенне зародкоутворення) є меншою, ніж робота флуктуаційного зародкоутворення (гомогенне зародкоутворення) в об'ємі розплаву.

Розчинні домішки суттєво впливають на процес зародкоутворення. Оскільки зародок при своєму утворенні прагне "відтіснити" домішкові молекули (атоми), то шар розплаву на межі із зародком збагачується домішковими атомами. При цьому гальмується процес приєднання атомів основної речовини до зародка і для досягнення критичного його розміру, необхідного для наступного росту монокристалу, потрібно збільшити переохолодження розплаву.

Тому, врахувавши негативний вплив забруднюючих домішок на процес кристалізації і властивості дийодиду свинцю, запропоновано проводити додаткову очистку вихідних компонентів (Pb і I_2), після чого послідовно проводити процеси прямого синтезу і вирощування монокристалів. Це дозволяє також підвищити ефективність технологічного процесу вирощування монокристалів PbI_2.

Вважається, що в розплаві легуючі домішки розподіляються рівномірно. Але, як показали дослідження, для PbI_2 при збільшенні швидкості росту домішки накопичуються поблизу границі фаз і гальмують процес кристалізації. Наслідком цього є переохолодження розплаву перед фронтом кристалізації. За таких умов можуть виникати нові зародки, які спричинятимуть деформації кристалічної решітки. До місць таких деформацій легко дифундують легуючі домішки, утворюючи скупчення (рис. 2).

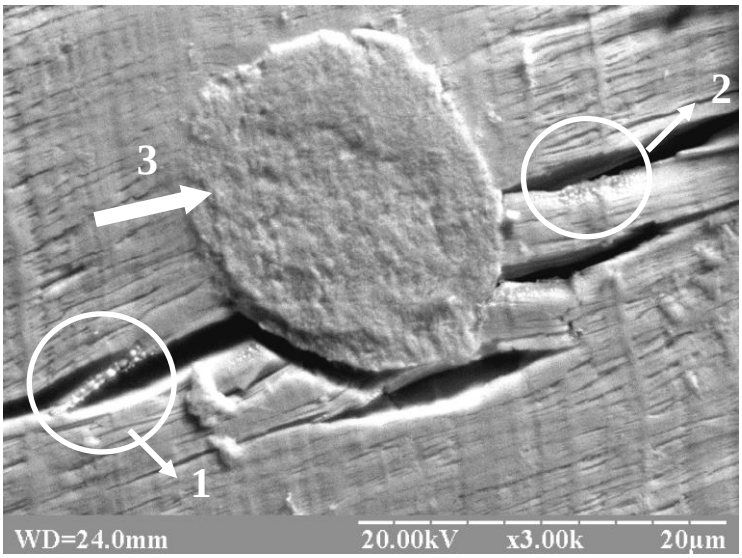


Рис. 2. **Виділення фаз із підвищеним вмістом цирконію в монокристалі PbI_2:Zr, × 3000**

© Т. В. Фурс

Виділення фаз із підвищеним вмістом цирконію (деталі 1, 2) в місцях механічних напружень (тріщин) у процесі росту кристалу видно з мікрофотографії 2. Включення (деталь 3), яке спричинило механічні деформації, що видно із тріщин, представляє собою врощений кристал такої ж хімічної структури, лише з іншою орієнтацією.

Для запобігання такому небажаному явищу необхідно створити достатньо великий температурний градієнт у зоні кристалізації. Зі збільшенням концентрації легуючої домішки також понижується температура початку кристалізації. У даній роботі при використанні методу Бріджмена-Стокбаргера ця умова реалізовується наявністю додаткового нагрівника між верхньою і нижньою зонами печі, що спричиняє підвищення температури розплаву біля фронту кристалізації.

Характерним для кристалів PbI_2 є наявність у них власних структурних дефектів, особливо гвинтових дислокацій (рис. 3, деталь 1). При вирощуванні дийодиду свинцю із розплаву можливі

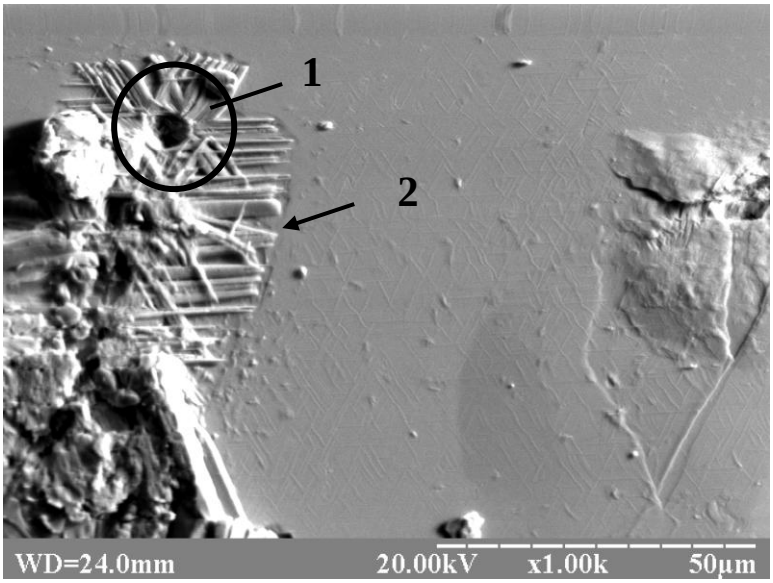


Рис. 3. **Наявність дендритного утворення з гвинтовою дислокацією на поверхні зразка PbI_2:Zr, ×1000**

декілька механізмів утворення дислокацій, іноді з характерно виражаними дендритними утвореннями (рис. 3, деталь 2): термічні напруження; концентраційне переохолодження; механічні напруження; пересичення вакансіями; випадкові утворення. Однією з причин виникнення дислокацій з гвинтовою компонентою вектора Бюргерса є утворення двох близько розміщених зародків, які розвиваючись, деформують один одного. Іншою причиною може бути наявність у вихідній сировині неконтрольованих домішок, які можуть виступати центрами кристалізації, або внаслідок їх нерівномірного розподілу в кристалічних шарах можливий зсув однієї частинки кристалу відносно іншої. Очевидним є те, що електропровідність уздовж ліній дислокацій значно вища, ніж в об'ємі самого кристала. І тому навіть тільки одна дислокація може електрично закоротити елементи схеми при використанні такого монокристалічного зразка.

Окрім дислокацій кристали PbI_2 містять і точкові дефекти, наприклад, вакансії йоду і свинцю, міжвузлові атоми та домішкові атоми у вузлах та міжвузлях кристалічної гратки і їх комплекси. Точкові дефекти можуть бути зарядженими і створювати у забороненій зоні PbI_2 локалізовані стани з енергією ΔE_i, які можуть знаходитися як поблизу зони провідності (валентної зони) і тоді дефект є донором (акцептором), так і у її глибині і тоді такий дефект є пасткою для носіїв заряду або рекомбінаційним центром. У цьому випадку є очевидним вплив пасток та рекомбінаційних центрів на електричні характеристики (ВАХ) PbI_2.

Висновки. Аналізуючи результати досліджень кристалічної структури і дефектності монокристалів PbI_2, одержаних із розплаву, можна зробити такі висновки:

1. Кристали задовільної якості 2Н-політипної модифікації одержують із паро-газової фази і розплаву. Однак вказаний спосіб не є технологічно продуктивним, оскільки розміри вирощених монокристалів обмежуються декількома міліметрами. Окрім того, форма

кристалів залежить від технологічних умов вирощування (пластинки, смужки, голки), що теж обмежує придатність одержаного матеріалу.

2. Для отримання об'ємних монокристалів PbI_2 значних розмірів використовують розплавні методи. Однак якість таких монокристалів, зокрема ступінь чистоти, значно залежить від чистоти вихідних матеріалів, оскільки наявність неконтрольованих домішок суттєво ускладнює технологічний процес і може негативно впливати на відтворення властивостей матеріалу, зокрема, електрофізичних.
3. Монокристали PbI_2, одержані з розплаву, характеризуються наявністю точкових дефектів і гвинтових дислокацій, які, найімовірніше, виникають за наявності термічних напружень при охолодженні зразка, а також можуть бути обумовлені наявністю забруднюючих домішок.
4. При легуванні монокристалів PbI_2 необхідно чітко контролювати процес введення домішок і визначати їх оптимальні концентрації задля одержання структурно-однорідного матеріалу з відтворюваними властивостями і мінімальною концентрацією дефектів.

Нині дослідженням і удосконаленням властивостей PbI_2 займаються науковці багатьох країн світу. У майбутньому це дозволить вирішити проблему одержання досконалих монокристалів PbI_2 з необхідними властивостями і задовільними розмірами.

