

НАУКОВІ НОТАТКИ

**Міжвузівський збірник
(за галузями знань «Машинобудування та
металообробка», «Інженерна механіка»,
«Металургія та матеріалознавство»)**

**Випуск 41 Частина 2
(квітень-червень, 2013)**

Луцьк 2013

РЕДАКЦІЙНА РАДА

Божидарнік В.В., ректор, Луцький НТУ, д.т.н., професор; Заболотний О.В., декан ТФ, Луцький НТУ, к.т.н., доцент; Пустюльга С.І., декан МБФ, Луцький НТУ, д.т.н., професор; Рудь В.Д., зав. кафедри, Луцький НТУ, д.т.н., професор; Шваб'юк В.І., керівник відділу, Луцький НТУ, д.т.н., професор.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Рудь В.Д., зав.кафедри, професор, д.т.н., Луцький НТУ (відповідальний редактор); Пустюльга С.І., професор, д.т.н., Луцький НТУ (заступник відповідального редактора); Заболотний О.В., доц., к.т.н., Луцький НТУ (відповідальний секретар); Бобир М.І., директор інституту, професор, д.т.н., НТУ України "КПІ"; Божидарнік В.В., ректор, проф., д.т.н., Луцький НТУ; Гавриш А.П., професор, д.т.н., НТУ України "КПІ"; Гевко Б.М., зав. кафедри, професор, д.т.н., Тернопільський НТУ; Лотиш В.В., доц., к.т.н., Луцький НТУ; Майстренко А.Л., зав. відділом, член-кореспондент НАН України, д.т.н., Інститут надтвердих матеріалів; Максимович В.М., зав. кафедри, професор, д.ф.-м.н., Луцький НТУ; Пальчевський Б.О., зав. кафедри, професор д.т.н., Луцький НТУ; Петраков Ю.В., зав. кафедри, професор, д.т.н., НТУ України "КПІ"; Петровський В.Я., зав. відділом, проф., д.т.н., Інститут проблем матеріалознавства НАН України; Повстяной О.Ю., доц. к.т.н., Луцький НТУ; Струтинський В.Б., зав. кафедри, професор, д.т.н., НТУ України "КПІ"; Шваб'юк В.І., зав. відділом, професор, д.т.н., Луцький НТУ; Штерн М.Б., зав. відділом, член-кореспондент НАН України, с.н.с., д.т.н., Інститут проблем матеріалознавства НАН України; Ярошевич М.П., зав. кафедри, професор, д.т.н., Луцький НТУ.

Рекомендовано до друку Вченою радою Луцького національного технічного університету, протокол № 10 від 30.05.2013 р.

Свідоцтво Міністерства юстиції України про державну реєстрацію:

Серія КВ №15901-4373ПР від 13.11.2009р

Друкується без редакційної правки видавництва

ISSN: 978-617-672-039-3

ШАНОВНІ ДОПISУВАЧІ, КОЛЕГИ!

Постановою президії ВАК України від 10.02.2010р №1-05/1 затверджено Міжвузівський збірник наукових праць «НАУКОВІ НОТАТКИ», що видається Луцьким національним технічним університетом як наукове фахове видання України.

Тематична спрямованість збірника – висвітлення досягнень співробітників вищої школи та наукових установ України в розробках теоретичного та експериментального спрямування за галузями знань «Машинобудування та металообробка» і «Інженерне матеріалознавство».

Із зазначених галузей знань друкуються статті закордонних авторів англійською або російською мовою.

У даному збірнику наведені матеріали, що рекомендовані до друку Оргкомітетом IV Міжнародної науково-практичної конференції «Теоретичні та експериментальні дослідження в технологіях сучасного матеріалознавства і машинобудування».

Довідки за тел. (0332) 26-25-19 e-mail: notatki@meta.ua

Наша адреса:

43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56

Луцький національний технічний університет,
редакція міжвузівського збірника “Наукові нотатки”

З повагою,

*Голова редакційної ради,
ректор Луцький НТУ, професор*

В. В. Божидарнік

*Відповідальний редактор,
професор Луцький НТУ*

В.Д.Рудь

Ціна договірна

Колектив авторів

Наукові нотатки

Міжвузівський збірник

**(за галузями знань «Машинобудування та металообробка»,
«Інженерна механіка», «Металургія та матеріалознавство»)**

Комп'ютерний набір та верстка: Н.М. Гулієва

Редактор: О. Гордіюк

Наклад **300 прим. Зам. №** від ____ .2013 р.

Адреса редакції: 43018, м. Луцьк, вул. Потебні, 56.

Редакційно-видавничий відділ

Луцького національного технічного університету

43018, м. Луцьк, вул. Львівська, 75.

Свідоцтво Держкомтелерадіо України ДК № 4123

від 28.07.2011 р.

ЗМІСТ

<i>Аболихина Е.В., Чернега С.М.</i> Коррозионная стойкость конструкций из сплава Д16Т.....	4
<i>Божидарнік В.В., Садівський В.М.</i> Про деякі теоретичні та експериментальні результати досліджень напружено – деформованого стану і граничної рівноваги композиційних тіл з дефектами типу тріщин	10
<i>Божко Т.Є.</i> Шляхи зниження температури в зоні різання при фінішній обробці деталей із порошкових матеріалів.....	13
<i>Валецький Б.П.</i> Упаковка великогабаритних вантажів.....	17
<i>Гальчук Т.Н.</i> Структура та властивості порошку сталі ШХ15 відновленого у водні.....	23
<i>Дівеєв Б.М., Коник І.В., Пелех Р.Я., Пелех Я.М.</i> Розрахунок та оптимізація шумопоглинаючих шаруватих пластин з додатковими масами	28
<i>Дідук І.І., Краснікова К.С., Яценко О.М., Чувашов Ю.М., Божко В.І., Трофімова Т.П.</i> Теплоізоляційні матеріали на основі волокон із гірських порід основного складу (Типу базальтів) .	33
<i>Дмитріюк М.В.</i> Триботехнічні характеристики та перспективи застосування мідистих високоміцних чавунів	37
<i>Іскович-Лотоцький Р.Д., Веселовська Н.Р., Іванчук Я.В., Івашко Є.І., Веселовський Я.П.</i> Гібридне моделювання вузлів установки для розпилення порошоків металів	40
<i>Карпенко В.Р., Кузнєцов Р.М., Павлюк В.І., Костюк П.П.</i> Вплив зміни тиску в шинах і завантаження легкового автомобіля малого класу на його поворотність	45
<i>Карпук Д.П., Лотий В.В.</i> Система збереження інформації з елементами управління стійкою для ендоскопічних операцій	49
<i>Клименко О.Д., Селезньов Е.Л., Селезньов Д.Е.</i> Визначення характеристик стирання текстильних матеріалів	52
<i>Козак Н.О., Гуменюк Л.О.</i> Моделювання сідельного тягача з реалізацією задньої керованої осі напівпричепа	57
<i>Кузнєцов В.Д., Смирнов І.В., Степанов Д.В., Шаповалов К.П.</i> Вплив модифікування наночастинками оксидів на структуроутворення зварних швів низьколегованих сталей	61
<i>Кузнєцов Ю.М., Подольський М.І., Дмитрієв Д.О., Русанов С.А.</i> Динамічний аналіз супортної системи токарного верстата на основі механізмів паралельної структури типу «Гексаглайд»	69
<i>Марціян О.М.</i> Визначення характеристик рульового керування з гідравлічним підсилювачем	74
<i>Марчук О.В., Шемет В.Я., Смітюх О.В., Гулай Л.Д.</i> Система CoS – Er ₂ S ₃ – SiS ₂ за температури 770 К та кристалічна структура сполуки Er ₃ Co _{0,5} Si ₇	78
<i>Онищук О.О., Рудь В.Д.</i> Дослідження структури та трибологічних характеристик системи TiFe-xC, отриманих самопоширюючим високотемпературним синтезом (СВС)	83
<i>Петросян Г.Л., Карапетян А.К., Арустамян А.М.</i> Исследование распределения пористости в образце прямоугольного сечения в случае больших пластических деформаций.....	91
<i>Пилипенко О.І., Полуян А.В.</i> Побудова моделей і порівняльний аналіз кінематики ланцюгових передач в металевому та полімерному виконанні	96
<i>Подрезов Ю.Н., Даниленко Н.И., Вербило Д.Г., Фирстов С.А.</i> Роль структурных перестроек в формировании механических свойств деформированных материалов	103
<i>Попович В.С., Янішевський В.В.</i> Квазістатичні термонапруження в тонкому термочутливому диску	110
<i>Поступайло О.В., Бакалець Д.В., Савуляк В.І.</i> Якісні характеристики зварювання рамно-оболонкових конструкцій	121
<i>Похмурський В.І., Студент М.М., Ступницький Т.Р., Червінська Н.Р.</i> Структура, механічні та електрохімічні характеристики корозійностійких електродугових покриттів із порошкових дротів	127
<i>Придальний Б.І.</i> Методика розрахунку окремих характеристик електромеханічних приводів механізму затиску токарних автоматів	133
<i>Пурдик В.П., Поздняков М.Ю.</i> Методика визначення динамічних характеристик гнучких рукавів високого тиску.....	139
<i>Пустольга С.І., Самостян В.Р., Хомич А.А.</i> Формування дискретних моделей зрівноважених замкнутих кривих за заданими вихідними вимогами математичним апаратом числових послідовностей	144

<i>Пустюльга С.І., Самчук В.П., Прушко І.В.</i> Формування фрактальних кривих, що є моделями профілограм, статико-геометричним методом	148
<i>Рябічева Л.О., Белошицький М.В., Добриденєва А.І.</i> Отримання алюмінієвого прутка із стружкових відходів	154
<i>Сизоненко О.Н., Олейник Н.А., Ильницкая Г.Д., Петасюк Г.А., Базалий Г.А., Шамраєва В.С., Торпаков А.С., Зайченко А.Д., Липян Е.В.</i> Новое в изготовлении микропорошков синтетического алмаза с повышенной абразивной способностью	159
<i>Силованюк В.П., Ревенко А.В., Онищак Н.В.</i> Вплив повзучості ін'єкційних матеріалів на ефективність заліковування тріщин в бетоні	164
<i>Стельмах А.В.</i> Программно-аппаратный комплекс управления и контроля процесса трибологических испытаний	170
<i>Стельмах А.У., Аль-Тамими Р.К.</i> Влияние агрегатного и фазового состояния смазки на эффективность трибосистем	174
<i>Стухляк П.Д., Редько О.І., Редько Р.Г.</i> Дослідження впливу полідисперсного двокомпонентного наповнювача на діелектричні властивості композитних матеріалів на епоксидній основі	178
<i>Скальський В.Р., Добровольська Л.Н., Клим Б.П., Великий П.П.</i> Статична тріщиностійкість корпусних реакторних сталей.....	184
<i>Татаркина И.С.</i> О возможности повышения пластичности сталей поверхностной ионной бомбардировкой.....	192
<i>Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л., Иценко А.И.</i> Применение компьютерного моделирования для расчёта рациональных параметров модифицирования сталей дисперсными порошками	198
<i>Українець М.С., Уманський О.П., Полярус О.М., Кущев О.В., Стельмах О.У.</i> Вплив температури випробувань на триботехнічні характеристики композиційних покриттів системи NiAl-CrB ₂	206
<i>Уманский А.П., Терентьев А.Е., Стороженко М.С., Марценюк И.С.</i> Исследование закономерностей влияния мелкодисперсных добавок тiв ₂ на формирование структурно-фазового состава композиционных порошков и покрытий системы (Ni-Cr-Si-B) – TiB ₂	213
<i>Федоров В.В., Наговська І.В.</i> Вплив домішок втілення на магнітні перетворення в нікелі, сплавах системи Fe - Ni та інтерметалічних сполуках SmCo ₅ і Dy ₂ Fe ₁₇	222
<i>Хоменко О.І., Баглюк Г.А.</i> Особливості застосування акустичних методів визначення об'єму порошкових деталей довільної форми	231
<i>Хоменко О.В., Мінакова Р.В.</i> Дослідження особливостей структуроутворення порошкових композицій Cr-Cu-Fe, отриманих за технологією рідкофазного спікання.....	237
<i>Цейко А.В.</i> Аналіз існуючих CAD/CAM/CAE – систем, їх потенційні можливості при постановці експерименту	244
<i>Чепугов О.П., Івахненко С.О., Цисар М.О., Леицук О.О.</i> Особливості підготовки зонда з напівпровідникового монокристалу алмазу, легованого бором.....	251
<i>Шабайкович В.А.</i> Підвищення якості та конкурентоспроможності української промислової продукції	256
<i>Шимчук С.П.</i> Прилад тертя для дослідження конструкційних і мастильних матеріалів при односторонньому і реверсивному терті	262
<i>Широков В.В., Білюк А.І.</i> Формування та вплив інтерметалідних і нікелевих дифузійних покриттів на механічні властивості хромонікелевих сталей і сплавів	266
<i>Шостак А.В., Божидарнік В.В., Мельник О.В., Синій С.В., Дрозд Ю.І.</i> Застосування векторного аналізу в РЕМ-фотограмметрії	272
<i>Яворська Н.М., Підгайчук С.Я., Дробот О.С., Покришко Г.А.</i> Корозійні дослідження композиційних електрохімічних покриттів на основі нікелю з добавкою нанодисперсної суміші порошків TiN і Si ₃ N ₄	278
<i>Зміст</i>	282

Е.В. Аболихина, С.М. Чернега

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ СПЛАВА Д16Т

В настоящей работе рассматривается коррозионное состояние внутренней поверхности обшивок нижних панелей из сплава Д16Т стареющего парка самолетов малой и средней дальности. Используются данные технических осмотров самолетов, собранные за период более 40 лет эксплуатации в различных регионах и климатических зонах. Анализируются причины появления коррозии, ее виды, зоны расположения очагов коррозии и определяется скорость развития коррозии по глубине материала в зависимости от зон базирования.

*Ключевые слова: питтинговая коррозия, щелевая коррозия, расслаивающая коррозия, скорость развития коррозии
Рис. 3. Лит. 2.*

О.В. Аболіхіна, С.М. Чернега

КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ КОНСТРУКЦІЙ ІЗ СПЛАВУ Д16Т

У даній роботі розглядається корозійний стан внутрішньої поверхні обшивок нижніх панелей зі сплаву Д16Т старіючого парку літаків малої і середньої дальності. У роботі розглянуто корозійний стан зовнішньої поверхні обшивань верхніх панелей крил старіючого парку літаків, що експлуатувались у різних регіонах і кліматичних зонах протягом 20 – 40 років. Аналізуються причини появи корозії, її види, визначена швидкість розвитку корозії у матеріалі залежно від зон базування літаків.

Ключові слова: виразкова корозія, щілинна корозія, розшаровуюча корозія, швидкість розвитку корозії

E. Abolihina, S. Chernega

THE CORROSION RESISTANCE OF STRUCTURES D16T

In this paper we consider the state of corrosion of the lower inner surface of the sheathing panels D16T aging fleet airplanes of small and medium-range missiles. Uses data technical inspections of aircraft, collected over more than 40 years of operation in different regions and climatic zones. Analyzes the reasons of corrosion and its species, location of areas of corrosion centers and the rate of corrosion is determined by the depth of the material depending on the zone-based aircraft.

Keywords: pitting, crevice corrosion, exfoliation corrosion, the rate of corrosion

Коррозионное повреждение элементов конструкции самолетов, срок эксплуатации которых составляет 20 и более лет, является дефектом, обнаруживаемым при выполнении периодического технического обслуживания самолетов как в эксплуатации, так и на базах технического обслуживания при выполнении базовых форм или капитальных ремонтов.

Особый интерес в этом плане представляет коррозионное состояние труднодоступных для осмотров зон конструкции планера и, в частности, кессонов крыльев самолетов, изготовленных из алюминиевого сплава Д16Т, где образование коррозионных повреждений происходит в закрытых полостях и имеет свои специфические особенности. Поэтому важно знать причины образования коррозии в закрытых зонах, способы ее прогнозирования и обнаружения, а также скорость развития коррозионных повреждений. Коррозионное повреждение должно быть обнаружено своевременно, до того момента, когда его удаление потребует ремонта или снизит остаточную прочность силовой конструкции планера самолета ниже допустимого уровня.

Осмотр внутренних элементов конструкции крыла на предмет отсутствия коррозии производится после демонтажа съемных панелей центропланов или средней части крыла (СЧК). Демонтаж панелей является трудоемкой и дорогостоящей процедурой. Любые демонтажно-монтажные работы могут приносить дополнительные повреждения – царапины, нарушения покрытий, повреждение крепежа и анкерных гаек, смятие и скручивание мягких топливных баков. Поэтому, если с точки зрения своевременного выявления коррозии, панели необходимо демонтировать как можно чаще, то для эффективности эксплуатации самолета это желательно делать как можно реже.

Согласно требованиям МОР [1], закрытые зоны конструкции планера должны осматриваться с периодичностью не реже 1 раза в течение 8-10 лет, а внутренние элементы конструкции в местах возможного накопления влаги – один раз в 2 – 4 года. Кессоны крыльев самолетов относятся к таким зонам.

Действительно, при сроке службы самолета 40-50 лет и периодичности демонтажа съемных панелей 2-4 года, кессон центроплана придется вскрывать не менее 10-12 раз. Необходимо оптимизировать этот процесс, усовершенствовать методы и способы неразрушающего контроля, позволяющие своевременно сигнализировать о наличии очагов коррозии внутри кессонов без

демонтажа панелей. Важно также найти индикаторы наличия коррозии внутри кессонов центропланов.

В данной работе выполнен анализ материалов о коррозионном состоянии обшивок из сплава Д16Т крыльев самолетов малой и средней дальности выпуска 1960 – 1975 г.г., эксплуатация которых проходила с различной интенсивностью в различных климатических зонах. Материалы собраны за период 1980 – 2012 г.г. Суммарный объем информации, используемый в данной работе, охватывает данные по более 1100 самолетам.

Возможные причины образования коррозии внутри кессонов и ее виды:

В процессе эксплуатации в кессоне центроплана происходят следующие физико-химические процессы, оказывающие влияние на возникновение и развитие коррозии:

- при взлете, в процессе набора высоты самолетом, из-за разности давлений - атмосферного и внутри центроплана – происходит отсасывание воздуха, находящегося в центроплане между баками и конструкцией, через дренажные отверстия. За 1-2 часа полета конструкция крыла остывает (на $H=5000\text{м}$, $t \approx -50^\circ\text{C}$);

- при посадке, во время снижения самолета, наблюдается обратная картина – выравнивание давлений происходит путем всасывания теплого воздуха ($t \approx 20-30^\circ\text{C}$) через дренажные отверстия. При соприкосновении теплого воздуха с холодными стенками лонжеронов, нервюр, топливных баков, образуется конденсат, который стекает на поверхность нижних панелей. Часть конденсата выходит через дренажные отверстия, часть – остается;

- при стоянке температура конструкции и окружающей среды выравнивается, и оставшийся конденсат, испаряясь, повышает влажность воздуха внутри кессона;

- химический состав конденсата соответствует окружающей среде.

При эксплуатации самолета, хотя процесс образования конденсата повторяется, происходит также регулярная вентиляция воздушного пространства внутри кессона. При длительном простое самолета вентиляция отсутствует, однако, в кессоне центроплана присутствует конденсат, оставшийся после последнего полета, либо, образовавшийся из-за перепада температур «день-ночь».

То., основными причинами возникновения коррозии внутри кессонов центроплана можно считать:

- неполное стекание из кессонов конденсата из-за ограниченного количества дренажных отверстий и наличия некоторого установочного угла наклона крыла на фюзеляж;

- скопление влаги и агрессивных продуктов под пенопластовыми бобышками при нарушении клевого соединения или установке их с зазорами от стрингеров и лонжеронов;

- отсутствие анодной пленки и ЛКП по дренажным отверстиям вследствие того, что разделка отверстий производилась после анодирования панелей;

- засорение пылью и грязью дренажных отверстий;

- отсутствие анодной пленки и ЛКП по отверстиям крепления бортугольников мотогондолы двигателей в зонах нервюр 5 и 6;

- склонность к расслаивающей коррозии пресованных панелей из сплава Д16Т и др.

- старение и разрушение защитных гальванических и лакокрасочных покрытий.

Внутри кессона центроплана начальные очаги коррозии в большинстве случаев возникают в виде питтингов, которые, с течением времени, сопровождаются язвенным коррозионным поражением различной глубины, переходящим затем в расслаивающую коррозию. Питтинговая коррозия обычно возникает в местах повреждения защитных покрытий (ЛКП, анодной пленки) в результате воздействия конденсата, атмосферных осадков и сред, содержащих большое количество кислых газов, и др.

Под пенопластовыми бобышками, плотно примыкающими к обшивке, и под усиливающими накладками обнаруживаются повреждения, возникшие в результате щелевой коррозии. Представляющая собой существенно локализованный процесс коррозии в щелях, трещинах и других дефектах малого объема, где корродирующий металл взаимодействует с неподвижным раствором, щелевая коррозия требует довольно длительного инкубационного периода - многих месяцев. Однажды начавшись, процесс ускоряется и, если коррозию не выявить вовремя, может представлять серьезную опасность. Обнаружить щелевую коррозию на начальных стадиях при визуальных осмотрах конструкции планера достаточно сложно. По характеру распространения щелевая коррозия происходит по границам волокон и по границам зерен материала.

Внешним признаком расслаивающей коррозии является наличие на поверхности деталей неровностей в виде бугров и трещин, идущих от торцов и отверстий, вспучивание и отслоение ЛКП и самого металла под покрытием. Расслаивающая коррозия возникает, в основном, в деталях, изготовленных из штампованных, кованных или прессованных полуфабрикатов алюминиевых сплавов Д16Т, В95Т, АК6Т1.

Расслаивающая коррозия представляет собой особый вид подповерхностной коррозии, которая развивается преимущественно вдоль волокон материала (параллельно вектору деформации, создаваемой в процессе формообразования полуфабриката) и сопровождается образованием трещин в этом направлении. Причинами появления расслоений являются - определенное структурное состояние, ориентировка в направлении деформации интерметаллидных фаз и кристаллов твердого раствора, высокая концентрация легирующих элементов или примесей и неравномерное их распределение, наличие внутренних напряжений, а также определенное физико-химическое состояние поверхности, зависящее от природы коррозионной среды [2].

Причинами появления коррозии внутри СЧК могут быть вредные примеси в топливе и наличие конденсата. В конденсате могут присутствовать разного вида сернистые соединения, вымытые из топлива. А при заражении топливохранилищ грибами, могут содержаться коррозионно-активные продукты жизнедеятельности и гибели грибковой микрофлоры. В случае отслоения герметика агрессивная влага может длительное время находиться в контакте с обшивкой и др.

Проведенные фрактографические и металлографические исследования характера коррозионных повреждений нижних панелей СЧК показали, что они имели характер питтинговой или язвенной коррозии. Глубина язв составляла от нескольких микрон до сквозных величин. На поверхности обшивок также наблюдались отдельные каверны, достигающие нескольких миллиметров в диаметре (рис. 1).

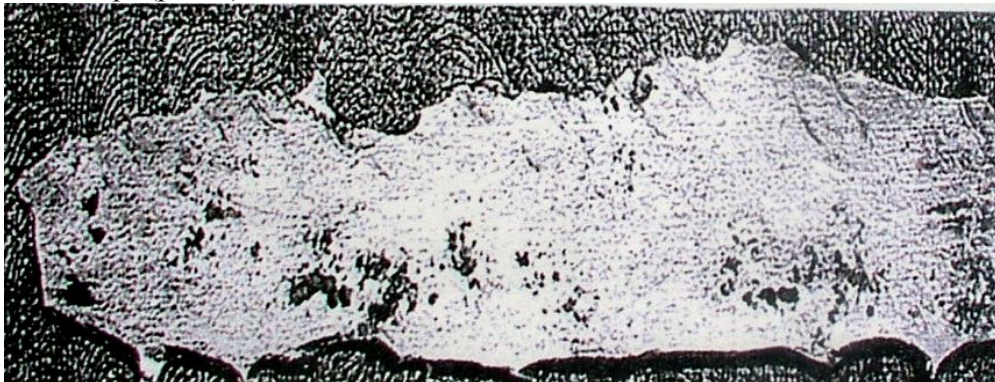


Рис. 1. Вид участка обшивки нижней панели СЧК, поврежденного коррозией.

Изучение материала обшивок проводилось на нетравленных микрошлифах, изготовленных по дефектам в долевом и поперечном направлениях. Установлено, что начальные участки повреждений представляли собой микрорастворы границ зерен, очевидно, обусловленные взаимодействием металла (в местах нарушения защитного покрытия) с продуктами жизнедеятельности микроорганизмов, находящихся в топливе (рис. 2). Характер исследованных повреждений свидетельствует о том, что они образовались в результате биологической коррозии. Дальнейшее развитие повреждений происходило по механизму межкристаллитной и расслаивающей коррозии.

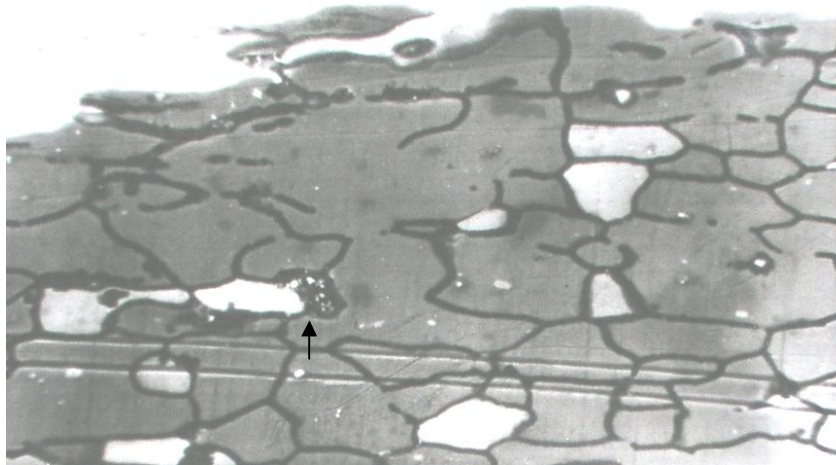


Рис. 2. Микрораствравы границ зерен (нетравленый микрошлиф) обшивки нижней панели СЧК, поврежденной коррозией

Характеристика статистической информации и методика ее обработки. Срок службы самолетов с начала эксплуатации составлял в среднем 20 - 45 лет. Периодичность технических осмотров между соседними ремонтами - 5 - 16 лет. В работе были использованы данные по результатам осмотров внутреннего состояния 1100 самолетов, из которых на 126 самолетах была обнаружена коррозия обшивок внутри кессонов центроплана и на 32 самолетах была обнаружена коррозия обшивок внутри СЧК. Как отмечалось выше, обшивки центроплана и СЧК изготовлены из естественно состаренного алюминиевого сплава Д16Т системы Al-Cu-Mg.

За интервал времени, в течение которого возникла коррозия, принимали срок службы между смежными т.е. предыдущим и последующим вскрытиями кессонов. Следует отметить, что данная методика охватывает период роста повреждений, однако, невозможно учесть в полной мере период их накопления. Кроме того, при определении скорости развития коррозии не учитывались данные по самолетам, внутри кессонов которых повреждений не обнаружено. Таким образом, в работе произведена оценка скорости роста повреждений без учета периода их накопления, т.е. при наличии имеющихся способствующих факторов: микродефектов и микротрещин в защитных покрытиях либо в результате изменения влажности атмосферы при вскрытиях кессонов.

Зоны образования коррозии внутри кессонов крыла. Внутри кессонов центропланов коррозия возникает на нижних и на верхних панелях, на поясах и балках лонжеронов, на элементах силового набора (стрингеры и нервюры). Для самолетов малой и средней дальности наибольшую повреждаемость коррозией имеют нижние панели центроплана. Нижние панели выходят на первое место и по размерам повреждений (площади и глубине коррозии). Необходимо отметить, что под повреждаемостью нижних панелей подразумевается наличие очагов коррозии непосредственно на полотне панели или ее стрингерах либо одновременно и на панелях и на стрингерах. Максимальное их количество наблюдается между 2 и 5 нервюрами центроплана (НЦ) (рис. 3). В этих зонах дефекты выявляются почти на каждом пораженном коррозией самолете. Коррозия сосредотачивается, в основном, под пенопластовыми бобышками контейнеров топливных баков, у дренажных отверстий, у I и II лонжеронов центроплана. Эти зоны доступны для выполнения ультразвукового контроля (УЗК) с целью выявления утонений нижних панелей центроплана вследствие образования коррозии внутри кессонов.

В зоне же между 2 НЦ лев. – 2 НЦ прав. очагов коррозии относительно мало. Это можно объяснить как отсутствием топливных баков в этой зоне, так и наличием некоторого температурного градиента в результате контакта с фюзеляжем, обогреваемым в пассажирских машинах.

На основании полученных данных разработана карта ультразвукового контроля (УЗК) толщины нижних панелей центроплана самолетов, которая позволяет надежно обнаруживать наличие очагов коррозии на их внутренней поверхности. Это позволяет эксплуатировать стареющие самолеты и их модификации без демонтажа панелей независимо от зоны базирования в течение не менее 10 лет после предыдущего осмотра.

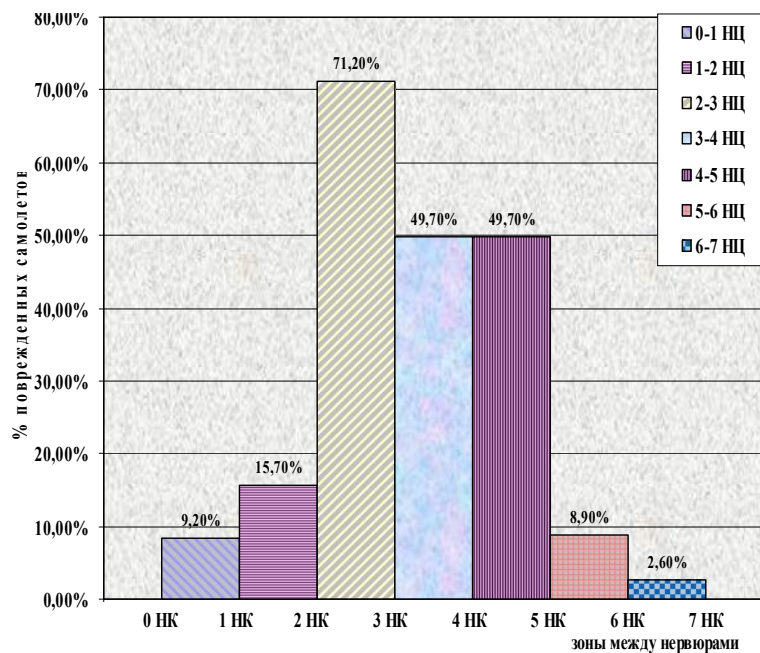


Рис. 3. Повреждаемость коррозией внутренней поверхности нижних панелей центропланов самолетов малой и средней дальности

Максимальное количество дефектов на внутренней поверхности нижних панелей СЧК по размаху крыла сосредоточено между стр. 4-6. Вдоль хорды крыла наибольшее количество коррозионных поражений сосредоточено между 7а и 8а НК.

На ГП «Пнтонов» разработаны Рекомендации по обнаружению и устранению коррозионных поражений, усилению противокоррозионной защиты элементов конструкции планера самолетов, как в эксплуатации, так и на капитальных ремонтах [3].

Необходимо отметить, что за весь период эксплуатации рассматриваемых самолетов не было обнаружено коррозионных повреждений силовых элементов внутри кессонов, понижающих остаточную прочность ниже допустимого уровня. Не было также обнаружено случаев образования усталостных трещин от внутренних очагов коррозии кессонов.

Разработанная карта ультразвукового контроля толщины нижних панелей центропланов, позволяет надежно обнаруживать наличие коррозии внутри центропланов самолетов.

Возможные повреждения биологической (язвенной) коррозией нижних панелей СЧК надежно обнаруживаются по отпотеванию топлива на внешней поверхности нижних панелей.

Повреждаемость коррозией обшивок нижних панелей крыла в различных условиях эксплуатации оценка скорости развития коррозионных повреждений. Все места базирования самолетов были сгруппированы по макроклиматическим районам и зонам воздействия агрессивных атмосфер:

- с умеренным климатом (средние температуры $+40^{\circ}\text{C}$ – -40°C) – Украина, центральная часть России, Белоруссия, Молдавия ...;
- с резко выраженным континентальным холодным климатом (средние минимальные температуры могут быть ниже -40°C с большими перепадами в течение суток, наличие ветров, инея, обледенения, мелкой снежной пыли) – Якутск, Сургут, Тюмень ...;
- с морским климатом (содержание в атмосфере сернистого газа, хлоридов) – Прибалтика, Дальний восток, Крым, Архангельск ...;
- с влажным тропическим климатом (характерно одновременное действие высокой относительной влажности воздуха и таких факторов, как высокие температуры, интенсивные осадки и конденсация влаги, воздействие биологических факторов, интенсивная солнечная радиация) – Куба, Вьетнам, Сомали ...;
- промышленные зоны (расположены, в основном, в зонах умеренного климата) – г. Москва, г. Киев, г. Тула, г. Ижевск ...;
- со смешанным климатом (включая эксплуатацию самолетов в условиях умеренного и тропического климата либо эксплуатацию в промышленной зоне и в условиях влажных тропиков ...) – Башкирия – Судан, Британия – Камбоджа

Если коррозия возникла, то с течением времени эксплуатации или по мере увеличения налета, скорость ее развития увеличивается. В качестве критерия скорости развития коррозионного повреждения было принято изменение максимальной глубины повреждения в очаге. Скорость развития коррозии для каждой климатической зоны определялась как функция глубины h коррозионного поражения от времени T , являющегося периодом между смежными осмотрами кессонов (с демонтажем съемных панелей центроплана). Графически данные статистики представлялись в виде массива в координатах «Глубина коррозионного повреждения – срок службы между смежными осмотрами». Для простоты интерпретации массив полученных данных был аппроксимирован прямой линией, по которой проводилась приближенная оценка средней скорости развития коррозии на внутренней поверхности обшивок центропланов.

Интенсивность эксплуатации анализируемых групп самолетов не имела существенных отличий. Наиболее низкие значения глубины повреждений зафиксированы на самолетах, эксплуатирующихся в регионах с умеренным климатом.

Результаты обработки данных свидетельствуют, что скорости развития коррозии в обшивках из алюминиевого сплава Д16Т составляют:

– умеренный климат –	~0,12 мм/год;
– резко-континентальный климат –	~0,23 мм/год;
– промышленные зоны –	~0,33 мм/год;
– морской климат –	~0,34 мм/год;
– смешанные условия эксплуатации –	~0,28 мм/год;
– влажные тропики –	~0,40 мм/год;

На самом деле такая оценка является приближенной по нескольким причинам:

1. Аппроксимирующая прямая (кривая 1 порядка) имеет низкий коэффициент корреляции.
2. Срок эксплуатации самолетов является одним из основных факторов, влияющих на скорость развития коррозии, однако не учтено влияние других, не менее важных факторов, таких, как налет самолета и интенсивность полетов

Выводы:

1. За весь период эксплуатации самолетов малой и средней дальности на конструктивных элементах внутри кессонов центропланов не обнаружено очагов коррозии, понижающих остаточную прочность ниже требуемого уровня, что свидетельствует об эффективности мероприятий, направленных на обеспечение безопасности эксплуатации стареющего парка этих самолетов.
2. Наиболее подверженными коррозии по двум факторам - по количеству очагов и их размерам (площадь и глубина), являются нижние панели кессонов центроплана, которые могут служить индикатором возможного наличия коррозии и на других внутренних элементах конструкции.
3. За весь период эксплуатации самолетов малой и средней дальности не было обнаружено случаев образования усталостных трещин от внутренних очагов коррозии элементов конструкции кессонов.
4. Разработана карта ультразвукового контроля толщины нижних панелей центроплана, которая позволяет надежно обнаруживать наличие очагов коррозии на их внутренней поверхности. Это позволяет эксплуатировать данные самолеты без демонтажа панелей независимо от зоны базирования в течение не менее 10 лет после предыдущего осмотра.
5. Коррозия внутренней поверхности нижних панелей СЧК может быть своевременно обнаружена по отпотеванию топлива на внешней поверхности панелей.
6. Получены данные о скорости развития коррозии в алюминиевом сплаве Д16Т, из которого изготовлены нижние панели центропланов, в зависимости от зон базирования самолетов (промышленных и климатических).
7. Полученные данные о скорости развития коррозии могут использоваться для определения необходимой периодичности осмотров кессонов с демонтажем панелей самолетов малой и средней дальности

1. Методы Определения Соответствия к АП 25.571 «Обеспечение безопасности конструкции по условиям прочности при длительной эксплуатации», 1996 г.
2. Обнаружение, устранение коррозии, восстановление и усиление противокоррозионной защиты элементов конструкции планера изделий Ан-24, Ан-24Т, Ан-26, Ан-30, Ан-32 в эксплуатации и при капитальном ремонте. Производственная инструкция ОПИ 472-87 (второе издание) – 1987.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

© Е.В. Аболихина, С.М. Чернега

УДК 539.375

В.В. Божидарнік, В.М. Садівський
ПРО ДЕЯКІ ТЕОРЕТИЧНІ ТА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ
НАПРУЖЕНО – ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ І ГРАНИЧНОЇ РІВНОВАГИ
КОМПОЗИЦІЙНИХ ТІЛ З ДЕФЕКТАМИ ТИПУ ТРІЩИН

Проводиться огляд досліджень напружено-деформованого стану, який передує руйнуванню в околі точок звороту гострокінцевих вирізів і включень різної природи, а також аналізуються спроби визначення граничного навантаження, по досягненню якого наступає локальне руйнування (утворення макротріщини) біля гострокінцевого включення чи поширення існуючої тріщини. Зроблено висновки про застосування ізотропних моделей розрахунку до анізотропних конструктивних елементів.

Ключові слова: анізотропія, ортропія, гранична рівновага.

Лім. 22.

В.В. Божидарник, В.М. Садивский
О НЕКОТОРЫХ ТЕОРЕТИЧЕСКИХ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РЕЗУЛЬТАТАХ
ИССЛЕДОВАНИЙ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И
ПРЕДЕЛЬНОГО РАВНОВЕСИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ТЕЛ С ДЕФЕКТАМИ ТИПА
ТРЕЩИН

Проводится обзор исследований о напряженно-деформированном состоянии предшествующем разрушению в окрестностях точек возврата остроконечных вырезов и включений различной природы, а также анализируются способы определения предельной нагрузки, по достижению которой наступает локальное разрушение (появление макротрещины) возле остроконечного включения или распространения существующей трещины. Сделаны выводы о применении изотропных моделей расчёта к анизотропным конструктивным элементам.

Ключевые слова: анизотропия, ортропия, предельное равновесие

V. Bozhidarnik, V. Sadvivskiy
SOME THEORETICAL AND EXPERIMENTAL RESEARCH RESULTS OF THE STRESS -
STRAIN STATE AND LIMITING BALANS OF COMPOSITR BODIES WITH DEFECTS SUCH
AS CRACKS

It is provided an overview of the study on the stress-strain state in the vicinity of the previous destruction of cusps sharp-pointed notches and inclusions of different nature and it is explored ways to determine the ultimate load at which local failure occurs (the appearance of a macrocrack) near the sharp-pointed inclusion or dissemination of existing cracks. The conclusions about the use of isotropic models for calculating anisotropic structural elements are made.

Keywords: anisotropy, ortropiya, limit equilibrium

Метод чисельного розв'язку задачі про напружено-деформований стан обмежених тіл з розрізами і застосування його до задачі про центральну тріщину у скінченній прямокутній ортропній пластині розглянуто в [1]. Показано [2], що у безконечному ортропному тілі із прямолінійними колінеарними тріщинами у випадку самоврівноваженого навантаження коефіцієнти інтенсивності напружень співпадають з коефіцієнтами інтенсивності для ізотропного тіла. Для достатньо довгої пластинки навіть для суттєво ортропного матеріалу вплив анізотропії на коефіцієнти інтенсивності напружень незначний. У випадку несамозрівноваженого навантаження такий висновок не справджується.

А.І. Зобнін, Е.В. Ломакін [3] вивчали можливість використання коефіцієнтів інтенсивності напружень в ізотропному тілі при обчисленні аналогічних величин в ортропній смузі із прямолінійною тріщиною. Вони показали, що при обчисленні коефіцієнтів інтенсивності для прямолінійної тріщини-розрізу в ортропній смузі можливе застосування ізотропного К-тарування навіть для сильно анізотропних матеріалів (деревина, вуглепластик).

Л.А. Фільштинський [4] знайшов загальний вираз коефіцієнтів інтенсивності напружень поблизу вершини криволінійної тріщини нульового розкриття (наприклад, для розрізу по дузі еліпса) в анізотропній пластині. Розв'язано також декілька трьохмірних задач. Кассіра і Сі [5] розглянули задачу про еліптичну тріщину, поверхня якої перпендикулярна до осі пружної симетрії трансверсально-ізотропного тіла. Приведено поле напружень в околі тріщини при симетричному і антисиметричному навантаженні тіла. В огляді [6] статті Кассіра і Сі [5] автором доповнені результати роботи [7] про коефіцієнти інтенсивності і розподіл напружень у зоні еліптичної тріщини в трансверсально - ізотропному тілі.

У [8, 9] досліджувався поздовжній зсув анізотропного циліндричного тіла, що містить тріщину у площині симетрії, нормальну до твірних тіла. Розглянуті випадки полярної і прямолінійної анізотропії пружних властивостей. Відмітимо, що у співвідношеннях, які визначають локальний розподіл напружень, особливості напружень по даних робіт Чепкіса, Вільямса [9] і Сі [8] не співпадають між собою. При дослідженні поля напружень і переміщень у випадку антиплоскої деформації анізотропного тіла з тріщиною слід використовувати роботу Сі [8], яка вийшла пізніше.

Для оцінки граничної рівноваги анізотропної пластини з тріщиною А.М. Михайлов [10] розглядає задачу про рівновагу тріщини зсуву у однонаправленому склопластику, який розтягується вздовж волокон на безконечності. Тріщина зсуву перпендикулярна до тріщини нормального розриву, утвореної розривом одного чи декількох волокон і проходить через її вершину.

А.Н. Полілов і Ю.Н. Работков [10], А.Н. Полілов [11] вивчають руйнування анізотропних пластин з гладкими отворами і тонкими надрізами. У випадку тріщин в сильно ортропній пластині пропонується критерій міцності при розтязі, який полягає в тому, що гранична рівновага пластини досягається для деякого критичного значення комбінації напружень у площині, зв'язаній з головними напрямками пружності. Зроблені висновки про міцнісні властивості анізотропного тіла з отвором, що розтягується під кутом до напрямку більшої жорсткості матеріалу, про оптимальні міцнісні і пружні властивості матеріалу.

Тірош [12] з допомогою методу кінцевих елементів вивчає вплив пластичності і затуплення тріщин на розподіл напружень в ортропних матеріалах. Виконаний розрахунок розміру пластичної зони в околі вершини тріщини і проведені експериментальні дослідження.

Сі і ін. [13, 14] для оцінки міцності анізотропного матеріалу рекомендують застосовувати критерій мінімуму густини локальної енергії деформації, що накопичена в вершині тріщини. Для різних ортропних матеріалів знаходився вплив неоднорідності матеріалу з допомогою моделі ізотропного тіла з тріщиною армованою волокнами на деякій віддалі від вершини тріщини. Вважається, що пластина досягне граничної рівноваги в тому випадку, коли густина локальної енергії деформації досягне граничного значення $W=W_{кр}$, при чому це граничне значення необґрунтовано приймається незалежним від вибраного напрямку відносно головних осей пружної симетрії матеріалу. Очевидно, що постійність $W_{кр}$ має місце лише для матеріалів, ізотропних відносно міцнісних властивостей, а розглядувані у [14] волокнисті композити суттєво анізотропні по пружних і міцнісних характеристиках.

Виходячи із співвідношень для швидкості зміни енергії при поширенні тріщини [15], проведена значна кількість досліджень для визначення в'язкості руйнування тіл з тріщиною, що співпадає з головними напрямками пружності матеріалу. Ву [16] поряд із в'язкістю руйнування для тріщини відриву K_{1c} , вводить в'язкість руйнування для тріщини поперечного зсуву K_{2c} , а Сейнт Джон і Стріт [17] – K_{3c} для тріщини поздовжнього зсуву. В цих результатах експериментальні значення K_{2c} і K_{3c} , відповідно, значно більші теоретичних. Ву [16] пояснює це тим, що спостережуване значення K_{2c} перевищує теоретичне через добавлення напружень, що сприймаються волокнами, не зруйнованими у процесі стрибкоподібного росту тріщини. Неспівпадіння теоретичного і експериментального значень K_{3c} автори роботи [17] пояснюють незастосовністю критерію постійності енергії руйнування при даному типі деформації. На нашу думку, основною причиною розбіжності між теорією і експериментом є те, що використання критерію постійності енергії руйнування припускає обов'язкове поширення тріщини у своїй площині, а при поперечному (K_{2c}) і поздовжньому (K_{3c}) зсувах початкове руйнування, як правило, іде під деяким кутом до початкового дефекту.