1. Рыбак В.М., Калуш А.З., Логуш О.И. Способ получения монокристаллов дийодида свинца.-А.С. №1358487, СССР, С30 В23/00,с30в29/12. - Заявлено 4.12.85. - Опубл. 4.01.87. - Бюл. 45б-с.
2. Курило І.В. Вирощування з парової фази та морфологія кристалів PbI_2 / І.В. Курило, О.В. Рибак, О.З. Калуш // Вісник ДУ "Львівська політехніка". - Львів: ДУ "Львівська політехніка", 1999 - № 362. - С. 94.
3. Eckstein J. Crystal growth of lead iodide from the melt / J. Eckstein, B. Erler // Issue 7. - 1992.- V. 27. - P. 897-902.
4. Федосов А.В. Вирощування кристалів дийодиду свинцю із розплаву / А.В. Федосов, О.З. Калуш, Т.В. Філюк. // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник (за напрямом "Інженерна механіка"). - Луцьк: ЛДТУ. - 2002. - Вип. 11. - Ч.2. - С. 88-97.
5. Широкозонные слоистые кристаллы и их физические свойства / Под ред. Лысковича А.Б. – Львов: Вища школа. Изд-во при Львов. ун-те., 1982. – 148 с.
6. Верма А., Кришна П. Политипизм и полиморфизм в кристаллах. – М.: Мир, 1969. – 347с.
7. Mitchell R.S. Structural polytypism of lead iodide // Z. Kristallogr. – 1969. – № 8. – P. 372–384.
8. Пинскер Я.Г., Татаринова Л.И., Новикова В.А. Электронноградические исследования структуры иодистого свинца // Журн. физ. хим. – 1944. – № 3(18). – С. 419-424.
9. Robertson I. Hight binding land structure of PbI2 using scaled parameters / I. Robertson // Sd. State Communication. – 1978. – V. 26. – № 11. – P. 791-794.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© Т. В. Фурс

УДК: 621.785.5

А. П. Чейлях, Н. Е. Караваева
ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 20ГЛ

В работе рассмотрены вопросы повышения механических свойств и износостойкости конструкционной стали, работающей в условиях изнашивания. Разработан способ комплексной поверхностной обработки, заключающийся в проведении цементации и последующего высокотемпературного термоциклирования (ВТЦО). Предложенный способ обработки позволяет повысить плотность карбидов, измельчить структуру и сделать ее более однородной. После ВТЦО и последующей закалки с разных температур в структуре образуется мартенсит, глобулярные карбиды и остаточный аустенит. Остаточный аустенит способен к деформационному мартенситному γ→α' превращению при изнашивании (ДМПИ), что повышает относительную износостойкость исследованной стали в 2-2,5 раза в зависимости от условий изнашивания.

Практическая ценность работы заключается в том, что изменением параметров поверхностных обработок можно регулировать количественное соотношение между мартенситом и аустенитом, изменять степень метастабильности аустенита, получать в поверхностных слоях дифференцированный химический состав и градиентные структуры без применения специального оборудования и без создания специальных участков в термическом цехе.

Ключевые слова: *комплексная поверхностная обработка, цементация, метастабильный аустенит, термоциклирование, износостойкость.*

Рис. 5. Лит. 11.

О. П. Чейлях, Н. Є. Караваєва

ВПЛИВ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЦЕМЕНТОВАННОЇ СТАЛІ 20ГЛ

В роботі розглянуті питання підвищення механічних властивостей і зносостійкості конструкційної сталі, що працює в умовах зношування. Розроблено спосіб комплексної поверхневої обробки, що полягає у проведенні цементації і подальшого високотемпературного термоциклювання (ВТЦО). Запропонований спосіб обробки дозволяє підвищити щільність карбідів, подрібнити структуру і зробити її більш однорідною. Після ВТЦО і подальшого гарту з різних температур в структурі утворюється мартенсит, глобулярні карбіди і залишковий аустеніт. Залишковий аустеніт здатний до деформаційного мартенситному γ → α' перетворення при зношуванні (ДМПЗ), що підвищує відносну зносостійкість дослідженої сталі в 2-2,5 рази залежно від умов зношування.

Практична цінність роботи полягає в тому, що зміною параметрів поверхневих обробок можна регулювати кількісне співвідношення між мартенситом і аустенітом, змінювати ступінь метастабільності аустеніту, отримувати в поверхневих шарах диференційований хімічний склад і градієнтні структури без застосування спеціального обладнання і без створення спеціальних дільниць в термічному цеху.

Ключові слова: *комплексна поверхнева обробка, цементація, метастабільний аустеніт, термоціклірованіе, зносостійкість*

A. P. Cheiliak., N. E. Karavaieva

INFLUENCE OF HIGH THERMOCYCLIC TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL CARBURIZED 20Mn

The paper discusses the issues of improving the mechanical properties and wear resistance of structural steel work in conditions of wear. A method for the surface treatment of the complex, which consists in carrying out carburizing and subsequent high temperature thermal cycling (HTTC). The proposed method allows to increase processing density carbides, crushed and make its structure more uniform. After HTTC followed by hardening from different temperatures in the structure of martensite formed, globular carbides and residual austenite. The residual austenite is capable of deformation martensite γ → α' transformation during wear (DMTW), increasing the relative wear resistance of the investigated steel 2-2.5 times depending on the conditions of wear.

The practical value of the work lies in the fact that the change of surface treatments can be adjusted quantitative relationship between martensite and austenite, to vary the degree of metastable austenite, getting into the surface layers of differentiated chemical composition and structure gradient without the use of special equipment and without creating a special plots in the thermal workshop.

Keywords: *complex surface treatment, carburizing, metastable austenite, thermal cycling, wear resistance.*

Одной из главных задач, решаемых на предприятиях, является ресурсосбережение, обусловленное постоянно растущими ценами на железорудное сырье, другие материалы и, как следствие, на металл. Повышение долговечности сменно-запасных деталей из различных марок сталей для оборудования и инструментов машиностроительных и металлургических заводах позволяет существенно сократить расход материалов.

© А. П. Чейлях, Н. Е. Караваева

В процессе эксплуатации наиболее интенсивно подвергаются температурно-силовым воздействиям поверхностные слои деталей и инструмента, поэтому структура и свойства поверхностных слоев оказывает важное влияние на их работоспособность. Решение этой проблемы требует совершенствования существующих и создания новых методов обработки металлов. Ее решение в настоящее время связывается с интенсивным распространением наряду с другими видами термической и химико-термической обработок, термоциклической обработки (ТЦО), которая позволяет улучшить механические свойства не только по рабочей кромке, но и по всему объёму инструмента [1-4].

При ТЦО сплавов, матрица которых претерпевает фазовые превращения (например, сплавы на основе железа) возникают значительные межфазные напряжения при повторных диффузионных превращениях, а также градиенты температур между отдельными элементами матрицы, которые приводят к увеличению центров превращения и, в итоге, к измельчению зерна [5]. Установлено [6-8], что ТЦО оказывает существенное влияние на структурное состояние карбидов. Метод ТЦО позволяет получать уникальные структуры и свойства металлов [6].

В отличие от других видов термической обработки структурные и фазовые превращения при ТЦО совершаются многократно при изменяющейся температуре нагрева–охлаждения. Необходимость многократного повторения обработки при заданных температурах, как правило, обусловлено стремлением накопить изменения, которые коренным образом улучшают качество изделий и придают им свойства, недостижимые при одноразовой термической обработке [7, 8].

Много внимания уделяется изучению влияния чередующегося повторения процессов взаимного растворения – выделения между ферритокарбидной смесью и аустенитом на механические свойства углеродистых инструментальных сталей, что позволяет повысить ударную вязкость при сохранении высокой твердости и прочности. Влияние ТЦО на износостойкость сталей изучено не достаточно.

Целю данной работы является создание новых способов ТЦО для получения оптимальной микроструктуры и повышения износостойкости цементованной стали 20ГЛ.

В данной работе рассматривается влияние параметров высокотемпературной термоциклической обработки (ВТЦО) на структуру и свойства цементованной стали 20ГЛ. В стали основным легирующим элементом является марганец, относительно не дорогой и доступный в Украине.

Образцы стали 20ГЛ размерами 10х10х25 мм подвергались цементации в твердом карбюризаторе в течение 12 часов с охлаждением в коробе. После этого проводилась ВТЦО с нагревом до 950 °С↔20 °С (охлаждение до комнатной температуры на воздухе), последующей закалкой на последнем цикле в воду с температур 850 °С и 1000 °С и низким отпуском при 180 °С. Число циклов составляло 5, 11 и 17 (закалка с температуры 850 °С) и 2, 8 и 14 циклов (закалка с температуры 1000 °С). Схема режимов ВТЦО приведена на рис. 1.

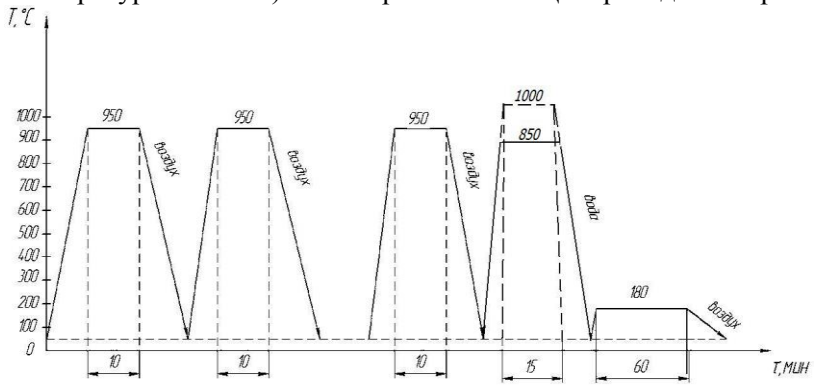
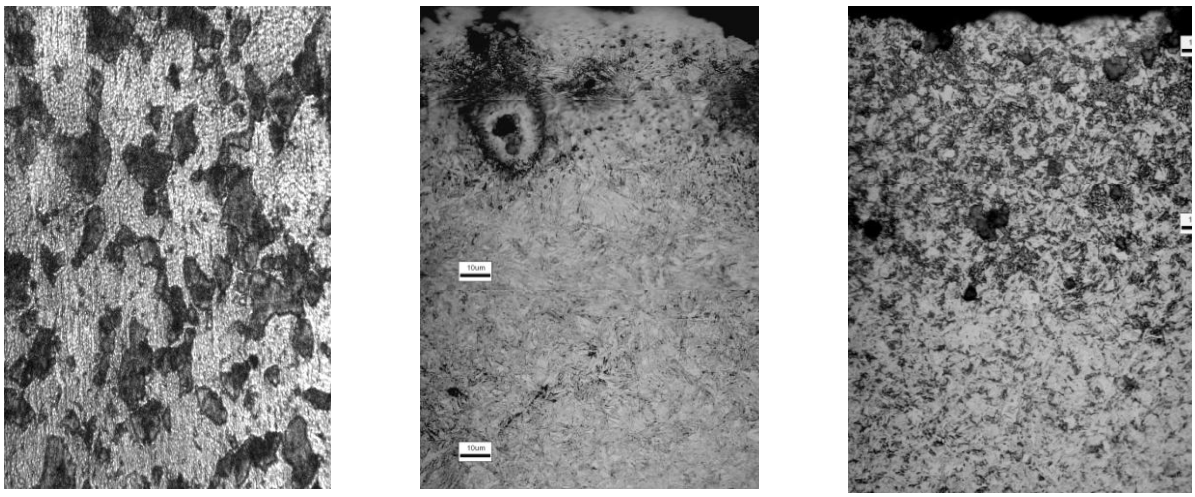


Рис. 1. ***Графики ВТЦО (950↔20 ºС) и последующей закалки с температур 850 ºС и 1000 ºС цементованной стали 20ГЛ.***

После стандартного режима термической обработки, применяемого на производстве (нормализация при 880-900 ºС, охлаждение на воздухе), структура стали 20ГЛ состоит из 25 % перлита и 75 % феррита (рис. 2, а). После проведения цементации, а затем ВТЦО по разработанным режимам, структура стали измельчается. После 2-х циклов ВТЦО по режиму 950↔20 ˚С у поверхности образца наблюдается аустенитно-мартенситная структура, встречаются отдельные довольно крупные цементитные выделения (рисунок , 2, б).



а) б) в)

Рис. 2. ***Микроструктура стали 20ГЛ: а) после стандартного режима термической обработки (нормализация) (х1200); б) после 2-х циклов ВТЦО по режиму 950↔20 ˚С; в) после 14-ти циклов ВТЦО по режиму 950↔20 ˚С***

Микротвердость $H_◊$ = 4400 МПа подтверждает наличие в структуре высокоуглеродистого остаточного аустенита ($A_{ост}$).

На глубине ≈ 0,8 мм наблюдается структура смеси мартенсита, цементита, и остаточного аустенита ($A_{ост}$). Цементитные выделения довольно крупные, а мартенсит игольчатый. На глубине примерно 1,1 мм наблюдается также структура преимущественно мартенсита и цементита. Аустенита практически не наблюдается, цементит мелкодисперсный. Микротвердость в этом участке достигает 6200 МПа (рисунок 3). На глубине 1,3-1,6 мм структура постепенно переходит в зернистый перлит, цементитные частицы увеличиваются в размере. Микротвердость мало изменяется и находится в пределах 3800-4500 МПа.

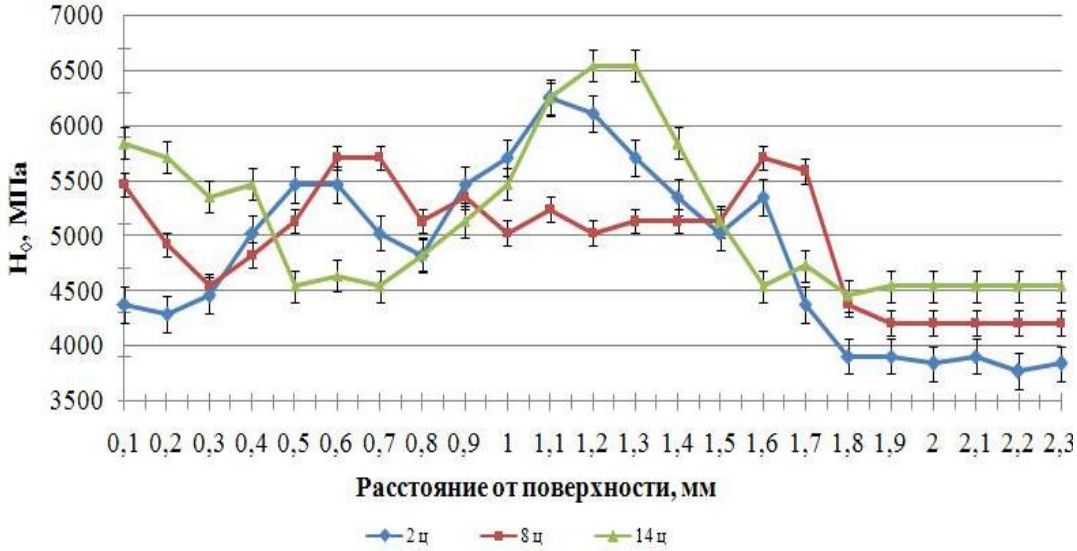


Рис. 3. ***Микротвердость цементованной стали 20ГЛ после ВТЦО (950 ºС↔20 ºС), закалки от 1000 ºС и отпуска при 180 ºС***

ТЦО, измельчая частицы карбидов и их плотность, измельчает мартенситную структуру и делает ее более однородной [9].

После 8-ми циклов ВТЦО характер изменения микроструктуры по толщине имеет такой же характер, как было описано после 2-х циклов ВТЦО. По глубине науглероженного слоя твердость изменяется неоднозначно. Мартенситные иглы наблюдаются в отдельных местах структуры на глубине 0,6-0,7 мм, а их микротвердость равна 5700 МПа. На глубине 1,8-2,3 мм наблюдается

типичная структура зернистого перлита, соответствующая исходной. Микротвердость в этих участках снижается до 4250 МПа.

С увеличением количества циклов до 14-ти циклов ВТЦО цементит преимущественно растворяется в аустените. По границам зерен выделяются цепочки карбидов, но частично они растворяются, получается обогащенный углеродом аустенит (рис. 2, в). На голубине 0,1-0,4 мм микротвердость равна 5500-6000 МПа, затем она снижается до 4500 МПа, а на глубине 1-1,5 мм снова повышается до 6500 МПа. Структура становится более однородной с мелким зерном. На больших глубинах по толщине образцов образуется структура троосто - мартенсит. Мартенситные иглы видны только в отдельных зернах. Микротвердость на глубине 1,6-2 мм снижается до 4500 МПа. Выделение цементита очень дисперсное, частицы имеют глобулярную форму.

Примечательно, что с увеличением числа циклов ВТЦО с 2-х до 14-ти, микротвердость поверхности образцов возрастает с 4300 МПа до 5500 МПа, что можно объяснить измельчением структуры и обогащением аустенита углеродом.

Анализ изменения структуры по толщине образцов после различных режимов ВТЦО показал, что она является весьма целесообразной для измельчения структуры и получения дисперсных выделений цементитной фазы. При проведении ТЦО изменяется структура, размеры и морфология карбидов; одновременно снижается уровень внутренних напряжений. [2, 10, 11].

После термоциклирования по режиму 950 ºС↔20 ºС, с последующей закалкой с температуры 850 ºС и низким отпуском при 180 ºС (количество термоциклов 5, 11 и 17) в структуре наблюдается мартенсит, остаточный аустенит и цементит. С увеличением количества циклов структура, так же как и в предыдущем случае, измельчается. После 5 циклов ВТЦО на глубине 0,9-1,7 мм наблюдается структура мартенсит, глобулярный цементит и $A_{ост}$ (рис 4).

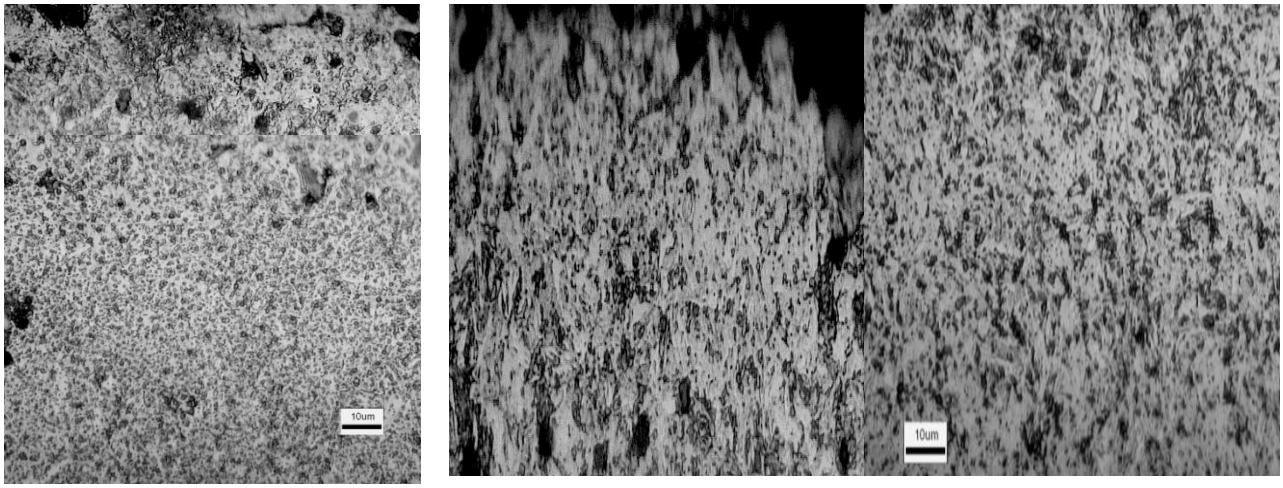
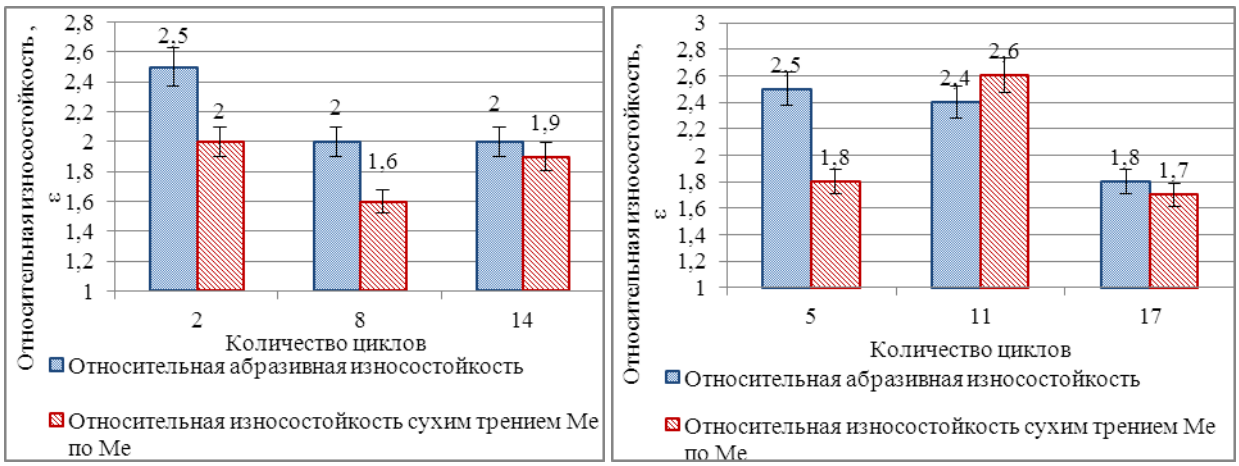