У роботах [18, 19] досліджені матеріали, ізотропні відносно пружних і ортропні відносно міцнісних властивостей. Припускається, що тріщина починає поширюватись у напрямку, для якого нормальні розтягуючі напруження досягнуть граничної інтенсивності раніше, ніж у інших напрямках. При цьому гранична інтенсивність залежить від кута орієнтації тріщини відносно головних осей міцності матеріалу (осі максимального і мінімального значення в'язкості руйнування). Побудовані діаграми міцності для матеріалів із міцнісною ортропією [19]. У [20] приведені експериментальні дані про трьохточковий згин ортропних зразків з тріщинами. Приводиться графік зміни роботи руйнування для тіла з тріщиною, орієнтованою під деяким кутом до напрямку головних осей симетрії.

Деякі відомості про тормозіння тріщини в анізотропних матеріалах приводились у монографії А. Келлі [21], зібрані у довіднику «Руйнування» під ред. Г. Лібовіца, а також у книзі

В.М. Фінкеля [22]. У даних дослідженнях вивчаються критеріальні умови поширення крихкого руйнування в тілах в анізотропією пружних та міцнісних властивостей, які дають точнішу модель для розрахунку міцності таких матеріалів.

1. *Bowie O.L., Freese C.E.* Central crack in orthotropic rectangular sheet. – Intern.journ.fracture mechanics. – 1972. t.8, 1, p.49-58.
2. *Walsh P.F.* Linear fracture mechanics in orthotropic materials. – Engineering fracture mechanics. – 1972, t.4,3, p. 533-541.
3. *Зобнин А.И., Ломакин Е.В.* Центральная поперечная трещина в ортропной упругой полосе. – Известия АН СССР. Механика твердого тела. – 1974. -1. – С. 44-51.
4. *Фільштинський Л.А.* Пружна рівновага плоского анізотропного середовища, ослабленого криволінійними тріщинами. Граничний перехід до ізотропного середовища. – Известия АН СССР. Механика твердого тела. – 1976-5. – С. 91-97.
5. *Kassir M.K., Sih G.C.* Three dimensional stresses around elliprical cracks in transversely isotropic solids. – Engineering fracture mechanics. – 1968-1.p. 327-345.
6. *Чен В.Т.* Трехмерное распределение напряжений вблизи эллиптической трещины при произвольных нагрузках. – Прикладная механика, сер.Е. – 1967 – 3. – С. 140-142.
7. *Chen W.T.* On some aspects of a flat elliptical crack under shear stress. – Journ.of mathematics and physics. – 1966 - 45(june), p. 213-223.
8. «Математические основы разрушения» в «Разрушении» под ред.Г.Либовица. – Москва. – Мир – 1975, т.2., – 769с.
9. *Chapkis R.L., Williams M.L.* Proceeding of the 3-rd U.S.National Congress for Applied mechanics. – 1958, p. 281-286.
10. *Полилов А.Н., Работнов Ю.Н.* Разрушение около боковых выточек композитов с низкой сдвиговой прочностью. – Известия АН СССР, Механика твердого тела, 1976, – С. 112-119.
11. *Полилов А.Н.* Торможение трещины поверхностью раздела. – Известия АН СССР. – Механика твердого тела. – 1974-1, С.68-72.
12. *Тирош Д.* Влияние пластичности и затупления трещин на распределение напряжений в ортотропных композитных материалах. Прикладная механика, с.Е. 1971, 2, с.149-155.
13. *Sih G.C., Chen E.P., Huang S.L.* Fracture mechanics of plastic fiber composites. Engineering fracture mechanics, 1974, 6, 2, p.343-359.
14. *Sih G.C., Chen E.P., Huang S.L., McQuillen E.I.* Material characterization of the fracture of filament-reinforced composites. Journal of composite materials, 1975 (April), v9, p. 167-186.
15. *Sih G.C., Paris P.C., Irwin G.R.* On cracks in rectilinearly anisotropic bodies. Internat.Journal of fracture mechanics, 1965, t.1,3, p. 189-203.
16. *Wu E.M.* Application of fracture mechanics to anisotropic plates. Journal of applied mechanics. Trans. ASME, S.E., Dec.1967, t.34,4, p. 967-974.
17. *Saint-John C.F., Street K.N.* B-Al composite failure under combined torsion and tension loading. Journal of composite materials, 1974, (july), 8, p. 266-274.
18. *Романив О.Н., Косычин Р.С.* О несущей способности анизотропной пластины с произвольно ориентированной трещиной. Физико-химическая механика материалов, 1968, 4, – С.408-412.
19. *Ярема С.Я., Крестин Г.С.* Построение диаграмм предельных напряжений для анизотропных хрупких материалов. Физико-химическая механика материалов, 1968, 4, – С. 420-423.
20. *Ellis C.D., Harris B.* The effect of specimen and testing variables on the fracture of some fiber reinforced epoxy resins. Journal of composite materials, 1973 (January), t.7, p. 76-88.
21. *Келли А.* Высокопрочные материалы. – Москва: Мир, 1976. – 261 с.
22. *Финкель В.М.* Физические основы торможения разрушения. Москва, 1977. – 359 с.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

УДК 621.922

Т.Є. Божко

ШЛЯХИ ЗНИЖЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ В ЗОНІ РІЗАННЯ ПРИ ФІНІШНІЙ ОБРОБЦІ ДЕТЕЙ ІЗ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

Розглянуто методи зниження температури в зоні різання з використанням переривчастого шліфування при фінішній обробці спечених пористих матеріалів. Досліджено, що переривчастий процес шліфування призводить до уникнення дефектів шліфування у вигляді припалів.

Ключові слова: переривчасте шліфування, пористість, температура.

Рис. 5 Літ. 4.

Т.Е. Божко

ПУТИ СНИЖЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В ЗОНЕ РЕЗКИ ПРИ ФИНИШНОЙ ОТДЕЛКЕ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рассмотрены методы снижения температуры в зоне резания с использованием прерывистого шлифования при финишной обработке спеченных пористых материалов. Доказано, что прерывистый процесс шлифования приводит к отсутствию дефектов шлифования в виде прижогов.

Ключевые слова: прерывчатое шлифование, пористость, температура.

T. Bozhko

WAYS OF TEMPERATURE DECREASING IN THE CUTTING ZONE DURING FINISHING PROCESSING OF DETAILS MADE OF POWDER MATERIALS

It was shown the methods of temperature decreasing in the cutting zone using intermittent grinding during finishing processing of sintered porous materials. It was investigated that intermittent grinding process leads to avoidance of grinding defects as burnings.

Keywords: intermittent grinding, porosity, temperature.

Постановка проблеми. Проблема зниження теплонапруженності процесу механічної обробки є надзвичайно важливою і актуальною для технології машинобудування, що пов'язане, в першу чергу, із забезпеченням бездефектної обробки деталей, підвищенням їх якості і експлуатаційних властивостей. Теплові явища, що супроводжують процес шліфування, значно впливають на якість шліфованих поверхонь. Високі температури шліфування викликають дефекти в поверхневому шарі шліфованої деталі (припали, тріщини й ін.), що знижують якість деталі, у зв'язку із чим температурний фактор набуває значення одного з основних факторів процесу шліфування. Для зниження температури в зоні різання при обробці пористих матеріалів застосовується метод просочування оливою поверхні, що обробляється [1]. Але цей метод не завжди можливо застосувати, тому що просочування оливою призводить до зміни фізико-механічних властивостей поверхневого шару матеріалу. Тобто, знаходження шляхів зниження температури в зоні різання під час фінішної обробки спечених пористих матеріалів є актуальною проблемою.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Питаннями визначення впливу режимів різання на шорсткість поверхні при шліфуванні пористих спечених матеріалів займалися такі вчені, як Артамонов А.Я. та Белькевич Б.А. [1], В той же час є ряд публікацій стосовно успішного використання переривчастого шліфування при обробці компактних матеріалів [2, 3].

Невирішені частини проблеми. В даний час накопичений великий досвід вивчення технологічних операцій шліфування компактних матеріалів, але методи зниження температури в зоні різання при абразивній обробці порошкових матеріалів на теперішній час досліджено не в повному обсязі.

Метою роботи є дослідження методів зниження температури різання та її вплив на ущільнення поверхневого шару деталі та на твердість поверхні при шліфуванні спечених пористих матеріалів.

Основні результати дослідження. Заготовки-зразки виготовлялись методом гідростатичного формування у гідростатичній установці з використанням маслостійких гумових еластичних оболонки. 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. 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.

Спикання порошкових пресовок здійснювали в однокамерній печі під рідким затвором протягом двох годин. Температура спикання дорівнювала $T=1050^{\circ}\text{C}$.

Шліфування зразків проводилося без охолодження на універсальному плоскошліфувальному верстаті марки ЗГ71. Застосовувався шліфувальний круг із електрокорунда білого на керамічній зв'язці твердістю СМ2 марки 1А1 250х25х75 24А 20 СМ2 К6. Перший круг – стандартної конструкції, периферія якого суцільна, другий – спеціальний, периферія якого переривчаста. Також проведено дослідження процесу шліфування зразків із пористого заліза, які попередньо просочувалися оливою.

Глибину шліфування змінювали в межах 0,01–0,05 мм, швидкість деталі – в межах 5–30 м/хв, поперечну подачу в межах 0,1–0,5 мм/хід. Швидкість обертання круга встановлювалась рівною 35 м/с, а ширина шліфування – 15 мм.

Степінь ущільнення поверхневого шару та характер зміни за глибиною при різних режимах різання досліджувався за допомогою металографічного методу [4]. Вимірювання твердості досліджуваної поверхні проводились за методом Брінелля на приборі 2109ТБ.



Рис. 1. Переривчастий шліфувальний круг

Результати вимірювання температури різання залежно від методів обробки, які отримані при режимах різання $V_d=9\text{м/хв}$, $V_{кр}=35\text{м/с}$, $S=0,2\text{мм/хід}$ показано на рисунку 2.

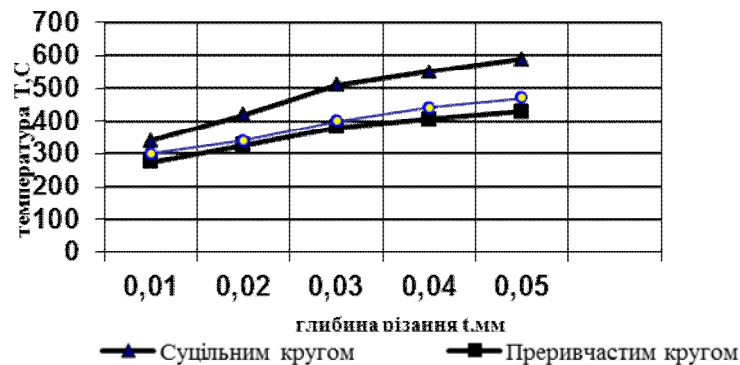
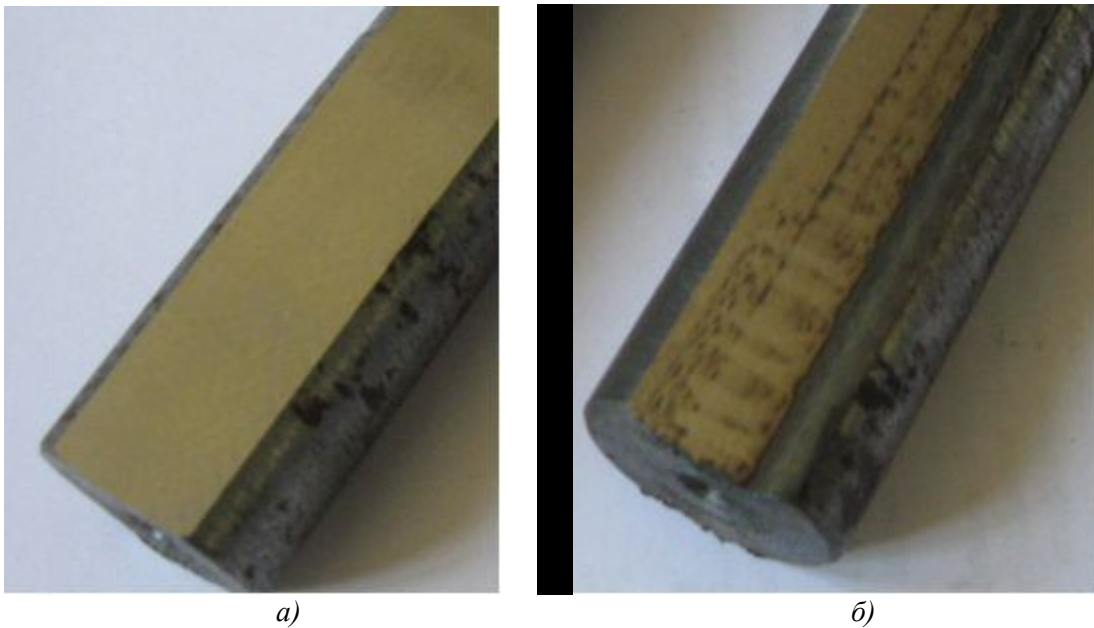


Рис. 2. Вплив методу обробки на температуру різання

Наведені дані свідчать, що шліфування переривчастими кругами призводить до зниження температури. Ступінь зниження температури при переривчастому шліфуванні порівняно з шліфуванням суцільним кругом в діапазоні глибини різання $t=0,01\div 0,05\text{мм}$ складає 21–27%.



а) б)
Рис. 3. Фотографії поверхонь після шліфування ПЖР-3:
а) переривчастим кругом; б) суцільним кругом

На оброблених поверхнях слідів припалів не виявлено (рис. 3). Переривання процесу різання знижує температуру в зоні різання за рахунок зменшення тривалості нагрівання елементарної площадки на поверхні деталі і температура не досягає максимального критичного значення.

Про вплив процесу переривчастого шліфування свідчить і величина ущільненого шару обробленої деталі. Результати дослідження впливу швидкості заготовки на товщину ущільненого шару при переривчастому шліфуванні показано на рисунку 4.

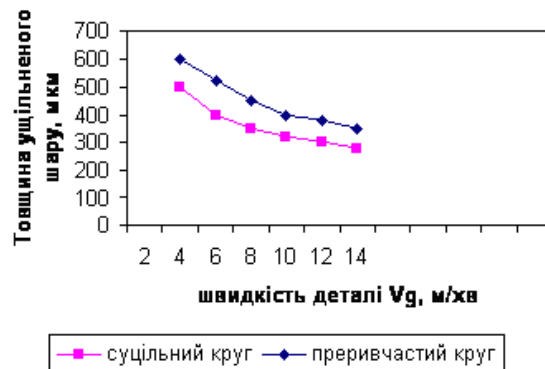


Рис. 4. Вплив швидкості заготовки на товщину ущільненого шару при переривчастому шліфуванні ($t=0,02$ мм, $S=0,2$ мм/хід, $\theta=24\%$)

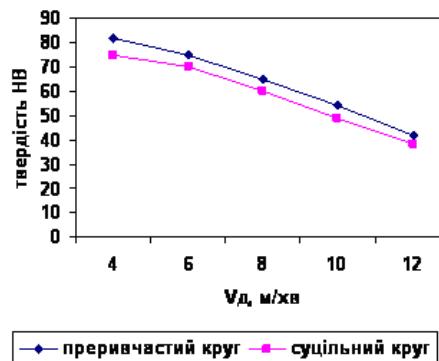


Рис. 5. Вплив швидкості заготовки на твердість поверхні при переривчастому шліфуванні ($V_d=9$ м/хв, $V_{кр}=35$ м/с, $S=0,5$ мм/хід, $\theta=24\%$)

З рисунків 4 та 5 видно, що застосування переривчастого шліфування призводить до збільшення товщини ущільненого шару та твердості оброблюваної поверхні. Пояснення цього витікає із ролі і значення теплового та силового фактора в утворенні поверхневого шару матеріалу. Із збільшенням швидкості заготовки під дією сил різання проходить зміцнення поверхневого шару. Підвищення температури на поверхні деталі призводить до рекристалізації. При високих температурах процес розукріплення протікає більш інтенсивно, що призводить до зменшення ущільненого шару та твердості оброблюваної поверхні. Переривчасте шліфування проходить при нижчих температурах, внаслідок цього процес розукріплення проходить менш інтенсивно, що призводить до збільшення ущільненого шару та твердості оброблюваної поверхні.

При обробці просочених оливою деталей зниження температури в зоні різання спостерігалось в середньому на 20%. Олива, яка знаходилася в порах, грала роль охолоджуючого середовища.

Треба відмітити, що олива, яка знаходилася в порах, під дією високих температур вигоряє, забруднюючи навколишнє середовище. Тому, шліфування просочених оливою деталей потрібно проводити на верстатах, що оснащені спеціальним витяжним обладнанням.

Висновок. Переривчастий процес шліфування призводить до зниження температури в зоні різання, і до уникнення дефектів шліфування у вигляді припалів. Ступінь зниження температури при переривчастому шліфуванні порівняно з шліфуванням суцільним кругом в діапазоні глибини різання $t=0,01\div 0,05$ мм складає 21–27%. Зниження температури при шліфуванні пористих матеріалів за рахунок просочування їх оливою недоцільно, так як це призводить до вигорання оливи та забруднення навколишнього середовища.

1. *Белькевич Б.А.* Обработка металлокерамических материалов резанием. – Мн.: Наука и техника, 1965. – 100 с.
2. Теплофізика механічної обробки: підруч.[для студ. вищ. навч. закл.] / Якимов О.В., Усов А.В., Слободяник П.Т., Юргачов Д.В. – Одеса: Астропринт, 2000. – 256 с.
3. Физико-математическая теория процессов обработки материалов и технологии машиностроения: в 10 т. / под ред. Ф.В. Новикова и А.В. Якимова. – Т. 2: Теплофизика резания материалов. – Одесса: ОНПУ, 2003. – 625 с.
4. *Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П.* Материаловедение / Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. – М.: Машиностроение, 1990. – 527 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.798

Б.П. Валецький
УПАКОВКА ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ВАНТАЖІВ

У статті проаналізовано розвиток основного обладнання для створення групового великогабаритного пакування та шляхи його подальшого удосконалення.

Ключові слова: пакувальна машина, стягування, зварювання, плівкозварювальний механізм, плівка.

Рис. 5 Літ. 3.

Б.П. Валецький
УПАКОВКА КРУПНОГАБАРИТНИХ ГРУЗОВ

В статті проаналізовано розвиток основного обладнання для створення групової крупногабаритної упаковки і шляхи її подальшого удосконалення.

Ключевые слова: упаковочная машина, стягивание, сварка, пленкосварной механизм, пленка.

В. Valetsky
PACKING OFF HUGE CARGO

This article examines the development of key equipment to create a group of huge cargo packages and ways to further improvement.

Keywords: packing machine, shifting, welding, film welding mechanism, film.

Постановка проблеми. Більшість товарів, включаючи продукти харчування, можуть опинитися без тієї «обгортки», в якій вони повинні були б з'явитися перед покупцем - споживчій упаковці. Тому без групової упаковки їм не обійтися, без неї у продукту є всі шанси зникнути, а саме - бути пошкодженими, зіпсуватися, просто зникнути - дорогою від виробника.

Практично у кожного промислового підприємства існує необхідність здійснювати швидко, надійно і економічно доцільне транспортне пакування. У всьому світі великогабаритні вантажі (вагою від 500 кг), як правило, пакуються за допомогою полімерних плівок, які оберігають продукцію від пошкоджень на шляху до споживача, а також дозволяють оптимізувати зберігання і складування сформованих пакетів в умовах великого вантажопотоку.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Створення пакувального обладнання в відбувалось з середини ХХ сторіччя, причому поняття «пакувальна галузь» цілком можна застосувати і до ряду видів промислової діяльності, що існували за радянської влади. Варто відзначити, що на серйозну механізацію та автоматизацію процесів створення групових транспортних упаковок для продуктів харчування увагу в Союзі звернули пізно. Наприклад, в довіднику під редакцією Ю. В. Бурляя і Л. А. Сухого, виданому в 1978 році, повідомляється про приблизно 120 одиницях обладнання (в більшості - вітчизняних) для створення споживчих упаковок харчових продуктів - і тільки про десяток машин, що мають відношення до групового пакування. Тільки в середині другої половини 80-х років у нас почали розробляти і виготовляти серйозне обладнання для створення групового пакування. А потім настав застій. Бурхливе прищестя до України фасувального і пакувального устаткування, як зарубіжного, так і вітчизняного, що трапилося на стику століть, практично не торкнулося машин, що створюють транспортні «групи». І лише покращення економічного стану викликало потребу в такому обладнанні і практично одночасне задоволення її.

Невирішені частини проблеми. У радянські часи, коли пакування продовольчих і близьких до них товарів приділялася недостатня увага, продукти надходили у магазини обов'язково в груповій тарі. «Неодягнене» господарське мило, загортають продавцем в газету, прибувало до магазину в груповий транспортної упаковці - ящику. Сіль у магазині продавалася не в пачці, як ми зараз звикли її бачити, а на вагу, однак ця дешева, але необхідна харчова приправа надходила в транспортній упаковці - мішку.

Групова упаковка - одне з найбільш багатогранних понять серед тих, якими доводиться оперувати у пакувальній галузі. Вона цілком може бути і споживчою: наприклад, пакетики з чаєм з фільтруючого матеріалу, вкладені у коробочку. Може бути і транспортною, але дрібною, - ті ж коробочки з чаєм, поміщені в ящики з гофрокартону. А штабель ящиків на піддоні - знову ж групова транспортна упаковка, але вже велика.

Точне призначення деяких групових упаковок і визначити неможливо. Що є блок сигаретних пачок? Транспортна упаковка, щоб легше донести товар до кіоску? Виконує вона таку

функцію. Але покупець цілком може придбати і весь блок. Тоді, виходить, що вона (упаковка) і споживча.

Невеликі транспортні упаковки можуть бути утворені приміщенням товару в картонну тару, наприклад, в ящики з гофрованого картону. І тут же треба пам'ятати, що «картонка» може бути і не тільки ящиком, але і коробкою, і лотком. Причому і те, і інше, і третє може і відрізнитися конструктивно. Можна пакувати продукцію в ящики, але з інших матеріалів - і тут у багатьох випадках технологія створення групових упаковок буде іншою, ніж для картонної тари.

Упаковка може бути створена обгортанням групи виробів папером або плівкою. В останньому випадку з застосуванням спеціальних клеїв або без їх застосування.

Заговоривши про пакування у полімерні матеріали, відразу ж треба згадати про таке поширене зараз пакування «груп» як упаковка у збіжну плівку. А там тільки способів огортання плівкою групи виробів буває кілька.

А далі - велика транспортна групова упаковка. Відразу ж на думку спадає найпоширеніший спосіб її отримання - створення на піддонах штабелів з ящиків, мішків, блоків в термоусадкову плівку і т.д. Але й тут різні як методи формування штабеля, так і способи закріплення упаковок.

Метою дослідження є вивчення видів устаткування для створення групової транспортної упаковки. Класифікувати їх можна тільки за типом тари або матеріалами, які використовуються при пакуванні. А також - за ступенем механізації і автоматизації, бо існують і найпростіші пристосування, що полегшують процес пакування, і напівавтомати з різним ступенем використанням ручної праці, і автомати, і роботизовані лінії. Всі варіанти знаходять своїх споживачів.

Основні результати дослідження. Технологічна ділянка групового пакування великогабаритної продукції на сучасних поточкових виробництвах складається зі комплексу формування палет (де відбувається послідовне вкладання виробів у шар, а потім у штабелі) і упаковки в полімерну (розтягувальну або термоусадкову) плівку. Зрозуміло, високої швидкості обробки вантажів важко досягти без різних підвідних і сервісних пристроїв: ланцюгових і роликів транспортерів, похилих конвеєрів, поворотних столів, модулів кутового переміщення і т. д.

При укладанні споживчих товарів в ящики з гофрованого картону цілком можна обійтися без механізації, якщо заповнюється до 4-6 ящиків на хвилину. При більшій продуктивності потрібні вже кошти хоча б засоби малої механізації, а якщо з фасувальної ділянки «виходять у світ» 15-20 ящиків на хвилину, без «солідних» вкладень в технічну сторону майбутніх пакувань, укладання в них продукції та запечатування вже не обійтися.

При створенні групових упаковок шляхом обгортання блоку товарів папером або плівковим матеріалом вже з 4-5 пакувальних одиниць у хвилину ручну угруповання блоку слід поєднувати із застосуванням напівавтоматичного обгорткового машини. А при продуктивності в 8-10 групових упаковок на хвилину необхідна повна автоматизація.

При створенні великих транспортних збірних вантажів, найчастіше представляють штабелі з ящиків або мішків на піддонах, цифри обгрунтування механізації наступні. Механізація процесів



Рис.1. Лінія групового пакування у помірну плівку на лотку з гофрокартона

транспортного пакування бажана, починаючи з 6-8 упаковок на годину, а при створенні 12 і більше групових транспортних упаковок на годину - обов'язкова. Причому якщо при обсязі до 15-20 упаковок в годину можна обійтися засобами малої механізації та напівавтоматами, то при більшому числі збірних вантажів варто переходити на автоматичне запаковування.

Високопродуктивне обладнання для вкладання і пакування великогабаритних вантажів (мішків вагою від 25 кг і вище, полімерних і металевих бочок, будматеріалів, картонних коробів, побутової техніки) займає особливу нішу на ринку спеціалізованих пакувальних машин і ліній. Перш за все - це технологічно важлива ланка цілісного виробничого ланцюжка з фасування,

закупорювання і формування транспортної тари. Промислові системи подібного класу проектуються під конкретне замовлення з урахуванням виробничих умов, необхідної потужності та специфіки продукції.

Якщо говорити про способи з'єднання групи товару і картонної тари в пакувальну одиницю, то чітко можна виділити три варіанти: приміщення продукції в ящик або коробку зверху, приміщення продукції збоку і формування «картонки» навколо створеної групи продукції.



Рис. 2. Лінія великогабаритного групового пакування у стрейч-плівку на основі піддона

Найбільш активне освоєння технологій групового пакування спостерігається у тих галузях вітчизняної економіки, де зростання товаровиробництва має позитивну динаміку, а учасники ринку володіють достатніми фінансовими засобами, щоб розвивати пакувальне обладнання, на рівні найвищих світових стандартів. Зокрема, це стосується виробників алкогольних і безалкогольних напоїв, цукрових і пивоварних заводів, більшості великих підприємств хімічної, целюлозно-паперової промисловості, а також будівельних матеріалів.

Сьогодні ринок українського високопродуктивного пакувального обладнання тільки починає розвиватися і має величезні перспективи. Позначається місцева специфіка: автоматичне обладнання використовується тільки на найбільш відповідальних і трудомістких етапах виробництва, а в інших випадках перевага віддається ручної праці. Великі інвестиції виправдовують себе там, де обсяги виробництва великі, а технологічні процеси безперервні.

Імпортне устаткування і технології в цьому секторі ринку - переважно родом з Європи, від фірм, що спеціалізуються в галузі великогабаритної упаковки не один десяток років. Це важливо, адже пакувальні лінії такого роду повинні забезпечувати високу продуктивність і ефективність процесів, мати заданий рівень автоматизації і величезний запас надійності при інтенсивній експлуатації. Серед інших вимог до пакувальних систем - вбудований у загальний виробничий цикл, гнучкість при переході на інші формати пакованої продукції, простота в управлінні і обслуговуванні.



Рис. 3. Споживче групове пакування

Транспортні пакети з стрейч-плівок добре захищають вантаж від можливих механічних впливів при перевантаженні та зберіганні. Обгортання у стрейч-плівку, на відміну від термоусаджування, не вимагає теплової енергії, більш екологічно і особливо ефективно при великих обсягах виробництва. Враховуючи весь час зростаючі ціни на енергоносії, для України цей спосіб пакування є досить актуальним.

З метою формування великогабаритної транспортної упаковки шляхом обгортання стрейч-плівкою застосовуються автоматизовані ротаційні палетоформуючі машини портального типу або автомати для надягання чохла.

Так, роботизація процесів розливу харчової продукції, та й усіх процесів харчових технологій почалася саме з застосування промислових роботів у створенні групових упаковок. І донині промислові роботи в пакуванні - це, перш за все, роботи, трудящі над створенням групових упаковок. За словами такого шановного у світовій пакувальній середовищі фахівця, як Віра Фріче, сказаним нею на одному із заходів, «по застосуванню промислових роботів пакувальна галузь виходить на друге місце після автомобілебудування».

У ротаційних палетоформуєчих машинах залежно від типу продукції і передбачуваних умов складування (на відкритих майданчику або в приміщенні) передбачається декілька видів обгортання: спіралеподібне, з накладенням плівки зверху або комбіноване. Наприклад, портална палетоформуєча машина серії Sirio S125 італійської фірми TMG Impianti розрахована на роботу з палетованими вантажами вагою до 1800 кг при продуктивності до 60 палет/годину залежно від моделі. З моменту подачі вантажу транспортером або рольгангом в робочу зону машини всі операції (попереднє натягування плівки, ротаційне обмотування, відвід готового пакета) виконуються без участі оператора. Однак машини даного типу мають недостатню пропускну здатність в умовах швидкого і великого вантажопотоку. Продуктивність пакувальних процесів істотно збільшується, якщо застосувати автомати для надягання чохла з плівки, яка попередньо розтягується.



Рис. 4. Портальна палетоформуєча машина серії Sirio S125

Серед технологій формування пакувальних оболонок зачохлюючого типу найбільш відомі розробки фірми Mollers (Німеччина). Зокрема, автомати для насадки чохла з стрейч-плівки серії HSA продуктивністю до 120 палет/год натягують чохол з контрольованим напрямком розтягування під нижньою частиною пакету, завдяки чому досягається надійне стискання вантажу з піддоном. Таким чином укладений на піддоні вантаж є добре захищеним від вологи і зовнішніх забруднень. Можна підібрати потрібний типорозмір чохла в залежності від ваги пакета.

Автоматичні установки серії HSA розраховані на поперемінне застосування різних типів стрейч-плівки, а також на заміну плівки, яка розтягується термоусадковою. За допомогою короткого зварного шва (приблизно 90% довжини штабеля) автомат HSA забезпечує рівномірне натягування плівки. Фірма Mollers запатентувала також особливий спосіб контурного натягування стрейч-плівки та пересувну систему складання.

Вся операція пакування виглядає так. На першому етапі відбувається розкриття і розправлення рукавної плівки, підвід до пристроїв, що розтягують, зварювання плівки до 90% від ширини штабеля і відділення чохла. Далі здійснюється розтягування чохла на потрібний розмір за допомогою змінних діагональних систем розтягування. Піддон підводиться з транспортною стрічкою для підготовки натягування стрейч-плівки знизу. Натягування відбувається з контурним управлінням чохла на вантаж по всій поверхні без складок, причому плівка стягується без накопичень, по напрямних ролонів. На завершальній стадії операції палета обтягається знизу для стискання упакованого вантажу і піддону.

Автомати HSA можуть бути встановлені в єдину автоматизовану лінію з пакування вантажів. До складу лінії входять модуль укладання вантажів на піддони і автомат для натягування чохла з стрейч-плівки.

Чохли з термоусадкової плівки виготовляються за допомогою зварювання країв рукава. Сформований чохол розправляють по периметру в прямокутник і надягають зверху на завантажену палету (при цьому нижній край плівки знаходиться нижче піддона). Після термоусадкування плівки нижній край чохла затягується під палету, міцно скріплюючи пакет з усіх боків.

Так обладнання компанії MSK (Німеччина) залежно від комплектації і моделі здатне упакувати до 60 піддонів на годину (масою від 500 кг і вище, висотою до 2,5 м), працюючи з плівками товщиною від 70 до 200 мкм. Установки MSK можна використовувати як у якості окремих машин, так і в складі потокової автоматизованої лінії.

Конструктивно установки від MSK складаються з трьох основних вузлів: рами з термоусадковим кільцем, машиною одягання пакетів і системою нижньої підусадки. Рама з термоусадковим кільцем виконує нижню, бічну і верхню усадку по чергово. Термоусадкове кільце зі спеціальною системою низькотемпературної осадки формує пакет рівномірно, в тому числі і в разі застосування дуже тонких плівок.

Машина для одягання пакетів забезпечує процес відкриття і захоплення плівки, завдяки чому рукавна плівка постійно відкрита, і плівка саме одягається, а не насувається, деформуючи вантаж або стикаючись з ним. Довжина пакета встановлюється автоматично відповідно до висоти вантажу. Використовуючи «принцип парашута» дозволяє одягати пакет навіть на вантажі зі складною конфігурацією, наприклад з гострими кутами. Рівномірна усадка плівки здійснюється за допомогою системи нижньої підусадки.

Пакуванню з застосуванням усадки піддаються і м'які вантажі (пакети) в полімерній оболонці. Тут важливо, щоб конструкція пакувального агрегату передбачала наявність антиколажної системи. Вона попереджає склеювання пакета з полімерною оболонкою самого товару, а отже, відпадає необхідність у дорогих плівках-прокладках. Термозбіжне пакувальне обладнання від MSK забезпечується подібною системою, дозволяючи обробляти не тільки штабелювати будматеріали, бочки, мішки, пакети, а й продукти харчування, скло, побутову техніку.

Серед українських виробників машин даного класу можна відзначити фірму «ТермоПАК», що випускає лінію великогабаритної упаковки виробів на європіддонах (розміри пакетів: 800×1200×2500 і 1000×1200×2500 мм) потужністю до 50 пакетів/год. Пакувальні машини серії МПО «Кокон» легко компонується в автоматичні потокові лінії і незамінна для підприємств, фінансові кошти яких обмежені.

Вперше захист піддонів для транспортування усадковою плівкою було введено в сімдесятих роках на підприємствах промисловості будівельних матеріалів, де обсяги виробництва порівняно високі. Термоусадковий футляр забезпечує високу стабільність готового пакету в умовах частого перевантаження вантажів та значних навантажень у процесі вантажно-розвантажувальних робіт, одночасно захищаючи чутливий до вологи продукт від атмосферних впливів.

Автоматичні установки обтягування плівкою Combi-FSA фірми Mollers з інтегрованою усадковою рамою для використання плівок товщиною понад 40 мкм створюють з рукавної плівки усадковий чохол, натягують його на вантаж, який встановлений на піддон. Подальший нагрів усадкової плівки здійснюється нагрітим газом, електричною осадковою рамою або окремою усадковим механізмом. Конструкція автоматів серії FSA забезпечує натягування чохла без дотику до вантажу, а газові установки виконані у вибухобезпечному варіанті. Виробнича програма Mollers включає машини, здатні формувати до 150 піддонів/год.

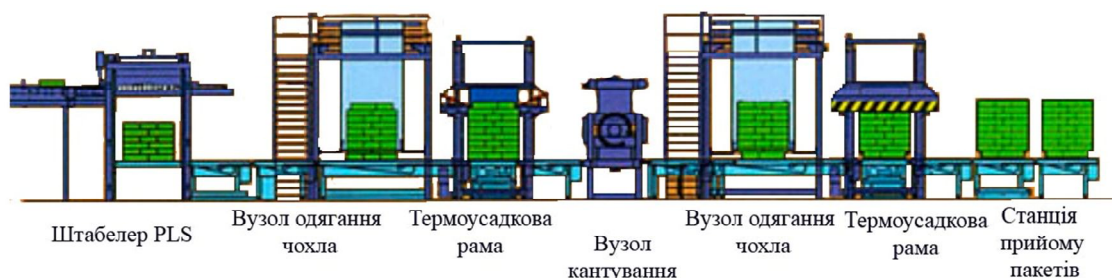


Рис. 5. Високопродуктивна пакувальна лінія тунельного типу Mollers PKS 2

Високопродуктивна компактна лінія тунельного типу Mollers PKS 2 працює за п'ятьма стадіями:

1. Відкриття та розрівнення рукавної плівки при піднесеному піддоні.
2. Зварювання рукавної плівки в чохол. Відділення від полотна плівки і її натягування.
3. Початок термоусадки пакету в напрямку знизу вгору.
4. Опускання піддону для фіксування усадки піддону знизу. Початок усадки вгору.
5. Усадка вантажу з верхнього боку. Дія затискати ефекту призводить до отримання міцного з'єднання між піддоном і упакованим вантажем.

Для плоских піддонів уніфікація тари за типорозмірами базується на модульній системі, в якій за основу береться площа плоских піддонів, складова для країн - членів ІСО 1200x800, 1000x800 і 1200x1000 мм. Принцип створення уніфікованих розмірів полягає в тому, що площа піддона ділиться на сітку кратних піддону розмірів, які визначають зовнішні і внутрішні розміри транспортної тари. Відповідно до ГОСТ 9078-84 (СТ РЕВ 317-76)

Висновок. Упаковка вкладеного на піддон вантажу в термоусадкову плівку відмінно зарекомендувала себе у всьому світі. Пакетовані таким чином вантажі надійно захищені від деформації при перевезеннях залізничним, водним транспортом, та на відкритих автоплатформах. Пакети не зачіпаються із сусідніми одиницями вантажу, а ті в свою чергу дозволяють формувати точно укладені один на одного штабелі, забезпечуючи раціональне маніпулювання вантажопотоком.

Характер вантажу і тара, в якій він зберігається, визначають набір техніки для проведення навантажувальних операцій і весь технологічний процес складської обробки. В даний час особливо популярною стала уніфікована тара. Її використання скорочує трудомісткість вантажно-розвантажувальних робіт, підвищує якість зберігання, ефективність пошуку і, що головне, дозволяє досягти високого рівня механізації і автоматизації.

Уніфікована тара залежно від призначення може бути різноманітною, але сучасні системи стелажного складування у все більш широких масштабах орієнтуються на застосування плоских піддонів або контейнерів, створених на їх основі. У свою чергу при виробництві контейнерів і піддонів в останні роки досить успішно розвивається такий напрямок, як заміна традиційних матеріалів - дерева і металу на пластмасу.

Застосування пластмаси має ряд переваг перед деревом: така тара істотно легше, має високу міцність і хорошим опором динамічним навантаженням, не вимагає систематичного ремонту, легко очищається, надійно охороняє продукцію від зовнішніх впливів, у неї гарний зовнішній вигляд і більш тривалий термін служби. Пластмасова тара розрахована на роботу в широкому інтервалі температур - від -20 до + 80 ° С, стійка до більшості хімікатів, кислот і паливно-мастильних матеріалів. Її можна виконувати в антистатичному варіанті. Пластмасова тара легко штабелюються в кілька ярусів, займаючи при складуванні мінімальну площу.

1. Галузевий портал Unipack.Ru: <http://www.unipack.ru/>
2. <http://www.moellers.de/ru/produkty>
3. <http://termo-pak.ua/ru/another-equipment/>

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.762.2

Т.Н. Гальчук

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКУ СТАЛІ ШХ15 ВІДНОВЛЕНОГО У ВОДНІ

В роботі проведено аналіз властивостей сталевих порошків ШХ15, отриманих із шліфувального шламу відновлення в атмосфері водню. На основі експериментальних досліджень розроблені оптимальні режими відновлення порошків, досліджено механічні та технологічні властивості порошків сталі ШХ15. Одержаний порошок доцільно використовувати, як основу для виготовлення порошкових композиційних матеріалів триботехнічного призначення.

Ключові слова: шлам, металевий порошок, відновлення, властивості, структура.

Табл. 5. Рис. 5. Літ. 9.

Т.Н.Гальчук

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКА СТАЛИ ШХ15 ВОССТАНОВЛЕННОГО В ВОДОРОДЕ

В работе проведен анализ свойств стального порошка ШХ15, полученного из шлифовального шлама восстановлением в атмосфере водорода. На основе экспериментальных исследований разработаны оптимальные режимы восстановления порошка, исследованы механические и технологические свойства стального порошка стали ШХ15. Полученный порошок целесообразно использовать, как основу для изготовления порошковых композиционных материалов триботехнического назначения.

Ключевые слова: шлам, металлический порошок, восстановление, свойств, структура.

Т. Gal'chuk

STRUCTURE AND PROPERTIES OF POWDER WAS RESTORED IN AQUEOUS SHH15

In work analyzed the properties of steel SHH15 powder obtained from of grinding of sludge recovery in a hydrogen atmosphere. Based on of experimental studies are developed optimal recovery modes powder, studied mechanical and technological properties of powder steel SHH15. Obtained powder is appropriate to use as the basis for the manufacture of powder composite materials of Tribological.

Keywords: sludge, a metal powder, recovery, properties, structure.

Постановка проблеми. Однією із найбільш важливих задач, що стоїть перед вітчизняною промисловістю, є економія матеріальних ресурсів. Тому комплексне використання існуючих джерел сировини і створення безвідходних виробництв стає актуальним напрямком ресурсозберігаючої технології. У даній роботі розглядається проблема переробки відходів металообробних підприємств – шліфувальних шламів, велика кількість яких утворюється з року в рік на машинобудівних заводах.

Кожне підприємство, що пов'язане з обробкою металів, стикається з проблемою утилізації шламових відходів. Шліфувальні шлами в сухому стані містять більше 70% металу у вигляді мікро- та макрочастинок стружки. Решта – це матеріал зносу абразивних кругів. В даний час машинобудівні підприємства вивозять шламові відходи на полігони-могильники. У вивезених вологих відходах знаходиться до 30% мастильно-охолоджувальної рідини (МОР). Існує реальна загроза забруднення ґрунту, ґрунтових вод та водоймищ мастилами, нітратами, триетаноламінами та іншими компонентами МОР. В той же час об'єм промислових відходів, що переробляється, складає не більше 15% від загальної кількості. Таким чином, викидання металовмісних шламів призводить не тільки до безповоротної втрати значної кількості металу, але і створює серйозну екологічну проблему для міст, що мають великі промислові підприємства.

У зв'язку із значним вмістом у металовмісних відходах машинобудівних виробництв неметалічних включень і технічних масел вони не можуть використовуватися в якості вторинної сировини без попередньої переробки.

Останні роки характеризуються інтенсивним розвитком робіт щодо вдосконалення відомих і створення нових методів отримання металічних порошків, які ґрунтуються на використанні вторинних ресурсів сировини [1,2]. На даний час технології переробки шліфувальних шламів недостатньо розвинуті для їх успішного впровадження на виробництві. Основними труднощами, які стримують широке використання шламів як вторинної сировини, є форма металічних частинок, наявність масел та МОР, а також наявність оксидів і сажі в концентраціях, вищих за допустимі.

Метою дослідження є дослідження режимів відновлювального відпалу в середовищі водню порошків сталі ШХ15, отриманих із шламових відходів підшипникового виробництва, з наступним його використанням.

Основні результати дослідження. Дослідження проводили з використанням порошків сталі ШХ15, отриманих за оригінальною дослідно-промисловою технологією із шламових відходів

підшипникового виробництва [3]. Згідно запропонованої схеми для відділення абразивної фракції від металічного порошку використовували магнітну сепарацію, за допомогою електромагнітного сепаратору ЭСШ-500 конструкції РОЛТОМ, в якому реалізується принцип переміщення намагнічених частинок порошку в змінному магнітному полі та передбачено регулювання швидкості переміщення матеріалу, що сепарується по робочій поверхні.

Хімічний аналіз отриманого порошку (табл.1) показав, що для очистки шламів від продуктів МОР необхідно проводити відпал у захисних і відновлювальних середовищах. В результаті чого знизиться вміст кисню, а також зменшиться твердість металічних частинок. Шлам має підвищений вміст вуглецю, що є небажаною домішкою. Тому ще однією ціллю відпалу є зниження вмісту вуглецю. В деяких випадках підвищений вміст вуглецю не є критичним. Оскільки для виготовлення виробів із порошкових матеріалів, зокрема антифрикційного призначення, вуглець у вигляді графіту вводять у склад шихти. Тому при відновлювальному відпалі необхідно забезпечити збереження високого вмісту вуглецю в порошку.

Таблиця 1. Хімічний склад шліфошлему та сталі ШХ15, (%)

Матеріал	C	Cr	Si	S	Mn	O	Нерозчинний осад
Шлам	0,95	0,92	0,37	0,09	0,21	8,5	4,8

Відновлювальний відпал порошку проводили у муфельній лабораторній печі в середовищі водню. Порошок засипали у коробки із нержавіючої сталі, товщина засипки 20 мм. Відновлення оцінювали за вмістом в порошку основного компоненту – заліза.