Рис. 4. ***Микроструктура цементованной стали 20 ГЛ, после ВТЦО (950 ºС↔20 ºС), закалки от 850 ºС и отпуска при 180 ºС: а) 5 циклов; б) 11 циклов***

Микротвердость до глубины 0,7 мм находится в пределах 4500 МПа, затем повышается до 6500 МПа и на глубине 1,7 мм снова снижается, что объясняется уменьшением содержания $A_{ост}$ и увеличением содержания мартенсита. Затем по глубине микроструктура постепенно трансформируется в структуру сердцевины - глобулярный сорбит.

Наиболее высокие показатели относительной износостойкости при сухом трении скольжения металла по металлу наблюдаются после 2-х циклов ВТЦО (закалка с температуры 1000 °С) (ε=2,5) и после 11-ти циклов ВТЦО (закалка с 850 °С) (ε≈3) (рис. 5, а, б). В этих условиях целесообразно получение в структуре наряду с мартенситом и карбидами метастабильного $A_{ост}$. Выделение цементита, в свою очередь, дестабилизируют остаточный аустенит и способствуют его дальнейшему ДМПИ.

При абразивном изнашивании в среде электрокорунда образцы после 2-х циклов ВТЦО (закалка с температуры 1000 °С), после 5- ти и 11-ти циклов ВТЦО (закалка с температуры 850 °С) обладают высокими и близкими значениями относительной износостойкости ($\varepsilon_{абр}$≈2,5) (рис. 5, а, б).



а) б)

Рис. 5. ***Относительная абразивная износостойкость и износостойкость в условиях сухого трения скольжения металл по металлу цементованной стали 20ГЛ после ВТЦО с различным количеством циклов и закалки от: а) 1000 ºС; б) 850 ºС (отпуск при 180 ºС)***

Это можно объяснить тем, что при абразивном изнашивании идет более интенсивное воздействие абразива на поверхность образца. Структура, с повышенным содержанием метастабильного $А_{ост}$, является для этого вида изнашивания оптимальной.

В целом, повышение относительной износостойкости можно объяснить получением оптимальной структуры - мартенсита, карбидов и $А_{ост}$, способного к ДМПИ. Так же образование под твердым цементованным и закаленным поверхностным слоем более мягкого, чем обычно, слоя (с пониженным содержанием углерода) тормозит распространение трещин, возникающих в поверхностном закаленном слое.

Практическая ценность работы заключается в том, что изменением параметров ТЦО можно регулировать количественное соотношение между аустенитом и мартенситом, изменять степень метастабильности аустенита, получать в поверхностных слоях различный химический состав и структуры. Разработанные технологии ТЦО после ХТО позволят реализовывать их на традиционном оборудовании (соляные ванны, камерные и шахтные печи) термического цеха без использования дополнительных приспособлений и создания специализированных участков.

Выводы:

1. Проведение термоциклической обработки цементованной стали 20ГЛ позволяет измельчать микроструктуру, эффективно регулировать соотношение фаз: мартенсита закалки, цементита и остаточного аустенита, а так же степень его метастабильности.
2. Уровень механических и эксплуатационных свойств стали 20ГЛ можно в широких пределах изменять с помощью химико-термической и последующей термоциклической обработок, позволяющих регулировать как фазовый состав, так и степень метастабильности аустенита.
3. После оптимальных режимов ВТЦО и последующей закалки цементованной стали 20ГЛ удается существенно повысить ее износостойкость.
4. Существенное повышение износостойкости происходит за счет оптимальных режимов ВТЦО и формирования благоприятной рекристализованной микроструктуры диспергированной карбидами. Дополнительный вклад в повышение износостойкости цементованной стали 20ГЛ вносит оптимальное развитие $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения ДМПИ в поверхностном рабочем слое, вызывающее дополнительное самоупрочнение.
5. Оптимальные режимы ВТЦО могут быть рекомендованы для восстановления ряда изношенных деталей металлургического оборудования работающего в условиях изнашивания и одновременно термоциклирования.

1. Власова О.А. Повышение эксплуатационных свойств инструментальных сталей методами термоциклической обработки: Дисс. канд. техн. наук.- 2001г. - 186 С.
2. Термоциклическое и химико-термоциклическое упрочнение сталей А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин, Ю.П. Хараев, Б.Д. Лыгденов, С.А. Земляков, О.А. Гурьева, А.А. Колядин, О.В. Попова // Ползуновский вестник №2 (ч. 2) 2005 36
3. Рейнага Мартинес Марселино Разработка литой микролегированной быстрорежущей стали Р6М5 на основе структурных исследований: Дисс. канд. техн. наук.- Минск. 1985.- 214 с.
4. А. С. 1102815 СССР. МКИ С 21 Д 9/ 22, 1/78. Способ термической обработки заэвтектоидной стали / В.С. Биронт.

© *А. П. Чейлях, Н. Е. Караваева*

5. Гурьев А.М., Ворошнин Л.Г. и др. Способ термоциклической обработки инструментальных сталей // Патент №2078440, РФ, кл. С 21 Д 1/78 от 27.14.97.
6. Федюкин В.К. Метод термоциклической обработки металлических материалов. ЛДНТП, 1979 24 с.
7. Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. – Л.: Машиностроение. Ленинград. отд-ние. 1989. – 255 с.
8. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов/ А.С. Тихонов, И.Г. Леушин и др. - М.: Наука, 1984. – 186 с.
9. Иващенко В.Ю. Использование термоциклирования для обработки штамповых сталей / В.Ю. Иващенко, А.П. Чейлях // Вестник приазовского государственного технического университета, 2011. – Серия: Технические науки, Вып. 22.
10. Федюкин В.К. Метод термоциклической обработки металлов / В.К. Федюкин // Л.: Издательство ЛГУ, 1984. – 192 с.
11. Гурьев А.М. Исследование процессов диффузии в стали при циклическом тепловом воздействии / А.М. Гурьев [и др.] // Барнаул: Ползуновский вестник, 2003.– № 1.– С. 45 – 49.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© А. П. Чейлях, Н. Е. Караваева

УДК 677.494:678.01:536

О. П. Чигвинцева[1], Е. В. Клименко[1], К. Е. Варлан[2]
[1]*Днепропетровский государственный аграрно-экономический университет*
[2]*Днепропетровский национальный университет имени Олеся Гончара*

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ОРГАНОПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ПЕНТАПЛАСТА

Изучено влияние содержания органического волокна Лола на основные теплофизические характеристики простого полиэфира пентапласт. Согласно данным рентгеноструктурного анализа и физико-механических исследований установлено, что армирование пентапласта волокнистым наполнителем приводит к развитию в структуре органопластиков процессов разрыхления. Обнаружено, что использование волокна Лола в качестве армирующего наполнителя пентапласта существенно повышает его теплопроводность, что позволяет прогнозировать расширение областей применения разработанных органопластиков.

Ключевые слова: *пентапласт, органическое волокно, теплофизические свойства, органопластики.*
Рис. 3. Форм. 1. Табл. 3 Лит. 15.

O. P. Chigvintseva, Ye. V. Klimenko, K. E. Varlan

RESEARCH OF THERMOPHYSICAL CHARACTERISTICS OF ORGANOPLASTICS, BASED ON PENTAPLAST

Influence of organic fiber Lola content on the main thermophysical characteristics of pentaplast polyether was studied. According to the data of X-ray diffraction analysis, physical and mechanical researches, it was established that reinforcing of pentaplast by fibrous filler leads to developing of fracturing processes in the organoplastics' structure. It was found that using Lola fiber as reinforcing filler of pentaplast enhances a lot its heat conduction. It lets predict the extension of the application areas of developed organoplastics.

Key words: *pentaplast, organic fiber, thermo-physical properties, organoplastics.*

Среди полимерных композиционных материалов (ПКМ) конструкционного назначения особое место занимают органопластики. Их практическое значение постоянно возрастает, что обусловлено наличием у материалов на их основе комплекса эксплуатационных характеристик, не имеющего аналогов среди других групп материалов [1].

Одной из важных областей применения ПКМ, в том числе органопластиков, является машиностроение. Подавляющее большинство деталей узлов машин и механизмов из полимерных композитов работают в нестационарных тепловых полях. При эксплуатации в условиях высоких нагрузок и скоростей скольжения в узлах трения имеет место значительное тепловыделение, что приводит к резкому росту коэффициента трения и изнашивания материалов. Особенно это касается деталей из полимерных композитов. Из-за малой теплопроводности их поверхности быстро нагревается, что приводит к выведению из строя деталей. Поэтому удельная теплоёмкость, коэффициенты тепло- и температуропроводности полимерных материалов во многом определяют режимы их эксплуатации, особенно в случае применения их в качестве деталей узлов трения машин и механизмов. Следовательно, практическая ценность полимерных композиционных материалов существенно зависит от их теплофизических характеристик, а изучение закономерностей изменения и регулирования теплофизических свойств является весьма актуальной задачей.

В последнее время, в качестве полимерной матрицы для ПКМ с улучшенным комплексом свойств всё чаще привлекает внимание исследователей и разработчиков простой полиэфир поли-[3,3-(бис-хлорметил)оксетан] – пентапласт **(I)**. Этот полимер сочетает в себе механическую прочность с повышенными тепло- и химической стойкостью, отличается положительными технологическими характеристиками: низкой вязкостью расплава, незначительной усадкой при переходе из вязкотекучего в стеклообразное состояние, низкими значениями остаточных напряжений, формоустойчивостью и стабильностью геометрических размеров изделий. Отмеченные свойства пентапласта позволяют применять его в химической, электротехнической, машиностроительной промышленности, как коррозионно-стойкий, теплостойкий и электроизоляционный материал [2-3].

(I)

© *О. П. Чигвинцева, Е. В. Клименко, К. Е. Варлан*

Вместе с тем, пентапласт нельзя отнести к материалам с высокой термо-, теплостойкостью и термостабильностью в сравнении со многими известными ароматическими и гетероциклическими полимерами. Данное обстоятельство ограничивает его применение в качестве материала для металлополимерных пар трения, эксплуатируемых в условиях высоких нагрузок, скоростей скольжения и температур при трении без смазки или ограниченной смазке [4]. Кроме того, под воздействием повышенных температур, кислорода воздуха и света пентапласт может претерпевать глубокие изменения, приводящие к ухудшению физико-химических свойств [5].

Целью данного исследования был поиск способа устранения вышеуказанных недостатков, а также расширения областей возможного использования материалов на основе пентапласта. Ранее было показано [6], что наполнение пентапласта арамидным волокном типа Терлон способствует улучшению теплофизических характеристик материала. Однако теплопроводность при этом увеличивается незначительно, а при степени наполнения выше 15 % снижается. В сочетании с резким возрастанием температурной зависимости теплоёмкости это сопровождается снижением температуропроводности. Но, с учётом общего положительного влияния наполнения высокомодульным органическим волокном на теплофизические характеристики пентапласта, для улучшения указанных свойств в данной работе был реализован особенный подход к выбору армирующего наполнителя. В качестве последнего предложено комбинированное волокно марки Лола, представляющее собой сочетание жесткоцепного полибисбензимидазофенантролинового **(II)** и политетрафторэтиленового волокон [7-8].

(II)

Использование в качестве армирующего наполнителя волокна Лола может расширить области применения пентапласта благодаря особым свойствам этого волокна. Данное органическое волокно относится к числу наиболее теплостойких волокон, обладает высокой термо- и химической стойкостью, исключительной огнестойкостью. По данным динамического термогравиметрического анализа, на воздухе при скорости нагрева 9°С/мин начало потери массы волокна Лола наблюдается при 550°С, а при температуре 600°С составляет всего 8 %. После экспозиции на воздухе при 300-350°С в течение 100 и 1000 ч волокно Лола сохраняет 35-50 и 45-50 % первоначальной прочности. Кроме того, это волокно устойчиво к воздействию разбавленных и концентрированных кислот, щелочей, а также органических растворителей [9-10].

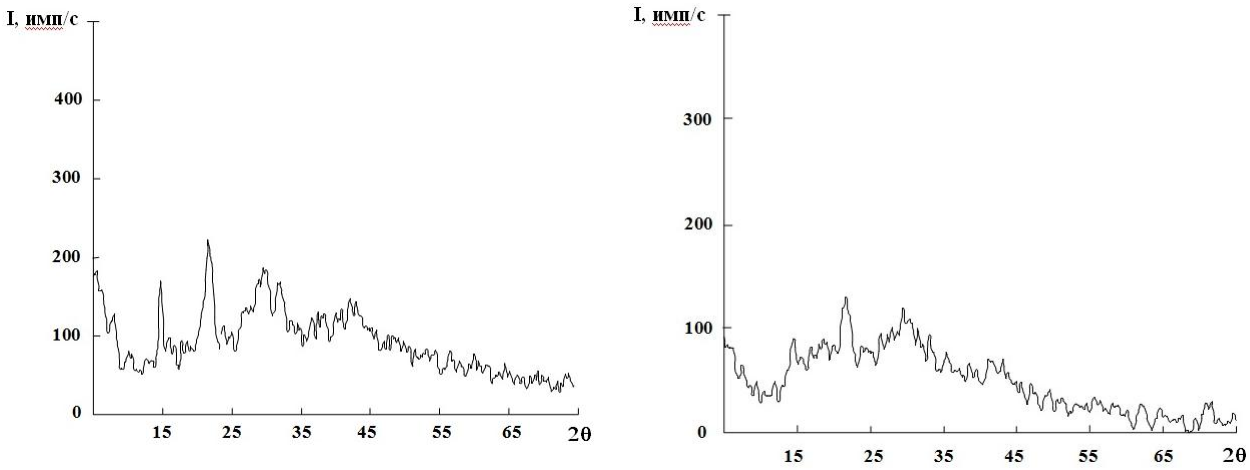
Образцы пентапласта, армированного волокном Лола в количестве 5-25 мас. %, получали сухим смешением порошкообразного связующего с армирующим наполнителем во вращающемся электромагнитном поле и последующей переработкой методом компрессионного прессования. Теплофизические свойства органопластиков изучались согласно существующим ГОСТам для пластмасс. Определение удельной теплоёмкости ($C_р$) и коэффициента теплопроводности (λ) полимерных композитов производили на измерителях ИТ-С-400 и ИТ-λ-400 согласно ГОСТ 23630.1−79 и 25630.2−79. Коэффициент температуропроводности рассчитывали по формуле (1):

$$a = \lambda / (C_р \cdot \rho), \qquad (1)$$

где a – температуропроводность, м^2/с; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м · К); C_p – удельная теплоемкость, кДж/кг · К; ρ – плотность образца, кг/м^3.

Рентгеноструктурный анализ показал, что на дифрактограммах пентапласта и органопластика на его основе, армированного 25 мас. % Лола, проявляются характерные рефлексы в области углов рассеивания 21 и 14°, отвечающие α- и β-формам кристаллитов полимерной матрицы, относящейся к числу частично кристаллических полимеров [3]. Сравнительный анализ

дифракционных кривых пентапласта и органопластика указывает на заметное снижение интенсивности и площади пиков при армировании (рис. 1).



а б

Рис. 1. **Дифракционные кривые пентапласта (а) и органопластика на его основе, армированного 25 мас. % Лола (б)**

Расчёт по формуле Селякова-Шеррера [11] показал, что размеры кристаллитов кристаллической фазы полимерной матрицы уменьшаются с увеличением степени наполнения волокном Лола (табл. 1).

Таблица 1. **Значения полуширины линии β и размеров кристаллитов L органопластиков на основе пентапласта**

Показатель	Содержание волокна Лола, мас. %		
	–	15	25
β	0,88	0,98	1,01
L, Å	204	187	178

Данное обстоятельство указывает на то, что в исследуемом материале имеет место эффект упрочнения, который, как известно [12], определяется смачиванием и последующей адгезией связующего к наполнителю. При этом формируется протяжённый межфазный слой с повышенной упорядоченностью и ограниченным конформационным набором макромолекул. Это, в свою очередь, приводит к ускорению зародышеобразования и росту кристаллической фазы, а следовательно, к снижению размеров кристаллитов. Физико-механические испытания показали почти двукратное возрастание прочности при сжатии органопластика по сравнению с ненаполненным пентапластом (при содержании Лола 15 % – $\sigma_{сж}$ = 105 МПа при $\varepsilon_{макс}$ = 6,3 %).

Определение плотности исследуемых органопластиков дало более низкие значения по сравнению с расчётной аддитивной плотностью (табл. 2).

Таблица 2. **Плотность органопластиков на основе пентапласта**

Содержание волокна Лола, мас. %	Плотность, г/см^3	
	экспериментальная	аддитивная
5	1,43	1,45
15	1,42	1,44
25	1,40	1,43

По-видимому, данное обстоятельство связано с тем, что комбинация в наполнителе полимерных волокон с существенно отличающимися значениями критических поверхностных натяжений оказывает влияние на формирование межфазного слоя.