В цілях виявлення найкращого складу шихти та режимів відновлювального відпалу сталюого порошку, а також мінімізації дослідів був прийнятий варіант планування експерименту із використанням крутого сходження по поверхні відгуку за методикою [4]. В якості параметру оптимізації прийняли вміст заліза у відновленому порошку $Fe_{зар}$. Виходили із припущення, що на параметр оптимізації суттєвий вплив мають такі фактори (табл. 2): кількість введеного в шихту твердого вуглецю X_1 , %; час відновлення X_2 , хв; температура відновлення X_3 , °C; кількість введених у шихту відходів крупних фракцій порошку X_4 , %.

Таблиця 2. Рівні та інтервали варіювання факторів

Найменування	Фактори			
	X_1 , %	X_2 , хв	X_3 , °C	X_4 , %
Нульовий рівень	6	30	1000	6
Інтервал варіювання	4	15	100	4

Була реалізована напіврепліка 2^{n-1} , де $n=4$ із визначаючим контрастом $I=X_1X_2X_3X_4$.

При прийнятому визначаючому контрасті спільні оцінки визначали так: $X_1=X_2X_3X_4$; $X_2=X_1X_3X_4$; $X_3=X_1X_2X_4$; $X_4=X_1X_2X_3$; $X_1X_2=X_3X_4$; $X_1X_3=X_2X_4$; $X_2X_3=X_1X_4$.

Матриця планування і результати дослідів наведені у таблиці 3.

Таблиця 3. Матриця планування

№ досліду	X_1	X_2	X_3	X_4	У
1	2	45	900	10	92,8
2	2	45	1100	2	95,1
3	10	15	1100	2	94,6
4	10	45	1100	10	94,2
5	10	15	900	10	89,8
6	2	15	900	2	93,8
7	2	15	1100	10	94,8
8	10	45	900	2	92,6

Отримана кодована математична модель має вид:

$$Y=93,4625-0,6625X_1+1,2125X_3-0,5625X_4+0,3875X_1X_2+0,3750X_1X_3$$

Відповідно до отриманої моделі значення параметру оптимізації не залежить лінійно від фактору X_2 та знижується із зростанням величини факторів X_1 та X_4 . Таке протиріччя з теоретичними уявленнями про механізм процесу відновлення пояснюється тим, що 15 хвилин (нижня границя варіювання фактору X_2) достатньо для завершення процесу відновлення. Можливим є і те, що до цього моменту реакція настільки сповільнюється, що подальше збільшення фактору часу практично не впливає на ріст параметру оптимізації.

Негативний вплив факторів X_1 та X_4 пояснюється тим, що і вуглець, і крупні фракції порошку повністю проявляють свою активуючу дію на процес відновлення в кількості значно меншій, ніж прийнято на основному рівні варіювання.

На основі отриманого рівняння побудовано графік залежності оптимізуемого фактору (Fe,%) від параметрів оптимізації C,% та T,°C при протяжності процесу $\tau = 30$ хв і кількості відходів крупних фракцій порошку 6% (рис. 1).

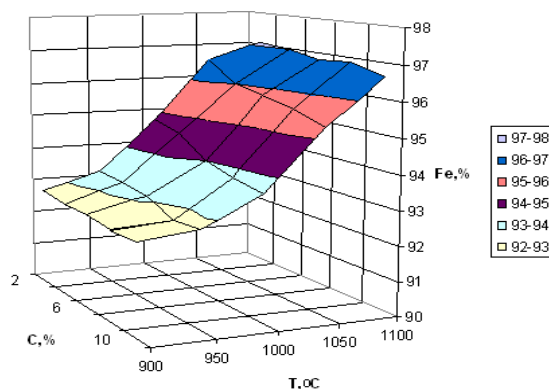


Рис. 1. Залежність відновленого заліза від температури і кількості вуглецю

Найбільш активне відновлення оксидів протікає при температурі вище 1000 °C. Температура вище 1100°C приводить до сильного спікання металевої губки. Тому відпал порошку проводили в інтервалі 1020...1070°C. При високому вмісті заліза губка легко розмелюється. Як видно із рис. 1 оптимальний склад шихти складає 3% вуглецю і 95...97% заліза. Це підтверджується і даними хімічного аналізу складу порошку (табл. 4). Відновлені порошки за хімічним складом, в основному, наближені до складу підшипникової сталі.

Таблиця 4. Хімічний склад порошку сталі ШХ15 після відновлювального відпалу, %

Матеріал	Fe, %	Cr, %	C, %	Mn, %	Si, %	S, %	P, %	Нерозчинний залишок
Порошок відновлений в атмосфері H_2	96,4	0,9	0,54	0,31	0,3	0,02	0,04	1,3
Сталь ШХ 15 ГОСТ 801-88	96,5... 97,3	1,3- 1,65	0,95 - 1,05	0,2- 0,4	0,17- 0,37	0,02	до 0,027	-

Умови відновлення порошку шарикопідшипникової сталі ШХ15 полегшуються за рахунок відносно невисокого вмісту хрому, наявності вуглецю, що є додатковим відновлювачем, низького значення насипної густини порошку, що покращує його газопроникність. Вміст вуглецю в порошку при відпалі зменшується до 0,54%. Вигорання вуглецю проходить за рахунок взаємодії з атмосферою і з оксидами, що містяться в порошку.

Структуру частинок порошку визначали металографічним методом на оптичному мікроскопі МИМ-10. Для цього частки порошку заливалися у спеціальні обойми акриловим компаундом з подальшим виготовленням шліфів. Підготовка шліфів проводилася згідно з методикою [5]. Травлення мікрошліфів 4%-ним розчином азотної кислоти в спирті виявило феритну структуру частинок з мікропорами на поверхні (рис. 2).

Мікротвердість, виміряна на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні 20г, змінюється в межах 45...80кг/мм².

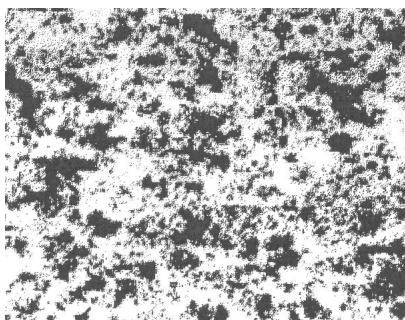
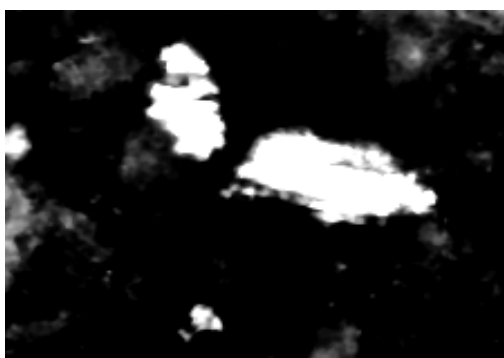
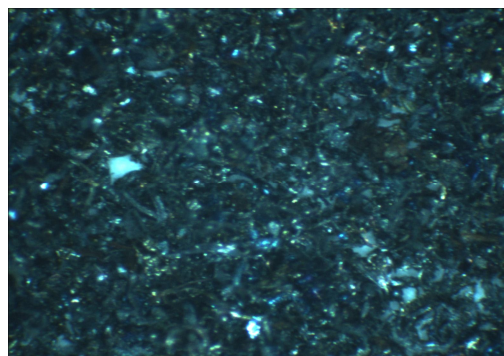


Рис. 2. Мікроструктура частинок порошку сталі ШХ15 після відпалу у водні $\times 400$

Порошок має неправильну форму частинок з високорозвиненою поверхнею (рис. 3). Однак, в порівнянні з початковими частинками, що містилися у шламi, частинки порошку після відпалу більш овалні, не мають гострих кутів і тонких ниткоподібних ділянок. Деякі спікалися одна з одною в міцний конгломерат.



a)



б)

Рис. 3. Форма частинок порошку (a), характер розвиненості поверхні (б) порошку ШХ15 $\times 280$

Гранулометричний склад порошку досліджувався методом ситового аналізу, з використанням вібросита моделі 029 № 124–85, відповідно до ГОСТ 18318–94 [6]. Порошок має широкий діапазон розмірів частинок (від 50 мкм і менше до 1000 мкм) (рис. 4).

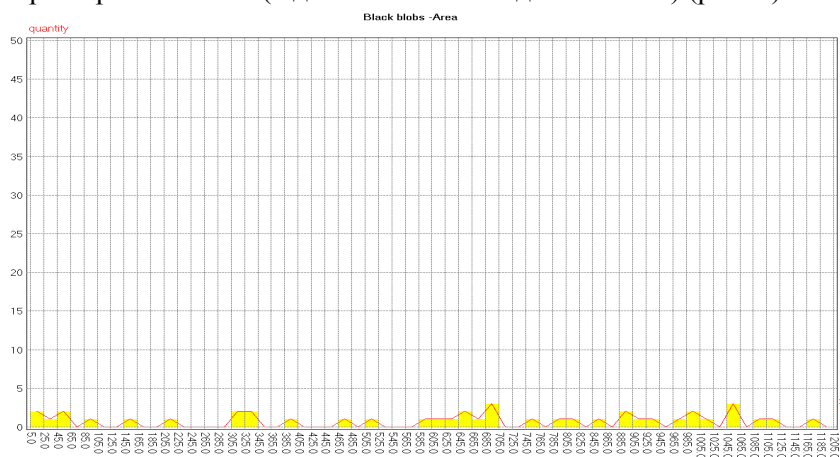


Рис. 4. Розподіл часток порошку ШХ15

Насипна густина порошку визначалася за ГОСТ 19440–94 [7]. Ущільнення порошку визначали за ГОСТ 25280–90 [8].

Текучість порошку визначали за методикою передбаченою ГОСТ 20899–75 [9], і порівнювали з текучістю порошку ПЖ–3М ГОСТ 26802–86, що визначалася за цією ж методикою.

Технологічні властивості дослідного порошку сталі ШХ15 і порошку ПЖ–3М наведені у таблиці 5. Внаслідок більш складної форми частинок насипна густина отриманого порошку сталі ШХ15 є дещо нижча, ніж насипна густина порошку ПЖ–3М.

Таблиця 5. Технологічні властивості порошків

Порошок	Насипна густина, г/см ³	Густина ущільнення, г/см ³	Текучість с/50г
Порошок сталі ШХ15 відновлений у водні	1,9	2,24	13
Порошок ПЖ–3М ГОСТ 26802–86	2,11	2,68	6

Пресуємість порошку характеризується ущільненням та формуємістю. Ущільнення порошку оцінюється за густиною пресовок, що виготовляються при тиску пресування 1...100 т/см² у циліндричній прес-формі Ø6мм. Ущільнення дослідного порошку дещо нижче ущільнення порошку ПЖ–3М ГОСТ 26802–86 (рис. 5). Проте отриманий порошок сталі ШХ15 легко приймає необхідну форму навіть при тиску пресування меншому за 1 т/см².

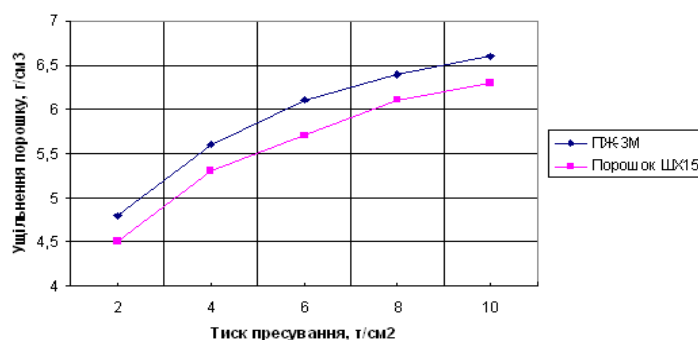


Рис. 5. Залежність ущільнення від тиску пресування

Висновки. Таким чином, при відновлювальному відпалі у середовищі водню шламових відходів підшипникового виробництва, що попередньо пройшли магнітну сепарацію, отримується металічний порошок із задовільними технологічними властивостями. Особливо слід відмітити хорошу його формуємість та міцність сирової пресовки. При чому зберігається в отриманому порошок основний вміст легуючих елементів, а вміст вуглецю можливо регулювати. До недоліків порошку слід віднести низьку текучість і до певної міри насипну густину. Отриманий порошок сталі ШХ15 може використовуватися для отримання виробів методом порошкової металургії. На їх основі можна створювати порошкові композиційні матеріали різного конструкційного призначення, зокрема для виготовлення антифрикційних виробів.

1. Кипарисов С.С. Использование вторичных металлов в качестве сырья для получения порошков и порошковых изделий / С.С. Кипарисов // Порошковая металлургия. – 1985. – № 10. – С. 57-62.
2. Бондаренко Б.И. Разработка технологии получения композиционного порошка из шламовых отходов подшипникового производства / Б.И. Бондаренко, В.П. Якубовский, Д.Н. Федоров, Е.П. [и др.] // Экотехнологии и ресурсосбережение. – 2002. – № 4. – С. 32-35.
3. Спосіб отримання металевого порошку з шламових відходів підшипникового виробництва: Патент на винахід 63558 А. Україна. МКИ 7 B22 F 3/04/ В.Д. Рудь, Т.Н. Гальчук, О.Ю. Повстяной. – № 2003054065; Заявл. 06.05.03; Опубл. 15.01.04., Бюл. №1. – 3 с.
4. Пляскин И.И. Оптимизация технических решений в машиностроении / И.И. Пляскин. – М.: Машиностроение, 1982. – 173 с.
5. Геллер Ю.А. Материаловедение. Методы анализа, лабораторные работы: [учебное пособие для вузов] / Ю.А. Геллер, А.Г. Рахштад. – [6-е изд., перераб. и доп.]. – М.: Металлургия, 1989. – 456 с.
6. Порошки металлические. Метод определения размера частиц сухим просеиванием (ISO 3923–83). ГОСТ 18318–94. – [Действующий от 01–01–1997]. – М.: Издательство стандартов, 1996. – 11 с.
7. Порошки металлические. Определение насыпной плотности. Часть 1. Метод с использованием воронки (ISO 3923–1–79). ГОСТ 19440–94. – [Действующий от 01–01–1997]. – М.: Издательство стандартов, 1974. – 5 с.
8. Порошки металлические. Метод определения уплотняемости (ISO 3927–85): ГОСТ 25280–90. – [Действующий от 01–07–1991]. – М.: Издательство стандартов, 1991. – 13 с.
9. Порошки металлические. Определение текучести с помощью калиброванной воронки (прибора Холла) (ISO 4490–78): ГОСТ 20899–98. – [Действующий от 01–07–2001]. – М.: Издательство стандартов, 2001. – 9 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

Б.М. Дівеєв, І.В. Коник, Р.Я. Пелех, Я.М. Пелех

РОЗРАХУНОК ТА ОПТИМІЗАЦІЯ ШУМОПОГЛИНАЮЧИХ ШАРУВАТИХ ПЛАСТИН З ДОДАТКОВИМИ МАСАМИ

В статті запропоновано нову процедуру для отримання звукоізолюючих параметрів плит типу «сэндвіч» з додатковими дискретними елементами типу динамічних гасників коливань (ДГК). Основна перевага даного методу в тому, що він не базується на жорстких припущеннях щодо моделі плити. Для акустичних розрахунків розглядається еквівалентна сэндвічу балка Тимошенка.

Ключові слова: звукоізолюючі параметри, моделі плити, динамічні гасники коливань, балка Тимошенка.
Форм. 8. Рис. 9. Літ. 12.

Б.М. Дивеев, И.В. Коник, Р.Я. Пелех, Я.М. Пелех

РАСЧЕТ И ОПТИМИЗАЦИЯ ШУМОПОГЛОЩАЮЩИХ СЛОИСТЫХ ПЛАСТИН С ДОПОЛНИТЕЛЬНЫМИ МАССАМИ

В статье предложена новая процедура для получения звукоизолирующих параметров плит типа «сэндвич» с дополнительными дискретными элементами типа динамических гасителей колебаний (ДГК). Основное преимущество данного метода в том, что он не базируется на жестких предположениях относительно модели плиты. Для акустических расчетов рассматривается эквивалентная сэндвичу балка Тимошенко.

Ключевые слова: звукоизолирующие параметры, модели плиты, динамические гасители колебаний, балка Тимошенко.

B. Diveev, I. Grasshopper, R. Pelech, J. Pelech

CALCULATION AND OPTIMIZATION NOISE CANCELING LAYERED PLATES WITH ADDITIONAL WEIGHTS

The present paper is an attempt at proposing a novel procedure to derive the sound isolation parameters for sandwich plates with the presence of an additional discrete elements as dynamic vibration absorbers (DVA). The main advantage of the present method is that it does not rely on strong assumptions about the model of the plate. For acoustic calculations Timoshenko beam equivalent to sandwich is under discussion.

Keywords: sound isolation parameters, plate mode, dynamic vibration absorbers, discrete-continue models, Timoshenko beam.

Вступ. Останнім часом широке застосування знайшли конструкції з шаруватих композитних матеріалів які є одними з найбільш вживаними в сучасному машинобудуванні і, особливо, в транспорті, в авіакосмічній промисловості. Враховуючи їх легку вагу і високу міцність вони все більш і більш знаходять також застосування в цивільному будівництві, дорожньому транспорті і машинобудуванні. Щоб моделювати композитні шаруваті пластини, важливо мати ефективну загальну теорію щоб точно оцінити ефекти поперечних зсувних напружень на роботу пластини. Для досягнення вищих параметрів вібро- та шумопоглинання доцільно застосовувати приєднані до пластини ДГК.

Огляд попередніх досліджень. В [1,2] наведені огляди різних способів розрахунку тришарових композитних пластин з наповнювачем. Один з можливих алгоритмів розглянутий в роботах [3-6]. В працях [7-11] розглянуто демпфуючі та звукозахисні властивостей шаруватих пластин з додатковими елементами.

Основні співвідношення. Панель розглядалася як пластина Тимошенка і її параметри визначалися на основі порівняння частот сэндвічу та балки Тимошенка ([12]) ідентичної товщини і погонної ваги. Кінематичні гіпотези для балки Тимошенка мають вигляд:

$$U(x, z, t) = z\gamma(x, t), \quad W(x, z, t) = w(x, t) \quad (1)$$

Рівняння динамічної рівноваги згину балки Тимошенка мають наступний вигляд

$$EI \frac{\partial^2 \gamma}{\partial x^2} - SG \left(\frac{\partial w}{\partial x} + \gamma \right) + \rho I \frac{\partial^2 \gamma}{\partial t^2} = 0, \quad SG \left(\frac{\partial \gamma}{\partial x} + \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right) - \rho S \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = q. \quad (2)$$

Де нормальне навантаження буде ([10])

$$q = 2(p_i - p_t) \quad (3)$$

Для усталених коливань

$$p_i = A_i e^{i\omega t} e^{ikx \sin \varphi - ikz \cos \varphi}, \quad p_t = A_t e^{i\omega t} e^{ikx \sin \varphi - ikz \cos \varphi}, \\ \gamma = \gamma_0 e^{i\omega t} e^{ikx \sin \varphi}, \quad w = w_0 e^{i\omega t} e^{ikx \sin \varphi}, \quad q = q_0 e^{i\omega t} e^{ikx \sin \varphi}. \quad (4)$$

Беручи до уваги граничну умову для тиску [10] $\frac{\partial p_t}{\partial z} = \rho_a \omega^2 w$ отримуємо систему

алгебраїчних рівнянь

$$\begin{aligned} (-Eik^2 - SG - \rho I \omega^2) \gamma_0 - SGik w_0 = 0, \quad SGik \gamma_0 + (-SGk^2 + \rho S \omega^2) w_0 = q_0 \\ q_0 = 2(A_i - A_t) - A_t ik \cos \phi = \rho_a \omega^2 w_0 \end{aligned} \quad (5)$$

де $k = \omega / C_v$, C_v - швидкість звуку. Розв'язуючи систему рівнянь, отримуємо

$$A_t = F(\omega) A_i \quad (6)$$

Коефіцієнт передачі потужності через перешкоду задається так $\tau = \frac{|A_t|}{|A_i|}$ а коефіцієнт

поглинання в децибелах $T_L = 10 \log |\tau^{-1}|$. Звідки

$$T_L = 10 \log \left| \frac{1}{F(\omega)^2} \right| \quad (7)$$

Числові приклади. Розглянемо тришарову балку. Її параметри: довжина $L = 0.6$ м, товщина наповнювача $H = 0.0254$ м, товщини лицевих шарів $h = 0.003$ м; модулі наповнювача $C_{xx} = C_{zz} = 180$ МПа, $G = 35$ МПа, $C_{xz} = 40$ МПа, густина $\rho = 240$ кг/м³; модулі жорстких лицевих шарів – $C_{xx} = 43$ ГПа; $C_{xz} = 6$ ГПа; $G = 0.6$ ГПа, $\rho = 2000$ кг/м³).

Для трансляції тришарової балки до однорідної балки Тимошенка тієї ж товщини і погонної ваги використовуємо наступний критерій [3-6]:

$$C = \min_{E_T, G_T} \left| f_S^i - f_T^i(E_T, G_T) \right| \text{ в діапазоні частот } f_k - \frac{\Delta k}{2} < f < f_k + \frac{\Delta k}{2} \quad (8)$$

Тут E_T, G_T – модуль Юнга і модуль зсуву балки Тимошенка. Вони змінюються у деяких інтервалах.

На рис. 1а наведений результат зведення сандвіча до балки Тимошенка (карта відхилення (8)). На рис. 1б,в. наведені амплітудно-частотні характеристики (АЧХ) цієї балки та еквівалентної їй балки Тимошенка.

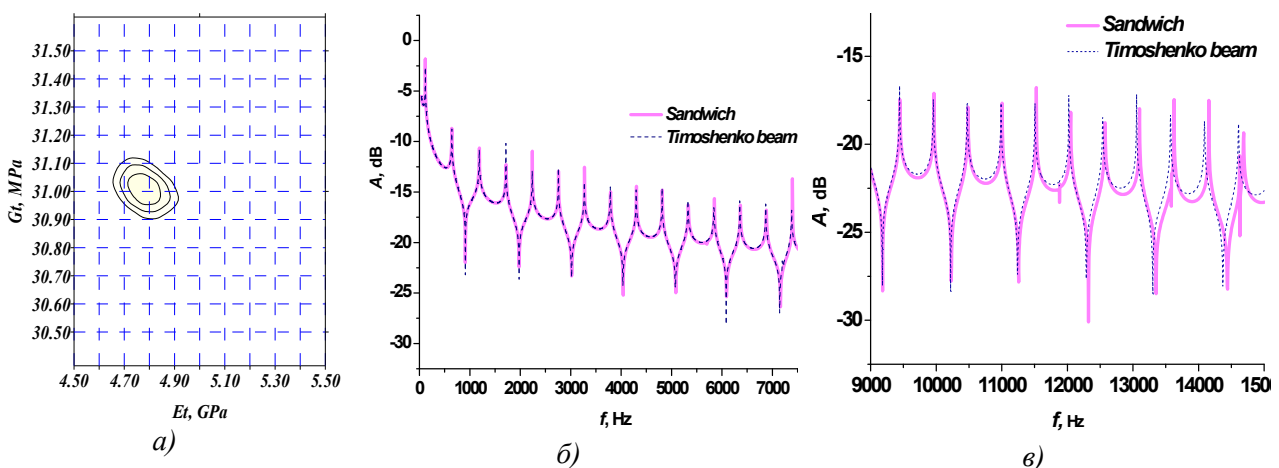


Рис. 1. Результати трансляції сандвіча до балки Тимошенка: (а) еквівалентні модулі E_t, G_t балки; (б) АЧХ для сандвічу та еквівалентної балки Тимошенка; (в) ЧХ у вищому частотному діапазоні

Як бачимо, у широкому частотному діапазоні спостерігається майже повне співпадіння АЧХ. Лише при вищих частотах спостерігаються відхилення (рис. 1в). На рис. 2 наведені карти еквівалентних модулів для тришарової балки з м'якими зовнішніми шарами.

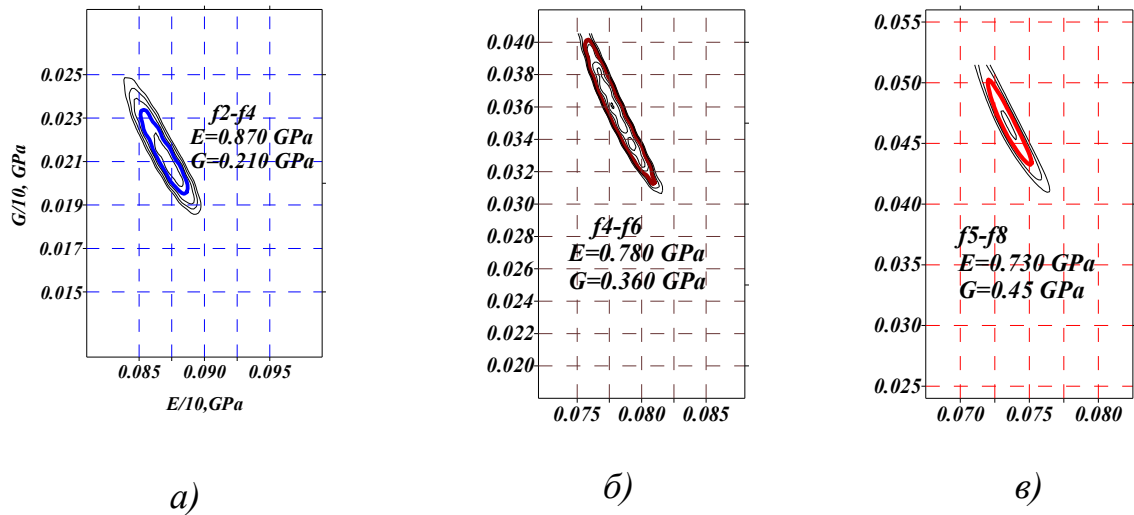


Рис. 2. Результати трансляції сандвіча до балки Тимошенка, еквівалентні модулі E_t, G_t балки: а) $f_2 < f < f_4$; б) $f_4 < f < f_6$; в) $f_5 < f < f_8$

На рис. 3 наведені АЧХ тришарової балки з м'якими зовнішніми шарами та еквівалентної їй балки Тимошенка

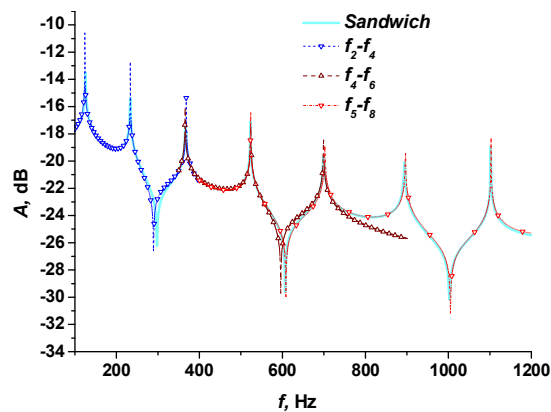


Рис. 3. АЧХ для сандвічу з м'якими лицевими шарами та еквівалентної балки Тимошенка

Можна помітити, що в цьому випадку потрібно знаходити еквівалентну балку Тимошенка у кожному частотному діапазоні. Деталі визначення коефіцієнту звукових втрат можна знайти в [7-11]. На рис. 4. показано коефіцієнт звукових втрат для різних значеннях модуля Юнга E та модуля зсуву G еквівалентної балки Тимошенка.

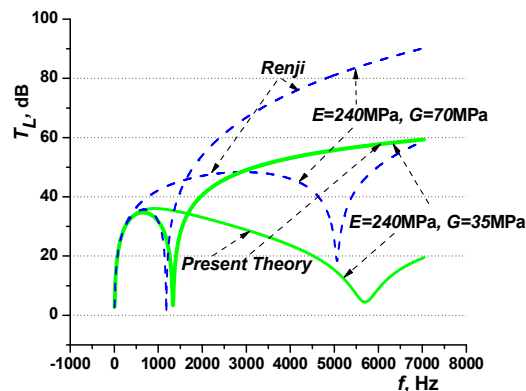


Рис. 4. Коефіцієнт звукових втрат для різних значеннях модуля Юнга E та зсуву G

Тут розглядалася балка Тимошенка з врахуванням інерції нормалі (Present Theory), так і при нехтуванні інерцією (Repi) згідно роботи [10]. Можна побачити значні відхилення у вищому частотному діапазоні.

На рис. 5. показано коефіцієнт звукових втрат для різної товщини пластини.

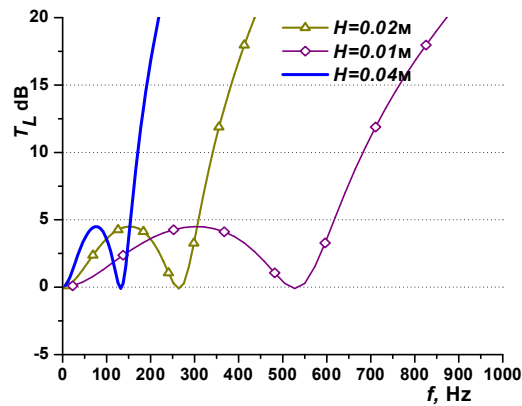


Рис. 5. Коефіцієнт звукових втрат для різних товщин пластини

На рис. 6. показано звукові втрати для різного типу пластин: пластини з пінопласту (Foam), сандічу (Sandwich) з пінопластиковим ядром та графіто-епоксидними лицевими шарами, графіто-епоксидної пластини (Graphite/epoxy).

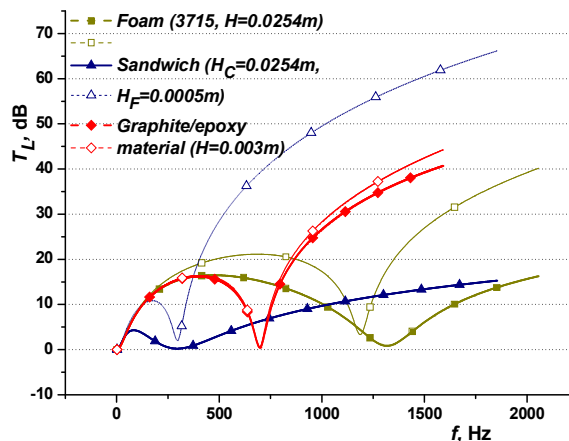


Рис. 6. Звукові втрати для різного типу пластин

Тут H_C – товщина ядра, H_F – товщини лицевих шарів, H – товщина однорідної балки. Підрахунки зроблено з урахуванням інерції нормалі балки Тимошенка.

ДГК для шумозахисних панелей. На рис. 7 наведена схема панелі з ДГК.

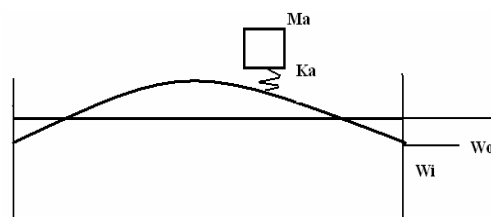


Рис. 7. Панель з ДГК

При деяких оптимальних параметрах застосування такого ДГК доцільне для підсилення звукоізоляції при низьких частотах, на яких шаруваті пластини малоефективні. На рис. 8,9 показано вплив ДГК на звукозахисні властивості панелі. При деяких оптимальних параметрах

застосування такого ДГК доцільне для підсилення звукоізоляції при низьких частотах, на яких шаруваті пластини малоефективні.

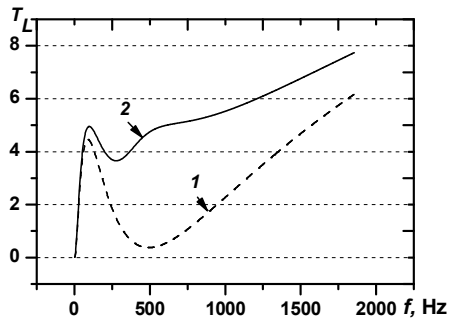


Рис. 8. Коефіцієнт звукових втрат для пластини без ДГК – (1) та з ДГК налаштованим на провал звукоізоляції – (2)

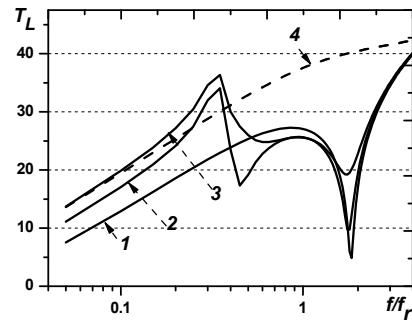


Рис. 9. Коефіцієнт звукових втрат при різній кількості ДГК (1 – без ДГК; 2 – один ДГК; 3 – подвійний ДГК), (4) – коефіцієнт втрат за «правилом маси»

Частота f_r – це частота власних згинальних коливань нескінченної пластини ([10]). В цьому випадку (рис. 8) відсутній провал звукоізоляції в околі резонансу f_r . З рис. 9 можна помітити, що більш ефективним є використання системи ДГК. В цьому випадку відсутній провал звукоізоляції в околі власної частоти ДГК.

Висновок. Розглянуті питання уточненого моделювання динаміки шаруватих структур. Уточнені моделі використано для визначення коефіцієнтів звукових втрат тришарових панелей. Для цього застосовано метод еквівалентної балки Тимошенка. На коефіцієнт втрат значно впливає врахування інерції нормалі балки. Наведені коефіцієнти втрат для балок різної товщини і з різного матеріалу, а також для сандвічу. Показана можливість покращення звукоізоляції у нижньому частотному діапазоні за рахунок застосування ДГК та системи ДГК.

1. Heng Hu, Salim Belouettar, Michel Potier-Ferry, El Mostafa Daya. Review and assessment of various theories for modeling sandwich composites // Composite Structures. – 2008. – Vol. 84. – P. 282–292.
2. Carrera E. Historical review of zig-zag theories for multilayered plates and shells // Appl. Mech. Rev. – 2003. – Vol. 56. – P. 287-308.
3. Diveyev B., Crocker M. J. Dynamic properties and damping prediction for laminated plates // Proc. Int. Conf. on Noise and Vibration Engineering (ISMA-2006), September 18-20, 2006 Katholieke Universiteit Leuven, Belgium. – 2006. – P. 1021-1028.
4. Diveyev B., Butyter I., Shcherbyna N. High order theories for elastic modules identification of composite plates. Part 1. Theoretical approach // Mechanics of Composite Materials. – Vol.44, No.1. – 2008. – P. 25-36.
5. Diveyev B., Butyter I., Shcherbyna N. High order theories for elastic modules identification of composite plates. Part 2. Theoretical-experimental approach // Mechanics of Composite Materials. – Vol.44, No.2. – 2008. – P. 139-144.
6. Diveyev B., Butyter I., Shcherbyna N. Combined evolutionary non-deterministic methods for layered plates mechanical properties identification. // Proceeding of 16th International Congress on Sound and Vibration (ICSV-16), July 5–9, 2009, Krakow, Poland. – Paper 785.
7. S.C. Conlon, S.A. Hambric. Damping and induced damping of a lightweight sandwich panel with simple and complex attachments, Journal of Sound and Vibration 322 (2009) 901-925
8. D.J. Thompson. A continuous damped vibration absorber to reduce broad-band wave propagation in beams, Journal of Sound and Vibration. 311 (2008) 824-842
9. P. Thamburaj and j. Q. Sun. Optimization of anisotropic sandwich beams for higher sound transmission loss. Journal of Sound and Vibration, (2002) 254(1), 23-36.
10. K. Renji. Sound transmission loss of unbounded panels in bending vibration considering transverse shear deformation, Journal of Sound and Vibration. 283 (2005) 478-486
11. M. Melnyk, B. Diveyev, Malcolm J. Crocker. Vibration damping and sound transmission of sandwich beams with micro and macro inclusions (в друці).
12. Timoshenko S.P. (1922) On the transverse vibrations of bars of uniform cross-section. Philosophical Magazine 43: 125-131.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 666.193.2

І.І. Дідук, К.С. Краснікова, О.М. Яценко, Ю.М. Чувашов, В.І. Божко, Т.П. Трофімова
ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ НА ОСНОВІ ВОЛОКОН ІЗ ГІРСЬКИХ ПОРІД
ОСНОВНОГО СКЛАДУ (ТИПУ БАЗАЛЬТІВ)

Преставлені результати отримання теплоізоляційних матеріалів на основі штапельних волокон із гірських порід типу базальтів і композиційного зв'язуючого.

Ключові слова: волокна із гірських порід, зв'язки, теплоізоляція, властивості.

Рис. 6. Літ. 5.

І.И. Дидук, К.С. Красникова, О.М. Яценко, Ю.Н. Чувашов, В.И. Божко, Т.П. Трофимова
ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ВОЛОКОН ИЗ ГОРНЫХ ПОРОД
ОСНОВНОГО СОСТАВА (ТИПА БАЗАЛЬТОВ)

Представлены результаты получения теплоизоляционных материалов на основе штапельных волокон из горных пород типа базальтов и композиционного связующего.

Ключевые слова: волокна из горных пород, связующие, теплоизоляция, свойства.

I. Diduk, K. Krasnikova, O. Yaschenko, Yu. Chuvashov, V. Boghko, T. Trofimova
HEAT INSULATING MATERIALS ON THE BASIS OF FIBRES FROM ROCKS OF THE
BASIC COMPOSITION (TYPE OF BASALTS)

Results of reception of heat insulating materials on the basis of staple fibres from rocks of type of basalts and the composition binding are presented.

Keywords: fibres from rocks, binding, the thermal insulation, properties

Вступ. Останнім часом все більшого поширення набувають теплоізоляційні матеріали на основі скляних та мінеральних штапельних волокон із густиною 60-160 кг/м³ та теплопровідністю – 0,041-0,07 Вт/м·К, які отримують в основному, найбільш відомими способами: розпиленням зв'язуючого в камері волокноосадження; приготуванням гідромаси із волокон, зв'язуючого і води; пошаровим просоченням волокнистого килима зв'язуючим [1,2]. Однак, застосування таких матеріалів обмежене через невисоку температуростійкість або використання токсичних чи малотоксичних зв'язуючих.

Мета роботи. Удосконалення процесів отримання теплоізоляційних матеріалів на основі волокон із гірських порід типу базальтів і композиційного зв'язуючого.

Об'єкти і методи досліджень. Для досліджень використані базальтоволокнисті полотна із діаметром волокон 0,52-3,0 мкм (далі БСТВ) [3], полівінілацетатна емульсія (далі емульсія ПВА, ДФ51/10С) [4], поліетілгідроксілоксан – кремнійорганічна гідрофобізуюча рідина 136-41 (далі ГКР 136-41) [5].

Методи контролю матеріалів проводилися згідно з вимогами ГОСТ, ДСТУ, ТУ. Вміст зв'язуючого у готовому матеріалі визначали ваговим методом і випалюванням.

Основна частина. Виготовлення зразків теплоізоляційних матеріалів проводили пошаровим просоченням базальтоволокнистого полотна зв'язуючим – полівінілацетатною емульсією із подальшою вакуум-фільтрацією та сушінням.

У процесі досліджень встановлено, що найбільш оптимальним технологічним процесом, що забезпечує однорідність зв'язуючого є приготування емульсії у швидкохідній мішалці із послідовним завантаженням води, наважок дисперсії ПВА і гідрофобізатора та десятихвилинним змішуванням після кожного завантаження.

Вологість волокнистого полотна після просочення зв'язуючим становить 700-500 %, вакуумування зневоднює його до 180-160 %.

Знизити показники вологості просоченого полотна вакуумуванням досить складно через його високу пористість (95-97 %) та високорозвинену поверхню волокон (4-5 м²/г при діаметрі елементарних волокон 0,7-1,8 мкм). Остаточне видалення вологи відбувається шляхом випаровування її під час сушіння. Сушіння волокнистих матеріалів – досить енергоємний процес, який в подальшому обумовлює техніко-економічні показники всього виробництва.

Тривалість сушіння залежить від товщини матеріалу та його складу (діаметру волокон, кількості зв'язуючого, вологості сирцю), а температура сушіння обмежується теплостійкістю зв'язуючого.

Для визначення граничної температури сушіння волокнистого матеріалу і надалі максимальної температури застосування проводили дослідження залежності швидкості розкладання зв'язуючого (К, %) від температури (Рис. 1.).

Як випливає із рис. 1., швидкість процесу розкладання ПВА під дією температури 180 °С значно нижча, ніж при температурах 225 °С і 200 °С, що надалі має суттєве значення для технологічних режимів сушіння матеріалу.

Рівномірне просочення і змочування волокнистого килима та надалі отримання плитних матеріалів різної товщини та густини (фото 1.) забезпечується при концентрації зв'язуючого 4-9 % по сухому залишку (рис. 2.), завдяки чому матеріал має рівномірну структуру.

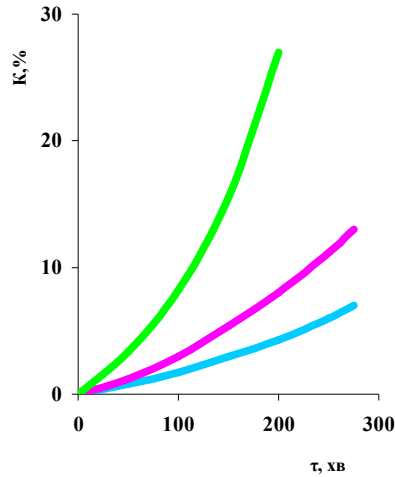


Рис. 1. Залежність швидкості розкладання (К, %) полівінілацетатної емульсії від температури (t, °С) та часу дії температури (τ, хв)

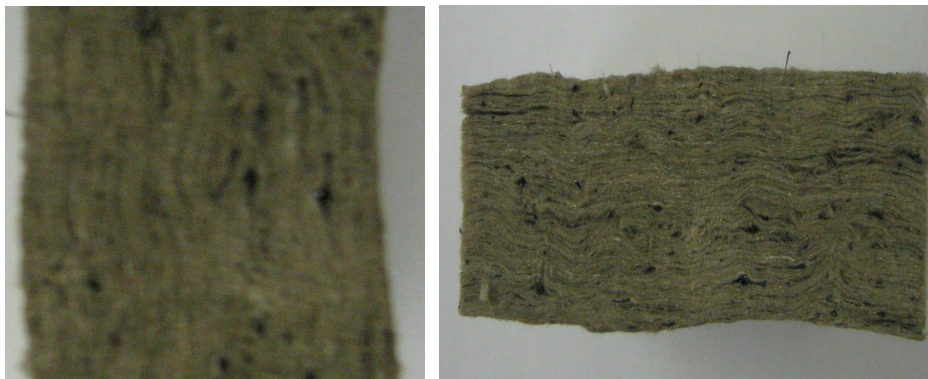


Фото 1. Структура волокнистого матеріалу

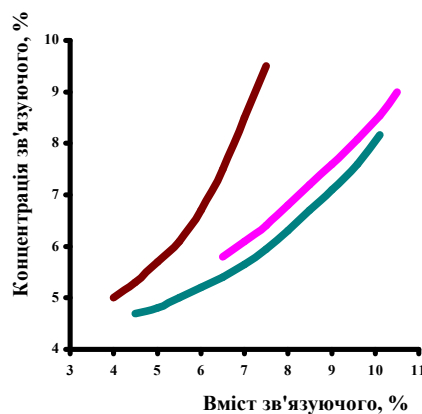


Рис. 2. Залежність вмісту зв'язуючого в матеріалі від вихідної концентрації зв'язуючого: 1 – товщина матеріалу 20 мм; 2 – 30 мм; 3 40 мм

На вміст зв'язуючого в матеріалі при рівнозначній концентрації зв'язуючого також впливає діаметр волокон (Рис. 3.).

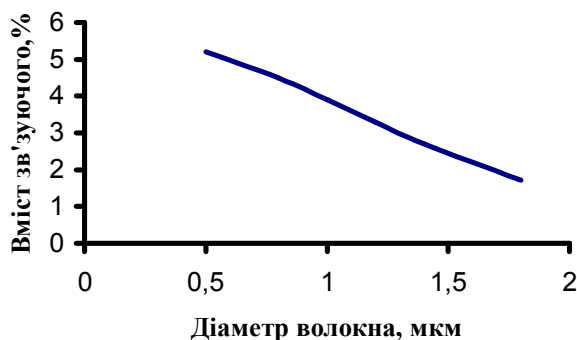


Рис. 3. Залежність вмісту зв'язуючого в матеріалі від діаметру волокна

Як видно із рис. 3. зі зменшенням діаметру волокон вміст зв'язуючого в матеріалі зростає, що пояснюється збільшенням площі поверхні матеріалу в цілому.