© О. П. Чигвинцева, Е. В. Клименко, К. Е. Варлан

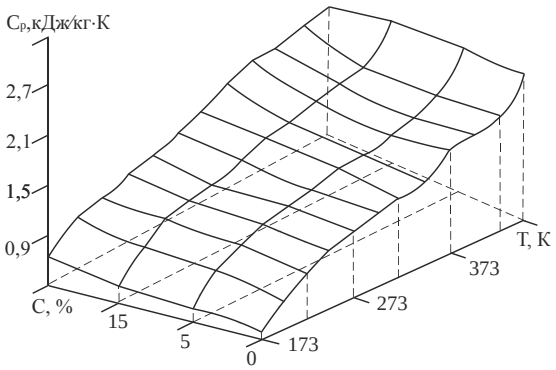


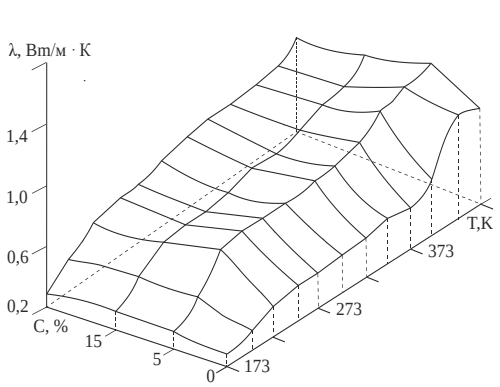
Рис. 2. **Температурная зависимость удельной теплоёмкости органопластиков на основе пентапласта от содержания волокна Лола**

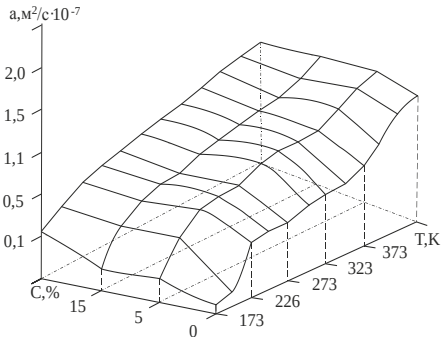
В этом случае он имеет мозаичную структуру, представляющую собой сплошную сетку из затруднённых надмолекулярных структур с ограниченной сегментальной подвижностью, в ячейках которой полимерная матрица имеет более рыхлую морфологию. При этом, с увеличением степени армирования доля разрыхлённых зон в межфазном слое увеличивается.

Исследование теплофизических свойств показало, что в интервале температур 173-448 К удельная теплоёмкость полимерного связующего увеличивается почти в 7 раз, в то время как для органопластиков наблюдается 4,5-кратное возрастание (рис. 2), что, тем не менее, значительно превышает рост в том же температурном интервале теплоёмкости пентапласта, армированного волокном Терлон [6]. При увеличении степени наполнения материала наблюдается повышение удельной теплоёмкости (табл. 3). Известно, что теплоёмкость полимерных тел, являющаяся интегральной характеристикой тепловой подвижности кинетических сегментов, существенным образом зависит от межмолекулярных взаимодействий и внутримолекулярного конформационного набора [13-14]. С учётом этого обстоятельства, значительный рост теплоёмкости можно объяснить достаточной сегментальной подвижностью аморфной фазы полимерной матрицы не только в её основном объёме, но и в ячеистом межфазном слое, сформировавшимся под влиянием выбранного комбинированного армирующего наполнителя.

Таблица 3. **Средние теплофизические характеристики органопластиков на основе пентапласта**

Показатель	Содержание волокна Лола, мас. %			
	0	5	15	25
Удельная теплоёмкость, C_p, кДж/кг · К	1,20	1,26	1,31	1,42
Коэффициент теплопроводности λ, Вт /м · К	0,42	0,68	0,57	0,63
Коэффициент температуропроводности a,м^2/(с·10^{-7})	0,35	0,60	0,55	0,64





а б

Рис. 3. **Влияние содержания волокна Лола на температурную зависимость**

коэффициентов теплопроводности (а) и температуропроводности (б)

Температурная зависимость теплопроводности (рис. 3 а) органопластиков имеет тенденцию к возрастанию во всём исследованном интервале температур.

В соответствии с фононной теорией теплопроводности, такая зависимость $\lambda(T)$ в большей степени свойственна для аморфных, чем частично кристаллических полимеров, для которых характерен максимум на этой зависимости, и выше 100 К она должна быть нисходящей [15]. Вместе с тем, найденные величины теплопроводности более характерны для кристаллических полимеров, которые, как правило, выше, чем у аморфных [14]. Такое сочетание теплофизических свойств, присущих аморфным и кристаллическим полимерам, может быть связано с предполагаемой особенностью структуры межфазного слоя, отмеченной выше.

Исследованные органопластики имеют более высокие (на 26-38 %) средние значения теплопроводности, чем исходный полимер. Установлено, что максимальное возрастание теплопроводности характерно для органопластика, содержащего 5 мас. % волокна Лола. Увеличение теплопроводности при введении в полимер дисперсных и волокнистых армирующих наполнителей согласуется с теоретическими представлениями о природе теплопроводности, обусловленной распространением упругих тепловых волн. Такая же зависимость характерна, например, для пентапласта, наполненного более теплопроводным по сравнению с органическими волокнами стекловолокном [15].

Аналогичным образом изменяется коэффициент температуропроводности – мера эффективности выравнивания температурных полей в теле (рис. 3б). Армирование пентапласта органическим волокном приводит к повышению температуропроводности на 36-42 % (табл. 3).

Согласно результатам проведенных теплофизических исследований, армирование пентапласта волокном марки Лола благоприятно влияет на основные теплофизические характеристики органопластиков. Выявленное существенное возрастание коэффициента теплопроводности полимерных композитов по сравнению со связующим позволяет прогнозировать улучшение и триботехнических характеристик исследованных полимерных композитов, что позволит расширить области их применения.

1. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. − 2-е издание. − М.: Изд-во НОТ, 2013. – 822 с.
2. Кацнельсон М.Ю., Балаев Г.А. Пластические массы: Свойства и применение: Справочник. – Л.: “Химия”, 1978. – 384 с.
3. Мулин Ю.А., Ярцев И.К. Пентапласт. Л.: Химия, 1975. – 120 с.
4. Антифрикційні властивості термостійких полімерів та їх сумішей в умовах над граничних та граничних навантажень під час тертя з обмеженним мащенням / Г.О. Сіренко, Л.В. Базюк, О.В. Кузишин, В.П. Свідерський // Фізика і хімія твердого тіла. – Т. 11. – №1. – 2010. – С. 224-239.
5. Емельянова А.Т., Хинъкис С.С., Крейцер Т.В., Матвеева Е.Н. Термо- и светостабилизашя пентапласта // http://www.mashb.ru.
6. Чигвинцева, О.П., Головятинская В.В. Изучение теплофизических свойств органопластиков на основе пентапласта // Научная жизнь. – № 2. – 2013. – С. 54-62.
7. А.с. 493525 СССР, МКИ D 04 B 1/16, D 04 B 21/16. Текстильный материал / Е.С. Антонова, Н.И. Драй, В.П. Ефимов и др. (СССР). − № 1991735/28-12 ; заявл. 17.01.74 ; опубл. 30.11.75, Бюл. № 44.
8. Бюллер К.-У. Тепло- и термостойкие полимеры. − М.: Химия, 1984, − 1055 с.
9. Высокотеплостойкое и огнестойкое синтетическое волокно Лола / Информация ВНИИВ // Химические волокна. – № 3. – 1975. – С. 36-37.
10. Волохина А.В., Калмыкова В.Д. Получение высокопрочных и термостойких синтетических волокон // Итоги науки и техники. Серия: Химия и технология высокомолекулярных соединений. – Т. 15. – 1981. – С. 3-61.
11. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: “МИСИС”, 1994. – 328 с.
12. Тугов И.И., Кострыкина Г.И. Химия и физика полимеров. Учеб. пособие. – М.: Химия, 1989. – 432 с.
13. Пивень А.Н., Гречаная Н.А., Чернобыльский И.И. Теплофизические свойства полимерных материалов: Справочник. – К: “Вища школа”, 1976. – С. 14-16.
14. Годовский Ю.К. Теплофизика полимеров. – М.: Химия, 1982. – 280 с.
15. Шевченко, В.Г. Основы физики полимерных композиционных материалов. Учеб. пособ. – М.: МГУ, 2010. – 98 с.

Стаття прийнята до друку 25.03.2015.

© О. П. Чигвинцева, Е. В. Клименко, К. Е. Варлан

УДК 539.3

В.І. Шваб'юк, С.В. Ротко, В.В. Шваб'юк
Луцький національний технічний університет

УТОЧНЕНЕ ВИЗНАЧЕННЯ КОЕФІЦІЄНТІВ ІНТЕНСИВНОСТІ НАПРУЖЕНЬ ОРТОТРОПНОЇ БАЛКИ – СМУГИ З ПОПЕРЕЧНОЮ ТРІЩИНОЮ

Наведена уточнена методика визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень ортотропної балки-смуги з поперечною тріщиною із використанням методу лінійного спряження комплексних потенціалів М.І. Мусхелішвілі. Досліджується вплив деформацій поперечного зсуву і обтиснення для ізотропного та ортотропного матеріалів.

Ключові слова: *поперечна тріщина, метод лінійного спряження, коефіцієнт інтенсивності напружень, уточнена теорія балок.*

Форм. 15. Табл. 1. Рис. 1. Літ. 8.

В.И. Швабюк, С.В. Ротко, В.В. Швабюк

УТОЧНЕННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТОВ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ ОРТОТРОПНОЙ БАЛКИ – ПОЛОСЫ ИЗ ПОПЕРЕЧНОЙ ТРЕЩИНОЙ

Приведена уточненная методика определения коэффициентов интенсивности напряжений ортотропної балки-полосы из поперечной трещиной с использованием метода линейного сопряжения комплексных потенциалив Н.И. Мусхелишвили. Исследуется влияние деформаций поперечного сдвига и обжатия для изотропного и ортотропного материалов.

Ключевые слова: *поперечная трещина, метод линейного сопряжения, коэффициент интенсивности напряжений, уточненная теория балок.*

V. Shvabyuk, S. Rotko, V. Shvabyuk

SPECIFIED DETERMINATION OF STRESS INTENSITY FACTOR OF ORTHOTROPIC BEAM -STRIP WITH A CROSS CRACK

Specified determination technique of stress intensity factor of beam (strip with a cross crack), using Nikoloz Muskhelishvili's method of complex potentials linear conjunction, has been presented. The influence of deformations of transversalsal shear and stretch for isotropic and orthotropic materials is studied.