На рис. 4. показані результати визначення терміну сушіння досліджуваних матеріалів в залежності від вологості матеріалу та діаметру волокон.

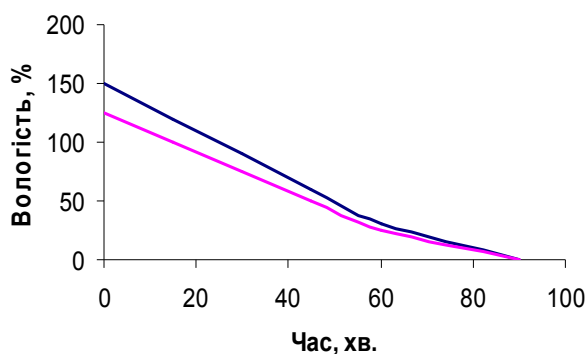


Рис. 4. Вплив вологості матеріалу та діаметру волокон на терміни сушки:
1 – діаметр волокон 0,52-1,8 мкм; 2 – 2,5-3,0 мкм

Для теплоізоляційних матеріалів на основі силікатних (в тому числі і базальтових) волокон характерні гідрофільні властивості, які разом із високорозвиненою поверхнею та поруватістю 95-97% призводять до значного поглинання води, що значно підвищує показники теплопровідності і може викликати руйнування структури композицій. Завдяки гідрофобізації знижується змочування поверхні складових теплоізоляції, тобто зменшується площа взаємодії волокон і зв'язуючого із крапельною вологою, що призводить до зменшення водопоглинання та, відповідно, збільшення довговічності матеріалу. Так водопоглинання гідрофобізованих зразків знаходиться у межах 70-30% мас., тоді як негідрофобізованих матеріалів – становить 700-800% мас. (Рис. 5).

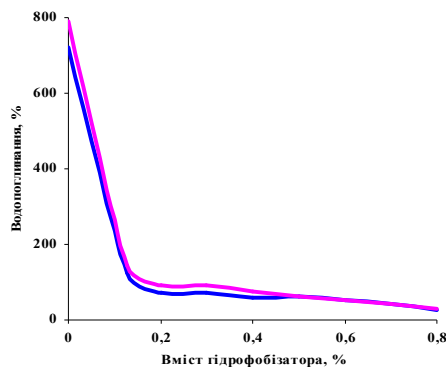


Рис. 5. Залежність водопоглинання від вмісту гідрофобізатора: 1 - через 24 години; 2 - через 72 години

Сорбційна вологість зразків майже не змінюється в залежності від вмісту гідрофобізатора (Рис. 6).

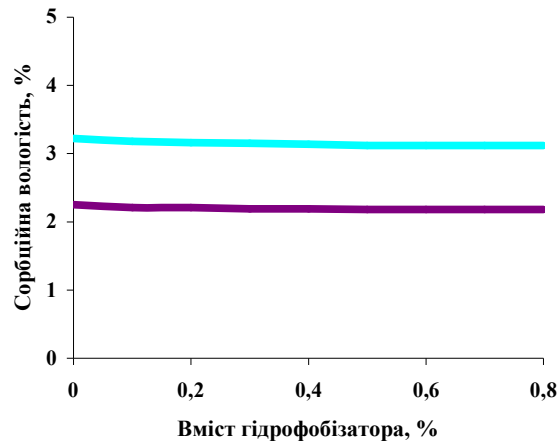


Рис. 6. Залежність сорбційної вологості від вмісту гідрофобізатора: 1 – через 24 години; 2 – через 72 години

Завдяки гідрофобізації знижується змочування волокнистих матеріалів, тобто зменшується поверхня взаємодії волокон із крапельною вологою, що призводить до збільшення водостійкості та, відповідно, довговічності матеріалу.

Збільшення вмісту зв'язуючого в матеріалі підвищує його густину; теплопровідність і гнучкість майже не збільшуються. При досягненні в матеріалі вмісту зв'язуючого $\geq 2,5$ % змінюється показник горючості: із вогнетривкого матеріал стає важкогорючим.

Основні характеристики отриманих матеріалів (фото 2):

Густина, кг/м ³	30- 00
Вміст зв'язуючого, % мас.	2,1-9,0
Гігроскопічність (36 год.), %	1,8-2,7
Теплопровідність при 25 °С, Вт/(м·К)	0,039-0,041



Фото 2. Теплоізоляційні матеріали на основі базальтових волокон

Висновки. Теплоізоляційні матеріали можуть застосовуватися в промислових установках, побутовій техніці, як закрита ізоляція в багатошарових конструкціях різних галузей господарства та ін. Є всі підстави припускати, що виготовлення матеріалів на стандартній лінії з розпиленням зв'язуючого дозволить зменшити його витрати, вологість сирцю, сформувати більш рівномірну структуру. Гідрофобізація значно знижує показники водопоглинання і майже не впливає сорбційну вологість волокнистої теплоізоляції. Надання водостійкості та обмеження сорбційної вологи можливе за рахунок застосування конструкційних рішень.

1. Горлов Ю.П., Меркин А.П., Устенко А.А. Технология теплоизоляционных материалов: Учебник. – М.: Стройиздат, – 1990. – С. 52-339.
2. Горяинов К.Э. Технология теплоизоляционных материалов и изделий. – М.: Стройиздат, 1982. – С. 45-376.
3. ТУ РСТ УССР 1972-86. Волокна стеклянные штапельные из горных пород.
4. ГОСТ 18992-80. Дисперсия поливинилацетатная гомополимерная грубодисперсная. Технические условия.
5. ГОСТ 10834-76. Жидкость гидрофобизирующая 136-41. Технические условия.

Стаття надійшла до редакції 23.04.2013.

УДК 621. 73.043:669.15

М.В. Дмитріюк
ТРИБОТЕХНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ
МІДИСТИХ ВИСОКОМІЦНИХ ЧАВУНІВ

У статті приведені результати дослідження по визначенню межі експлуатаційних параметрів впливу швидкості ковзання і навантаження на зносостійкість мідистого високоміцного чавуну як перспективного антифрикційного матеріалу.

Ключові слова: зносостійкість, ізотермічне гартування, мідистий чавун, ϵ -бронза.

Рис. 2. Літ. 4.

М.В. Дмитріюк
ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ
МЕДИСТЫХ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

В статье приведены результаты исследования по определению границы эксплуатационных параметров влияния скорости скольжения и нагрузки на износостойкость медистого высокопрочного чугуна как перспективного антифрикционного материала.

Ключевые слова: износостойкость, изотермический закаливанию, медистых чугуна, ϵ -бронза.

М. Dmytriyuk
TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS AND PROSPECTS OF CUPREOUS DUCTILE IRON

In the article the results of a study to determine the limits of the operating parameters of influence of sliding speed and load on the wear resistance of ductile iron cupreous as a promising antifriction material.

Keywords: wear, isothermal quenching, cupreous iron, ϵ -bronze.

Однією з болючих проблем обладнання сучасного машинобудування є вихід з ладу технологічного обладнання, що пов'язано із недостатньою зносостійкістю елементів трибовузлів, зокрема підшипників ковзання[1].

Широко застосовуваними матеріалами, що використовується для виготовлення підшипників ковзання є сірі чавуни з пластинчатою формою, графіту які характеризується в більшості випадків недостатньою зносостійкістю, а також бронзи одним з головних недоліків яких є висока вартість (3,3-18 раз вища за вартість чавунів).

Тому при виборі матеріалів для виготовлення підшипників ковзання перевагу доцільно надавати згідно досліджень [2] високоміцним чавунам легованим міддю в кількостях переважаючих межу розчинності. Оптимальним з позиції зносостійкості є вміст міді~7,5-8,53 %. В експериментах також показано, що внаслідок складної кооперативної взаємодії елементів їх структури проявляється процес самоорганізації дисипативного стану, а також можливим являється свідоме управління деякими законами структурної симетрії.

Для отримання чавунів з наперед заданими трибовластивостями застосовувались інтенсивні технології (легування і ізотермічна обробка при $t=350^{\circ}\text{C}$) які дозволили отримати проміжну структуру з рівномірно розташованими мідистими включеннями ϵ -бронзи з золотистим відтінком, що суттєво змінило природу сірих чавунів і механіку спрацювання виливок в умовах тертя ковзання[3,4].

Робота є продовженням досліджень чавунів високоміцних мідистих, чавунів з структурою нижнього бейніту.

З метою визначення межі експлуатаційних параметрів проведені дослідження впливу швидкості ковзання і навантаження на їх зносостійкість.

Випробовування проводили за схемою вал вклада. Контртіло виготовлено з сталі 40X13, термооброблене до твердості HRC 43-45. Вкладка – зразок дослідних плавок (10x10x15мм). Досліди проводили у водяному охолодженні в діапазоні зміни швидкості ковзання від 0,5 до 5м/с і питомих навантаженнях в ділянках дискретного контакту від 1,5 до 4МПа.

На основі отриманих даних побудовано просторову діаграму залежності зносу зразків від зміни швидкості ковзання V і навантаження поверхонь тертя P (Рис. 1.). Встановлено, що зношуваність дослідного чавуну в значній мірі залежить від параметрів швидкості ковзання і навантаження поверхонь тертя.

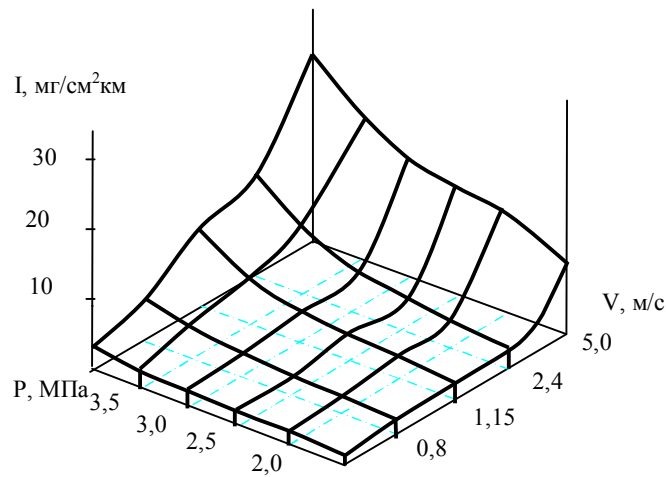


Рис. 1. Вплив швидкості V та навантаження P на зносостійкість мідистого (8,5% Cu) високоміцного чавуну

Із аналізу отриманих даних перш за все неважко бачити, що в прийнятному діапазоні зміни швидкості (від 0,4 до 2,4 м/с) і питомого навантаження (від 1,5 до 3,5 МПа) має місце помірне зношування дослідного чавуну інтенсивність якого плавно зростає і описується незначною кількісною величиною. З подальшим підвищенні параметрів швидкості ковзання (>2,4 м/с) та питомого навантаження (>3,5 м/с) зносостійкість різко понижується і такі параметри можна назвати критичними.

При металографічному а аналізі поверхонь тертя дослідних чавунів з незначним і помірним спрацюванням встановлено, що поверхня зразків покрита граничним шаром з золотистим відтінком який складається з продуктів руйнування графіту та ϵ -бронзи, і по суті є твердим змащувальним матеріалом. Наявність роздільної мідистої плівки нейтралізує безпосередній контакт трибопари, а зношування матеріалу відбувається головним чином окислювальним шляхом (Рис. 2.). Графітно-мідистий проміжний шар в міру руйнування регенерується завдяки виходу на поверхню тертя включень ϵ -бронзи, та графіту.



Рис. 2. Поверхня тертя мідистого високоміцного мідистого чавуну (8,53% Cu) покрита характерною графітно-мідистою плівкою. 50^x

При досягненні критичних параметрів деструкція графітно-мідистого шару переважає швидкість його регенерації внаслідок чого він вичерпує свою достатню роздільну здатність і в окремих місцях поверхні тертя виникають зони незахищені мідистою плівкою. Як наслідок можливе безпосереднє контактування елементів трибопари, що сприяє інтенсивному зношуванню і видалення металу з трибозони, а в окремих випадках і схоплюванню. Поверхні тертя стає шорсткою і характеризується низькою зносостійкістю.

Таким чином, в проведених дослідженнях показано що мідистий високоміцний чавун (8,5%Cu, структура нижній бейніт) володіє високою зносостійкістю при помірних режимах роботи ($V \leq 2,4 \text{ м/с}$, $P \leq 3,5 \text{ м/с}$) і можуть бути рекомендовані для застосування у трибовузлах машин і механізмів з обмеженим змащуванням.

1. *Бобро Ю.Г.* Управление структурой металлической матрицы износостойких чугунов./Тихонович Р.И., Бобро А.Ю. // Процессы лиття. – 1990.
2. *Бобро Ю.Г.* Износостойкость бейнитных среднеуглеродистых чугунов с компактным графитом./ Д.А.Гусачук, Н.В. Дмитриук. //Трени и знос. М. – 1998. – №3 С. 386-390.
3. *Бобро Ю.Г.* Высокомедистые чугуны с шаровидным графитом/ Н.В. Дмитриук, Д.А. Гусачук //Литейное производство. М. – 1997. – №7 – С. 9-11.
4. *Дмитриук Н.В.* Деякі особливості будови нижнього бейніту у високоміцних мідистих чавунах //Наукові нотатки: Міжвузівський збірник – Луцьк – 2000: ЛДТУ, – 240 с.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

УДК 62-93

**Р.Д. Іскович-Лотоцький, Н.Р. Веселовська, Я.В. Іванчук,
Є.І. Івашко, Я.П. Веселовський**

ГІБРИДНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ВУЗЛІВ УСТАНОВКИ ДЛЯ РОЗПИЛЕННЯ ПОРОШКІВ МЕТАЛІВ

Моделювання складних виробів, механізмів, пристроїв та установок вимагає застосування багатьох різноманітних операцій, які відрізняються типологією. Застосування гібридного методу моделювання дозволяє виконувати побудову різних за конструкцією деталей поєднуючи каркасну, поверхневу і твердотільну геометрію, а також використовувати комбінації жорстко розмірного (з явним заданням геометрії) та параметричного моделювання.

Моделювання установки для розпилення порошків металів проводиться за допомогою системи автоматизованого проектування, а саме програмного середовища КОМПАС-3D, при застосуванні гібридного моделювання.

Ключові слова: моделювання, геометрія, шпindel, вольфрам, температура.

Рис. 6. Літ. 4.

**Р.Д. Іскович-Лотоцкий, Н.Р. Веселовская, Я.В. Иванчук,
Є.І. Івашко, Я.П. Веселовский**

ГИБРИДНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УЗЛОВ УСТАНОВКИ ДЛЯ РАСПЫЛЕНИЯ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ

Моделирование сложных изделий, механизмов, устройств и установок требует применения множества различных операций, которые отличаются типологией. Применение гибридного метода моделирования позволяет выполнять построение различных по конструкции деталей сочетая каркасную, поверхностную и твердотельную геометрию, а также использовать комбинации жестко размерного (с явным заданием геометрии) и параметрического моделирования.

Моделирование установки для распыления порошков металлов производится с помощью системы автоматизированного проектирования, а именно программной среды КОМПАС-3D, при применении гибридного моделирования.

Ключевые слова: моделирование, геометрия, шпindel, вольфрам, температура.

R. Iskovich-Lototskiy, N. Veselovska, Y. Ivanchuk, E. Ivashko, Y. Veselovskiy HYBRID MODELING NODE INSTALLATION FOR SPRAYING METAL POWDERS

Modeling of complex products, machinery, equipment and facilities requires the use of many different operations, which are different typology. Application of hybrid modeling method allows the construction of different design details combine wireframe, surface and solid geometry, and use a combination of tough size (with the obvious poster frames geometry) and parametric modeling.

Simulation setup for spraying of metal powders produced by the computer-aided design, namely software environment COMPAS-3D, the application of hybrid modeling.

Keywords: modeling, geometry, spindle, tungsten, temperature.

Постановка проблеми. Моделювання складних виробів, механізмів, пристроїв та установок вимагає застосування маси різноманітних операцій, не схожих по типології. Застосування гібридного методу моделювання [1] дозволяє виконувати побудову різних за конструкцією деталей. Виходячи з того що установка для розпилення порошків металів має велику кількість складових деталей, які відрізняються своїми розмірами та формою, то відповідно вважаємо за доцільне застосування гібридного моделювання.

Гібридне моделювання дозволяє поєднувати каркасну, поверхневу, твердотільну геометрію і використовувати комбінації жорстко розмірного (з явним заданням геометрії) та параметричного моделювання. Звичайно, краще б використовувати єдину стратегію моделювання для всіх продуктів, але, по-перше, часто доводиться застосовувати раніше напрацьовані дані або дані, імпортовані з інших систем, а вони можуть мати різні уявлення. По-друге, в певні моменти ефективніше працювати з каркасними моделями або з 3D геометрією, відповідної поверхні. І нарешті, часто буває простіше мати різні методи для різних компонентів. Наприклад, листове покриття вигідніше моделювати поверхнею, а для трубопроводів використовувати осесиметричні побудови.

Метою дослідження є моделювання установки для розпилення порошків металів за допомогою системи автоматизованого проектування, а саме програмного середовища КОМПАС-3D, при застосуванні гібридного моделювання.

Основні результати дослідження. В основі установки для розпилення порошків металів [2], лежить метод відцентрового розпилення розплавленого металу. Вихідним продуктом даної установки є порошки металів з визначеним розміром фракцій.

Порошки металів використовують для покращення властивостей робочих та відповідальних поверхонь вузлів і деталей машин шляхом напилення чи нанесення іншим способом порошків на дані поверхні. Також з порошків, шляхом пресування, спікання отримують вироби різної конфігурації та різного найменування, які мають гарні механічні властивості. Відомі різні методи отримання порошків, що реалізуються на спеціальному обладнанні [3].

Це обладнання дозволяє отримувати порошки з різними фізико-механічними характеристиками [4]. Особливо проблематичним є утворення порошків високої якості з тугоплавких металів малої величини та правильної сферичної форми.

У зв'язку з цим виникає потреба у використанні систем автоматизованого проектування установки для розпилення порошків тугоплавких металів, в яких за рахунок нових методів поверхнево-твердотілого (гібридного) моделювання досягається можливість введення нових елементів та зв'язків і підвищення ефективності їх використання.

Унікальність даної установки полягає в тому, що для її нормальної роботи при високих температурних умовах була розроблена спеціальна охолоджувальна система, яка включає в себе охолоджувальні канали та охолоджувальні камери.

В основу розробленого пустотілого шпинделя установки для розпилення порошків металів лягли відомі конструктивні варіанти виконання шпиндельних вузлів. Подальша розробка та відповідно моделювання виконувалося при використанні переходів від простих конструкцій до більш складних.

Так виконаний перехід від розробленої веденої частини пустотілого шпинделя без охолоджувальних каналів (рис. 1), до більш складної конструкції з охолоджувальними каналами (рис. 2).

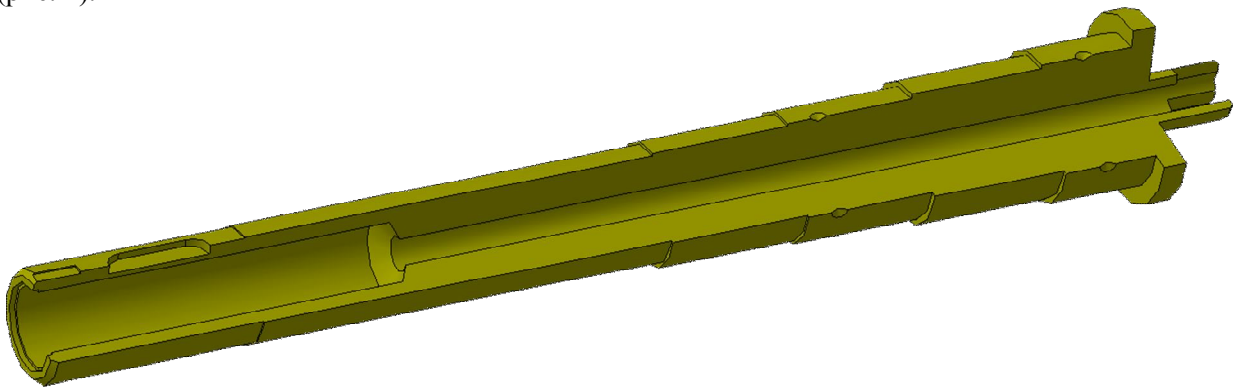


Рис. 1. Ведуча частина пустотілого шпинделя без охолоджувальних каналів

На рисунку 2 показана ведуча частина пустотілого шпинделя (рис. 2), яка включає в себе вхідні 1 та вихідні 2 охолоджувальні канали.

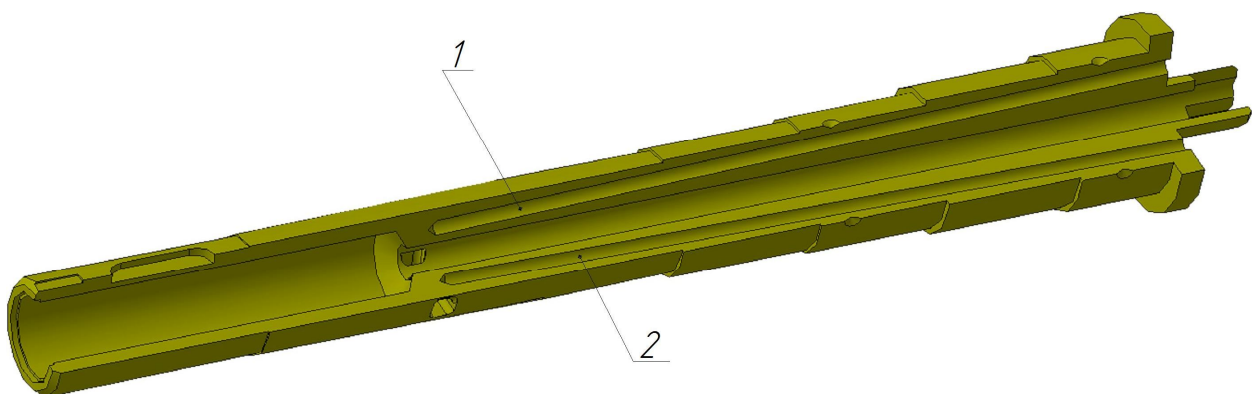


Рис. 2. Ведуча частина пустотілого шпинделя з охолоджувальними каналами

Використовуючи аналогічні переходи від простого до складного було виконано моделювання розробленої системи охолодження для веденої частини пустотілого шпинделя 1, герметизуючої кришки 2 та гайки 3 (рис. 3).

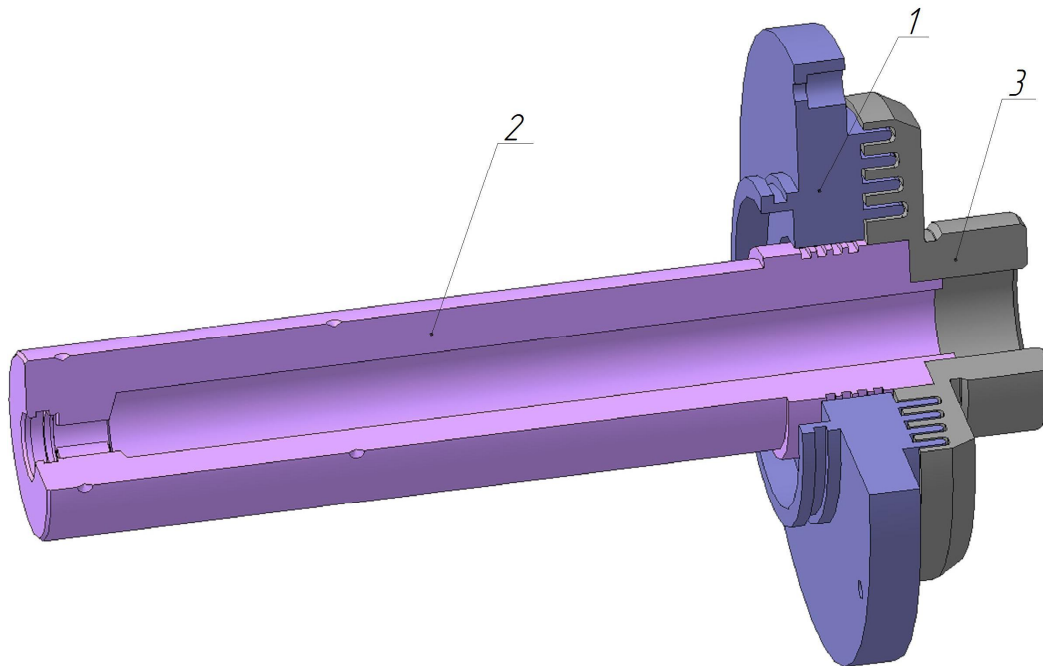


Рис. 3. Ведена частина пустотілого шпинделя без охолоджувальних каналів

На рисунку 4 показана ведена частина пустотілого шпинделя в зборці з герметизуючою кришкою та гайкою. У веденій частині пустотілого шпинделя виконані входні 3 та вихідні 4 охолоджувальні канали. Порожнина у гайці-лабіринті слугує своєрідним з'єднанням потоку охолоджувальної рідини входних та вихідних охолоджувальних каналів. Охолоджувальна камера 1 розташована у герметизуючій кришці і з'єднується з напірною магістраллю через входний отвір 5.

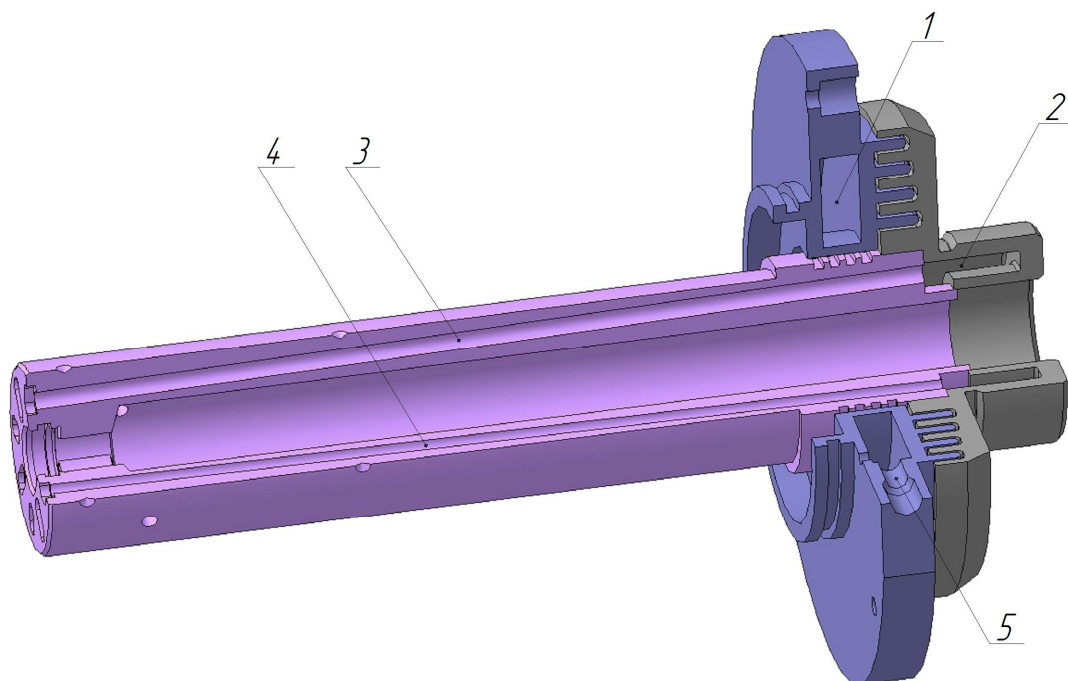


Рис. 4. Ведена частина пустотілого шпинделя з охолоджувальними каналами

Моделювання інших елементів установки для розпилення порошків металів виконувалося виходячи з їх розміщення на етапі складання. Тобто ті елементи які збираються першими відповідно повинні виконуватися в першу чергу.

В результаті було створено модель установки для розпилення порошків металів (рис. 5), в яку були включені по чергово усі раніше побудовані деталі та стандартизовані елементи (гвинти, болти та інші).

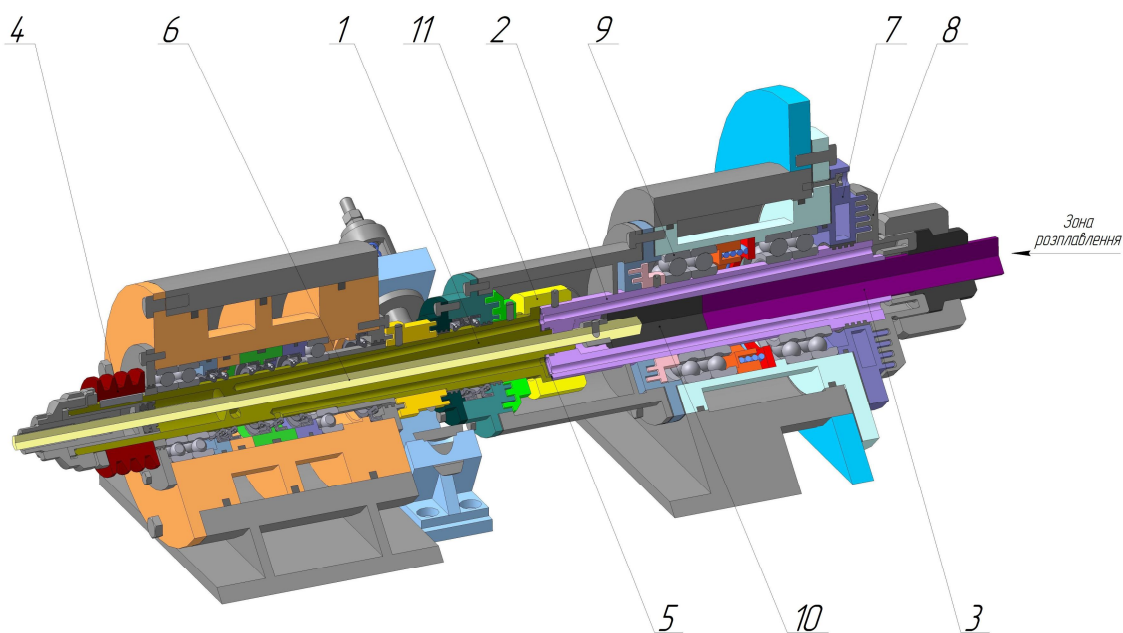


Рис. 5. Модель установки для розплення порошків металів

Запропонована установка працює наступним чином:

Заготовка 3 розміщується в осевій розточці веденої 2 частини швидко обертального порожнинного шпинделя. Кришка 7 герметизує ведену частину швидко обертального порожнинного шпинделя, забезпечує натяг зовнішньої обойми високоточних радіально-упорних підшипників 9 і створює з гайкою 8 багатоступінчасте лабіринтне ущільнення, висота виступів яких збільшується до осі веденої частини. Це ущільнення забезпечує умови неможливості попадання частинок розпилюваного матеріалу на підшипники 9.

Заготовка подається у зону плавлення за допомогою механізму осевої подачі штангою 6 на якому закріплений графітовий штовхач 10. Обертання порожнинного шпинделя відбувається за рахунок передачі крутного моменту від електродвигуна через поліклінову передачу на шків 4 ведучої частини. Крутний момент від ведучої 1 до веденої 2 частини швидко обертального порожнинного шпинделя передається за рахунок надійного закріплення циліндричної напрямної в пазі та жорсткому хвостовику. Герметичність даного з'єднання забезпечує спеціальна гайка 11 та прокладка 5.

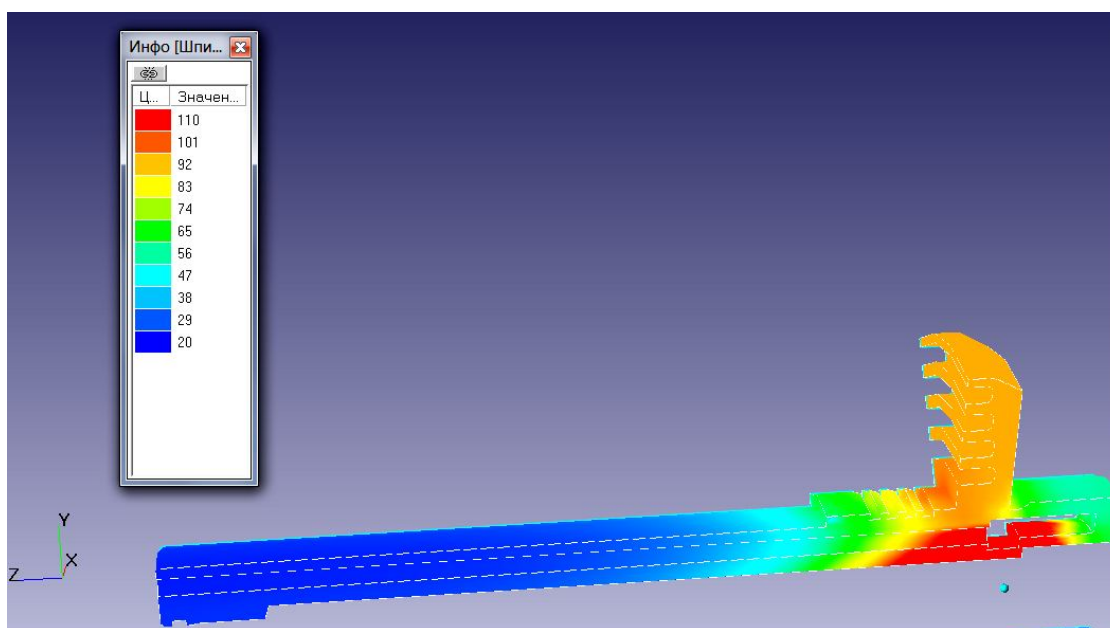


Рис. 6. Температурний розподіл веденої частини пустотілого шпинделя

Стабільна робота розробленої установки для розпилення порошків металів підтверджується отриманим розподілом температур (рис. 6), виконаним при моделюванні процесу теплообміну установки в програмному середовищі FlowVision [5] при екстремальних робочих умовах. Аналізуючи отриманий розподіл можемо побачити, що в місці встановлення підшипників максимальна температура не перевищує 60С°, що являється нормальною температурою для надійної роботи підшипників кочення.

Висновки. Застосування гібридного моделювання у відомих системах автоматизованого проектування, при розробці установки для розпилення порошків вольфраму, дозволило розробити високопродуктивне обладнання для отримання металевих порошків, які можуть застосовуватися для покращення властивостей робочих та відповідальних поверхонь вузлів і деталей машин шляхом напилення чи нанесення іншим способом порошків на дані поверхні.

1. *Лопаткин Ю.* Гибридное моделирование в системе КОМПАС-3D V13. / Лопаткин Ю., Потемкин А. // САПР и графика, №5/2011. – с. 98-104.
2. *Осокин Е.Н.* Процессы порошковой металлургии / Е.Н. Осокин, О.А. Артемьева. – Красноярск: ИПК СФУ, 2008, 421 с.
3. *Гессингер Г.Х.* Порошковая металлургия жаропрочных сплавов / Гессингер Г.Х. – Челябинск: Металлургия, 1988, 320 с.
4. *Пат. 50852* Україна, МПК В 22 F 9/00. Установка з отримання металевих порошків / Р. Д. Іскович-Лотоцький, В.І. Повстенюк, В. П. Міськов - № u 200913562; заявл. 25. 12. 2009; опубл. 25. 06. 2010, Бюл. №12.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

УДК 629.113

В.Р. Карпенко, Р.М. Кузнецов, В.І. Павлюк, П.П. Костюк
ВПЛИВ ЗМІНИ ТИСКУ В ШИНАХ І ЗАВАНТАЖЕННЯ ЛЕГКОВОГО АВТОМОБІЛЯ
МАЛОГО КЛАСУ НА ЙОГО ПОВОРОТКІСТЬ

Наведено методику визначення кутів відведення осей автомобіля як характеристик повороткості транспортного засобу. Проведено експериментальні дослідження, отримано рівняння регресії для визначення кутів відведення осей автомобіля з врахуванням завантаження його осей та тиску в шинах.

Ключові слова: поворотність, відведення осей, експеримент, завантаження автомобіля, тиск повітря в шинах. Форм. 4. Рис. 2. Літ. 6.

В.Р. Карпенко, Р.М. Кузнецов, В.И. Павлюк, П.П. Костюк
ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ДАВЛЕНИЯ В ШИНАХ И ЗАГРУЗКИ ЛЕГКОВОГО
АВТОМОБИЛЯ МАЛОГО КЛАССА НА ЕГО ПОВОРАЧИВАЕМОСТЬ

Приведена методика определения углов увода осей автомобиля как характеристик поворачиваемости транспортного средства. Проведены экспериментальные исследования, получено уравнение регрессии для определения углов увода оси автомобиля с учетом загрузки его осей и давления в шинах.

Ключевые слова: поворачиваемость, увод осей, эксперимент, загрузка автомобиля, давление воздуха в шине.

V. Karpenko, R. Kuznetsov, V. Pavljuk, P. Kostiuk
EFFECT OF PRESSURE TIRE AND LOAD SMALL CAR ON ITS UNDERSTEER

The technique of determining the angles of slip axle of the vehicle as the vehicle understeer characteristics. Experimental studies, the equation of regression to determine the direction of the vehicle slip angle with the loading of its axes, and the tire pressure.

Keywords: understeer, slip axle of the vehicle, vehicle load, the air pressure in the tire.

Постановка проблеми. Керованість і стійкість автомобіля важливі експлуатаційні показники, які впливають на безпеку дорожнього руху. Незначні відхилення від заданої траєкторії на значних швидкостях може вивести транспортний засіб за межі відведеної йому смуги руху. Керованість як і стійкість автомобіля залежать від характеристик його статичної та динамічної повороткості. Властивості повороткості визначаються жорсткісними характеристиками шин за боковим відведенням. В свою чергу на характеристики автомобільних шин впливають багато чинників. За умови технічної справності шин найбільш вагомими з них: конструкційне виконання, тиск повітря в шинах, величина нормального навантаження на колеса, режим кочення коліс автомобіля.

Для автомобіля малих класів спостерігається значний перерозподіл навантаження між його осями під час завантаження, а також на колесах різних бортів під час криволінійного руху транспортного засобу. Відхилення тиску в шинах, відносно нормативного значення, може коливатися в досить широких межах. При цьому водій під час руху не має змоги без використання спеціального обладнання оцінити такого падіння тиску.

Вплив зміни навантаження і тиску в шинах, що відбувається в умовах експлуатації транспортного засобу на жорсткісні характеристики шин необхідно врахувати при дослідженні експлуатаційних властивостей автомобіля. Результати досліджень можуть бути використані для коректувань алгоритму роботи електронних систем конструкційної безпеки автомобіля, адаптуючи їх для функціонування в умовах зміни тиску в шинах в процесі руху транспортного засобу чи зміни завантаження в експлуатаційних умовах.

Аналіз досліджень і публікацій. Співвідношення кутів відведення осей автомобіля визначають властивості його повороткості. В дослідженнях експлуатаційних властивостей автомобіля поворотність розглядають в комплексі з стійкістю і керованістю [1,2]. Поворотність автомобіля залежить від багатьох чинників: компоновки транспортного засобу, кінематики підвіски та рульового керування, жорсткості шин та інших елементів ходової частини.

Методика проведення випробувань для визначення показників оцінювання повороткості за кутами відведення передньої δ_{12} та задньої δ_{34} осей, а також їх різниці $\Delta\delta = \delta_{12} - \delta_{34}$ як функцій відцентрового прискорення a_y , наведена в роботі [1]. Дана методика передбачає експериментальне визначення кута відведення задньої осі автомобіля і динамічного радіуса траєкторії руху середини задньої осі, за умови сталого швидкості руху і фіксованого кута повороту керованих коліс. Кут відведення передньої осі визначається аналітично. На основі існуючої методики та рекомендацій наведених в літературних джерелах [1,2], слід розробити методику

визначення характеристик за відведенням осей автомобіля, з врахуванням розподілу маси автомобіля M_a на його передню m_{12} та задню m_{34} осі, та тиску повітря в шинах коліс осей $p_{12}, p_{34} - \delta_{ij} = f(m_{ij}, V_a, R_a, p_{ij})$. Результати досліджень в подальшому використати для вивчення керованості криволінійного руху автомобіля [3].

Ціль статті (постановка завдання). Метою роботи є визначення характеристик осей за відведенням з врахуванням зміни тиску в шинах і різних умов завантаження транспортного засобу. Для цього необхідно вибрати спосіб визначення кутів відведення і здійснити планування експерименту та провести експериментальні дослідження. Також скласти та перевірити на адекватність рівняння регресії для визначення кутів відведення осей автомобіля.

Матеріали і результати дослідження. В роботі запропоновано використати спосіб визначення кутів відведення осей автомобіля за допомогою відеозйомки дорожнього полотна в області проекції середини задньої осі. Камера закріплюється на кузові транспортного засобу над серединою задньої осі і вмикається оператором дистанційно (рис. 1).

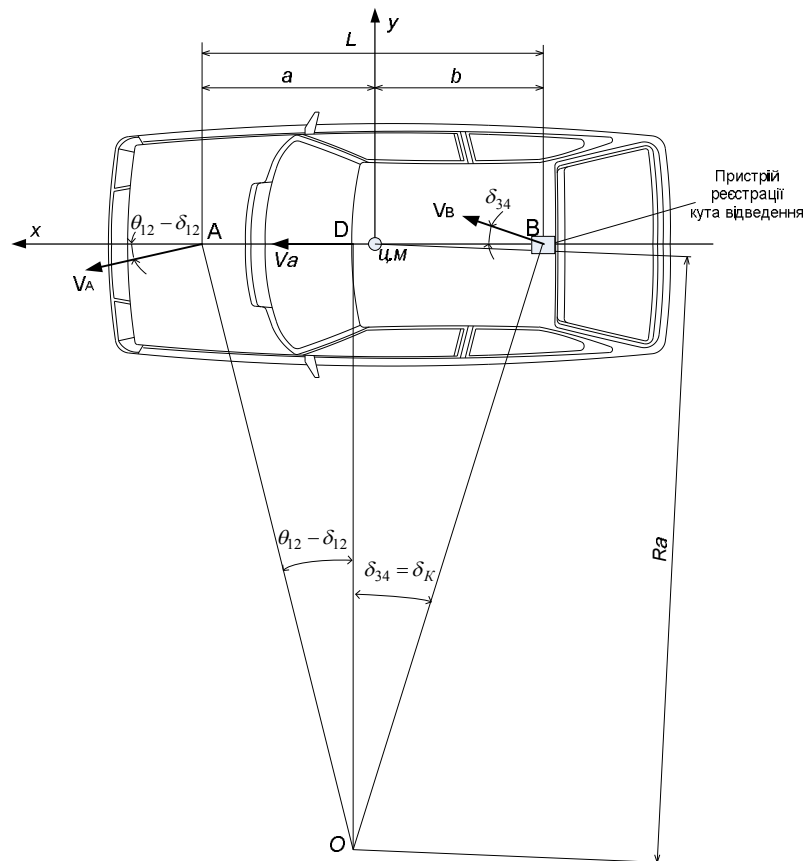


Рис. 1. Схема до визначення кутів відведення осей автомобіля

Безпосередньо за напрямком смуг на кадрі визначається вектор швидкості руху середини осі. Цей спосіб відображає суть визначення поняття кута відведення точки автомобіля в місці закріплення камери.

За визначенням за допомогою зйомки кутом відведення задньої осі δ_{34} , аналітично (1) з властивості трикутників (рис.1) визначається кут відведення передньої осі автомобіля δ_{12} . Оскільки радіус траєкторії руху автомобіля на порядок більший від колісної бази транспортного засобу L , тому було прийнято, що $R_a = OD$.

$$\delta_{12} = \theta_{12} - \arctan\left(\frac{AD}{OD}\right) = \theta_{12} - \arctan\left(\frac{L}{R_a} - \tan \delta_{34}\right), \text{ рад} \quad (1)$$

де θ_{12} – кут повороту керованих коліс, рад.

Кут повороту керованих коліс транспортного засобу визначається як середнє значення кутів повороту окремих коліс передньої осі θ_1, θ_2 отриманих експериментально за допомогою потенціометричних датчиків – $\theta_{12} = 0,5 \times (\theta_1 + \theta_2)$.

Відцентрове прискорення руху автомобіля визначиться з виразу,

$$a_y = \frac{V_a^2}{R_a}, \text{ м/с}^2 \quad (2)$$

Для експериментальних досліджень взято легковий автомобіль малого класу, виконаний за класичною передньоприводною компоновкою з поперечним розміщенням двигуна. Досліджуваний автомобіль ЗАЗ-11022 «Таврія» технічно справний і відповідає вимогам технічної документації на транспортний засіб. На автомобілі встановлені шини 155/70R13, нормативне значення тиску в шинах $p=0,2$ МПа, спрацювання протектора шин досліджуваного автомобіля не перевищує 30%.

Відповідно до прийнятих умов симетричного розташування пасажирів і вантажу масові та геометричні параметри автомобіля визначалися для трьох випадків завантаження:

А – водій, чотири пасажирів і вантаж в багажному відсіку ($M_a=1175$ кг; $m_{12}=590$ кг; $m_{34}=585$ кг; $a=1,158$ м; $b=1,167$ м);

В – водій, три пасажирів без вантажу ($M_a=1057$ кг; $m_{12}=584$ кг; $m_{34}=473$ кг; $a=1,041$ м; $b=1,284$ м);

С – водій і пасажир на передньому сидінні без вантажу ($M_a=921$ кг; $m_{12}=560$ кг; $m_{34}=361$ кг; $a=0,911$ м; $b=1,414$ м). Де m_{12} , m_{34} – розподіл маси на передню та задню осі автомобіля; a , b – відстані від передньої a та задньої b осей до центру мас автомобіля.

Величини приведені у відповідність технічній характеристиці на даний транспортний засіб, шляхом завантаження автомобіля баластним вантажем відповідно до вимог стандарту.

Радіус розмітки кола траєкторії руху вибрався за рекомендаціями наведеними в роботі [1] і становить $R=20$ м. Обмеження у виборі швидкості руху визначалися з умови реалізації відповідних бокових прискорень та зчепленням коліс з дорогою. Інтервал вибору швидкостей для даного радіусу кола та сухого асфальтобетонного покриття становив 6-11 м/с. Зміна тиску в шинах осей автомобіля проводиться в межах 0,15–0,25 МПа, відхилення тиску від нормативного значення $p_{ij}=0,2$ МПа становить $\pm 25\%$.

За розробленою методикою відповідно завантажений автомобіль, що відповідає умовам на проведення випробувань [1,4,5], рухається розміченою коловою траєкторією визначеного радіуса, з певною постійною швидкістю руху V_a , та встановленим тиском в шинах осей. Вибір швидкості, розподіл маси на осі транспортного засобу m_{ij} та значення тиску в шинах осей p_{ij} визначається плануванням експерименту. Факторами в експерименті є, швидкість руху автомобіля V_a , тиск повітря в шинах p_{ij} та маса транспортного засобу M_a , з розподілом її на осі m_{12} , m_{34} . Вони відповідають встановленим вимогам до незалежних змінних (безпосередньо діють на об'єкт, незалежні, вимірювані, керовані), крім того сукупність факторів є сумісна [6]. Функціями відгуку є кути відведення осей δ_{ij} та кут повороту керованих коліс θ_{12} .

За результатами експериментальних досліджень отримано та перевірено на адекватність рівняння регресії для визначення кутів відведення осей автомобіля. Кути відведення задньої та передньої осей з урахуванням значущих коефіцієнтів в функції натуральних величин [m_{ij} (кг); p_{ij} (атм); V_a (м/с)]:

$$\delta_{34} = -5,35 \times 10^{-2} + 0,24 \times 10^{-4} m_{34} + 6,84 \times 10^{-2} p_{34} - 5,45 \times 10^{-3} V_a - 5,76 \times 10^{-5} m_{34} p_{34} + 1,0 \times 10^{-5} m_{34} V_a - 4,95 \times 10^{-3} p_{34} V_a + 1,08 \times 10^{-3} V_a^2 \quad (3)$$

$$\delta_{12} = 0,38 - 1,23 \times 10^{-2} m_{12} + 12,06 \times 10^{-2} p_{12} - 3,85 \times 10^{-2} V_a - 1,78 \times 10^{-4} m_{12} p_{12} + 0,59 \times 10^{-4} m_{12} V_a - 7,12 \times 10^{-3} p_{12} V_a + 0,10 \times 10^{-5} m_{12}^2 + 0,55 \times 10^{-2} p_{12}^2 + 1,76 \times 10^{-3} V_a^2 \quad (4)$$

Користуючися отриманими виразами для кутів відведення осей автомобіля (3), (4) та відцентрового прискорення (2) побудовані залежності кутів відведення від відцентрового прискорення для різних випадків завантаження та тиску повітря в шинах (рис. 2.).

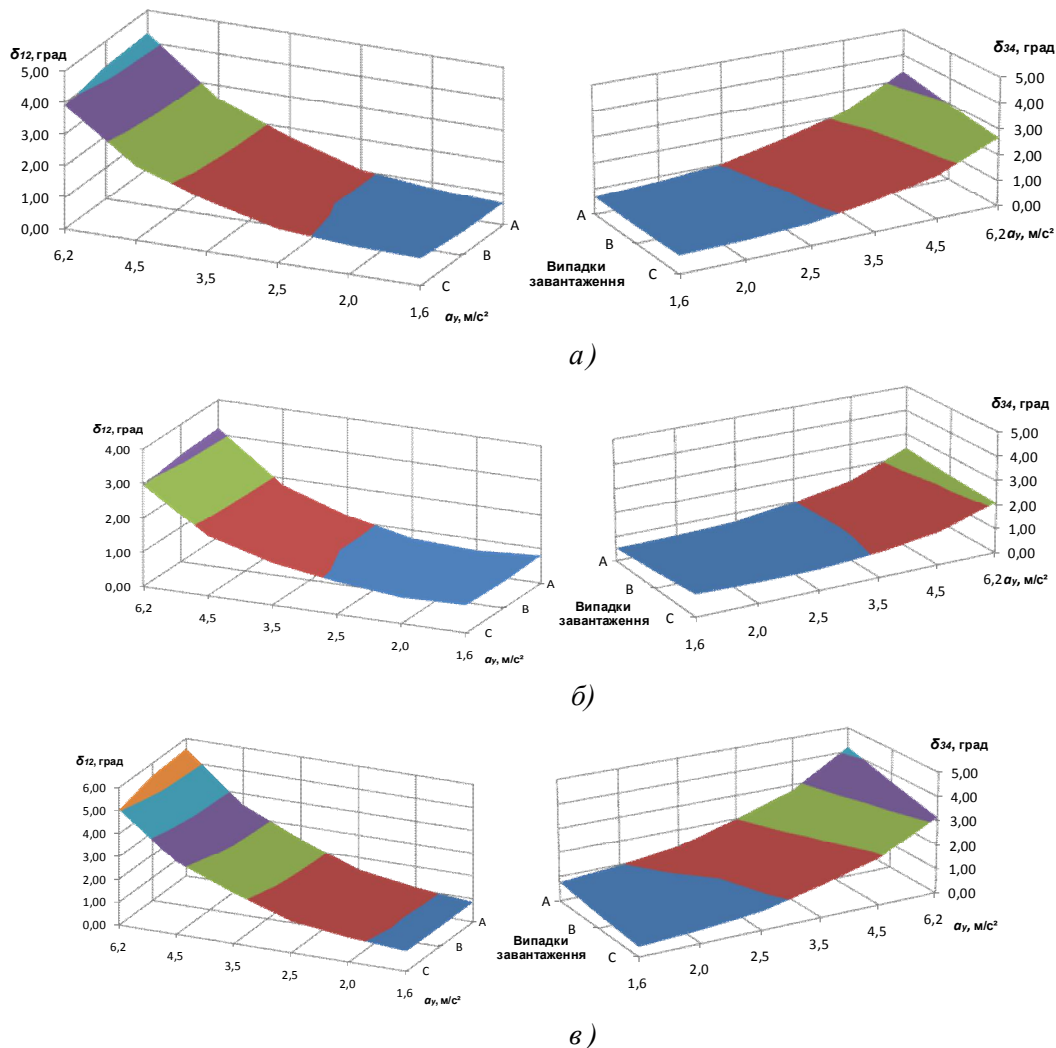


Рис. 2. Залежність кутів відведення осей автомобіля від відцентрового прискорення a_y для випадків різного завантаження (А,В,С) за тиску в шинах передньої δ_{12} та задньої δ_{34} осей: а) 2,0 атм; б) 2,5 атм; в) 1,5 атм

Висновки. Характеристики опору відведенню суттєво погіршуються за пониженого тиску в шинах. Пониження тиску в шинах задньої осі чи суттєве її перевантаження підвищують схильність автомобіля до надлишкової повороткості. Надмірне збільшення тиску недоцільне через порівняно малий вплив на опір боковому відведенню і погіршення плавності ходу.

Експериментально встановлену залежність кутів відведення осей автомобіля від експлуатаційних параметрів та параметрів його криволінійного руху – $\delta_{ij} = f(R_a, V_a, m_{ij}, p_{ij})$, у подальшому використати для визначення характеристик відведення осей автомобіля $K_{Yij} = f(R_a, V_a, m_{ij}, p_{ij}) = f(P_y, \delta_{ij})$.

1. Автомобили грузовые, легковые и автобусы. Методы определения и оценки параметров управляемости. Проект отраслевой нормали ОН 025–68 (Первая редакция).
2. Вонг Дж. Теория наземных транспортных средств / Д. Вонг. – М.: Машиностроение, 1982. – 189 с.
3. Павлюк В.І. Керування автомобілем в умовах неусталеного криволінійного руху / В.І.Павлюк // Вісник. СХУ ім. Володимира Даля. №6 [160] – Луганськ. – 2011. – С. 162-165.
4. ДСТУ 3310-96. Засоби транспортні дорожні. Стійкість. Методи визначення основних параметрів випробуваннями. – Введено вперше. 01.01.1997. – К.: Держстандарт України, 1996. – 11 с.
5. ГОСТ Р 52302–2004. Автотранспортные средства. Управляемость и устойчивость. Технические требования. Методы испытаний. – Введено 01.01.2006. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2005. – 28 с.
6. Новик Ф.С. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов / Ф.С. Новик, Я.Б. Арсов. – М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. – 304 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 681.3

Д.П. Карпук, В.В. Лотиш
СИСТЕМА ЗБЕРЕЖЕННЯ ІНФОРМАЦІЇ З ЕЛЕМЕНТАМИ УПРАВЛІННЯ
СТІЙКОЮ ДЛЯ ЕНДОСКОПІЧНИХ ОПЕРАЦІЙ

Впровадження у хірургію програмно-апаратного комплексу, який дозволяє записувати на комп'ютер відео під час операції з подальшим його збереженням у базу даних. Апаратне рішення запуску програми і збереження у базу реалізоване через педаль, яка підключена до мікроконтролера Arduino. Це дозволяє хірургові не відволікаючись від ходу операції здійснити запис у будь-який момент часу. Відзнятий матеріал дає можливість краще розібратися з причиною хвороби і її подальшим лікуванням. При необхідності відео можна показати пацієнту чи надати у користування іншому лікареві, а також відзняте стане гарним навчальним матеріалом для мед працівників даної сфери.

Ключові слова: операція, ендоскоп, база даних, Arduino, Delphi, СУБД, тюнер, відеозапис.

Рис. 3. Літ. 5.

Д.П. Карпук, В.В. Лотыш
СИСТЕМА ХРАНЕНИЯ ИНФОРМАЦИИ С ЭЛЕМЕНТАМИ УПРАВЛЕНИЯ
СТОЙКОЙ ДЛЯ ЭНДОСКОПИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЙ

Внедрение в хирургию программно аппаратного комплекса, который позволяет записывать на компьютер видео во время операции с последующим его сохранением в базу данных. Аппаратное решение запуска программы и сохранение в базу реализовано через педаль, которая подключена к микроконтроллеру Arduino. Это позволяет хирургу не отвлекаясь от хода операции осуществить запись в любой момент времени. Отснятый материал дает возможность лучше разобраться с причиной болезни и ее последующим лечением. При необходимости видео можно показать пациенту или предоставить в пользование другому врачу, а также отснятое станет хорошим учебным материалом для медицинских работников данной сферы.

Ключевые слова: операция, эндоскоп, база данных, Arduino, Delphi, СУБД, тюнер, видеозапись.

D. Karpuk, V. Lotysh
THE SYSTEM OF STORING INFORMATION WITH CONTROLS STAND FOR
ENDOSCOPIC OPERATIONS

Introduction to surgery of hardware and software that allows you to record video to your computer during the operation and then saving it to the database. Hardware solutions and start saving in base realized through a pedal that is connected to the microcontroller Arduino. This allows the surgeon to move without detracting from the real book entry at any time. Detail information makes it possible to better understand the cause of the disease and its subsequent treatment. If necessary, the video may show the patient or give to someone else the doctor and filmed will be a good educational material for medical workers of this sector.

Keywords: surgery, endoscopic, database, Arduino, Delphi, databases, tuner, video.

За останнє десятиліття обчислювальна техніка і форми її використання набули значних змін. Це спричинило масовий перехід від ручного керування процесами, апаратами до автоматизованого, комп'ютерно-інтегрованого управління.

Комп'ютерні технології активно застосовуються і у медицині, зокрема, при проведенні ендоскопічних операцій. Ендоскопічні операції - це операції, головною особливістю яких є обстеження внутрішніх органів і порожнин без порушення цілісності шкірних покривів та слизових оболонок тіла. Використання комп'ютерних технологій дозволяє виконувати більш складні ендохірургічні втручання, при цьому полегшуючи роботу хірурга з управління комплексом обладнання. При проведенні подібних операцій виникає необхідність відеозапису для подальшого використання при консультуванні, або для навчання фахівців даної сфери.

Для вирішення такої задачі існує медичне обладнання, яке має можливість записувати у відеоформаті хід операції (відеосистеми фірм «Olympus», «Fujinon», «Pentax» та ін.). Але, крім необхідності володіння персоналом певними знаннями і відповідним рівнем кваліфікації по роботі і обслуговуванні такого обладнання, воно є дуже дорогим.

Як альтернативний варіант пропонується програмно-апаратний комплекс для ендоскопічних операцій (рис. 1) з підключенням до персонального комп'ютера.

В результаті використання цього комплексу відеозапис операції зберігається безпосередньо на комп'ютері у базі даних, що полегшує процедуру доступу до нього. Це значно зменшує ціну такого комплексу і дозволяє використовувати систему запису відео не тільки для ендоскопічних операцій, але і для інших галузей медицини.

Основними особливостями такого рішення є простота в експлуатації, яка не вимагає глибоких знань в керуванні і обслуговуванні системи, універсальність, тобто можливість застосування у різних сферах, і створення своєрідної картотеки відео записів у базі даних.



Рис. 1. Стійка для ендоскопічних операцій

Дана система реалізована через програмно-апаратний комплекс, що з'єднує персональний комп'ютер і хірургічне обладнання. У якості приймаючого пристрою на комп'ютері використана плата відео-перехоплення. Така плата призначена для запису відео на комп'ютер з різних пристроїв: відеокамер, відеомагнітофонів, телевізійних антен і т.д. Також платами відео-перехоплення можуть бути ТВ-тюнери. В якості такої плати використано AVerTV Studio 507. Дана плата має ряд переваг, що виділяє її серед інших, а саме: підтримка стереозвуку, запис відео у форматі MPEG-1/2/4, вмонтований декодер Philips SAA7135HL, що гарантує чудову якість зображення і т.ін.

Одним із складових ендоскопічного обладнання є монітор, оскільки саме на ньому відбувається візуалізація всього, що відбувається під час операції. Дуже часто ці монітори є універсальними у підключенні, бо до них можна підключати будь-яке медичне обладнання, яке має відео вихід. Відео виходи (входи) представлені у вигляді VGA, DVI, HDMI, S-VIDEO роз'ємів. Залежно від плати відео-перехоплення роз'єми на ній можуть відрізнятися.

Програмна частина для обробки і збереження відео у базі даних написана з можливістю налаштування плати відео-перехоплення. Під «налаштуванням» мається на увазі вибір пристрою відео-перехоплення (у випадку, коли їх декілька), вибір методу компресії, розширення відео, накладання на відео тексту з інформацією про пацієнта, та інше. Мовою програмування вибрано Delphi, оскільки це потужна об'єктно-орієнтована мова з великим набором компонент для роботи з базами даних. Також для цієї мови написано багато компонентів для відео-перехоплення, що в свою чергу спрощує процес написання програми і збільшує функції, які вона може виконувати.

Компонент, який використовувався для організації запису відео називається «TVideoGrabber». TVideoGrabber зберігає аналогову і цифрову інформацію з відео пристроїв, таких, як: Firewire (IEEE1394) камер, DV камер, TV плат, USB web-камер, IP камер. Він також може програвати відео екранної зйомки, перегляд відео і прослуховування аудіо з Інтернету. Основні можливості компоненту включають запис AVI, WMV, WAV, MP3, аудіо та відео стиснення під час чи після запису, перекодування, виявлення руху, накладання графіки і тексту, та інше.

Оскільки хірург не може відволікатися від ходу операції і руки у нього весь час зайняті, було запропоновано управляти програмним комплексом за допомогою педального вимикача.



Рис. 2. Зовнішній вигляд педального вимикача

Такий вимикач є надійним і дає можливість максимально спростити процес запуску програми.

Педаль під'єднана до USB входу комп'ютера через плату Arduino.



Рис. 3. Зовнішній вигляд плати Arduino

Arduino - це апаратно-обчислювальна платформа, яка складається з мікроконтролера Atmel AVR, а також елементів для програмування та інтеграції з іншими пристроями. Середовище розробки програм засноване на мові програмування Processing та спроектоване для програмування новачками. Мова програмування мікроконтролера схожа на C++.

Arduino при натисненні на педаль вмикає і зупиняє запис відео на комп'ютері. В платі прошита маленька програма, яка перевіряє стан контактів педалі і у разі зміни стану відбувається вмикання (вимикання) запису.

У якості СУБД вибрано Firebird. Це компактна, кросплатформова, вільна, безкоштовна система управління базами даних, що ґрунтується на відкритому коді Interbase. Оболонкою для розробки і адміністрування баз даних використано IVExpert, тому, що вона має велику кількість полегшуючих роботу компонентів, таких, як: візуальний редактор для всіх об'єктів бази даних, редактор SQL і виконувач скриптів, відладчик для тригерів і процедур, дизайнер бази даних і т.д. Ці дві програми дають змогу створювати і управляти базами даних, не витрачаючи на це багато часу. Таке поєднання програм надасть більшої зручності і стабільності базі даних.

Таким чином, використання плат відеозахоплення, мікроконтролерів, потужної мови програмування, спеціально написаного програмного забезпечення, додаткових компонентів і простих, але надійних складових, створило альтернативу більш дорогим аналогам по відео запису процесу перебігу операції. Крім того, розроблений програмно-апаратний комплекс дає змогу зберігати відзняте у базі даних, класифікувати, архівувати, ділитися інформацією з іншими лікарями, чи використовувати її у якості навчального матеріалу.

1. Ковязин А.Н., Востриков С.М. Мир InterBase. 2-е издание – 2003.
2. Культин Н.Б. Программирование в Delphi 2010. – СПб.: БХВ-Петербург, 2010. – 448 с.
3. Агуров П.В. Практика программирования USB. – БХВ-Петербург, 2006. – 624 с.
4. Фаронов В.В. Программирование баз данных в Delphi 7.: Питер, 2006. – 457 с.
5. Massimo Banzi. Getting Started with Arduino. – O'Reilly Media / Make, – 128 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 687.1.023

О.Д. Клименко, Е.Л. Селезньов, Д.Е. Селезньов
ВИЗНАЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК СТИРАННЯ ТЕКСТИЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ

В роботі розглядається пристрій для визначення характеристик стирання текстильних матеріалів.
Форм. 3. Табл. 2. Рис. 4.

А.Д. Клименко, Э.Л. Селезнёв, Д.Э. Селезнёв
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СТИРАНИЯ ТЕКСТИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В работе рассматривается устройство для определения характеристик стирания текстильных материалов.

A. Klymenko, E. Selesnev, D. Selesnev
CHARACTERIZATION DELETION OF TEXTILE MATERIALS

In this paper we consider a device for determining the characteristics of erasure textile materials.

Постановка проблеми. Спектр споживчих та експлуатаційних характеристик тканин є дуже широким. Для визначення характеристик використовується, в основному, складна апаратура та громіздке обладнання. Тому актуальним є вирішення науково-практичної задачі розробки установки для дослідження характеристик процесу стирання текстильних матеріалів.

Метою роботи є розробка методики визначення характеристик стирання текстильних матеріалів та конструкції пристрою для здійснення лабораторних досліджень.

Основна частина. Дослідна установка призначена для проведення дослідів та фіксації їх результатів при вивченні проблем стирання та зношування текстильних і листових (рулонних) матеріалів. Окремі частини установки при необхідності можна використати для інших цілей, що забезпечує її універсальність.

Дослідна установка складається з механічної частини, системи автоматики та електронного модуля. Зовнішній вигляд установки приведено на рис. 1.



Рис. 1. Дослідна установка

Механічна частина виконана на базі швейної машини шляхом доповнення її електроприводом, вимірювальною платформою, пристроєм для закріплення дослідних зразків та змінними абразивами. З типової швейної машини використано механізм вертикального та горизонтального переміщення матеріалу, всі інші системи відімкнено з міркувань забезпечення надійності установки. Деякі системи відімкнено не повністю для забезпечення балансування. Також для сповільнення робочих режимів змінено конструкцію пасової передачі. Зменшення передатного числа досягнуто завдяки використанню додаткового шків збільшеного діаметру, який зафіксований на штатному шківі. Додатковий шків виготовлено з гетинаксової заготовки на токарному верстаті і закріплено в чотирьох точках болтами.

Система автоматики містить в своєму складі регулятор частоти обертання вала електродвигуна та лічильник робочих циклів.

Для регулювання частоти обертання вала електродвигуна установка може працювати в одному з трьох режимів:

- режим 1 - 50 % потужності електродвигуна;
- режим 2 - 100 % потужності електродвигуна;
- режим 3 – плавне регулювання потужності електродвигуна.

Вибір режиму роботи здійснюється оперативно під час роботи установки за допомогою перемикача.

Електронний регулятор частоти обертання вала електродвигуна виконано у вигляді електронного пристрою, що може використовуватись автономно для інших потреб, наприклад як регулятор інтенсивності освітлення. Регулятор зібрано по тиристорній схемі, що надає йому такі переваги як плавне регулювання частоти обертання вала електродвигуна, можливість працювати при різних навантаженнях та відсутність діодного моста, що в свою чергу робить його економічним і зменшує тепловиділення.

Зовнішній вигляд регулятора частоти обертання вала електродвигуна приведено на рис. 2.

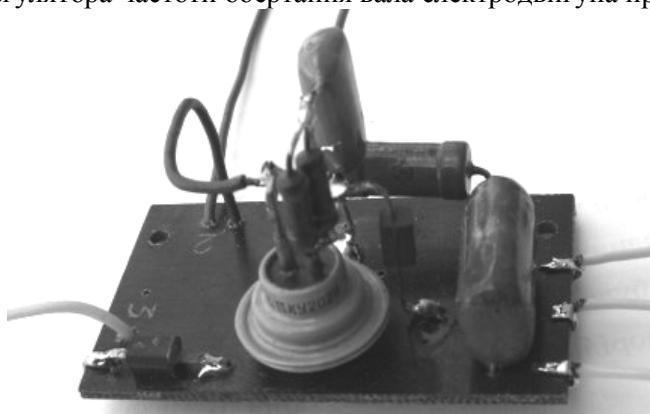


Рис. 2. Зовнішній вигляд регулятора частоти обертання вала електродвигуна

Лічильник робочих циклів дозволяє проводити досліди з точно заданою кількістю робочих циклів, однаковою для різних зразків. Кількість робочих циклів установки можна задавати довільно в межах від 1 до 99999999. Обмеження максимальної кількості циклів встановлено типом застосованого мікрокалькулятора. За необхідності збільшення кількості робочих циклів можна перезапустити установку не змінюючи дослідного зразка. Точно задана кількість робочих циклів установки значно підвищує достовірність результатів дослідів.

Лічильник робочих циклів виготовлено з побутового мікрокалькулятора шляхом незначної модернізації та дооснащенням пасивним герконовим датчиком імпульсів. Датчик імпульсів безконтактний, працює на замикання при пересіченні магнітного поля. Магнітне поле для роботи датчика створюється невеликим постійним магнітом закріпленим на рухомій частині установки. Після проведеної доробки мікрокалькулятор повністю зберігає працездатність і може бути застосований по прямому призначенню. Лічильник робочих циклів не потребує додаткового зовнішнього живлення.

Лічильник робочих циклів можна застосовувати двома способами.

Набравши на клавіатурі «1+1» отримуємо прямий рахунок імпульсів, а набравши комбінацію «задана кількість циклів – 1» отримаємо зворотній рахунок. У першому випадку установку вимикаємо при досягненні необхідної кількості робочих циклів, у другому – при появі на індикаторі нуля.

Програмою досліджень передбачалось:

1. Дослідити зношування тканини під дією навантажень. Для проведення експериментальних досліджень використовувались зразки:

- бавовняна тканина з саржевим переплетенням;
- шерстяна тканина з полотняним переплетенням.

2. Дослідити вплив переплетення на процес зношування тканини.

Для проведення експериментальних досліджень використовували зразок бавовняної тканини.

3. Дослідити вплив кількості циклів зношування на товщину матеріалу.

Нижче представлено результати експериментальних досліджень (табл.1).

Таблиця 1. Результати дослідів

Матеріал тканини. Вид переплетення. Сторона.	№ дос- луду	Кількість циклів <i>N</i>	Тов- щина <i>s</i> , мм	Стан поверхні тканини
Бавовняна тканина. Саржеве переплетення. Лицьова сторона.	1	0	0,90	Пошкодження відсутні.
	2	1200	0,87	Незначні нерівномірні потертості.
	3	1700	0,84	Локальні значні потертості по утку.
	4	2100	0,79	Пошкоджена основа.
	5	2200	0,73	Дуже пошкоджена основа.
	6	2320	0,67	Початок утворення дір.
	7	2400	0,64	Руйнування основи.
Бавовняна тканина. Саржеве переплетення. Зворотна сторона.	1	0	0,90	Пошкодження відсутні.
	2	950	0,88	Незначні нерівномірні потертості.
	3	1300	0,85	Значні потертості.
	4	1850	0,81	Пошкоджена основа.
	5	2100	0,76	Дуже пошкоджена основа.
	6	2150	0,70	Початок утворення дір.
	7	2250	0,67	Руйнування основи.
Шерстяна тканина. Полотняне переплетення. Лицьова сторона.	1	0	0,41	Пошкодження відсутні.
	2	600	0,38	Незначні нерівномірні потертості.
	3	800	0,36	Початок пілеутворення.
	4	1100	0,33	Обривання пілей.
	5	1200	0,32	Значні потертості.
	6	1250	0,31	Початок утворення дір.
	7	1350	0,30	Руйнування переплетення.

На рис. 3 подано гістограму руйнування.

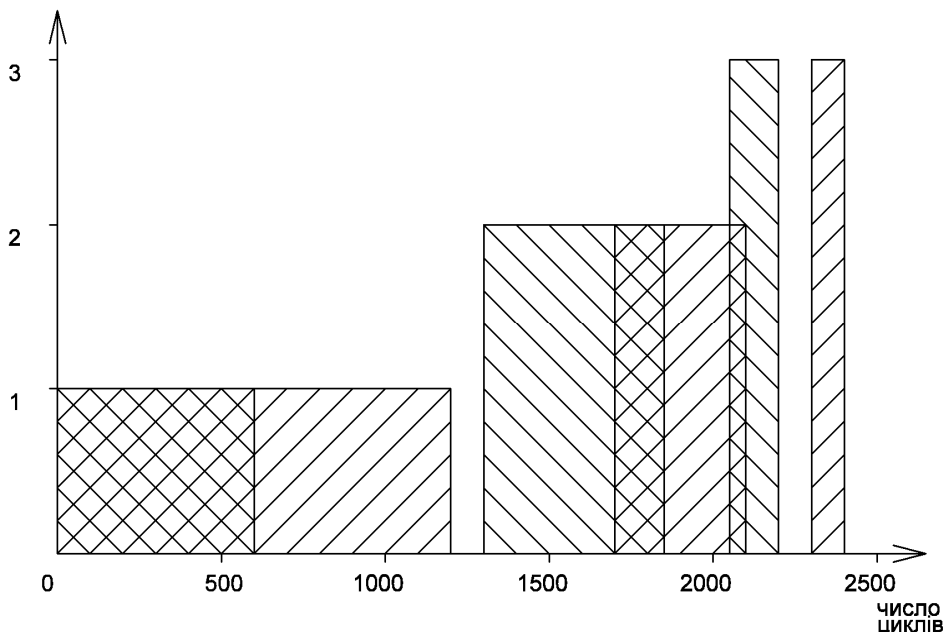




Рис. 3. Гістограма руйнування тканини етапи: 1 – відсутність пошкоджень; 2 - пошкодження основи; 3 – руйнування основи:  - бавовняна тканина, лицьова сторона;  - шерстяна тканина, лицьова сторона.

Досліди з визначення впливу кількості циклів на товщину зразків проводились із трьохкратною повторюваністю. За результатами проведена статистична оцінка.

Визначено:

1. Середнє статистичне випадкових величин

$$X_{\text{сер}} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n X_i, \quad (1)$$

де n – кількість дослідів ($n = 3$);
 X_i – результат окремого вимірювання;
 i – номер вимірювання.

2. Середнє квадратичне відхилення:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (X_i - X_{\text{сер}})^2}{n-1}}. \quad (2)$$

3. Коефіцієнт варіації:

$$\gamma = \frac{\sigma}{X_{\text{сер}}} \cdot 100\%. \quad (3)$$

Результати розрахунків статистичних величин наведено в табл. 2.

Таблиця 2. Визначення статистичних величин

Вид зразка	N	$X_{\text{сер}}, \text{мм}$	σ	$\gamma, \%$
Бавовна. Саржеве переплетення. Лицьова сторона.	500	0.88	0,026	3,0
	1000	0.86	0,021	2,4
	1500	0.86	0,03	3,5
	2000	0.85	0,031	3,6
	2500	0.7	0,029	4,1
Бавовна. Саржеве переплетення. Зворотна сторона.	500	0.88	0,027	3,1
	1000	0.85	0,029	3,4
	1500	0.83	0,021	2,5
	2000	0.79	0,034	4,3
	2500	0.68	0,029	4,3
Шерстяна тканина	500	0.38	0,02	5,2
	1000	0.35	0,021	6
	1250	0.3	0,017	5,6

За даними таблиці 2 видно, що коефіцієнт варіацій дослідів не перевищує 10%, що свідчить про їхню достовірність і достатню точність.

На рис. 4 подано графічну залежність товщини зразків від кількості циклів зношування N .

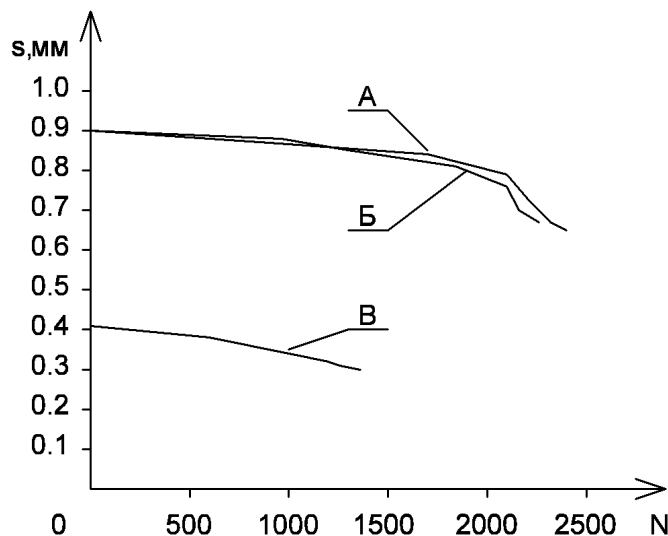


Рис. 4. Залежність товщини s дослідних зразків від кількості циклів зношування N :

A – бавовняна тканина, саржеве переплетення, лицьова сторона;

B – бавовняна тканина, саржеве переплетення, зворотня сторона;

B – шерстяна тканина, полотняне переплетення

© О.Д. Клименко, Е.Л. Селезньов, Д.Е. Селезньов

Результати досліджень показали:

1. Шерстяна тканина полотняного переплетення виявилася менш стійкою до стирання порівняно з бавовняними полотнами саржевого переплетення.

2. Не виявлено пілінгуємості у зразка бавовняної тканини, на відміну від зразка шерстяного полотна.

3. Виявлено залежність між зносостійкістю від стирання та геометричною орієнтацією ниток основи та утка відносно напрямку дії сил тертя.

Аналіз отриманих результатів показав, що саржеве переплетення має не однакову стійкість до стирання з лицьової та зворотної сторін. Цей факт можна пояснити різною щільністю ниток основи та утка з протилежних сторін полотна, що й призводить до швидшого руйнування зразка при стиранні зі зворотної сторони.

Краща зносостійкість з лицьової сторони залежить від більшої кількості уточних ниток наближених до поверхні полотна. Спочатку стираються переважно нитки утка, а пізніше – основи. При частково стертих нитках утка полотно ще має досить високу механічну міцність, але вже не відповідає естетичним вимогам. На зворотній стороні, навпаки, до поверхні наближені переважно нитки основи і полотно довгий час візуально оцінюється як придатне до вжитку. Руйнація переплетення в такому випадку настає лавиноподібно при пошкодженні перших ниток основи.

Висновки. Дослідження камвольних тканин показали, що вони суттєво відрізняються за показниками стійкості до стирання, які в основному перевищують встановлені стандартом норми. Це вказує на значний запас надійності визначених полотен і можливість оптимізації їх зносостійкості до стирання.

З аналізу результатів встановлено, що стійкість до стирання камвольних тканин визначається багатьма параметрами структури.

Визначено сукупний вплив вихідних параметрів структури на стійкість до стирання опорної поверхні бавовняних тканин.

Встановлено зв'язок кількості циклів стирання зразків бавовняних тканин з лінійною густиною пряжі по основи й утку, щільністю по основи й утку, коефіцієнтом ущільнення переплетення та коефіцієнтом наповнення, скручуваністю пряжі по основи, поверхневою густиною, коефіцієнтом наповнення, товщиною тканин.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 629.113

Н.О. Козак, Л.О. Гуменюк
МОДЕЛЮВАННЯ СІДЕЛЬНОГО ТЯГАЧА З РЕАЛІЗАЦІЄЮ ЗАДНЬОЇ КЕРОВАНОЇ ОСІ НАПІВПРИЧЕПА

Написана імітаційна модель та система автоматизованого керування сідельним тягачем з керованою задньою віссю напівпричепи в Microsoft Visual C++ Express.

Ключові слова: тягач, модель, вісь, причіп.

Рис. 5. Літ. 6.

Н.О. Козак, Л.О. Гуменюк
МОДЕЛИРОВАНИЕ СЕДЕЛЬНОГО ТЯГАЧА С РЕАЛИЗАЦИЕЙ ЗАДНЕЙ УПРАВЛЯЕМОЙ ОСИ ПОЛУПРИЦЕПА.

Написанная имитационная модель и система автоматизированного управления седельным тягачем с управляемой задней осью полуприцепа в Microsoft Visual C++ Express.

Ключевые слова: тягач, модель, ось, причеп.

N. Kozak, L. Gumeniuk
GUMENIUK MODELLING OF TRAILER TRUCK WITH THE IMPLEMENTATION OF CONTROLLED REAR AXLE ON SEMI-TRAILER.

Written simulation model and automated control system of trailer truck with the implementation of controlled rear axle on semi-trailer in Microsoft Visual C++ Express.

Keywords: tractor, model, axle, trailer.

В багатьох галузях промисловості широко використовуються сідельні автопоїзди для переміщення вантажів різноманітних розмірів та маси. Експлуатація транспортних засобів відбувається на різних дорожніх полотнах, полотнах з малою площею для здійснення маневрів, незручних поворотах, вузьких місцях, де важко здійснити маневри та, часто, при несприятливих погодних умовах, що безпосередньо впливає на керованість, маневреність та стійкість автомобіля. При маневруванні, гальмуванні, та інших подібних випадках існує небезпека бокового перекидання, втрата можливості керування, складання автопоїзду та ін. небезпечні випадки, що призводять до виникнення дорожньо-транспортної пригоди на проїжджій частині. На характер руху ланок автопоїзда впливає зміна конструктивних і експлуатаційних факторів (наприклад, при несиметричному розташуванні вантажу, різному тиску повітря в шинах, зміні величини зазору в тягово-зчіпному пристрої, зміні розташування точки зчіпки, перекосі та зсуві осей).

Для запобігання виникнення подібних ситуацій застосовуються системи активної безпеки:

- антиблокувальна система гальмування (ABS);
- система стабілізації стійкості (ESP);
- система запобігання перекиданню (ROP);
- система контролю тяги (TCS);
- система підвищення ефективності гальм при нагріванні (FBS);
- системи стабілізації автопоїзду, що попереджує ризикання причепа;

Але застосування даних технологій не може усунути всі негативні фактори впливу на об'єкт. Також вони не є досконалими при використанні на транспортних засобах з причіпним обладнанням, де значний вплив на траєкторію та характер руху автомобіля мають напівпричепи з високо розташованим центром мас та жорсткою задньою віссю.

Доцільним є створення автоматизованої системи управління, що дозволить корегувати роботу цих систем, показати, наскільки збільшиться маневреність з реалізацією керованої задньої осі причепа та керувати гальмівною системою по відповідних алгоритмах, в яких враховано чинники, що виникають при критичних ситуаціях.

Розробка алгоритмів для створення автоматизованої системи керування потребує інформації про динаміку руху транспортного засобу та її залежності від зовнішніх факторів. Використання реальних об'єктів для проведення експериментальних досліджень є досить затратним та небезпечним. Одним з методів вирішення цієї проблеми є моделювання таких процесів.

Розробка імітаційної моделі руху об'єкта з причепом вирішує проблему дослідження динаміки транспортного засобу. Використовуючи модель, здійснюється можливість дослідження факторів впливу на стабільність руху даного об'єкта без проведення натурних експериментів.

Метою роботи є розробка імітаційної моделі процесу керування багатоланковим транспортним засобом з керованою задньою віссю напівпричепа.

Створення моделі включає в себе розробку алгоритмів керування багатоланковим транспортним засобом при керованій задній осі причіпного обладнання. Розробка таких алгоритмів здійснюється на основі масштабованої фізичної моделі автопоїзда КАМАЗ 6460 та причепа SCHMITZ CARGOBULL S.KO – 24/LZG з керованою задньою віссю, оскільки, ці моделі є досить популярними та простими в дослідженні. В імітаційній моделі досліджуються реальні дані автопоїзду, розміри, фізика та динаміка руху.

Процес руху та переваги керованої осі показані на різних траєкторіях руху, таких, як поворот (рис.1.а), розворот (рис.1.б) та рух по колу (рис.1.в) з імітацією різних факторів, що впливають та фізичних сил, що також враховується в імітаційній моделі руху.

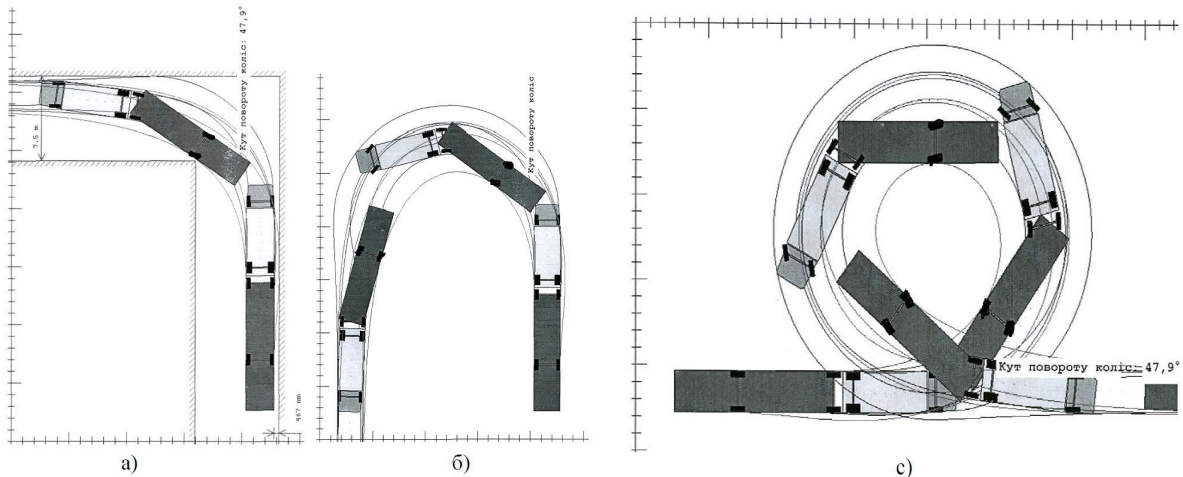


Рис. 1. Траєкторії руху: а) поворот на 90°, б) розворот на 180°, в) рух по колу 360°

Продуктивність, особливо автопоїздів, істотно залежить від їх керованості та маневреності, тому пропонується реалізація керованої задньої осі напівпричепа, що також дозволить значно збільшити поворотність та розмір причепа, зберігаючи маневреність (рис.2).

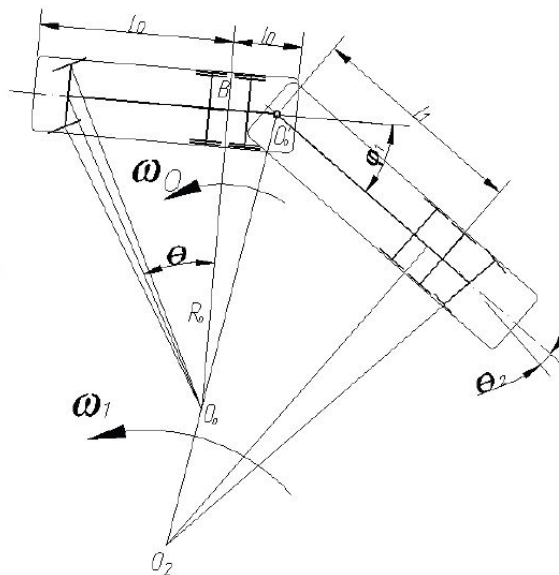


Рис. 2. Функціональна схема причепа з задньою керованою віссю

Імітаційна модель розробляється на мові програмування C++ у середовищі програмування Microsoft Visual C++ Studio 2010 Express з приєднаним до нього графічним двигуном Haaf's Game Engine (HGE). Інтерфейс програми зображений на рис.3. При русі автопоїзда відображаються кут

повороту (град), кут складання (град), радіус повороту (м), швидкість руху (км/год), гальмівний шлях (м), відцентрова сила та сила тертя.

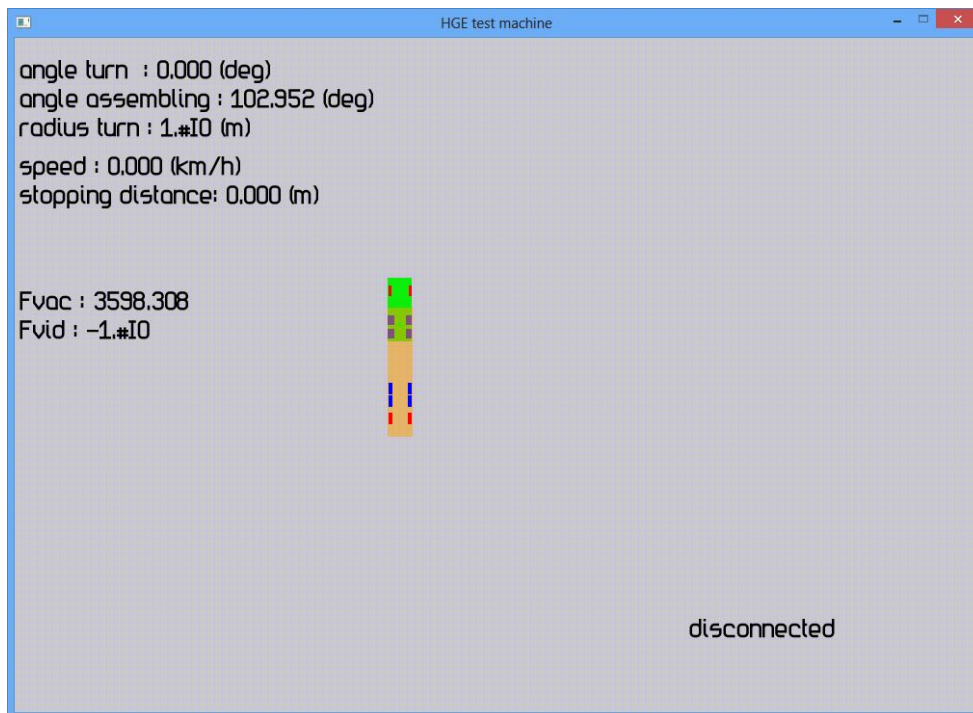


Рис. 3. Інтерфейс ПЗ для імітаційної моделі тягача

Користувач може впливати на швидкість та напрям руху, використовуючи кнопки клавіатури.