Key words: *cross crack, method of linear conjugation, stress intensity factor, specified beams theory.*

Вступ. Згинові ізотропних смуг з прямолінійними тріщинами присвячена низка праць В.В. Панасюка, Б.Л. Лозового та деяких інших авторів [2, 3, 5]. Розв'язки згаданих задач отримано на основі методу лінійного спряження М.І. Мусхелішвілі [1]. Для знаходження напружено-деформованого стану в смугах ними використано формули класичної теорії балок. При визначенні граничних значень зовнішнього навантаження на балку, за якого починається ріст тріщини, застосовано відомий критерій руйнування Г.І. Баренблатта [2].

У роботі побудований розв'язок задачі згину скінченої смуги-балки з ортотропного матеріалу, що містить поперечну прямолінійну тріщину, яка перебуває в зоні напружень розтягу. Розглядається специфічний тип ортотропії, для якого корені характеристичного рівняння суто уявні та однакові. Для визначення напружено-деформованого стану використано формули уточненої теорії ортотропних балок середньої товщини [6], що враховує деформації поперечного зсуву та обтиснення.

Постанова задачі. Розглянемо смугу $-h \le \gamma \le h$, $-L \le x \le L$, з тріщиною уздовж відрізка $a \le \gamma \le b$, $x = 0$ (рис.1). Уздовж краю $\gamma = -h$ на смугу діє рівномірно розподілене навантаження інтенсивності q $(\sigma_\gamma = -q^- = -q)$, зрівноважуване рівномірно розподіленими дотичними напруженнями $\tau_{x\gamma}$ на краях $x = \pm L$ смуги. Вважається, що осі ортотропії матеріалу паралельні осям Ox і $O\gamma$. Якщо врахувати згадані особливості матеріалу (однаковість та уявність коренів характеристичного рівняння), то напружений стан у смузі з тріщиною можна описати аналітичними функціями $\Phi(z)$, $\Psi(z)$ [1,3]:

$$\begin{cases} \sigma_x + \alpha^2\sigma_\gamma = 4\operatorname{Re}\Phi(z);\ \sigma_x - \alpha^2\sigma_\gamma + 2i\alpha\tau_{x\gamma} = 2\left[\bar{z}\Phi'(z) + \Psi(z)\right]; \\ 2G\dfrac{\partial}{\partial x}\left(U + i\alpha V\right) = \kappa\Phi(z) - \overline{\Phi(z)} - z\overline{\Phi'(z)} - \overline{\Psi(z)}, \end{cases} \tag{1}$$

© В.І. Шваб'юк, С.В. Ротко, В.В. Шваб'юк

де $z=\gamma+i\lambda x,\ \lambda=1/\alpha,\ i=\sqrt{-1},\ \kappa=\dfrac{8G}{\sqrt{EE'}}-1=\dfrac{4\alpha^2}{1+\nu}-1;\ \alpha^2=\dfrac{E}{2G'}-\nu''=\sqrt{\dfrac{E}{E'}}.$

$E,\ E',\ G',\ \nu''$ – модулі пружності, модуль зсуву і коефіцієнт Пуассона у відповідних напрямах Ox і $O\gamma$, τ - товщина перерізу смуги; . U і V — переміщення у напрямах Ox і $O\gamma$.

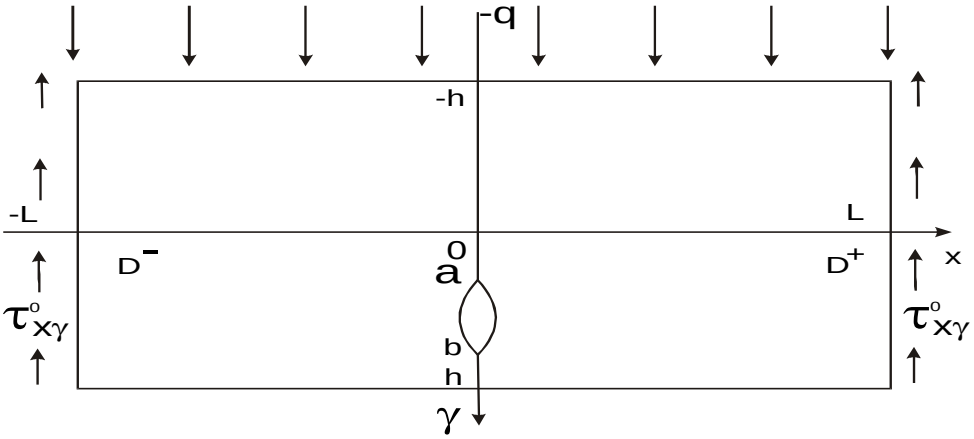


Рис. 1. **Схема навантаження ортотропної смуги з тріщиною**

Ввівши нову функцію $\Omega(z)$, яка виражається через функції $\Phi(z)$, і $\Psi(z)$ у вигляді [3,4]:

$$\Omega(\bar z)=-\overline{\Phi(z)}-\overline{z\Phi'(z)}-\overline{\Psi(z)}. \tag{2}$$

Рівняння (1) записуються наступним чином:

$$\sigma_x+\alpha^2\sigma_\gamma=2\left[\Phi(z)+\overline{\Phi(z)}\right],\ \sigma_x-i\alpha\tau_{x\gamma}=\Phi(z)-\Omega(\bar z)+(z-\bar z)\overline{\Phi'(z)}, \tag{3}$$

$$2G\frac{\partial}{\partial x}(U+i\alpha V)=\kappa\Phi(z)+\Omega(\bar z)-(z-\bar z)\overline{\Phi'(z)}.$$

Тут $z\in D^-\ (x<0)$, а функції $\Phi(z),\ \Omega(z)$ на нескінченності набувають вигляду

$$\lim_{|z|\to\infty}\Phi(z)=\Phi_0(z)=A_3z^3+A_2z^2+A_1z+A_0,\ \lim_{|z|\to\infty}\Omega(z)=\Omega_0(z)=B_3z^3+B_2z^2+B_1z+B_0, \tag{4}$$

де коефіцієнти $A_j,\ B_j\ (j=0,1,2,3)$ – сталі, які визначають напружений стан у смузі без тріщини:

а) при згинанні смуги розподіленим навантаженням ці коефіцієнти будуть дорівнювати:

$$A_0=-\frac{qh^3}{12I}\alpha^2,\ A_1=\frac{q\alpha^2}{8I}\left(L_0^2+h^2\right),\ A_2=0,\ A_3=\frac{q\alpha^2}{24I}, \tag{5}$$

$$B_0=A_0,\ B_1=-\frac{q\alpha^2}{8I}\left(3L_0^2-h^2\right),\ B_2=0,\ B_3=-7A_3,\ L_0^2=\frac{L^2}{\alpha^2}-0,4h^2;$$

б) при згинанні смуги зосередженою силою $2P$ маємо:

$$A_0=0,\quad A_1=\frac{PL}{4I},\quad A_2=-\frac{i\alpha P}{8I},\quad A_3=0,\ B_0=i\alpha\frac{Ph^2}{2I},\quad B_1=-3A_1,\quad B_2=5A_2,\quad B_3=0. \tag{6}$$

Побудова розв'язку. Будуючи збурений розв'язок, вважаємо, з огляду на його замикання на нескінченності, що досліджувана область необмежена. Для випадку, коли тріщина перебуває в зоні розтягувальних напружень, а її береги вільні від зовнішніх навантажень, крайові умови подамо у формі

$$\sigma_x^+(\gamma,0)=\sigma_x^-(\gamma,0)=0\ \text{ при }\ (a\le\gamma\le b),\ \tau_{x\gamma}^{\pm}(\gamma,0)=0\ \text{ при }\ (-h\le\gamma\le h). \tag{7}$$

Скориставшись залежностями (3) та умовами (7), за аналогією [7], одержимо задачу лінійного спряження граничних значень шуканих функцій $\Phi(z),\ \Omega(z)$:

$$\left[\Phi(\gamma)-\Omega(\gamma)\right]^+-\left[\Phi(\gamma)-\Omega(\gamma)\right]^-=0,\left[\Phi(\gamma)+\Omega(\gamma)\right]^++\left[\Phi(\gamma)+\Omega(\gamma)\right]^-=0,\quad (a\le\gamma\le b). \tag{8}$$

Розв'язавши цю задачу, з урахуванням умов (5), знайдемо

$$\Phi(z)=\frac{P_4(z)}{\sqrt{(z-a)(z-b)}}+\frac{1}{2}\left[\Phi_0(z)-\Omega_0(z)\right],\ \Omega(z)=\frac{-P_4(z)}{\sqrt{(z-a)(z-b)}}-\frac{1}{2}\left[\Phi_0(z)-\Omega_0(z)\right]. \quad (9)$$

Коефіцієнти $C_k\,(k=0...4)$ полінома $P_4(z)=\tilde{N}_4z^4+\tilde{N}_3z^3+\tilde{N}_2z^2+\tilde{N}_1z+\tilde{N}_0$ визначаються способом навантажування смуги, тобто однорідним розв'язком:

а) при згині розподіленим навантаженням вони дорівнюють –

$$C_0=-\frac{q\alpha^2}{48I}\left(6L_0^2+5l^2+4ab\right)l^2,\quad C_1=-\frac{q\alpha^2}{24I}\left(3L_0^2+l^2\right)(a+b)$$
$$C_2=\frac{q\alpha^2}{12I}\left(3L_0^2-l^2\right),\quad C_3=-\frac{q\alpha^2}{12I}(a+b),\quad C_4=\frac{q\alpha^2}{6I}; \quad (10)$$

$2l=b-a$ – довжина тріщини.