На рис. 4. зображено рух автопоїзда вперед в імітаційній моделі.

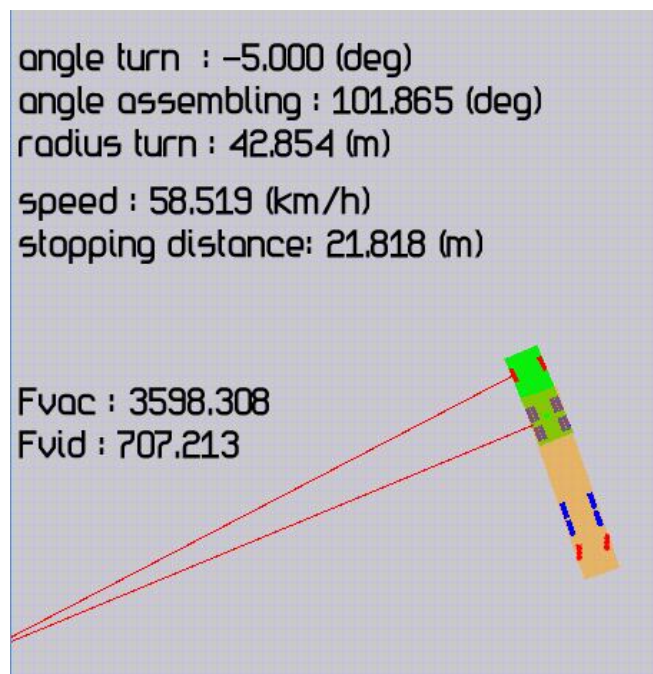


Рис. 4. Рух вперед в імітаційній моделі тягача

При русі автопоїзда може виникнути ситуація, коли запланований маневр призводить до складання. У цьому випадку програма вказує на неможливість подальшого руху при заданих параметрах. На рис. 5. показано складання автопоїзда, яке унеможливорює рух назад.

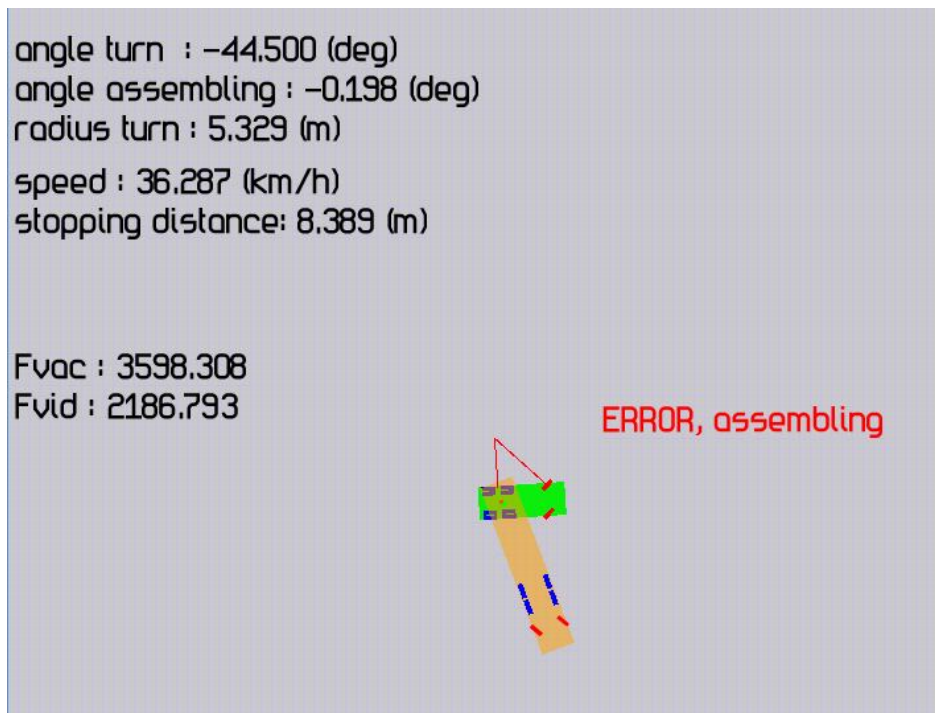


Рис. 5. Складання автопоїзда при русі назад

Таким чином, імітаційна модель руху об'єкта з причепом для дослідження динаміки транспортного засобу дозволить виконати дослідження факторів впливу на стабільність руху об'єкта без проведення затратних та небезпечних експериментів.

1. *Закин Я.Х.* Маневренность автомобиля и автопоезда. – М.: Транспорт, 1986.
2. *Литвинов А.С.* Управляемость и устойчивость автомобиля. – М.: Машиностроение, 1971.
3. *Греков В.Ф., Орлов С.В.* Влияние конструктивно-компоновочных схем транспортных средств на их маневренность // Системы обработки информации, выпуск 3(70). – 2008.
4. Longoria R.G. Vehicle Dynamics – Part 4. Steering Stability and Steady-State Characteristics. – Austin: 2010.
5. *В.А. Скляр* "Язык С++ и объектно-ориентированное программирование " Минск "Высшая школа" – 1997.
6. *Лисенко Р.І., Лотши В.В.* Моделювання процесу керування багатоланковим транспортним засобом // Магістерська робота – Луцьк, 2012.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.791

В.Д. Кузнецов, І.В. Смирнов, Д.В. Степанов, К.П. Шаповалов
ВЛИВ МОДИФІКУВАННЯ НАНОЧАСТИНКАМИ ОКСИДІВ НА
СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЗВАРНИХ ШВІВ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Встановлено, що залежно від кількості та складу наноксидів в металі зварних швів формується різний тип мікроструктури від феритної до бейнітної. Введення у зварювальну ванну наночастинок оксиду алюмінію в об'ємній частці 0,5–1% забезпечує максимальну кількість бейніту і підвищує твердість металу шва.

Ключові слова: зварний шов, зварювальна ванна, наночастинки, мікроструктура.

Табл. 3. Рис. 5 Літ. 17.

В.Д. Кузнецов, И.В. Смирнов, Д.В. Степанов, К.П. Шаповалов
ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦАМИ ОКСИДОВ НА
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СВАРНЫХ ШВОВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Установлено, что в зависимости от количества и состава наноксидов в металле сварных швов формируется различный тип микроструктуры от ферритной до бейнитной. Введение в сварочную ванну наночастиц оксида алюминия в объемной доле 0,5–1% обеспечивает максимальное количество бейнита и повышает твердость металла шва.

Ключевые слова: сварочный шов, сварочная ванна, наночастицы, микроструктура.

V. Kuznetsov, I. Smirnov, D. Stepanov, K. Shapovalov
EFFECT OF THE MODIFICATION BY THE OXIDE NANOPARTICLES OF THE
STRUCTURE LOW-ALLOY STEEL WELDS

It is shown that the different type of microstructure appears in the welds that depends on the quantity and content of nonmetallic nano additives that changes the structure from of acicular ferrite to bainite. Implementation into the welding molten pool of aluminum oxide nanoparticles in a volume fraction of 0.5-1% maximizes appearance the structure of bainite and increases the hardness of the weld metal.

Keywords: weld, weld pool, nanoparticles, microstructure.

Постановка проблеми. Фізико-механічні та функціональні характеристики виробів зварювальних виробництв в основному визначаються станом структури металу шва. Процеси керування кристалічною будовою шляхом зміни тільки теплофізичних параметрів кристалізації не забезпечують отримання необхідної структури зварних швів, особливо низьколегованих високоміцних сталей, які працюють в екстремальних геолого-кліматичних умовах [7]. Покращення структури й властивостей зварних з'єднань шляхом ускладнення їх складу пов'язане з додатковими витратами гостродефіцитних легуючих елементів, і часто не супроводжуються суттєвим збільшенням службових характеристик зварних виробів через збільшення структурної та хімічної неоднорідності металу шва.

Подальший прогрес у рішенні цього завдання може бути досягнутий шляхом використання нових підходів щодо розробки і застосування перспективних методів зміцнення, які використовують ефекти впливу основних зміцнювальних факторів, таких як розміри зерна, морфологія, дисперсність і об'ємна частка вторинних фаз, щільність та розподіл неметалевих включень. Дослідженнями останніх років встановлено, що одним з основних структурних елементів, які формують будову залізвуглецевих сплавів є нанорозмірні утворення.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. У ряді робіт [10,5,15] автори намагалися експериментально встановити вплив розміру включень на гетерогенне зародження структури голчатого фериту (ГФ), здатної забезпечити сполучення міцнісних характеристик металу швів з високим рівнем в'язкості. Велика увага цьому питанню приділена в роботах [10, 5], де було встановлено, що утворення розміром 0,3–0,8 мкм мають високий потенціал зародження нової фази. У роботі [12] було показано, що вміст ГФ змінюється пропорційно щільності розподілу включень розміром менш 2 мкм. Автори роботи [14] прийшли до висновку, що об'ємна частка включень є більше ефективним фактором у порівнянні з їхнім типом або розподілом по розмірах. У роботі [16] був зроблений висновок, що в металі швів з підвищеним вмістом титану й бору утворення оксидів і нітридів титану сприяє зародженню ГФ. В [6] повідомляється, що виділення MnS і TiN на вже існуючих включеннях Ti₂O₃ слугують також центрами зародження ГФ. Цікаві дані наводяться в роботі [17] про те, що вкраплення Ti₂O₃ є інертними в сталях, які не містять марганець і досить активними в сталях легованих марганцем. Утворення ГФ в останньому випадку пояснюється формуванням частинок (Ti, Mn)₂O₃ і наявністю ділянок збіднених марганцем в результаті абсорбції атомів марганцю з навколишньої матриці.

Таким чином, для формування високов'язкої мікроструктури зварних швів необхідно забезпечити утворення в металі включень прогнозованих за об'ємною часткою, складом і розмірами [3].

Важливим технологічним аспектом є введення наночастинок у зварювальну ванну. У зварювальних процесах температура в зоні дії джерела тепла перевищує температуру плавлення багатьох тугоплавких нанодисперсних сполук, що викликає їх дисоціацію і подальше розчинення продуктів в розплав зварювальної ванни.

На даний час відомі декілька схем введення нанокomпонентів у зварювальну ванну. В роботі [11] розглянуті способи введення невеликої (до 0,2 мас.%) кількості нанорозмірних частинок карбідів вольфраму в метал, наплавлений з використанням електродугового і електрошлакового процесів. Відмічається, що подрібнення структурних складових наплавленого металу може бути досягнуте введенням частинок тугоплавких з'єднань в зварювальні матеріали або безпосередньо в зварювальну ванну [2].

У роботі [13] досліджувався вплив домішок нанодисперсного порошку карбіду вольфраму, який з'єднували з транспортувальним макропорошком нікелю в планетарному млині. Нікелькарбідні гранули, які містили близько 30 мас.% нанокарбідів додавали в порошок дріт, а також з калій-натрієвим рідким склом наносили на поверхню зварювальних електродів. Процеси дугового наплавлення здійснювали з подачею порошкового дроту і електродів з покриттям в низькотемпературну частину зварювальної ванни, а також електрошлаковим наплавленням з використанням флюсу АНФ-6. В результаті зроблено висновок, що найбільш ефективним способом введення нанодисперсних карбідів вольфраму в розплав зварювальної ванни є розміщення карбідів в тонкому поверхневому шарі покриття зварювальних електродів. В процесі зварювання нанодисперсні карбіди вольфраму, минувши високотемпературну (до 8000°C) реакційну зону і не розчиняючись в розплав зварювальної ванни, переходять в наплавлений метал, що приводить до його модифікування.

У роботі [4] наведено аналіз і розглянуто методи використання наночастинок в процесі модифікування зварних з'єднань великогабаритних конструкцій, виконаних автоматичним зварюванням під шаром флюсу. Запропонована модель модифікуючого нанокomплексу, до складу якого входять нанодисперсні порошкові добавки тугоплавких сполук. Досліджені методи отримання модифікуючих нанокomплексів на установках механічного змішування (циліндричний змішувач, планетарний млин).

У зв'язку з цим нові можливості в отриманні дрібнозернистої структури шва відкриває застосування в процесі модифікування нанопорошків тугоплавких з'єднань, що мають унікальні фізико-хімічні властивості. Унікальність фізико-хімічних властивостей пов'язана з тим, що в частинках нанопорошку кількість атомів на поверхні сумірно з їх кількістю в об'ємі, в результаті різко зростає вклад поверхневої енергії в загальний енергетичний баланс. При цьому спостерігаються якісно нові ефекти, що описуються законами квантової механіки, а також стає можливим протікання таких реакцій між наночастинками, які не можуть йти між частками, що знаходяться в масивному стані [8].

Метою дослідження є визначення впливу введених наночастинок оксидів на формування мікроструктури та властивостей зварних швів при зварюванні низьколегованих високоміцних сталей.

Для проведення досліджень використовували низьколеговану високоміцну сталь 10Г2ФБЮ, яка має підвищену структурну неоднорідність, що обумовлює зниження показників фізико-механічних та службових характеристик зварних з'єднань нижче технічного рівня, потенційно закладеного їх хімічним складом. Як нанокomпоненти застосовували порошки оксиду Al_2O_3 (Рис. 1) та комплексного оксиду системи $Al_2O_3-ZrO_2-YO_2$ отриманими за криохімічною технологією. Нанокomпоненти вводилися в зварювальну ванну у вигляді порошків, що містили частинки нанооксидів в кількості 0,5, 2,5 та 4,5 % об'ємних часток, решта чисте залізо.

Для зварювання застосовували апарат АДФ 302, до якого пристосовували пальник від напівавтомата КП 004УЗ. Зварювання проводили в суміші газів 72% Ar + 28% CO_2 на режимах: струм зварювання $I = 170-180A$, напруга дуги $U = 25-27B$, швидкість зварювання $V = 12,5$ м/год, витрати газу 8-9 л/год, виліт зварювального дроту 15 мм.

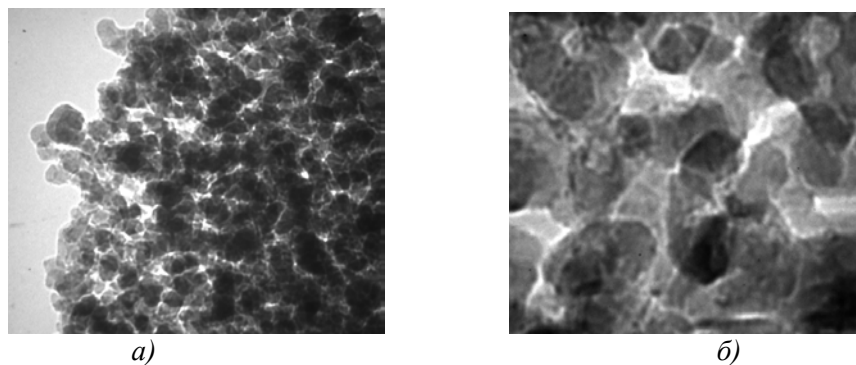


Рис. 1. Загальний вигляд нанопорошку Al_2O_3 : а) $\times 8000$; б) $\times 15000$.

Для зварювання використовували спеціальний порошковий дріт 10ХГН2СМФТЮ, діаметром 1,2 мм. Базова система легування даного дроту (Mo, Ni, Cr) сприяє підвищенню стійкості аустеніту і розширенню температурного інтервалу формування бейніту. Хімічний склад наплавленого металу (табл. 1), свідчить, що у вихідній структурі металу шва змін основних легуючих елементів суттєво не відбувається.

Таблиця 1. Хімічний склад наплавленого металу

Елементи	C	Cr	Mn	Ni	Si	Mo	V	Ti	Al	P	S
Вміст, %	0,08	0,3	1,6	2,1	0,45	0,43	0,04	0,06	0,009	0,02	0,015

Для поетапного вирішення поставлених завдань були проаналізовані можливі методи введення нанодисперсних тугоплавких порошкових домішок в зону зварювання, з врахуванням того факту, що нанодисперсні порошки мають комплекс особливостей фізико-хімічних властивостей:

- низьке змочування рідким металом, що особливо важливо для виконання ролі центрів кристалізації;
- високу хімічну активність і пірофорність;
- початок процесів окислення при порівняно низьких температурах, що може привести до деактивації нанодисперсних частинок при знаходженні у високотемпературній зоні зварювальної ванни.

Перераховані особливості нанопорошків ускладнюють їх використання як модифікаторів у вільному виді. Для збереження модифікуючої активності наночастинки необхідно прикріпити її до макрочастинки (мікрохолодильника), тобто створити комбінацію наночастинки + макрочастинка.

Одним із способів рішення цієї задачі може бути використання механохімічної обробки порошкової суміші макро- і наночастинок в спеціальних високоенергонапружених планетарних млинах. Механічна енергія, що передається порошку при такій обробці, витрачається на збільшення кінетичної енергії атомів, на електронне збудження і іонізацію хімічних зв'язків, на розриви зв'язків, на процеси масопереносу і таким чином, проявляється у вигляді тепла, утворення нових поверхонь і дефектів кристалічної структури [1]. Усі ці ефекти, сприятимуть утворенню міцних хімічних зв'язків між макро- і наночастинкою.

Введення сполук у зварювальну ванну проводили за технологічною схемою, яка передбачала укладку порошків у попередньо підготовлений паз. В цьому випадку досліджувані наноконпоненти не піддавались впливу зварювальної дуги. В результаті чого, вирішується завдання з введення нанопорошків в зону зварювання.

Основні результати дослідження. Властивості низько вуглецевих сталей залежать від багатьох чинників, в першу чергу від об'ємної долі, дисперсності і морфології основних фаз: фериту, бейніту і мартенситу. Певну роль у формуванні властивостей відіграють також такі структурні складові, як перліт, мартенсито - аустенитна (МА) - складова, залишковий аустеніт, а також частинки карбідів (карбонітридів).

За наявності феритно-бейнітної структури в низько вуглецевих сталях різного комплексного легування характер зміни міцнісних властивостей визначається, в основному, об'ємною долею бейніту. Незалежно від морфологічних особливостей бейніту, залежність границі текучості і міцності від його об'ємної долі близька до лінійної [9].

Для забезпечення відповідної в'язкості зварних швів, бейнітна складова в мікроструктурі повинна бути представлена переважно морфологічною формою нижнього бейніту.

Результати експериментів показали, що у вихідних умовах, без введення наноксидів, у металі шва формується структура, основними складовими якої є виділення полігонального фериту, голчастого та пластинчастого з упорядкованими і неупорядкованими фазами. Особливістю такої структури є наявність крупних грубопластинчастих утворень переважно голчастого фериту по границях зерен (рис. 2, а). Мікротвердість складових змінюється відповідно від 145 до 187 МПа.

Додавання в присадковій стержні нанопорошку Al_2O_3 в кількості 4,5% об'ємних часток приводить до зміни мікроструктури металу шва. На границях зерен залишаються виділення голчастого фериту, але більш подрібнених за розміром. Іншими складовими є ферит з упорядкованими другими фазами та внутризеренний ферит. Структура стає більш подрібненою порівняно з вихідною (рис. 2, б). Мікротвердість складових змінюється відповідно від 188 до 236 МПа.

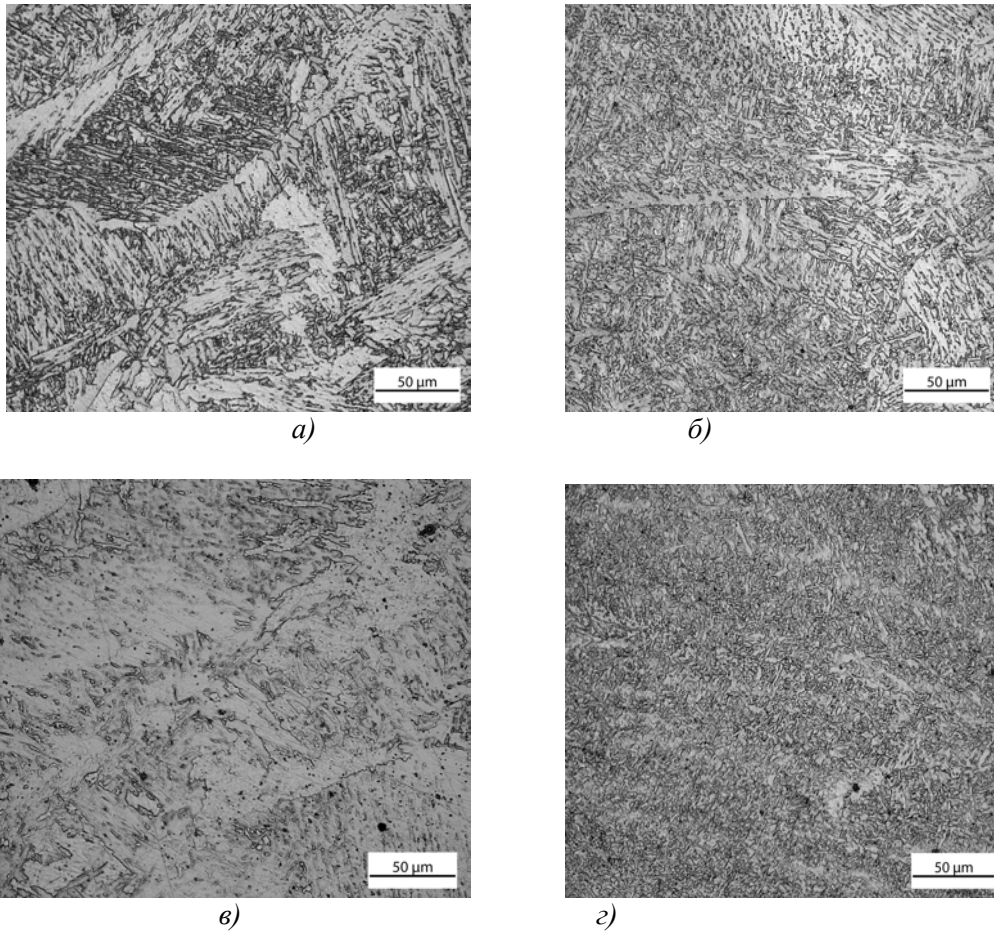


Рис. 2. Мікроструктура вихідного шва (а) і з додаванням нанопорошку Al_2O_3 в кількості 4,5% – (б); 2,5% – (в); 0,5% – (г)

Мікроструктура металу шва з додаванням нанопорошку Al_2O_3 в кількості 2,5% об'ємних часток переважно має структуру голчастого фериту та фериту з упорядкованими та неупорядкованими другими фазами (рис. 2, в). Мікротвердість складових практично не змінюється і становить 180-189 МПа.

Мікроструктура металу шва з додаванням нанопорошку Al_2O_3 в кількості 0,5% об'ємних часток має подрібнену дисперсну структуру, що переважно складається з верхнього бейніту, частково нижнього та голчастого фериту (рис. 2, г). Мікротвердість складових становить 264–304 МПа.

При введенні комбінованого нанопорошку, що складається з комплексного оксиду алюмінію, цирконію та ітрію у відповідній кількості формується дисперсна структура голчастого фериту та фериту з неупорядкованими другими фазами. Мікротвердість складових змінюється відповідно від 189 до 202 МПа.

Таким чином, аналіз мікроструктури вказує на суттєвий вплив наноксидів, як на характер виділення фаз, їх склад, так і розміри. Зміна форм і розмірів фазових складових підтверджується даними кількісного металографічного аналізу.

В результаті кількісного металографічного аналізу мікроструктур зварних швів визначали розподіл фазових складових за розміром, а також за параметром «фактора форми», який характеризує ступінь наближеності структурних складових до правильної сферичної форми і визначається, як $N = d_1/d_2$, де d_1 і d_2 – взаємно перпендикулярні розміри зерна.

Геометричні виміри фазових складових зварних швів проводили за електронними знімками мікроструктури, які отримали на растровому електронному мікроскопі РЕМ 10бі, використовуючи комп'ютерну програму обробки зображень ImageLab 1.0. Результати програмної обробки мікроструктури зварних швів до і після введення в зварювальну ванну частинок нанопорошку Al_2O_3 представлені на рис. 3.

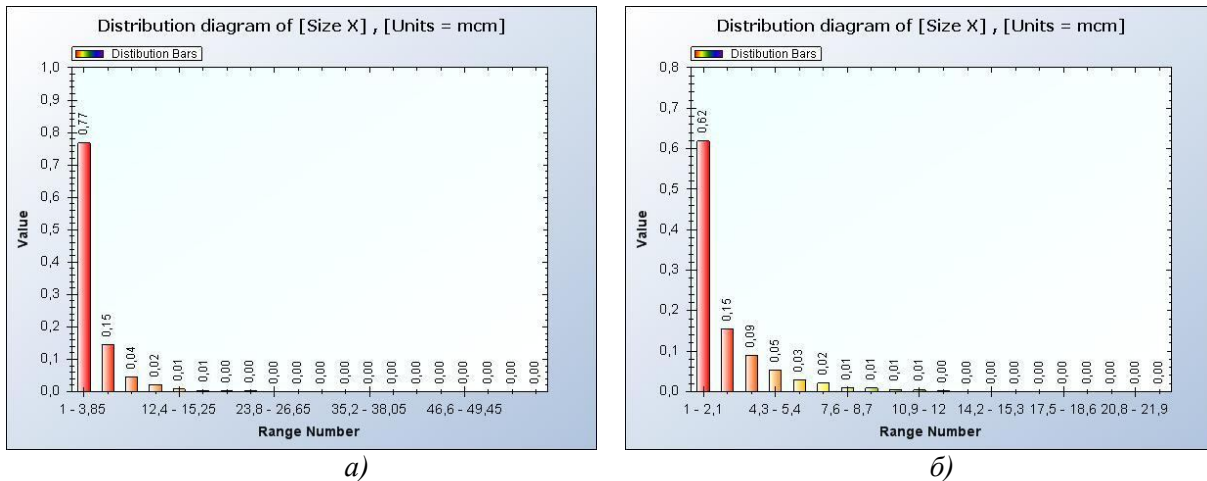


Рис. 3. Розподіл фазових складових в зварному шві за розміром: а) у вихідному стані (без додавання нанопорошку); б) з додаванням нанопорошку Al_2O_3 в кількості 0,5% об'ємних частин

З аналізу рис. 3,а слідує, що значна кількість фазових складових на рівні 77% має характерний розмір в діапазоні 1–3,85 мкм, 15% фазових складових мають розмір в діапазоні 4–6 мкм. Є також наявність незначної кількості (менш 1%) крупних фаз з розміром 12,4–15,25 мкм.

Результати представлені на рис. 3,б свідчать, про загальне зменшення розмірів фазових складових в наслідок введення наночастинок порошку Al_2O_3 . Так, кількість фазових складових з розміром 1–2,1 мкм займає 62%, а 15% складають фази з розміром в діапазоні 2–3 мкм; 9% мають фазові складові з розміром 3–4 мкм; 5% — 4,3–5,4 мкм; 3% — 5–6 мкм; 2% — 6–7 мкм; менше 1% займають фазові складові з розміром більше 7,6 мкм.

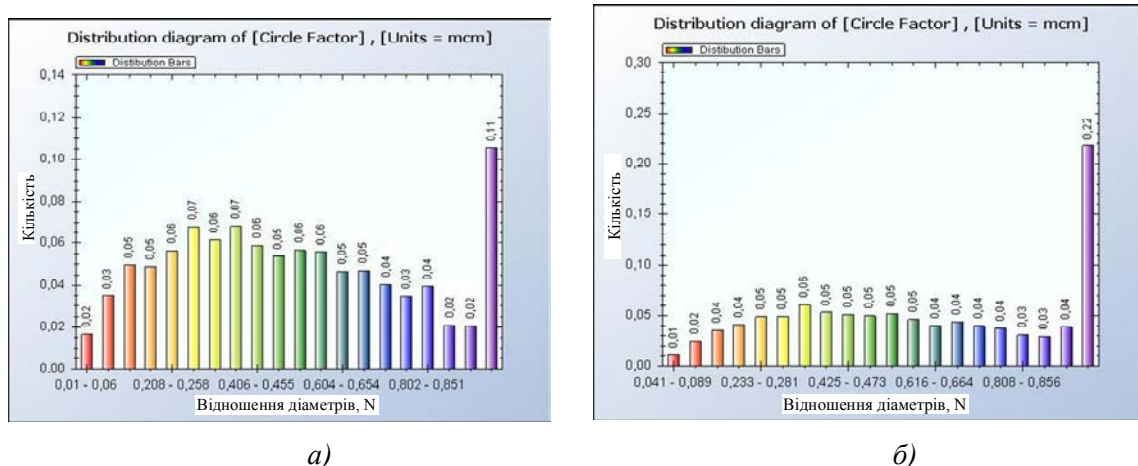


Рис. 4. Розподіл фазових складових в зварному шві за «фактором форми» а) без додавання присадки; б) з додаванням присадки, що містить частинки нанопорошку Al_2O_3 в кількості 0,5 % об'ємних одиниць

На рис. 4 представлені результати програмної обробки мікроструктури зварних швів за параметром «фактора форми». З наведених даних (рис. 4,а) видно, що в зварному шві без додавання наночастинок кількість фазових складових, форма яких наближається до кола ($N \approx 1$) відповідає 11%. При цьому фазові складові, що мають найбільший фактор круглості $N=0,3-0,4$ займають 7%. Після введення в зварювальну ванну частинок нанопорошку Al_2O_3 кількість фазових складових, які мають $N \approx 1$, збільшується до 22%, тобто в 2 рази. При цьому кількість фазових складових, що мають фактор форми $N=0,3-0,4$ зменшується до 6%.

З аналізу отриманих результатів (рис. 3, 4) можна зробити висновок, що введення в зварювальну ванну частинок нанопорошку Al_2O_3 в кількості 0,5% приводить до отримання дрібнозернистої мікроструктури з більш округлою формою фазових складових, серед яких відповідно до мікроструктури найбільшу частку займає верхній бейніт. Утворення даної структури сприяє підвищенню фізико-механічних властивостей зварних швів, що в свою чергу повністю корелює з даними вимірювання твердості (табл. 3).

Таким чином, результати впливу наноксидів на формування структури зварних швів свідчать про значні зміни форми і розмірів структурних складових. З результатів металографічних досліджень видно, що вплив неметалевих включень на мікроструктури швів залежить не тільки від їх хімічного складу, але також від їх розмірів і щільності розподілу в металевій матриці.

Відомо, що енергетичний бар'єр гетерогенного зародження фериту на включеннях значно знижується зі збільшенням діаметра включення в діапазоні від 0 до 1 мкм. Це пов'язане зі збільшенням поверхні частинок. Іншою важливою характеристикою, що визначає можливість одержання дрібнозернистої мікроструктури з високою часткою ГФ, є кількість включень, які можуть служити центрами зародження фериту в сталі. Для оцінки ролі включень на формування структури зварних швів проведені спеціальні дослідження по вивченню їх хімічного складу, розмірів та щільності виділень у металевій матриці. Для ідентифікації включень проводили зйомку в зворотних електронах. Результати проведеного аналізу представлені на рис. 5 і в таблиці 2.

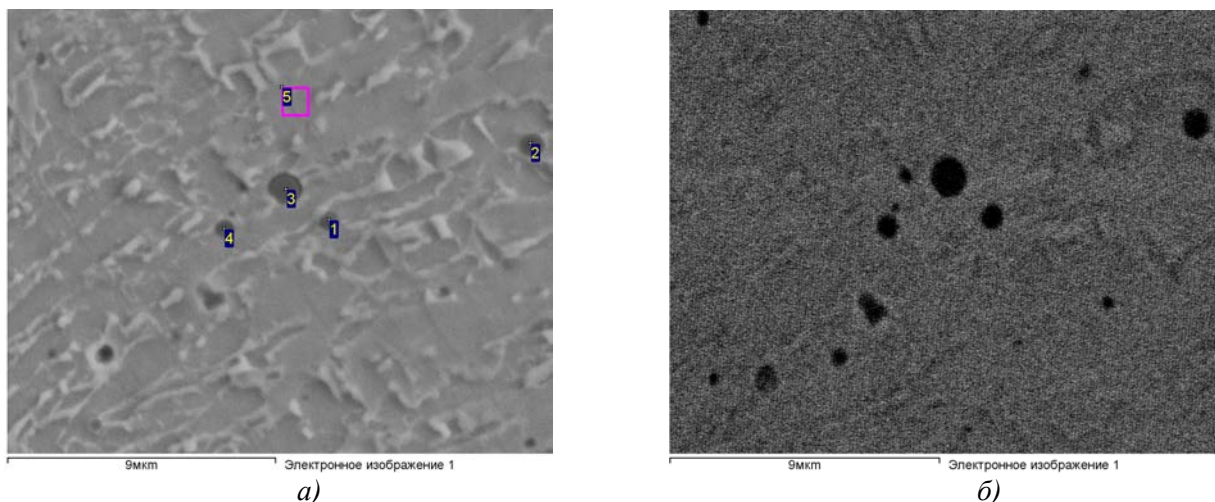


Рис. 5. Неметалеві включення у металі шва при введенні у зварювальну ванну комплексного наноксиду: а) електронне зображення $\times 6000$; б) зображення у зворотних електронах

Таблиця 2. Концентрація хімічних елементів по нановключенням

Спектр	В стат.	C	O	Al	Si	S	Ti	Mn	Fe	Ni	Ітог
1	Да	4.90	15.39	1.87	5.36	0.46	1.42	8.97	61.17	0.47	100.0
2	Да	3.22	15.56	1.76	5.10	0.26	0.62	6.10	66.55	0.84	100.0
3	Да	3.23	22.64	2.88	8.23	0.52	1.52	11.34	48.99	0.65	100.0
4	Да	5.79	15.84	1.59	5.21	0.42	1.00	8.60	60.77	0.78	100.0
5	Да	1.73	0.54	0.00	0.15	0.00	0.00	0.53	95.40	1.64	100.0
Середнє		3.77	13.99	1.62	4.81	0.33	0.91	7.11	66.58	0.87	100.0
Станд. відхилення		1.59	8.12	1.04	2.91	0.21	0.62	4.12	17.34	0.45	
Макс.		5.79	22.64	2.88	8.23	0.52	1.52	11.34	95.40	1.64	
Мін.		1.73	0.54	0.00	0.15	0.00	0.00	0.53	48.99	0.47	

Було встановлено, що у випадку введення у розплав зварювальної ванни наноксидів середньо статистичне значення кількості неметалевих включень відповідає 30 на площі 324 мкм, тобто 1 включення зустрічається в середньому на відрізку довжиною 10 мкм.

Розмір включень змінюється від 0,4 до 1 мкм і, як правило вони мають сферичну форму (рис. 5,б). Виділення включень має місце як у тілі зерна, так по границях феритної фази (рис. 5.а), що свідчить про можливість включення як зародка фериту.

Результати локального спектрального аналізу хімічного складу нановключень показали (Табл. 2), що незалежно від розміру у кожному з них спостерігається суттєве підвищення концентрації вуглецю, кисню, алюмінію, сірки, титану, марганцю. Особливо це помітно для вуглецю, кисню, сірки (декілька порядків).

При локальному аналізі включень розміром 0,4 мкм тенденція до збільшення концентрації елементів зберігається, але у кількісному виразі значення дещо менше. Цей факт може бути наслідком перекриття зондом (діаметр 1мкм) частки матриці твердого розчину, де концентрація елементів суттєво менше і відповідає їх значенню у металі шва. Підвищена концентрація особливо кисню та алюмінію є підтвердженням того, що основу ядра неметалевого включення складає оксид алюмінію.

Отримані дані по структурних змінах, особливостям стану фазових виділень в умовах зварювання з введенням у зварювальну ванну наноксидів є об'єктивною посилкою для змін механічних властивостей металу швів. Дійсно, вимірювання твердості за Віккерсом показали, що залежно від вмісту наноксидів значення твердості збільшуються (табл. 3).

Таблиця 3. Твердість металу швів експериментальних зразків

№ п/п зразка	1	2	3	4	5	6	7
Склад та вміст наноксидів	без нано-оксидів	Al ₂ O ₃ 4,5%	Al ₂ O ₃ 2,5%	Al ₂ O ₃ 0,5%	(56,5%Al ₂ O ₃ - 41,5%ZrO ₂ - 2%YO ₂) - 2,5%	(56,5%Al ₂ O ₃ - 41,5%ZrO ₂ - 2%YO ₂) - 4,5%	(56,5%Al ₂ O ₃ - 41,5%ZrO ₂ - 2%YO ₂) - 0,5%
Твердість, HV	197,6	215,6	225,3	269,3	238	238,7	235,6

Зміна твердості притаманна всім дослідним зразкам і підвищується від 18 до 72 одиниць. Максимум підвищення твердості спостерігається у металі шва з вмістом наноксиду алюмінію у кількості 0,5% об'ємних часток.

Висновки. За результатами досліджень встановлено, що залежно від кількості та складу неметалевих включень в металі зварних швів формується різний тип мікроструктури від феритної до бейнитної. Доведено, що такий ефект проявляється коли наноутворення вводяться у зварювальну ванну за схемою, яка передбачає плавлення попередньо закладених у розділку крайок порошків заліза та нанопорошків оксидів.

Встановлено, що при змінах об'ємної частки наноксиду алюмінію від 0,5% до 4,5% найбільш ефективний вплив на структуру має місце при його введенні у зварювальну ванну у об'ємній частці 0,5%. Основною ознакою такої структури є висока ступінь подрібнення та дисперсність складових, що також супроводжується суттєвим підвищенням твердості металу шва.

1. Бутягин П.Ю. Энергетические аспекты механохимии / П.Ю. Бутягин // Изв. СО АН СССР, серия Химических наук. – 1987. – Вып 5. – С. 48-59.
2. Вайнерман А.Е. Аргонодуговая наплавка порошков на основе карбида вольфрама на сталь для получения износостойких покрытий / А.Е. Вайнерман, Н.В. Беляев // Вопросы материаловедения. – 2002. – №2. – С. 43-46.
3. Головки В.В. Влияние нановключений на формирование структуры металла швов ферритно-бейнитных сталей / В.В. Головки, Г.М. Григоренко, В.А. Костин // Збірник наукових праць. – НУК. – №4. – С. 2011.
4. Гушин Д.А. Анализ и поиск перспективных направлений комплексного модифицирования металла сварных швов при автоматической сварке под флюсом мостовых металлоконструкций / Д.А. Гушин, В.Г. Гребенчук, И.В. Гребенчук // Научные труды ОАО ЦНИИС. – Выпуск №261. – С.18-25.
5. Головки В.В. Дослідження впливу наноутворень в металі на формування мікроструктури зварного шва та його механічні властивості / В.В. Головки, С.М. Степанюк, Д.Ю. Єрмоленко // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. – 2012. – Вып. 64. – С.155-159.
6. Горынин И.В. Принцип легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких сварных строительных сталей / И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Рысьшевский, Е.И. Хлусова // МиТОМ. –2007. – № 1. – С. 9-15.

7. *Ишикава Н.*, Разработка высокопрочных труб для магистральных трубопроводов, рассчитанных на эксплуатацию в тяжелых геолого-климатических условиях / Н. Ишикава, М. Окатцу, Д. Кондо // Наука и техника в газовой промышленности. – 2009. – № 1. – С. 92-100.
8. *Крушенко Г.Г.* Нанотехнологии в конструкционных сплавах / Г.Г. Крушенко, И.С. Ямских // Труды научно-технической конференции с международным участием 15-16 октября 2009 г. Ультрадисперсные порошки, наноструктуры, материалы: получение, свойства, применение. Староверовские чтения. Красноярск. – 2009. – С. 268-271.
9. *Матросов М.Ю.* Имитация процессов структурообразования в трубных сталях при контролируемой прокатке с ускоренным охлаждением / М.Ю. Матросов, А.А. Кичкина, А.А. Ефимов и др. // Металлург. – 2007. – № 7. – С. 52–58.
10. *Походня І.К.* Дослідження впливу нанорозмірних карбідів титану на формування мікроструктури та властивостей зварного шва / І.К. Походня, В.В. Головка, С.М. Степанюк, Д.Ю. Єрмоленко // ФХММ. – 2012. – № 6. – С. 68-75.
11. *Соколов Г.Н.* Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама / Г.Н. Соколов, И.В. Лысак, А.С. Трошков и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – №6. – С.18-25.
12. *Скороходов В.Н.* Строительная сталь / В.Н. Скороходов, П.Д. Одесский, А.В.Рудченко. – М.: Металлургиздат, 2002. – 621 с.
13. *Цветков Ю.В.* Термическая плазма в нанотехнологиях / Ю.В. Цветков // Наука в России. – 2006. – №2. – С. 4-9.
14. *Шейнман Е.Л.* Классификация микроструктуры сталей Международного института сварки / Е.Л. Шейнман // Сварочное производство. – 2006. – №7. – С. 33-37.
15. *Lee T.K.* Effect of Inclusion Size on the Nucleation of Acicular Ferrite in Welds / T.K. Lee, H.J. Kim, B.Y. Kang and S.K. Hwang // II ISIJInt. – 40 (2000). – P. 1260-1268.
16. *Thewlis G.* Transformation kinetics of ferrous weld metals / G. Thewlis // Mater. Sci. Technol. – 10(1994). – P. 110–125.
17. *Byun J.S.* Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn el / J.S. Byun, J.H. Shim, Y.W. Cho and D.N. Lee // Acta Mater. – 51 (2003) – P. 1593-1606.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

УДК 621.9.06

Ю.М. Кузнєцов, М.І. Подольський, Д.О. Дмитрієв, С.А. Русанов
ДИНАМІЧНИЙ АНАЛІЗ СУПОРТНОЇ СИСТЕМИ ТОКАРНОГО ВЕРСТАТА НА
ОСНОВІ МЕХАНІЗМІВ ПАРАЛЕЛЬНОЇ СТРУКТУРИ ТИПУ «ГЕКСАГЛАЙД»

У статті проаналізовано відмінності верстатного обладнання на основі механізмів паралельної структури (МПС) від верстатів традиційних компоновок. Згідно особливостей, виявлено параметри та характеристики поведінки цих верстатів, що потребують проведення дослідження. Запропоновано математичну модель динамічної поведінки супортної системи токарного верстата з МПС типу «гексаглайд» та рішення цієї моделі у загальному вигляді.

Ключові слова: токарний верстат, механізми паралельної структури, супортна система, динаміка, математична модель.

Форм. 9. Рис. 4. Літ. 10.

Ю.Н. Кузнєцов, М.И. Подольский, Д.А. Дмитриев, С.А. Русанов
ДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СУПОРТНОЙ СИСТЕМЫ ТОКАРНОГО СТАНКА НА
ОСНОВЕ МЕХАНИЗМОВ ПАРАЛЕЛЬНЫХ СТРУКТУР ТИПА «ГЕКСАГЛАЙД»

В статье проанализированы различия станочного оборудования на основе механизмов параллельной структуры (МПС) от станков традиционных компоновок. Согласно особенностей, выявлены параметры и характеристики поведения этих станков, требующих проведения исследования. Предложена математическая модель динамического поведения супортной системы токарного станка с МПС типа «гексаглайд» и решения этой модели в общем виде.

Ключевые слова: токарный станок, механизмы параллельной структуры, супортные система, динамика, математическая модель.

Y. Kuznetsov, M. Podolsky, D. Dmitriev, S. Rusanov
DYNAMIC ANALYSIS OF SUPORTNOYI LATHE BASED PARALLEL MECHANISMS OF
TYPE «HEKSAGLAYD»

The article analyzes the differences machinery products based mechanisms parallel structure (MPS) of conventional machines configurations. According to the features identified parameters and behaviors of those machines that require study. A mathematical model of the dynamic behavior of the system suportnoyi lathe with MPS type "heksahlayd" and the solution of the model in general.

Keywords: lathe, Mechanisms parallel structures suportna system dynamics, mathematical model.

Постановка проблеми. Одним із сучасних напрямків розвитку світового верстатобудування є проектування та виготовлення верстатів на основі механізмів паралельної структури (МПС). Одною з основних їх переваг є те, що маючи менші ніж верстати традиційних компоновок маси рухомих частин, вони можуть скорочувати допоміжний та основний час при обробці деталей за рахунок більших швидкостей та прискорень робочого органу. Однак досі остаточно не запропоновано алгоритму прогнозування динамічної поведінки цих верстатів[7].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Характеристики жорсткості значно впливають на точність, вантажну спроможність та динамічні показники обладнання з МПС [1,4,5]. Недостатня жорсткість ланок або опор викликає великі пружні переміщення робочого органу під дією зовнішніх сил та моментів, призводить до зменшення власних частот, погіршення динамічних показників, збільшення часу перехідних процесів в кінематичних структурах, зростання динамічних переміщень та вібрацій у перехідних режимах [6].

Невирішені частини проблеми. Компоновка верстата, яка відрізняється структурою, пропорціями і розмірами безпосередньо формує його пружні показники [1]. Це особливо має вплив у верстатах на основі МПС, оскільки кількість складових елементів, що мають менші показники жорсткості в них більша ніж у обладнання традиційної компоновки. Таким чином постає необхідність в проведенні динамічного аналізу поведінки супортної системи верстатів з МПС.

Мета дослідження – теоретичне визначення характеристик пружності, демпфування та жорсткості супортної системи, розробка математичної моделі та методики її вирішення для прогнозування динамічних характеристик та поведінки супортної системи типу «Гексаглайд».

Основна частина. Для проведення досліджень було виготовлено експериментальний стенд токарного верстата гібридної компоновки з МПС (рис.1)

При виготовленні стенду використовувались складові елементи з жорсткістю, що значно перевищувала жорсткість самої системи, а саме: у якості основи було використано станину та

несучі елементи токарного верстата з ЧПК ТПК-125 ВР. Для виключення впливу на результати експериментів зазорів та деформацій у напрямних, у якості напрямних використані жорсткі металеві профілі таврового перетну із жорсткою механічною фіксацією кареток приводів стрижнів (штанг) на них.

Для проведення вищезазначеного аналізу токарного верстата з МПС типу «Гексаглайд», пропонується математична модель згідно динамічної схеми (рис. 2).

Перед математичним моделюванням динамічної системи зробимо наступні припущення:

1. Супорт токарного верстату характеризується зосередженою масою m .
2. Маси всіх 6-и штанг набагато менші за масу супорта, тому ними можна знехтувати.
5. Штанги характеризуються жорсткостями C_i та коефіцієнтами демпфування h_i , де $i = 1, 2 \dots 6$, які можна розкласти на ортогональні складові.
7. На різальний інструмент діє сила різання $P=P(t)$ як функція часу, складові якої по трьох ортогональних координатним осям, відповідно.



Рис. 1. Дослідний макет супортної системи токарного верстата типу «Гексаглайд»

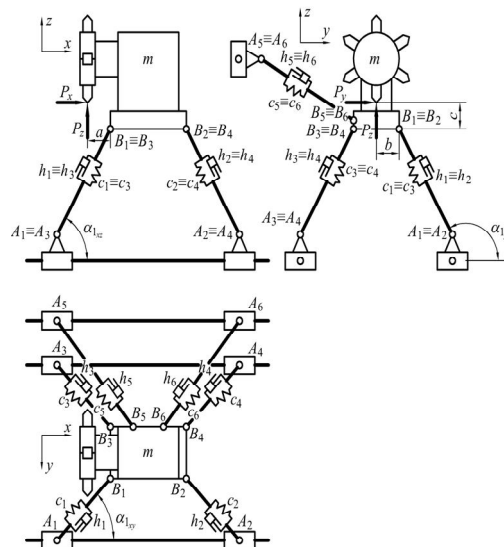


Рис. 2. Динамічна схема супортної системи

Тоді диференційні рівняння, що описують лінійні та крутильні коливання вздовж координатних осей, матимуть вигляд:

$$\begin{cases} m \cdot \ddot{x} + h_x \cdot \dot{x} + c_x \cdot x = P_x(t) \\ m \cdot \ddot{y} + h_y \cdot \dot{y} + c_y \cdot y = P_y(t) \\ m \cdot \ddot{z} + h_z \cdot \dot{z} + c_z \cdot z = P_z(t) \end{cases} \quad (1)$$

$$\begin{cases} \ddot{\varphi}_x \cdot J_x + \xi_x \cdot \dot{\varphi}_x + \beta_x \cdot \varphi_x = M_x(t) \\ \ddot{\varphi}_y \cdot J_y + \xi_y \cdot \dot{\varphi}_y + \beta_y \cdot \varphi_y = M_y(t) \\ \ddot{\varphi}_z \cdot J_z + \xi_z \cdot \dot{\varphi}_z + \beta_z \cdot \varphi_z = M_z(t) \end{cases}$$

Запропоновані рівняння відноситимуться до неоднорідних лінійних рівнянь другого порядку. У випадку, якщо кути $\alpha_{ixy}, \alpha_{ixz} \dots$ жорстко зафіксовані або змінюються у малому проміжку (при незначній швидкості подачі відносно швидкості обертання шпинделю) систему (1) можна проінтегрувати. Згідно [4] рішення в загальному вигляді однорідного диференційного рівняння другого порядку типу $\ddot{y} + \bar{h}\dot{y} + \bar{c}y = f(t)$, за умови, що $\bar{h}^2 < 4\bar{c}$, матиме вигляд

$$y_0(t) = C_1 Y_1(t) + C_2 Y_2(t) \quad (2) \quad \text{де: } Y_1(t) = e^{-\frac{\bar{h}t}{2}} \sin(\omega t), Y_2(t) = e^{-\frac{\bar{h}t}{2}} \cos(\omega t), \omega = \frac{\sqrt{4\bar{c} - \bar{h}^2}}{2}$$

Згідно із методом варіації постійних величин [8], замість C_1 та C_2 можна розглянути допоміжні функції $C_1(t)$ та $C_2(t)$, що можуть бути визначені з наступної системи диференціальних рівнянь:

$$\begin{aligned} \dot{C}_1(t)Y_1(t) + \dot{C}_2(t)Y_2(t) &= 0, \\ \dot{C}_1(t)\dot{Y}_1(t) + \dot{C}_2(t)\dot{Y}_2(t) &= f(t). \end{aligned} \quad (3)$$

де:
$$\dot{C}_1(t) = -\frac{f(t)}{Y_1(t)\left(-\frac{\dot{Y}_1(t)}{Y_1(t)} + \frac{\dot{Y}_2(t)}{Y_2(t)}\right)} = \frac{1}{\omega} f(t)e^{\frac{\bar{h}t}{2}} \cos(\omega t), \dot{C}_2(t) = \frac{f(t)}{Y_2(t)\left(-\frac{\dot{Y}_1(t)}{Y_1(t)} + \frac{\dot{Y}_2(t)}{Y_2(t)}\right)} = -\frac{1}{\omega} f(t)e^{\frac{\bar{h}t}{2}} \sin(\omega t).$$

Проінтегрувавши та підставивши у загальне рівняння, отримуємо:

$$y(t) = Z_1 e^{\frac{\bar{h}t}{2}} \sin(\omega t) + Z_2 e^{\frac{\bar{h}t}{2}} \cos(\omega t) + \frac{e^{\frac{\bar{h}t}{2}}}{\omega} \left(\sin(\omega t) \int f(t) e^{\frac{\bar{h}t}{2}} \cos(\omega t) dt - \cos(\omega t) \int f(t) e^{\frac{\bar{h}t}{2}} \sin(\omega t) dt \right) \quad (4)$$

де: Z_1 и Z_2 – константи інтегрування, що визначаються, виходячи з початкових умов.

У нашому випадку:

$$x = x_1(t), y = x_2(t), z = x_3(t), c_x = c_1, \dots, h_z = h_3$$

при цьому, визначимо:

$$\bar{c}_i = \frac{c_i}{m}, \bar{h}_i = \frac{h_i}{m}, \omega_i = \frac{\sqrt{4\bar{c}_i - \bar{h}_i^2}}{2}, i = 1, 2, 3$$

Отримаємо рішення диференціальних рівнянь коливань робочого органу у вигляді:

$$x_i(t) = Z_1 e^{\frac{\bar{h}_i t}{2}} \sin(\omega_i t) + Z_2 e^{\frac{\bar{h}_i t}{2}} \cos(\omega_i t) + \frac{e^{\frac{\bar{h}_i t}{2}}}{\omega_i} \left(\sin(\omega_i t) \int P_i(t) e^{\frac{\bar{h}_i t}{2}} \cos(\omega_i t) dt - \cos(\omega_i t) \int P_i(t) e^{\frac{\bar{h}_i t}{2}} \sin(\omega_i t) dt \right), \quad (5)$$

$i = 1, 2, 3.$

Також для крутильних коливань системи запишемо аналогічні рівняння:

$$\varphi_i(t) = Z_{\varphi 1} e^{\frac{\bar{\xi}_i t}{2}} \sin(\tilde{\omega}_i t) + Z_{\varphi 2} e^{\frac{\bar{\xi}_i t}{2}} \cos(\tilde{\omega}_i t) + \frac{e^{\frac{\bar{\xi}_i t}{2}}}{\tilde{\omega}_i} \left(\sin(\tilde{\omega}_i t) \int M_i(t) e^{\frac{\bar{\xi}_i t}{2}} \cos(\tilde{\omega}_i t) dt - \cos(\tilde{\omega}_i t) \int M_i(t) e^{\frac{\bar{\xi}_i t}{2}} \sin(\tilde{\omega}_i t) dt \right), \quad (6)$$

$i = 1, 2, 3,$

$$\bar{\beta}_i = \frac{\beta_i}{J_i}, \bar{\xi}_i = \frac{\xi_i}{J_i}, \tilde{\omega}_i = \frac{\sqrt{4\bar{\beta}_i - \bar{\xi}_i^2}}{2}, i = 1, 2, 3.$$

В такому вигляді можна отримати аналітичне уявлення для значної кількості можливих $P_i(t)$.

Початкові умови для рівнянь руху виконавчого органу матимуть вигляд:

де: x_{i0} – початкова позиція робочого органу,

v_{i0} – початкова швидкість руху робочого органу;

φ_{i0}, w_{i0} – аналогічно початковий кут та кутова швидкість крутильних коливань.

$$x_i(0) = x_{i0},$$

$$\dot{x}_i(0) = v_{i0},$$

$$\varphi_i(0) = \varphi_{i0},$$

$$\dot{\varphi}_i(0) = w_{i0},$$

Якщо розглянути різноманітні типи поведінки системи при можливих видах функції $P_i(t)$, в залежності від умов різання, то найбільш простим буде випадок, коли $P_i(t) = \text{const}$ (рівномірна, стала обробка без коливань сили різання, не беручи до уваги миттєву швидкість різання) [9]

В такому випадку рішення системи рівнянь матиме вигляд:

$$x_i(t) = e^{-\frac{\bar{h}_i t}{2}} \left[\left(x_{i0} - \frac{P_i}{\bar{c}_i} \right) \cos(\omega_i t) - \frac{2v_{i0} + \bar{h}_i x_{i0} - \frac{\bar{h}_i P_i}{\bar{c}_i}}{2\omega_i} \sin(\omega_i t) \right] + \frac{P_i}{\bar{c}_i}, i = 1, 2, 3. \quad (7)$$

Це відповідає затухаючим коливанням ріжучого інструменту із поступовим виходом на постійне зміщення (відносно руху подачі), що дорівнюватиме пружній деформації системи P_i / \bar{c}_i (рис.3,а,б)

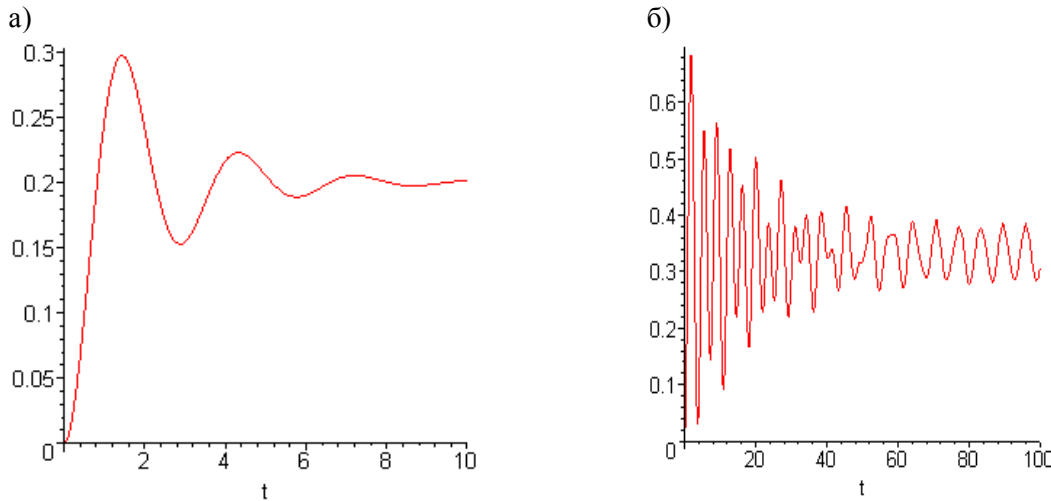


Рис. 3. Затухаючі власні коливання ріжучого інструменту із виходом на постійне зміщення (відносно руху подачі) та гармонічні коливання зусилля різання із частотою W .

Аналогічно виглядатиме ситуація із крутильними коливаннями

Другим характерним різновидом функції сили різання від часу $P_i(t)$ буде ситуація з наявними постійними коливаннями, що виникатимуть внаслідок циклічної зміни зусилля різання. Таку залежність можна наочно розглянути на прикладі [2]: (рис.4)

Проводячи стандартні заміни отримуємо:

$$\begin{aligned} Z_1 &= A_i \sin(\omega_i t), Z_2 = A_i \cos(\omega_i t), \theta_i = \text{tg} \left(\frac{Z_2}{Z_1} \right); \\ M_i &= A_i^* \sin(Wt), N_i = A_i^* \cos(Wt), \theta_i^* = \text{tg} \left(\frac{M_i}{N_i} \right); \end{aligned} \quad (8)$$

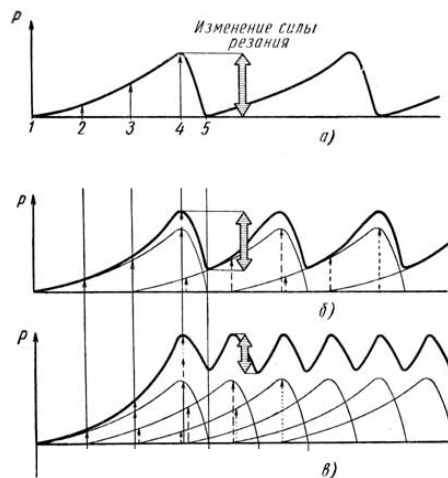


Рис. 4. Графік частоти навантажень.

Таким чином можна привести рішення до форми:

$$x_i(t) = A_i e^{-\frac{\bar{h}_i t}{2}} \sin(\omega_i t + \theta_i) + \frac{P_{li}}{\sqrt{(\bar{c}_i - W^2)^2 + \bar{h}_i^2 W^2}} \sin(Wt + \theta_i^*) + \frac{P_{0i}}{\bar{c}_i}, i = 1, 2, 3, \quad (9)$$

Висновки. Згідно запропонованої конструктивної схеми супортної системи токарного верстата на основі МПС, розроблена математична модель для аналізу та прогнозування її динамічної поведінки. У моделі закладена залежність жорсткості системи від впливу зовнішнього навантаження, жорсткості та демпфуючих властивостей складових елементів, а також їх взаємного розташування у робочому просторі верстата. Виконано рішення моделі у загальному вигляді зі

урахуванням різноманітних варіантів навантаження зусиллям різання та амплітуд коливань системи.

1. Агрегатно-модульне технологічне обладнання: Навч. пос. / Під заг. ред. Ю.М. Кузнєцова в 3-х. Ч. 1 – Принципи побудови агрегатно-модульного технологічного обладнання. – Кіровоград, 2003. – 422 с.
2. Бидерман В.М. Прикладная теория механических колебаний / В.М. Бидерман. — М.: Высшая школа, 1972. – 416 с.
3. Бронштейн И.Н., Семендяев К.А. Справочник по математике для инженеров и учащихся втузов. М.: Наука, 1981. – 718 с.
4. Динамика машин и управление машинами. Справочник. / Под ред. Г.В. Крейнина. – М.Машиностроение, 1988. – 239 с.
5. Кириченко А.М. Показники жорсткості верстатного обладнання з паралельною кінематикою // Збірник наукових праць КНТУ. Техніка в с/г виробництві, галузеве машинобудування, автоматизація. – Вип. 22. – Кіровоград: КНТУ, 2009. – С. 272-282.
6. Кузнєцов Ю.Н., Дмитриев Д.А., Диневич Г.Ю. Проектирование многоцелевых токарных станков с механизмами параллельной структуры// Вестник национального технического университета Украины "КПИ". Машиностроение. – К.:НТУУ" КПИ". – 2008. – т. 52. – С.156-170.
7. Кузнєцов Ю.М., Дмитриєв Д.О., Диневич Г.Ю. Компоновки верстатів з механізмами паралельної структури/ Під загальною редакцією Ю.М. Кузнєцова. – Київ-Херсон – 2009. – 456с
8. Курант Р. Курс дифференциального и интегрального исчисления. Том 2. – М.: Наука, 1970. – 671 с.
9. Пискунов Н.С. Дифференциальное и интегральное исчисление для втузов, т. 2. – М. Наука, 1985. – 560 с.
10. Струтинський В.Б., Кириченко А.М. Оцінка деформативності ланок змінної довжини обладнання з паралельною кінематикою // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник (за напрямком "Інженерна механіка"). – Луцьк: Луцький державний технічний університет. – Випуск 25, ч.1. – 2009. – С. 357-362.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 625.06

О.М. Марціяш

ВИЗНАЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК РУЛЬОВОГО КЕРУВАННЯ З ГІДРАВЛІЧНИМ ПІДСИЛЮВАЧЕМ

Розроблено стенд для лабораторних досліджень основних характеристик рульового керування з гідравлічним підсилювачем.

Ключові слова: Керування, зусилля, переміщення, тиск рідини, кут повороту.

Рис. 6. Літ. 4.

О.М. Марціяш

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК РУЛЕВОГО УПРАВЛЕНИЯ С ГИДРОУСИЛИТЕЛЕМ

Разработан стенд для лабораторного исследования основных характеристик рулевого управления с гидравлическим усилителем.

Ключевые слова: Управление, усилие, перемещение, давление жидкости, угол поворота.

O. Martsiyash

DEFINITION CHARACTERISTICS PERFORMANCE STEERING WITH HYDRAULIC BOOSTER

Designed stand for laboratory studies of the main characteristics of the steering with hydraulic booster.

Keywords: handling, force, moving, fluid pressure, angle of rotation.

Постановка проблеми. Рульове керування автомобіля поряд з гальмівною системою є важливими елементами шасі автомобіля за впливом на безпеку руху. Воно призначене для забезпечення напрямку руху автомобіля заданого водієм шляхом повороту на відповідний кут керованих коліс. Рульове керування складається з рульового механізму і рульового приводу. В елементах рульового механізму відбувається збільшення зусилля прикладеного водієм для полегшення керування автомобілем, особливо в умовах повороту керованих коліс нерухомого автомобіля. Для зменшення втоми водія рульове керування обладнують підсилювачами. Найбільше розповсюдження набули гідравлічні підсилювачі. Альтернативними є підсилювачі з електроприводом в основі, проте на даний час вони не набули широкого розповсюдження.

Технічний стан елементів рульового керування буде визначати якість процесу керування рухом автомобіля. Підсилювачі сконструйовані таким чином, що при повному виході їх з ладу чи часткової втрати робочих характеристик, автомобіль лишається керованим, але вимагається від водія прикладання більших зусиль. Діагностування несправностей складових частин рульового керування є необхідним за часткового погіршення його технічного стану.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Дослідження параметрів та характеристик окремих елементів рульового керування спрямовані на удосконалення конструкції та покращення його характеристик. Проводяться роботи з покращення властивостей керування силовим та кінематичним удосконаленням рульового керування [1,2], дослідження коливальних процесів, що виникають в елементах керованого колісного модуля [3]. Зустрічаються інформація про конструкторські розробки пристроїв для діагностування технічного стану рульового керування, перевірки окремих параметрів на відповідність технічним та іншим вимогам зазначеним в нормативній документації [4]. Аналіз пристроїв для діагностування та перевірки технічного стану, що представлені на ринку, вказує на значну вартість такого обладнання, що зменшує можливість його використання особливо в умовах організації навчального процесу.

Мета роботи. Метою роботи є створення стенду для дослідження основних характеристик рульового керування з гідропідсилювачем на базі серійно впроваджених агрегатів рульового механізму для можливості використання розробки в умовах організації навчального процесу.

Матеріали і результати дослідження. Для дослідження робочих параметрів рульового керування з гідро-підсилювачем автомобіля "Opel", розроблено спеціальний стенд (рис. 1). Конструкція стенда дозволяє проводити дослідження, що стосуються вивчення параметрів рульового керування автомобіля, за умов, наближених до експлуатаційних.

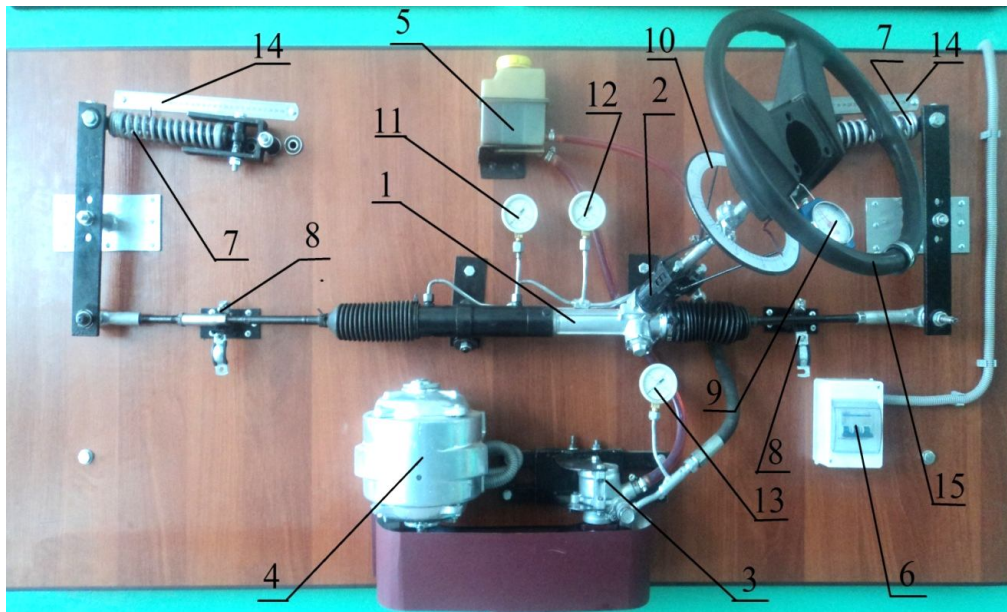


Рис. 1. Стенд для дослідження характеристик рульового керування з гідравлічним підсилювачем: 1 – рульовий механізм типу шестерня-рейка з гідропідсилювачем; 2 – розподільник торсійного типу; 3 – насос рідинний; 4 – привод насоса; 5 – бачок розширювальний; 6 – пульт керування; 7 – механізм навантажувальний; 8 – фіксатори рульових тяг; 9 – динамометр; 10 – шкала колова; 11 – манометр лівого контуру; 12 – манометр правого контуру; 13 – манометр нагнітальної магістралі; 14 – вимірювальний пристрій; 15 – рульове колесо

Рульовий механізм на стенді кріпиться за допомогою кронштейнів. Так як при роботі із стендом створюються великі зусилля, всі кріплення та деталі з'єднані між собою та підсилені металічним каркасом, що знаходиться за плитою. Насос гідропідсилювача 3 кріпиться на розробленому пристосуванні, його привод 4 здійснюється через пасову передачу від електродвигуна. Розширювальний бачок 5 встановлюється у найвищій точці системи, до нього підводяться впускний та випускний гнучкі шланги. Рідина з бачка потрапляє в насос, з якого вже під тиском (при увімкненому електродвигуні), через магістраль високого тиску, потрапляє в розподільник рульового механізму. За допомогою манометра 13 можна побачити зміну тиску в системі при зміні навантаження на тяги рульового механізму.

При розташуванні рульового колеса, яке б відповідало руху прямо, в системі не спостерігається зміна тиску. При повертанні рульового колеса ліворуч, на манометрі лівого контуру 1 (рис. 2а), а праворуч – на манометрі правого контура 2 (рис. 2б), спостерігається зростання тиску при виході з розподільника. Зростання тиску зумовлене стисканням пружини навантажувального механізму 7 (рис. 1). При цьому зростання тиску буде спостерігатися, як на відповідному манометрі при виході з розподільника, так і на манометрі головної магістралі.



Рис. 2. Покази манометрів при повороті рульового колеса (1 – манометр лівого контура; 2 – манометр правого контура): а) поворот ліворуч; б) поворот праворуч

Для перевірки люфту рульового механізму в зачепленні рейка-шестерня служать пристосування для фіксування рульових тяг 8 (рис. 1) та люфтомір (рис. 3). Пристосування 8

складається з основи та хому́та. При неробочому положенні хомут знятий і рульова тяга вільно їздить по нижній його частині. При необхідності нерухомого фіксування рульових тяг хомути замикаються.



Рис. 3. Люфтомір: 1 – стрілка; 2 – шкала

Для визначення зусилля яке прикладається до рульового колеса для його повертання використовується динамометр 1 (рис. 4). За допомогою хому́та 3 динамометр прикріплений до рульового колеса 2.



Рис. 4. Замір зусилля яке потрібно прикласти до рульового колеса: 1 - рульове колесо; 2 – динамометр; 3 – кріплення динамометра

Приклади визначення характеристик зусиль та тиску робочої рідини наведені на рисунках 5, 6.

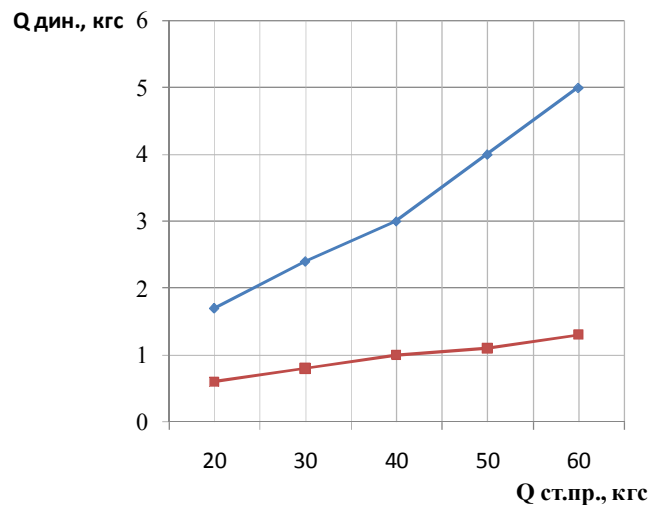


Рис. 5. Графік залежності зусилля на навантажувальному механізмі від зусилля прикладеного до рульового колеса

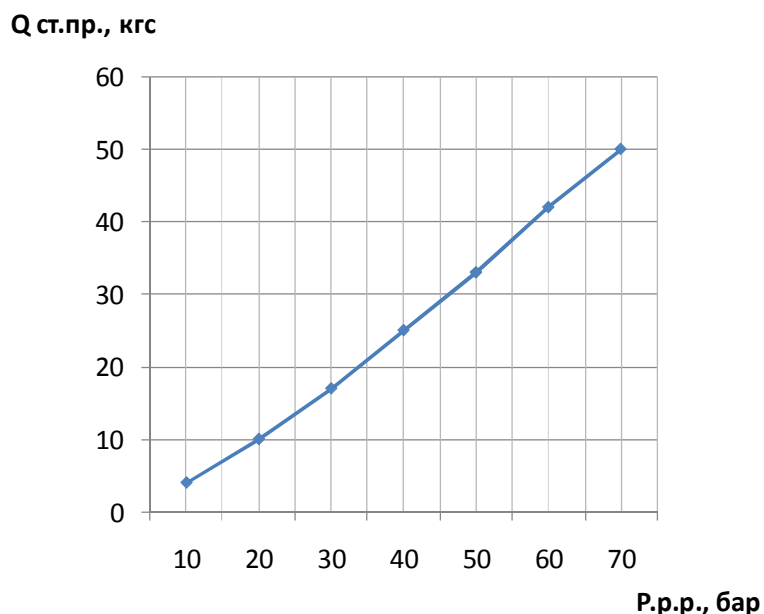


Рис. 6. Залежність тиску робочої рідини від зусилля на навантажувальній пружині

Виконані аналогічні заміри при повертанні рульового колеса в різні сторони повинні давати збіжні результати. Якщо дані не співпали, за умови однакового створеного навантаження, то це може свідчити про несправність розподільника ГПК.

Можливість використання стенда для перевірки і встановлення робочих параметрів рульових механізмів типу “шестерня-рейка з гідропідсилювачем” інших автомобілів (з іншими характеристиками та геометричними параметрами) забезпечується конструкцією пристосування для кріплення механізму і вибором навантажувальних пружин з відповідними жорсткісними характеристиками.

Висновок. Розроблений стенд дозволяє дослідити основні елементи конструкції рульового механізму, зняти характеристики робочого зусилля та тиску робочої рідини в гідроприводі рульового механізму, зусилля та кутові переміщення на рульовому колесі. Дана розробка використовується в навчальному процесі під час проведення лабораторних досліджень.

Подальша робота полягатиме в удосконаленні стенду, зокрема обладнання його приводу системою керування роботою електродвигуна для забезпечення різної частоти обертання насосу приводу відповідно до умов роботи ДВЗ.

1. Раймпель Й. Шасси автомобиля: Рулевое управление / Й. Раймпель. Пер. с нем. В.Н. Пальянова. Под ред. А.А. Гальбрейха. – М.: Машиностроение, 1987. – 232 с.
2. Willy Klier. Concept and Functionality of the Active Front Steering System [Електронний ресурс]. W. Klier, G. Reimann, W. Reinelt. ZF Lenksysteme GmbH, Schwabisch Gmund, Germany. SAE technical paper 2004-21-0073. Режим доступу: http://www.wolfgang-reinelt.de/papers/KlierRR_2004_Convergence.pdf.
3. Черненко С.М. Підвищення стійкості колісного керуючого модуля проти коливань, викликаних гідравлічним підсилювачем кермового керування автомобіля. Автореф. дис. на здобуття канд. техн. наук: спец. 05.22.02 «автомобілі та трактори» / С.М. Черненко. – Київ, 2005. – 19 с.
4. Правила №79. Единообразные предписания, касающиеся официального утверждения транспортных средств в отношении механизмов рулевого управления. Пересмотр 2 с поправками. 2005 – 49 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 544.34:542.22

О.В. Марчук, В.Я. Шемет, О.В. Смітюх, Л.Д. Гулай
СИСТЕМА CoS – Er₂S₃ – SiS₂ ЗА ТЕМПЕРАТУРИ 770 К ТА КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА
СПОЛУКИ Er₃Co_{0,5}SiS₇

Методами порошкової дифрактометрії вивчено взаємодію компонентів у системі CoS – Er₂S₃ – SiS₂ за температури 770 К. Виявлено існування та вивчено методом порошку кристалічну структуру тетрарної сполуки Er₃Co_{0,5}SiS₇.

Ключові слова: ізотермічний переріз, порошкова дифрактометрія, метод порошку, кристалічна ґратка.

Рис. 3. Табл. 4. Літ. 15.

О.В. Марчук, В.Я. Шемет, А.В. Смітюх, Л.Д. Гулай
СИСТЕМА CoS – Er₂S₃ – SiS₂ ЗА ТЕМПЕРАТУРЫ 770 К И КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ
СТРУКТУРА СОЕДИНЕНИЯ Er₃Co_{0,5}SiS₇

Методами порошковой дифрактометрии изучено взаимодействие компонентов в системе CoS – Er₂S₃ – SiS₂ за температуры 770 К. Обнаружено существование и изучена методом порошка кристаллическая структура тетрарного соединения Er₃Co_{0,5}SiS₇.

Ключевые слова: изотермическое сечение, порошковая дифрактометрия, метод порошка, кристаллическая решетка.

O. Marchuk, V. Shemet, A. Smityuh, L. Gulay
THE CoS – Er₂S₃ - SiS₂ SYSTEM AT 770 K AND THE CRYSTAL STRUCTURE OF Er₃Co_{0,5}SiS₇
COMPOUND

The interaction of components in the CoS – Er₂S₃ – SiS₂ system at 770 K has been determined using X-Ray powder diffraction. The existence of quaternary compound Er₃Co_{0,5}SiS₇ has been established. The crystal structure of this compound was investigated by means of X-Ray powder diffraction.

Keywords: isothermal section, powder diffraction, powder method, crystal lattice.

Постановка проблеми. Вивчення характеру взаємодії компонентів у складних РЗМ-вмісних халькогенідних системах і дослідження кристалічної структури сполук, що в них утворюються, є основою для створення нових матеріалів з якісно новими фізико-хімічними характеристиками.

Дослідження системи CoS – Er₂S₃ – SiS₂ є одним із етапів систематичного дослідження квазіпотрійних систем DS – R₂S₃ – C^{IV}S₂ (D – d-елемент, R – РЗМ, C^{IV} – Si, Ge, Sn) [1], [2], [3] і ін. Компонентами досліджуваної системи є квазібінарні сполуки, кристалічна структура яких є детально вивченою та описаною у літературі (табл. 1).

Таблиця 1. Кристалографічні характеристики бінарних сполук CoS, Er₂S₃ та SiS₂

Сполука	Просторова група	Параметри комірки, нм			Література
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	
CoS	<i>P6₃/mmc</i>	0,337	–	0,516	[4]
	– // –	0,3384	–	0,5196	[5]
	– // –	0,344	–	0,579	[6]
Er ₂ S ₃	<i>Pnma</i>	1,0526(5)	0,3824(3)	1,0374(5)	[7]
	<i>P2₁/m</i>	1,740	0,398	1,009	[8]
		<i>β</i> = 98,67			
	– // –	1,744179(90)	0,39822(3)	1,01013(6)	[9]
		<i>β</i> = 98,688(4)			
	– // –	1,0901(1)	0,3896(1)	1,1167(1)	[10]
<i>β</i> = 108,804(5)					
– // –	1,0901(1)	0,3896(1)	1,1167(1)	[11]	
	<i>β</i> = 98,66(1)				
SiS ₂	<i>I4 2d</i>	0,5420(4)	0,5420(4)	0,8718(4)	[12]
	<i>Ibam</i>	0,9545(3)	0,5564(2)	0,5552(2)	[13]

Метою даного дослідження є встановлення фазових рівноваг у квазіпотрійній системі CoS – Er₂S₃ – SiS₂ 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 $2\Theta = 10 - 80^\circ$ (CuK_α -випромінювання, крок сканування – $0,05^\circ$, експозиція у кожній точці – 5 с).

Дифрактограма сплаву складу $\text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$ для обрахунку кристалічної структури була отримана на дифрактометрі ДРОН 4-13 (CuK_α випромінювання, $2\Theta = 10 - 100^\circ$, крок зйомки $0,02^\circ$, експозиція у кожній точці – 20 с).

Обробку даних та визначення кристалічної структури тетравної сполуки здійснювали за допомогою пакету програм CSD [14].

Основні результати дослідження. Комплекс проведених досліджень дав змогу побудувати ізотермічний переріз досліджуваної квазіпотрійної системи (рис. 1). За температури відпалу сплавів (770 К), при співвідношенні вихідних компонентів 1 : 3 : 2, нами встановлено існування нової тетравної сполуки складу $\text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$, яка кристалізується в гексагональній сингонії (ПГ $P6_3$) та перебуває в стані термодинамічної рівноваги із бінарними сполуками CoS , Er_2S_3 та SiS_2 .

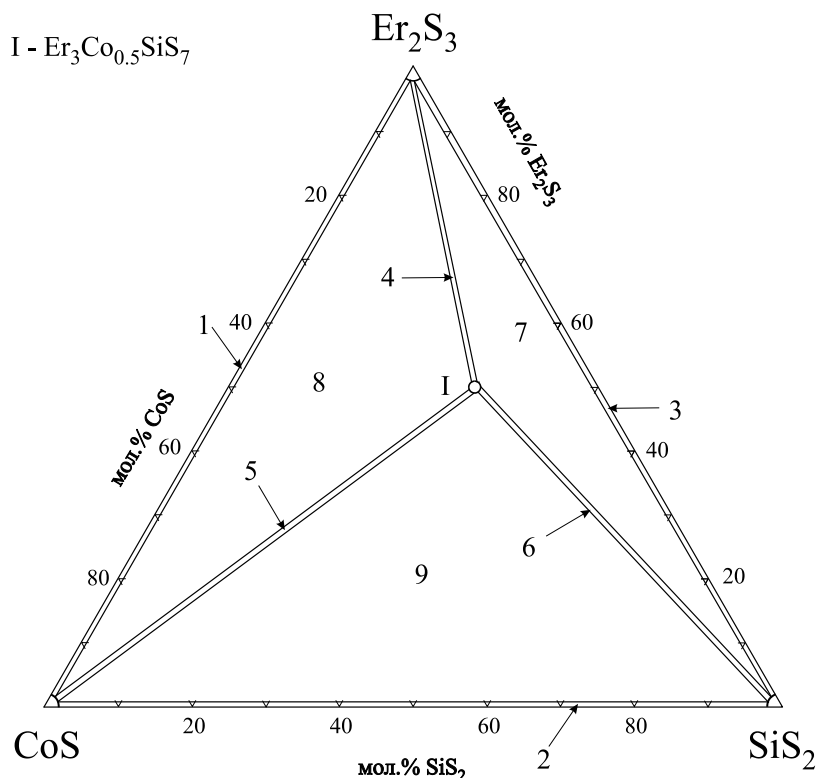


Рис. 1. Ізотермічний переріз системи $\text{CoS} - \text{Er}_2\text{S}_3 - \text{SiS}_2$ за температури 770 К.

Ізотермічний переріз складається із чотирьох однофазних, шести двофазних та трьох трифазних полів (табл. 2).

Таблиця 2. Фазові поля в системі $\text{CoS} - \text{Er}_2\text{S}_3 - \text{SiS}_2$ за температури 770 К

№ поля	Фази
1.	$\text{Er}_2\text{S}_3 + \text{CoS}$
2.	$\text{CoS} + \text{SiS}_2$
3.	$\text{SiS}_2 + \text{Er}_2\text{S}_3$
4.	$\text{Er}_2\text{S}_3 + \text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$
5.	$\text{CoS} + \text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$
6.	$\text{SiS}_2 + \text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$
7.	$\text{SiS}_2 + \text{Er}_2\text{S}_3 + \text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$
8.	$\text{Er}_2\text{S}_3 + \text{CoS} + \text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$
9.	$\text{CoS} + \text{SiS}_2 + \text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$

Розчинність на основі вихідних компонентів та тетравної сполуки є незначною та не перевищує 1 – 2 мол. % за температури 770 К.

Кристалічна структура сполуки $Er_3Co_{0,5}Si_7$. Умови рентгенівського експерименту та кристалографічні характеристики структури сполуки $Er_3Co_{0,5}Si_7$ наведено в таблиці 3.

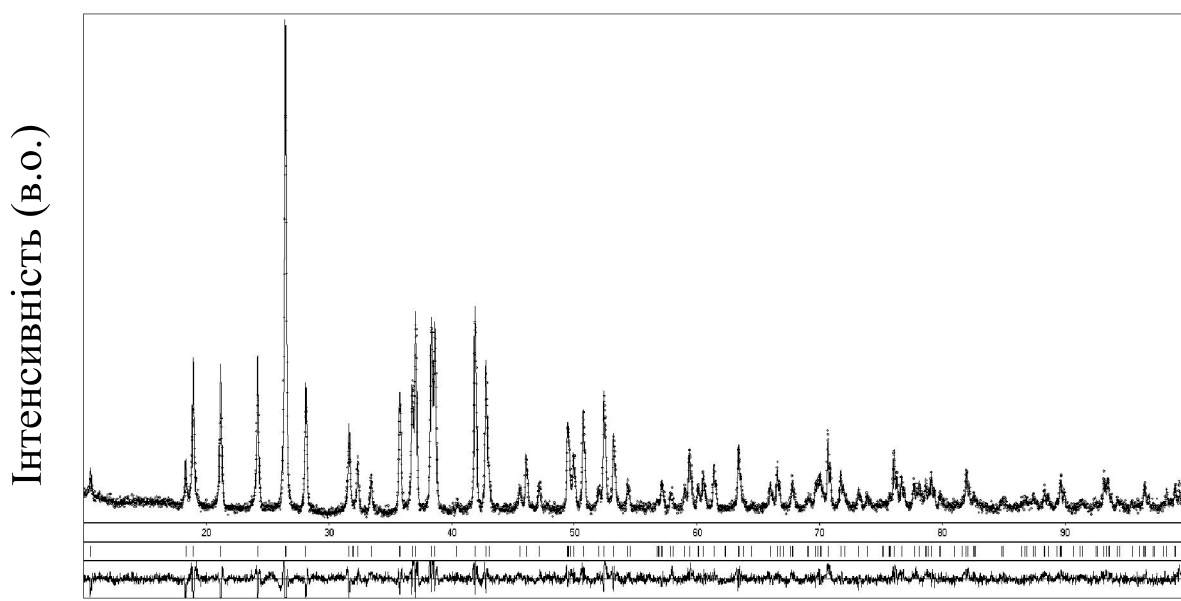
Таблиця 3. Результати дослідження кристалічної структури сполуки $Er_3Co_{0,5}Si_7$

Число формульних одиниць (Z)	2
Просторова група	$P6_3$
a, (нм)	0,97056(2)
c, (нм)	0,56599(2)
Об'єм комірки (нм ³)	0,46173(3)
Кількість атомів в комірці	23
Густина (обрахована) (г/см ³)	5,6369(4)
Адсорбційний коефіцієнт (1/см)	705,97
Випромінювання і довжина хвилі (нм)	Cu 0,154178
Дифрактометр	ДРОН-4-13
Спосіб обрахунку	Повнопрофільний
Програма для обрахунку	CSD
Кількість атомних позицій	6
Кількість вільних параметрів	20
2 Θ та $\sin\Theta/\lambda$ (макс.)	99,49; 0,495
R_I	0,0000
R_P	0,2138
Фактор шкали	0,40362(9)
Вісь текстури і параметр	[001] 1,02(2)

Таблиця 4. Параметри атомів для $Er_3Co_{0,5}Si_7$

Атоми	ПСТ	x/a	y/b	z/c	$B_{130} \times 10^2$ (нм ²)
Er	6(c)	0,3592(1)	0,1333(1)	0,4643(9)	0,40(3)
Co	2(a)	0	0	0,730*	0,77(7)
Si	2(b)	2/3	1/3	0,868(2)	1,02(7)
S1	2(b)	0,1606(6)	0,2542(5)	0,502(1)	0,35(6)
S2	6(c)	0,5777(7)	0,1038(7)	0,740(1)	0,45(6)
S3	6(c)	2/3	1/3	0,231(2)	0,68(6)

* – зафіксовано



2 Θ

Рис. 2. Експериментальна і розрахована дифрактограми сполуки $Er_3Co_{0,5}Si_7$ та їх різницева

© О.В. Марчук, В.Я. Шемет, О.В. Смітюх, Л.Д. Гулай

Аналіз індексів hkl рефлексів та їх інтенсивностей вказав на можливу приналежність структури сполуки $\text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$ до структурного типу $\text{La}_3\text{Mn}_{0,50}\text{SiS}_7$ (ПГ $P6_3$; $a = 1,0262(1)$ нм, $c = 0,5767(1)$ нм) [15].

Уточнення координат та ізотропних теплових параметрів атомів (табл. 4) привело до задовільних значень фактора розбіжності. Експериментальна та розрахована дифрактограми сполуки при цих параметрах атомів, а також різниця між ними, представлені на рис. 2.

На рис. 3 представлено проекцію елементарної комірки і координаційні поліедри, утворені атомами, у структурі сполуки $\text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$.

В структурі цієї сполуки атоми Ербію оточені 7 атомами Сульфуру. Атоми Кобальту зосереджені, практично, в центрі октаєдрів, а от атоми Кремнію зосереджені в тетраедрах. Атоми S1 і S3 розміщені в тетраедрах, а атоми S2 оточені 6 катіонами.