б) при дії зосередженої сили $2P$ –

$$C_0=-\frac{P}{16I}\left[2Ll^2-i\alpha\left(h^2-5l^2\right)(a+b)\right],\quad C_1=-\frac{P}{8I}\left[2L(a+b)+i\alpha\left(2h^2+l^2\right)\right], \quad (11)$$
$$C_2=\frac{P}{8I}\left(4L-i\alpha(a+b)\right),\ C_3=\frac{i\alpha P}{4I},\ C_4=0.$$

Для визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень K_1, K_2 у нижньому вістрі тріщини, скористаємося означенням [2,5]:

$$K_1=\lim_{\gamma\to b+0}\sqrt{2\pi(\gamma-b)}\sigma_x(\gamma,b),\ K_2=\lim_{\gamma\to b+0}\sqrt{2\pi(\gamma-b)}\tau_{x\gamma}(\gamma,b).$$

Тоді, враховуючи рівності (3), при дії розподіленого навантаження отримаємо:

$$K_1=\frac{q\alpha^2}{32I}\sqrt{\pi l}\left[4L_0^2(3b+a)+\left(5b^2-a^2\right)b+0{,}84(a+b)^3\right],K_2=0. \quad (12)$$

де $I=\frac{2}{3}\tau h^3,\ L_0^2=\frac{L^2}{\alpha^2}-0{,}4h^2$.

У випадку згину смуги зосередженою силою будемо мати:

$$K_1=\frac{PL}{4I}\sqrt{\pi l}\,(3b+a),\ K_2=0. \quad (13)$$

Аналіз результатів. Аналіз формул (12), (13) і порівняння їх з відповідним розв'язком для згину смуги моментами M приводить до висновку, що без урахування поперечного зсуву і обтиснення формули для КІН K_1 співпадають. Це видно, якщо їх виразити через максимальне напруження σ_m у смузі без тріщини, знайдене за формулами елементарної теорії згину балок:

$$K_1=\sigma_m\sqrt{\pi l}\left(\frac{3l}{2h}+\frac{a}{h}\right),\ \sigma_m=\frac{M}{I/h}=\frac{PL}{I/h}=\frac{qL^2}{2I/h}. \quad (14)$$

Коли $h\to\infty$ і $L^2\to 2I/h$, то $K_1=\sigma_m\sqrt{\pi l}$, $\sigma_m\to q$. Тобто цей розв'язок стає формально схожий з розв'язком для безмежної пластини під час її одновісного розтягу. Значення безрозмірного КІН $K_1^0=K_1/\left(\sigma_m\sqrt{\pi l}\right)$, обчисленого на основі формули (10) залежно від значень параметрів L/h, $2l/h$ (при $b=0{,}99h$), зведені в табл. 1, де величини над рискою стосуються ізотропного матеріалу, під рискою – анізотропного при $\alpha^2=10$. У останньому рядку таблиці для зіставлення приведені значення безрозмірного КІН K_1^0, обчисленого за формулою (14). У цьому випадку анізотропія матеріалу ніякого впливу на КІН не має.

© В.І. Шваб'юк, С.В. Ротко, В.В. Шваб'юк

Таблиця 1. Значення безрозмірного КІН K_1^0

L	α^2	$2l/h$			
		0,1	0,5	0,7	1,0
$2h$	$\frac{1,0}{10}$	$\frac{1,02}{1,51}$	$\frac{0,893}{1,146}$	$\frac{0,836}{1,020}$	$\frac{0,754}{0,882}$
$4h$	$\frac{1,0}{10}$	$\frac{0.979}{1.101}$	$\frac{0.872}{0.935}$	$\frac{0.816}{0.820}$	$\frac{0,744}{0,775}$
$10h$	$\frac{1,0}{10}$	$\frac{0,967}{0,987}$	$\frac{0,866}{0,876}$	$\frac{0,815}{0,816}$	$\frac{0.741}{0.746}$
Ф.(14)	1,0	0,965	0,865	0,815	0,740

Як видно з табл. 1, анізотропія матеріалу, а також врахування поперечного зсуву і обтиснення, змінюють значення знайдених величин в бік їхнього збільшення: для коротких смуг $(L \le 4h)$ – на 15-30%, для довгих $(L \le 10h)$ – на 3-5%. Якісно це узгоджується з відповідними результатами подібних схем навантажень смуг [2, 5].

Розв'язок для смуги з тріщиною, що знаходиться у плоскому напруженому стані можна застосувати і для випадку плоского деформованого стану (антиплоска деформація), якщо покласти $q \equiv 0$, а дотичні напруження $\tau_{x\gamma}^0$ взяти одного знаку і прикласти до граней: $x = \pm L$, $\gamma = \pm h$. Така задача розглядалась у нашій роботі [8] для випадку, коли тунельна тріщина заповнена жорстким включенням, а тіло виготовлене з неогуківського нелінійного матеріалу. Переріз заповненої тріщини може міняти свою конфігурацію від прямолінійної тріщини до гіпоциклоїдної із $N+1$ точкою звороту $(N = 2, 3, ...)$. Розв'язуючи дану задачу за допомогою методу М.І. Мусхелішвілі, з використанням конформного відображення зовнішності дефекта на зовнішність кола з одиничним радіусом, одержано вирази для дотичних напружень $\tau_{x\gamma}$ і $\tau_{y\gamma}$, а також нормального напруження σ_γ в околі початку локальної системи координат, що знаходиться в одній з точок звороту:

$$\tau_{x\gamma} = -\frac{K_3}{\sqrt{2r}}\cos\frac{\theta}{2} + 0(1); \quad \tau_{y\gamma} = \frac{K_3}{\sqrt{2r}}\sin\frac{\theta}{2} + 0(1); \quad \sigma_\gamma = \frac{K_3^2}{2rG\lambda} + 0\left(r^{-1/2}\right), \tag{15}$$

де $K_3 = \frac{1+3\varepsilon}{\sqrt{2(1+\varepsilon)}} \cdot \tau_{x\gamma}^0 \sqrt{\ell}$ – коефіцієнт інтенсивності напружень; r, θ – радіальна та кутова змінні локальної циліндричної системи координат; λ – стала Ляме; $(0 \le \varepsilon \le 1/N)$.

Для визначення граничного навантаження, що діє на балку, використовується силовий критерій Дж. Ірвіна, у відповідності з яким тріщина починає поширюватись при досягненні коефіцієнтом інтенсивності напружень K_1 критичного значення K_{1c}. Використовуючи вирази (12), (13) для K_1 у випадку, коли тріщина починається від середньої лінії балки і, підставивши його в рівність $K_1 = K_{1c}$, одержимо:

$$q^* = \frac{K_{1c}}{9l\sqrt{\pi l}} \cdot \frac{h^3}{L^2 + \alpha^2\left(2l^2 - 0.1h^2\right)}, \qquad P^* = \frac{8K_{1c}h^3}{9Ll\sqrt{\pi l}}.$$

Якщо в знаменнику одержаного виразу коефіцієнт α^2 покласти рівним нулю, то будемо мати формули для граничного навантаження без урахування ефектів поперечного зсуву і обтиснення. У випадку ізотропного матеріалу $\left(\alpha^2 = 1, \quad K_{1c} = \sqrt{2E\gamma_p}\right)$ отримані результати співпадають із відповідним розв'язком В.В.Панасюка і Б.Л.Лозового [2], виведеного на основі рівнянь плоскої задачі теорії пружності.

Висновки. Аналіз результатів обчислень дозволяє зробити висновок, що на величину максимальних за модулем напружень на верхній та нижній гранях смуги розмір тріщини та відстань її вістря до точки визначення напруження впливають більшим чином, аніж анізотропія матеріалу. Поширення тріщин вглиб смуги, тобто збільшення її розмірів, веде до різкого зростання напружень в крайніх волокнах смуги, близьких до вістря тріщини. Разом з тим, на верхній грані $(\gamma = -h)$ смуги спостерігається навіть деяке зменшення максимальних стискуючих напружень, що можливо, пов'язане із зміщенням нейтральної лінії смуги, а разом з нею її паралельним зміщенням самої епюри напружень. Крім того, починаючи з деякої величини тріщини, напруження в ізотропній смузі стають більшими від аналогічних напружень ортотропної смуги. Тобто, починаючи з деякої величини тріщини, ізотропний матеріал може почати руйнуватись скоріше від ортотропного.

1. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математичес- кой теории упругости. М.: Изд-во "Наука". 1966.– 708 с.
2. 2. Панасюк В.В. Механика квазихрупкого разрушения материалов.-К.: Наук.думка, 1991. – 146 с.
3. Прусов И.А. Метод сопряжения в теории плит.— Минск: Изд-во Белорусь. гос. ун-та, 1975. – 256 с.
4. Прусов И.А., Швабюк В.И. Изгиб полубесконечной плиты, частично защемленной, частично шарнирно опертой //Сопротивление материалов и теория сооружений. К.: Будівельник, 1970. В.12.– С. 69-75.
5. 5.Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений: В 2 - х томах. Пер. с англ./ Под ред. Ю. Мураками.- М.: Мир. 1990. – 1016 с.
6. Швабюк В.И. К теории изгиба коротких трансверсально-изотропных балок. //Расчет пространственных строительных конструкций. Куйбышев: КуИСИ, 1981. В.9. – С.86-91.
7. Шваб'юк В.І. Комплексне подання уточнених рівнянь згину ортотропних пластин з тріщинами. // Машинознавство. Львів: 1999. № 4. – С.51-55.
8. Божидарник В.В., Садівський В.М., Шваб'юк В.І. Антиплоска деформація нелінійного тіла з розширеним жорстким включенням // Вісн.держ.ун-ту «Львівська політехніка». 1993. Вип. 271.– С. 10-12.

Стаття прийнята до друку 29.04.2015.

© В.І. Шваб'юк, С.В. Ротко, В.В. Шваб'юк