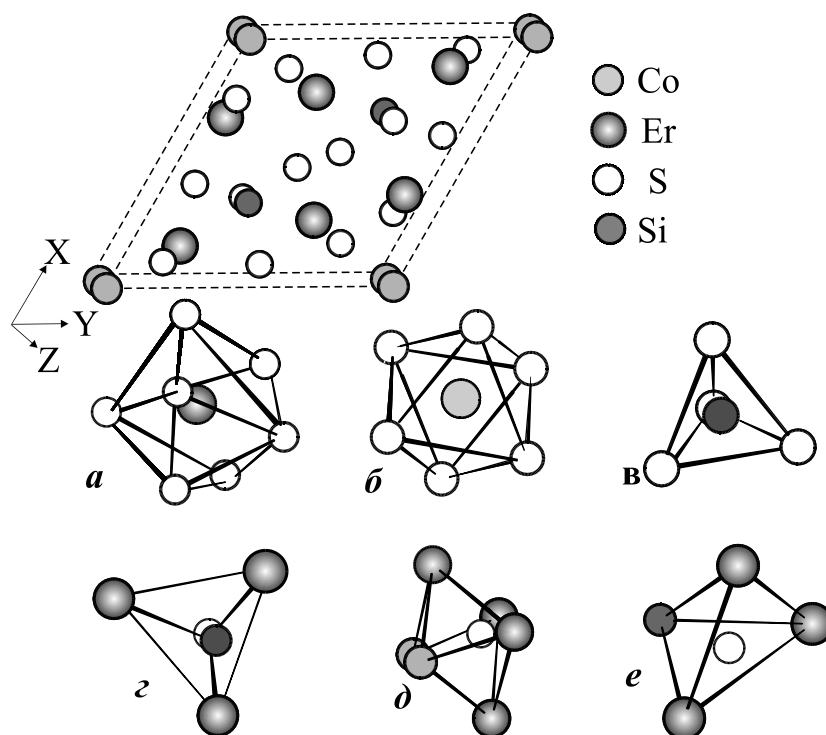


Рис. 3. Проекція елементарної комірки і координаційні поліедри для атомів Er (а), Co (б) Si (в), S1 (г), S2 (д) і S3 (е) в структурі сполуки $\text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$.

Висновки. У роботі досліджено взаємодію між компонентами квазіпотрійної системи $\text{CoS} - \text{Er}_2\text{S}_3 - \text{SiS}_2$. Шляхом побудови ізотермічного перерізу встановлено фазові рівноваги у цій системі за температури 770 К.

Також встановлено, що за температури відпалу сплавів (при співвідношенні вихідних компонентів 1 : 3 : 2) у дослідженій системі утворюється нова тетрарна сполука $\text{Er}_3\text{Co}_{0,5}\text{SiS}_7$ (ПГ $P6_3$). Методом порошку вивчено її кристалічну структуру.

1. Марчук О. Кристалічна структура сполук $\text{RMn}_{0,5}\text{GeS}_7$ / О. Марчук, Л. Гулай, М. Дашкевич // Збірник наукових праць: Тринадцята наукова конференція "Львівські хімічні читання – 2011". – Львів, 28 травня – 1 червня 2011 р. – Львів: ВЦ Львів. нац. ун-ту імені Івана Франка, 2011. – С. Н46.
2. Блашко Н.М., Марчук О.В., Гулай Л.Д. Система $\text{MnS} - \text{Pr}_2\text{S}_3 - \text{GeS}_2$ за температури 770 К // Сборник научных трудов SWorld. Материалы международной научно-практической конференции "Перспективные инновации в науке, образовании, производстве и транспорте 2012" – Выпуск 2. Том 9. – Одесса: Куприенко, 2012 – 91 с.
3. Марчук О. В. Система $\text{NiS} - \text{GeS}_2 - \text{Pr}_2\text{S}_3$ за температури 770 К / О. В. Марчук, Л. Д. Гулай, І. І. Мороз // Фізика і хімія твердого тіла: стан, досягнення і перспективи / Матеріали ІІ всеукраїнської науково-практичної конференції молодих вчених та студентів, 19-20 жовтня 2012 року. – Луцьк: РВВ ЛНТУ, 2012. – С. 113-116.
4. Schoenberg N. The tungsten carbide and nickel arsenide structures // Acta Metallurgica – 1954. – V.2. – P. 427-432.
5. Kuznetsov V.G., Sokolova M.A., Palkina K.K., Popova Z.V. The cobalt-sulfur system // Inorganic Materials – 1965. – V.1., №5 – P. 617-632.
6. Barthelemy E., Carcaly C. Phase relations and ageing effects in $\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x\text{S}$ system // Journal of Solid State Chemistry – 1987. – V.66. – P. 191-203.

7. Range K.J., Leeb R. Hochdruckmodifikationen der Lanthaniden(III) sulfide Ln_2S_3 (Ln = Lu – Ho, Y) mit U_2S_3 - Struktur // Zeitschrift fuer Naturforschung, Teil B. Anorganische Chemie, Organische Chemie. – 1975. – V.30. – P.889-895.
8. Grizik A.A., Eliseev A.A., Borodulenko G.P., Kuz'micheva G.M., Tolstova V.A. Lanthanon sesquisulfides (Ln_2S_3) related to delta holmium sulfide // Zhurnal Neorganicheskoi Khimii. – 1976. – V.21. – P.3208-3211.
9. Schleid T., Lissner F. Einkristalle von A- Nd_2S_3 , U- Ho_2S_3 , D- Er_2S_3 und E- Lu_2S_3 durch Oxidation reduzierter Chloride der Lanthanide mit Schwefel // Zeitschrift fuer Anorganische und Allgemeine Chemie. – 1992. – V.615. – P.19-26.
10. Fang C.M., Meetsma A., Wiegers G.A., Boom G. Synthesis and crystal structure of F-type erbium sesquisulfide, F- Er_2S_3 // Journal of Alloys Compd. – 1993. – V.201. – P.255-259.
11. Landa-Canovas A.R., Amador U., Otero-Diaz L.C. Crystal structure and microstructure of delta- (Er_2S_3) // Journal of Alloys Compd. – 2001. – V.323. – P.91-96.
12. Prewitt C. T., Young H. S. Germanium and silicon disulfides: Structure and synthesis // Science – 1965. – V.149. – P.535-537.
13. Peters J., Krebs B. Silicon disulphide and silicon diselenide: A reinvestigation // Acta Crystallographica B – 1982. – V.38. – P.1270-1272.
14. 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.
15. Huch M.R. Crystal structures of the $\text{R}_3\text{Mg}_{0.5}\text{GeS}_7$ (R = Y, Ce, Pr, Nd, Sm, Gd, Tb, Dy, Ho and Er) compounds / M.R. Huch, L.D. Gulay, I.D. Olekseyuk // J. Alloys Compd. – 2006. – Vol. 424. – P. 114–118.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.762

О.О. Онищук

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ТРИБОЛОГІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СИСТЕМИ TiFe-xC, ОТРИМАНОЇ САМОПОШИРЮЮЧИМ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИМ СИНТЕЗОМ(CBC)

Досліджено трибологічні властивості матеріалів системи TiFe-xC, отриманих самопоширюючим високотемпературним синтезом (CBC). Досліджено структуру та трибологічні властивості CBC-матеріалів систем TiFe-20C та TiFe-30C. Виявлено, що дані триботехнічні матеріали добре працюють в умовах абразивного тертя, сухого тертя, при помірних навантаженнях. Структура отриманих матеріалів складається з інтерметаліда: Ti₂Fe, TiFe, що є термодинамічно стабільною фазою з великою теплою утворення. Введення добавки бору до системи TiFe-xC суттєво знижує температуру основних критичних точок сполук, розширює діапазон температур синтезу. Встановлено, що коефіцієнт тертя для пари тертя кулька сталь ШХ15 - TiFe-20C при сухому терті, швидкості ковзання індентора 1,6 мм/с та навантаженні до 2,5 кН становить 0,11, тоді як за цих же умов для пари тертя кулька сталь ШХ15 - сталь 45 коефіцієнт тертя становить 0,15. Високі міцнісні показники зразків ТМ TiFe-20C, TiFe-30C дозволяють використовувати дані матеріали для захисту поверхонь створок сопел реактивних двигунів, що працюють при високих навантаженнях.

Ключові слова: CBC-матеріали, триботехнічні матеріали (ТМ), система TiFe-xC, сталь ШХ15, зносостійкість, коефіцієнт тертя, сухе тертя, абразивне тертя, самопоширюючий високотемпературний синтез (CBC).

Табл. 2. Рис. 9. Літ. 12.

О.О. Онищук

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СИСТЕМЫ TiFe-xC, ПОЛУЧЕННОЙ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИМСЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ СИНТЕЗОМ (CBC)

Исследованы трибологические свойства образцов триботехнических материалов (ТМ) системы TiFe-xC, полученных самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (CBC). Также исследованы структура и трибологические свойства CBC-материалов систем TiFe-20C и TiFe-30C. Данные триботехнические материалы хорошо работают в условиях сухого трения, абразивного трения, невысокой нагрузке. Структура полученных материалов состоит из интерметаллидов: Ti₂Fe, TiFe, что является термодинамически стабильной фазой с большой теплотой образования. Введение добавки бора к системе TiFe-xC существенно снижает температуру основных критических точек, расширяет диапазон температур синтеза. Установлено, что для пары трения TiFe-xC-сталь ШХ15 при сухом трении, скорости скольжения индентора 1,6 мм/с и нагрузке до 2,5 кН коэффициент трения составляет 0,11 тогда как для пары трения шарик ШХ15-диск сталь 45 и этих же условий составляет 0,15. Высокие прочностные показатели образцов ТМ TiFe-20C, TiFe-30C позволяют использовать данные материалы для защиты поверхностей створок сопел реактивных двигателей, работающих при высоких нагрузках.

Ключевые слова: CBC-материалы, триботехнические материалы (ТМ), система TiFe-xC, сталь ШХ15, износостойкость, коэффициент трения, сухое трение, абразивное трение, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (CBC).

О.О. Onushchuk

INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS OF THE SYSTEM TiFe-xC, RECEIVED SELF-PROPAGATING HIGH-TEMPERATURE SYNTHESIS (SHS)

It was investigated that tribological properties of the system TiFe-xC, received self-propagating high-temperature synthesis (SHS). Also, it was investigated that the structure and tribological properties of SHS materials of systems TiFe-20C and TiFe-30C. It was found that these tribotechnical materials work in the dry friction condition, abrasive friction condition, high load and temperature. The structure of the obtained materials consisting of intermetallic: Ti₂Fe, TiFe, which has thermodynamically stable phase with great warmth formation. It was introduced additions of boron to the system TiFe-xC which significantly reduces the temperature main critical points of system, extends temperature range synthesis. It was found that friction coefficient it equals 0,11 for this friction pair TiFe-xC- steel ШХ15 with velocity slip indenter 1.6 mm/s and loads up to 2.5 kN under the dry friction condition, whereas friction coefficient for friction pair ball ШХ15- disk 45steel under this conditions and it equals 0,15. That's why high strength characteristics of designs of ТМ of systems TiFe-20C, TiFe-30C can use these materials for surface protection leafs nozzles of jet engines, which working at high loads.

Keywords: wear resistance, friction coefficient, self-propagating high-temperature synthesis (SHS), tribotechnical materials (ТМ), dry friction condition, TiFe-xC, steel ШХ15.

Постановка проблеми. Проаналізувавши основні деталі та вузли сопла реактивних двигунів, встановлено, що найпроблемнішим з точки зору довговічності і зносостійкості є його створи, які через інтенсивну роботу в складних умовах високих температур та тертя дуже швидко зношуються, виходять з ладу і досить часто потребують заміни. Використання нових, надтвердих і зносостійких матеріалів дозволяють підвищити експлуатаційні характеристики частини сопла (його створок), а це відповідно продовжує довговічність роботи сопла в цілому.

© О.О. Онищук

Аналіз останніх досліджень і публікацій. На сьогодні створи сопла реактивних двигунів захищають наносючи на цю поверхню твердий гальванічний хром, який має високу твердість та корозійну стійкість у водних середовищах. Але варто відзначити екологічну небезпечність процесу гальванічного хромування.

Одним з найдешевших, найпродуктивніших та технологічно найпростіших технологій отримання матеріалів конструктивного і триботехнічного призначення є самопоширюючий високотемпературний синтез (СВС). Характер властивостей матеріалів залежно від способу їх отримання досліджували автори [1, 2, 3]. Отримані матеріали знаходять застосування в різних зносостійких частинах машин, покриттях, що працюють в умовах підвищених температур, тисків і навантажень. СВС - процес утворення інтерметалідів досліджувався в багатьох роботах (Комаров 1993, Авакаян 1994, Бовене і Дербі 1997). СВС- процес має низькі енергозатрати, короткий час синтезу, просте устаткування і високу якість продуктів. Проте структура і триботехнічні властивості інтерметалідів, отриманих СВС- процесом недостатньо вивчені [4, 5].

Мета роботи. Дослідити трибологічні характеристики матеріалів системи TiFe-xC в парі з контртілом зі сталі ШХ15 в умовах сухого тертя, а також за умов абразивного зношування.

Методика і матеріали. За вихідні матеріали взяли порошки титану, вуглецю, заліза і вуглецю. В результаті хімічного аналізу отримана чистота порошоків >99,5 % мас. . Хімічний, гранулометричний склад грубозернистих порошоків, їх властивості визначали по стандартах ISO: масова частка елементів- ISO 4496; гранулометричний склад Fe марки ПЖР3- ISO 4497; насипна щільність – ISO 3923; текучість- ISO 4490; ущільнення- ISO 3927. Питому поверхню TiC вимірювали за стандартом ISO 10070.

Розмір вихідних порошоків вуглецю становить 1 ... 5 мкм, титану 25... 30 мкм, заліза - від 10 до 50 мкм, крім того поряд з вихідними порошками звичайного гранулометричного складу брали також ультрадисперсні порошки Ti, C, Fe з розміром частинок від 20 до 100 нм.

Всі компоненти композиційних матеріалів попередньо піддали очистці розчином ацетону або спирту з метою видалення з поверхні частинок інших хімічних сполук і підвищення їх адгезії.

Формували декілька сумішей системи TiFe-xC з вмістом вуглецю 10, 20,30 мас. %.

Таблиця 1. Хімічний склад шихти зразка ТМ(триботехнічного матеріалу)

№	Система	Вміст елементів, мас. %		
		Ti	C	Fe
1.	Ti-C-Fe	50	0	50
2.	Ti-C-Fe	45	10	45
3.	Ti-C-Fe	40	20	40
4.	Ti-C-Fe	37,5	30	37,5

Змішування порошоків вихідних компонентів проводилося в кульковому млині об'ємом 2 дм³ протягом 8 годин. Далі кожен із сумішей пресували під тиском 150 МПа. Пресовки поміщали в реактор для СВС-процесу. Максимальна температура процесу 3000-3200 К. Отримані зразки охолоджували на повітрі протягом 40 хв.

Контроль температури горіння здійснювався вольфрам-ренієвими термопарами (діаметр спая 100 мкм) [5, 6]. Заміри проводили вна відстані 5 мм від неї.

Мікроструктурні дослідження і елементний аналіз виконувалися на скануючому електронному мікроскопі LEO 1450 CARI. Рентгеноструктурний і фазовий аналізи порошоків, пресовок і спечених зразків здійснювали на рентгенівському дифрактометрі "ДРОН-3".

Дослідження на зношування триботехнічних матеріалів здійснювали на установці для випробування матеріалів тертям у вакуумі за кімнатної температури, яка створена на базі серійної машини ИМАШ-20-75 (АЛА-ТОО) [10]. При цьому використали схему реверсивного тертя, яка дозволила дослідити знос матеріалу в процесі навантаження за схемою кулька-площина без мащення.

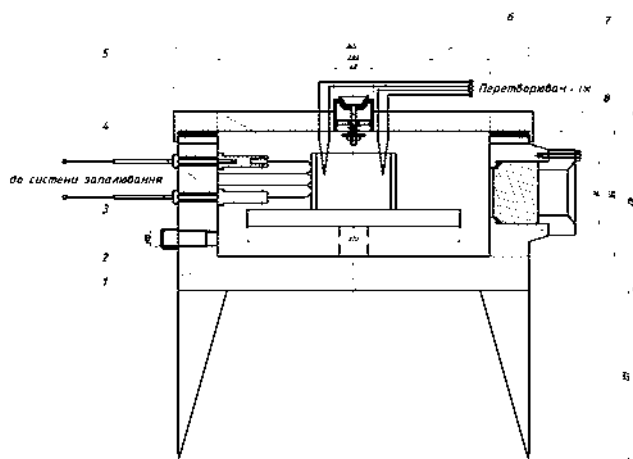


Рис. 1. Реактор для здійснення СВС процесу: 1 – корпус, 2 – штуцер, 3 – вольфрамова спіраль, 4 – предметний столик, 5 – контейнер з сумішшю, 6 – запобіжний клапан, 7 – термopари, 8 – вікно спостереження

Трибологічну поведінку досліджували за умов сухого тертя на повітрі, швидкості ковзання індентора 1,6 мм/с, навантаженнях 2,5 кН, тривалість випробування- 3500 с та в парі з контртілом – кулька марки сталь ШХ 15. (рис.2)

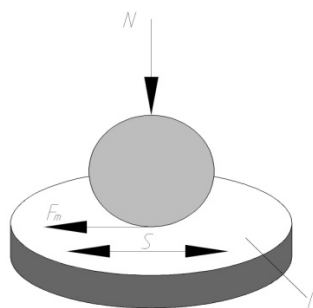
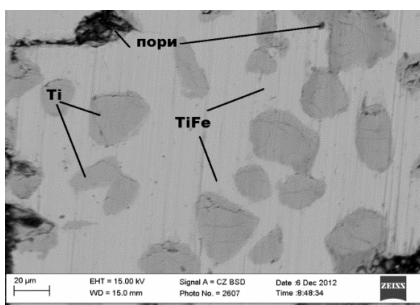


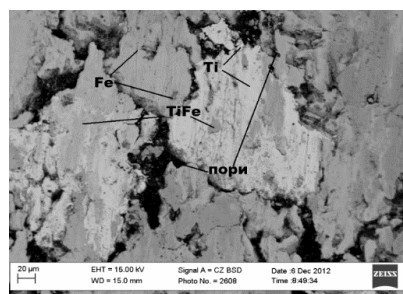
Рис. 2. Схема дослідження зносостійкості за схемою “кулька - диск” при сухому терті та температурі 293 К

Абразивне зношування на тертя нежорстко закріпленими абразивом проводили згідно ГОСТ 23.208-79. Абразивне зношування на тертя жорстко закріпленим абразивом проводили з використанням абразивного диска з електрокорунду середньом'якої твердості СМ-2 на керамічній зв'язці 7К15 діаметром 150 та шириною 8 мм.

Результати дослідження. Структура триботехнічних матеріалів. В результаті електронної мікроскопії досліджено структуру отриманих матеріалів, яка складається з інтерметаліда: Ti_2Fe , $TiFe$, що є термодинамічно стабільною фазою з великою теплою утворення. На фотографіях видно сірі ділянки (інтерметалід- результат реакції), чорні ділянки (пори), світлі проміжки (непрореаговані в результаті реакції компоненти титану), темно - сірі ділянки (частинки заліза) (рис.3)



а) X500



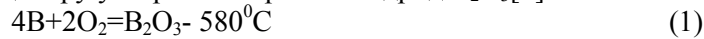
б) X250

Рис. 3. Типова структура зразка триботехнічного матеріалу системи $TiFe$ після СВС: а) X500, б) X250

Проведений спектральний аналіз виявив крім Ti , Fe домішки бору, які виявлені в кількості $<0,4\%$. Бор з титаном утворює бориди титану TiB_2 і заліза, що поліпшує зносостійкість та покращує антифрикційні властивості ТМ. Введення добавки бору до системи $TiFe-xC$ суттєво знижує температуру основних критичних точок сполук, розширює діапазон температур, таким

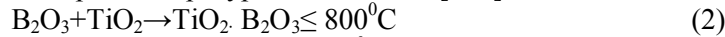
чином понижаючи температуру спікання, при цьому утворюється рідка евтектика. На границях зерен утворюються борати. Це сприяє швидкому та повному проходженню СВС-процесу шихти.

При добавці бору утворений борний ангідрид B_2O_3 [5]:



У цьому випадку формується більш дрібнозерниста структура з середнім розміром зерна 3...5 мкм, що сприяє підвищенню міцності, твердості, зносостійкості ТМ.

З окисленими атомами заліза і атомами титану B_2O_3 утворює борати титану $TiO_2 \cdot B_2O_3$ і борати заліза FeB_2O_3 при температурі нижче $800^{\circ}C$ [3, 6]:



Борат титану $TiO_2 \cdot B_2O_3$ та борат заліза FeB_2O_3 мають хороші розкислюючі та захисні властивості і тривало захищають триботехнічний матеріал від окислення [3,5].

Така структура зумовлює особливу трибологічну поведінку як за умов сухого тертя, так і під час тертя абразивом.

Абразивна зносостійкість триботехнічних матеріалів TiFe-xC. Дослідження зносостійкості залежно від способу кріплення абразиву показали, що найінтенсивніше зразки ТМ TiFe-xC зношуються за умов жорстко закріпленого абразиву та зі зростанням вмісту вуглецю. (рис.4).

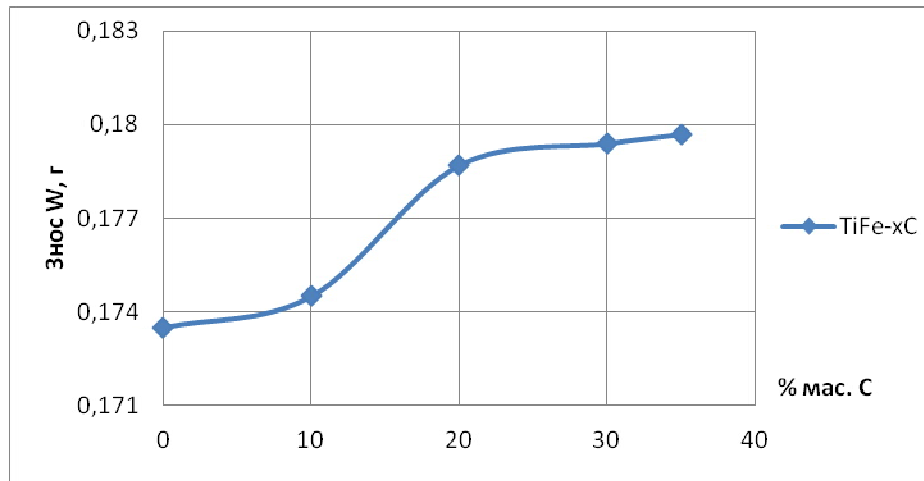


Рис. 4. Вплив вмісту вуглецю в системі TiFe-xC на величину зносу W зразка ТМ при випробуваннях жорстко закріпленим абразивом

Встановлено, що за жорстко закріпленого абразива поверхня триботехнічних матеріалів зношується досить рівномірно (рис. 5). На поверхні хімічно гетерогенних ТМ виявлено виступи, які згідно зі спектральним аналізом сформовані із твердих фаз – боридів заліза.

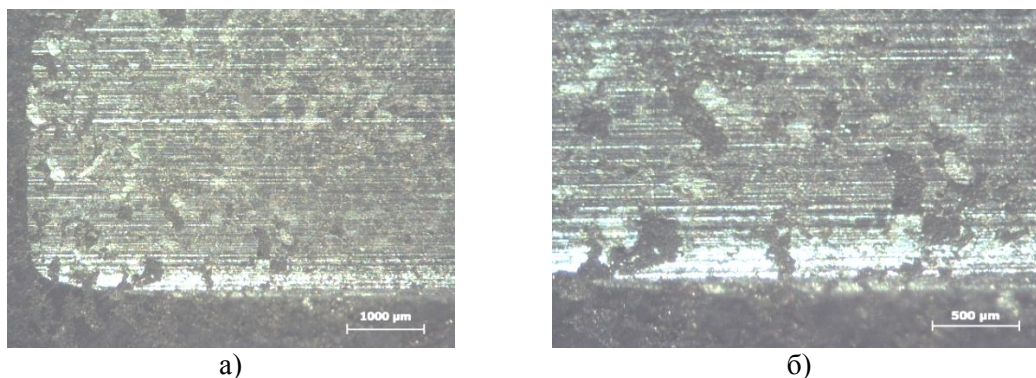


Рис. 5. Рельєф поверхні тертя зразка ТМ систем при жорстко закріпленому абразиві: а) TiFe-10C, б) TiFe-20C

У ТМ системи TiFe-xC із більшою твердістю утворюються тріщини, що виникають під час випробувань на абразивну зносостійкість (рис. 6). Наприклад, знос системи 40Ti-40Fe-20C з

твердістю *HRA* 84,5 є дещо більшим, ніж системи 50Ti-50Fe з твердістю *HRA* 85. Зношування ТМ відбувається шляхом росту тріщин, що виникли вздовж межі зерен зразка і існуючих пор (рис.7).

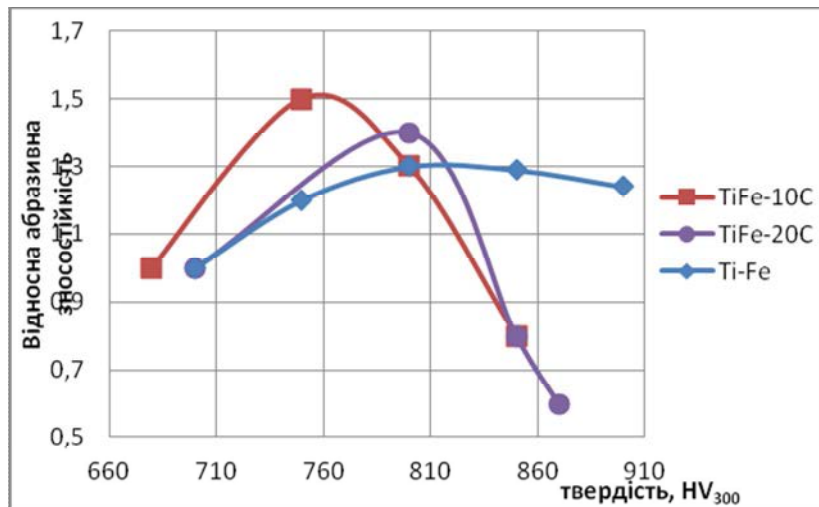


Рис. 6. Вплив твердості HV_{300} на відносну абразивну зносостійкість зразків ТМ: Ti-Fe, TiFe-10C, TiFe-20C(жорстко закріпленій абразив)

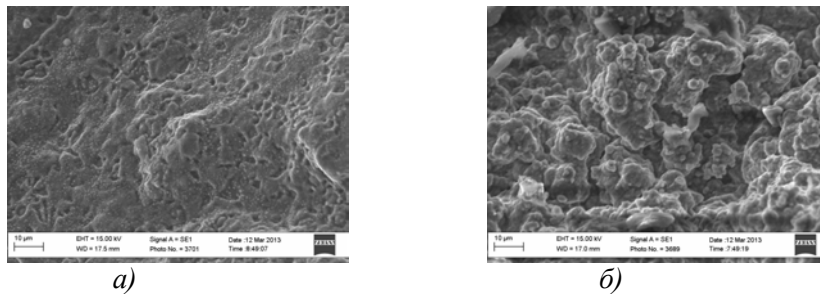
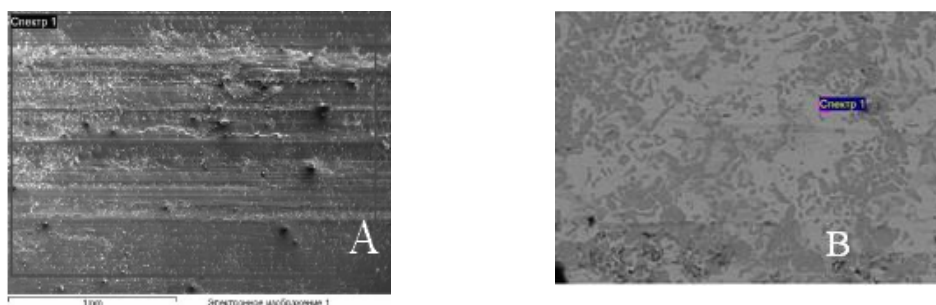


Рис. 7. Фрактограми руйнування зразка з ТМ після СВЧ X1000: а) системи TiFe-20C, б) системи TiC-30Fe

Зносостійкість при сухому терті. Встановлено, що для пари тертя TiFe-xC- сталь ШХ15 при зовнішньому нагріві до 293К, швидкості ковзання індентора 1,6 мм/с та навантаженні до 2,5 кН коефіцієнт тертя дещо нижчий, ніж для пари тертя кулька ШХ15- диск сталь 45.

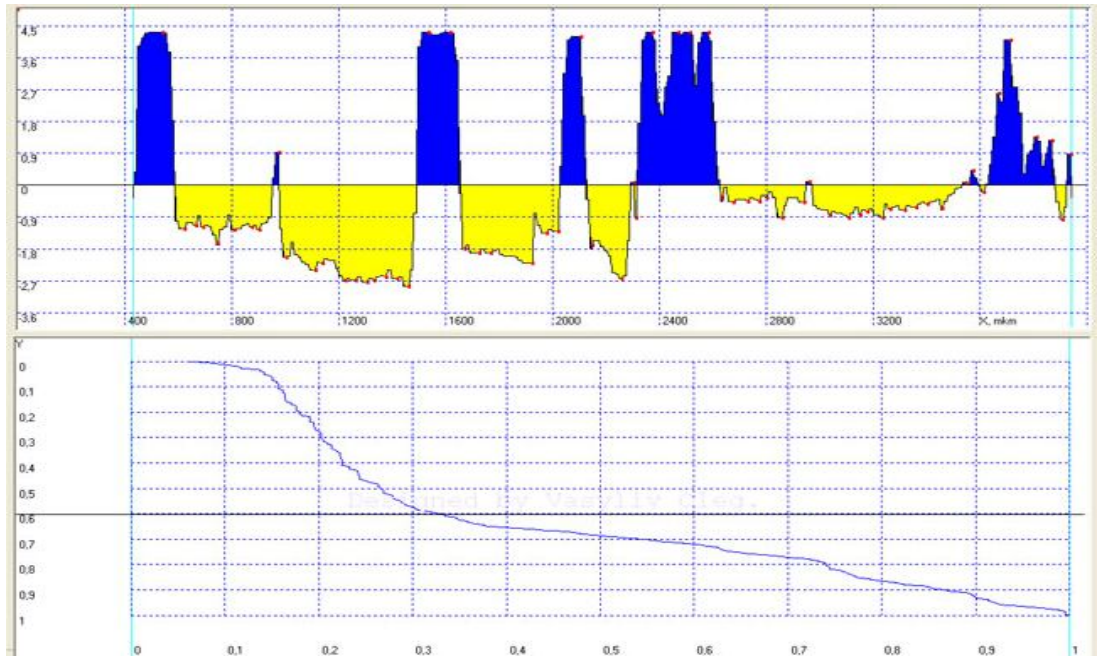


Елемент	Ваг. %
С К	6,84
О К	11,10
Si К	0,38
Cr К	3,53
Fe К	78,15
Разом	100,0

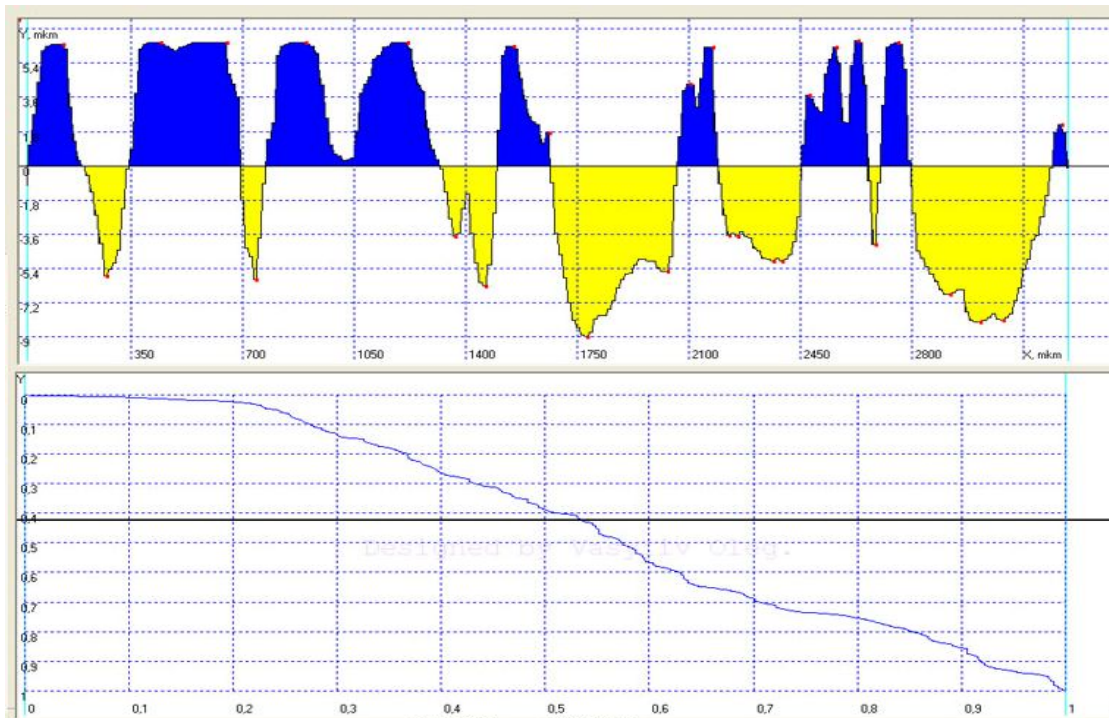
Елемент	Ваг. %
С К	5,99
Si К	0,32
Ti К	61,02
В К	0,38
Fe К	32,28
Разом	100,0

Рис. 8. Структура поверхні сталі 45: А) та зразка триботехнічного матеріалу TiFe-20C; Б) після випробування на сухе тертя

Такий низький рівень коефіцієнта тертя зумовлений наступним. Досліди на тертя та зношування зразків TiFe-20C показують вплив висоти та форми нерівностей на коефіцієнт тертя [5, 8, 9]. Триботехнічні матеріали мають на своїй поверхні пори глибиною до мікрона на відміну від сталі 45, профілографи яких наведено на рис. 9.



a)



b)

Рис. 9. Профілограма триботехнічного матеріалу TiFe-20C: а) після шліфування, б) після тертя

При вивченні областей тертя пари тертя диск(зразки системи TiFe-20C і системи TiFe-30C) і контртіло сталь ШХ15 отримали, що за питомого навантаження до 2,5 кН інтенсивність зношування зразка ТМ TiFe- 20C вища, ніж TiFe- 30C.

Таблиця 2. Результати випробувань на тертя та знос зразка ТМ системи TiFe-xC за умов сухого тертя

№	Система	Дослід №1			Дослід №2		
		$k_{\text{тертя}}$	$I_{\text{зразка, МК}} / \text{М/КМ}$	$I_{\text{контргіла, МК}} / \text{М/КМ}$	$k_{\text{тертя}}$	$I_{\text{зразка, М}} / \text{КМ/КМ}$	$I_{\text{контргіла, МКМ/КМ}}$
Швидкість ковзання індентора $v=1,6$ мм/с, на повітрі при $P=2,5$ кН							
1	TiFe	0,1	0,55	1,1	0,103	0,55	0,75
2	TiFe-10C	0,11	0,58	1,15	0,104	0,5	0,75
3	TiFe-20C	0,12	0,6	1,2	0,13	0,5	0,75
4	TiFe-30C	0,15	0,61	1,3	0,151	0,52	0,77
5	TiFe-35C	0,156	0,62	1,32	0,157	0,54	0,78

Високі міцнісні показники зразків ТМ TiFe-20C, TiFe-30C (дослід №1 та №2) дозволяють використовувати дані матеріали для захисту поверхонь створок сопел реактивних двигунів, що працюють при помірних температурах і навантаженнях.

Висновки. Коефіцієнт тертя триботехнічного матеріалу в парі з контргілом ШХ15 за умов сухого тертя та кімнатної температури, при малих навантаженнях до 2,5 кН є меншим, ніж для пари тертя сталь 45- сталь ШХ15.

Добавка бору до 1% мас.у структуру триботехнічного матеріалу на основі системи TiFe-xC дещо знижує температуру спікання даного матеріалу, утворюючи евтектику, а також підвищує зносостійкість і покращує антифрикційні властивості

В результаті аналізу впливу кожного з компонентів на структуру сполуки ТМ TiFe-xC найбільш оптимальним для цієї системи буде добавка вуглецю у сполуці у розмірі 20-25 мас. %.

Розроблені СВС - матеріали триботехнічного призначення TiFe-20C та TiFe-30C можна рекомендувати для роботи в умовах недосить високих температур, абразивного та сухого тертя.

1. Амосов А.П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: учеб. пособие. / А.П. Амосов, И.П. Боровинская, А.Г. Мержанов; под научной редакцией В.Н. Анциферова. — М.: Машиностроение-1, 2007. — 567 с.
2. Мержанов А.Г. Концептуальный взгляд на проблему самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / А.Г. Мержанов // Фундаментальные и прикладные проблемы СВС: Материалы научного семинара (29-30 сентября 2009 г., г. Томск, Россия). — Томск: Изд-во ИОА СО РАН, 2009. — С. 93-109.
3. Д. Мак Лин. Механические свойства металлов / Д. Мак Лин — М.: «Металлургия», 1965. — 431 с.
4. Morozov Yu.G., Merzhanov A.G. Electrochemistry of SHS processes / Yu.G. Morozov, A.G. Merzhanov // Self-Propagating High-Temperature Synthesis of Materials. Eds. .A.Borisov, A.G.Merzhanov and L.De Luca. NY: Taylor & Francis. 2002. p. 77.
5. Гаркунов Д.Н. Триботехника (износ и безизносность): учебник. — 4-е изд., перераб. и доп. / Д.Н. Гаркунов — М.: Издательство МСХА, 2001. — 616 с.
6. Хвадагани А.И. Твердые сплавы на основе боридов титана и циркония, полученные методом СВС прессования: дисс. кандидата технических наук: 05.16.06 / А.И. Хвадагани Тбилиси, 1985. — 158 с.
7. Панов В.С. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них / В.С. Панов, А.М. Чувилин — М.: МИСИС, 2001. — 428 с.
8. Крагельский И.В. Основы расчетов на трение и износ / И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Амбалов — М.: Машиностроение, 1977. — 526 с.
9. Чичинадзе А.В. Основы трибологии (трение, износ, смазка): Учебник для технических вузов. 2-е издание переработ. и доп./ А.В. Чичинадзе, Э.Д. Браун, Н.А.Буше и др.; под ред. А.В. Чичинадзе. — М.: Машиностроение, 2001. — 664 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

Г.Л. Петросян, А.К. Карапетян, А.М. Арустамян
ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПОРИСТОСТИ В ОБРАЗЦЕ
ПРЯМОУГОЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ В СЛУЧАЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ
ДЕФОРМАЦИЙ

Разработан инженерный метод определения изменения пористости материала в растянутом образце прямоугольного сечения при различных степенях однородной деформации и в различных точках наименьшего поперечного сечения шейки. Используется формула определения пористости деформационной теории пластичности пористых материалов. Полученные численные данные показывают, что опасная точка образца находится в центре наименьшего поперечного сечения шейки, откуда и начинается разрушение образца. Дается сравнение полученных результатов с имеющимися экспериментальными данными.

Ключевые слова: пористость, однородная деформация, шейка, образец прямоугольного сечения, объемное напряженное состояние, диаграмма деформирования материала.

Форм. 4. Табл. 2. Рис. 4. Лит. 4.

Г.Л. Петросян, А.К. Карапетян, А.М. Арустамян
ДОСЛІДЖЕННЯ РОЗПОДІЛУ ПОРИСТОСТІ У ЗРАЗКАХ ПРЯМОКУТНОГО ПЕРЕРІЗУ
У ВИПАДКУ ВЕЛИКИХ ПЛАСТИЧНИХ ДЕФОРМАЦІЙ

Розроблено інженерний метод визначення зміни пористості матеріалу в розтягнутому зразку прямокутного перерізу при різних ступенях однорідної деформації і в різних точках найменшого поперечного перерізу шийки. Використовується формула визначення пористості деформаційної теорії пластичності пористих матеріалів. Отримані чисельні дані показують, що небезпечна точка зразка знаходиться в центрі найменшого поперечного перерізу шийки, звідки і починається руйнування зразка. Дасться порівняння отриманих результатів з наявними експериментальними даними.

Ключові слова: пористість, однорідна деформація, шийка, зразок прямокутного перерізу, об'ємний напружений стан, діаграма деформування матеріалу.

G. Petrosyan, A. Karapetyan, A. Arustamyan
INVESTIGATION OF POROSITY DISTRIBUTION IN SPECIMENS WITH RECTANGULAR
SECTION FOR LARGE PLASTIC DEFORMATIONS

Engineering method of determining the change of material porosity in the extended rectangular cross-section sample with different degrees of homogeneous strain and at different points of the smallest cross-sectional area of the neck is developed. The formula for determining the porosity of the deformation theory of plasticity of porous materials is used. Numerical data show the dangerous point of sample is in the center of the smallest cross-section neck, and starts from the destruction of the sample. Compares the results with the available experimental data.

Keywords: porosity, homogeneous deformation, neck, rectangular sample, three-dimensional stress state, stress-strain diagram of the material.

Введение. В случае больших пластических деформаций образца прямоугольного сечения на нем образуется шейка, меняется напряженное состояние образца – от линейного к объемному, в результате чего возникает необходимость проведения расчетов определения свойств материала до и после появления шейки. При этом задача достаточно усложняется даже для сплошных материалов.

В работе [1] дается решение задачи осевого растяжения образца прямоугольного сечения из спеченной полосы на основе теории текучести пористых материалов, когда на нем образуется шейка. Однако эта задача достаточно сложна и в инженерной практике трудно применима, так как при ее решении получается система из двух дифференциальных уравнений.

Цель исследования. Целью работы является разработка инженерного метода для определения изменения пористости материала в образце прямоугольного сечения до и после образования на нем шейки.

Методика исследования. Задача решается в два этапа. На первом этапе путем решения задачи на основе классической теории пластичности сплошных материалов определяются компоненты напряженно-деформированного состояния (НДС) образца. На втором этапе, используя полученные данные, по формуле определения пористости деформационной теории пластичности пористых материалов (ДТПМ) [1] получают значения пористости при различных степенях однородной деформации и в различных точках наименьшего поперечного сечения шейки.

Принята следующая особенность влияния пористости материала на технологические процессы: при увеличении пористости величина предельного напряжения материала (пределов

текучести или прочности) уменьшается [1]. При этом характеристики пластической деформации образцов из данного материала с различной начальной пористостью (V_0) или плотностью определяются экспериментально и располагаются в разных точках соответствующей диаграммы деформирования материала (ДДМ) – кривой $\sigma_i - \varepsilon_i$ где σ_i , ε_i – интенсивности напряжения и деформации [2]. Если предельное напряжение сплошного материала 300 МПа , то при 10% пористости оно должно быть ниже (например, 280 МПа), при 20% – 250 МПа , при 30% - 210 МПа и т.д.

Решение задачи на основе классической теории пластичности сплошных материалов реализуется для определенного значения ДДМ, которое будет соответствовать данному значению начальной пористости материала. Например, при осевом растяжении образца из сплошного материала задача решается с использованием величины V_0 , которая принимается малой, скажем $V_0 = 0,01$ (1%). Затем, на основании полученных данных компонентов НДС, используя формулу определения пористости материала ДГППМ, до образования шейки определяются значения пористости материала при различных степенях деформации образца, а во время образования шейки – распределение пористости в разных точках наименьшего поперечного сечения шейки образца.

Действующие на элемент образца компоненты напряжений до и после образования шейки из сплошного материала в направлениях z - длины (l) образца прямоугольного сечения, x – его толщины (h) и y - ширины (b), а также величина интенсивности напряжений в шейке σ_{in} определяются соответственно по следующим формулам [1]:

$$\sigma_z = \sigma_i = F/A, \quad \sigma_y = \sigma_x = 0, \quad (1)$$

$$\sigma_z = \sigma_i \left(1 + \frac{x_{\min}^2 - x^2}{2x_{\min} \rho} \right), \quad \sigma_x = \sigma_y = \sigma_i \frac{x_{\min}^2 - x^2}{2x_{\min} \rho}, \quad (2)$$

$$\sigma_{in} = \frac{(\sigma_z)_n}{1 + (x_{\min}/(3\rho))_n}, \quad (3)$$

где x_{\min} и x – половина минимальной толщины поперечного сечения шейки и ее текущее значение; $A = bh$ – текущая площадь поперечного сечения; ρ – радиус кривизны контура шейки; $(\sigma_z)_n = F_p / (b_p h_p)$ – среднее напряжение в наименьшем сечении образца после его разрушения.

Имея реальный график напряжений AB_2C отожженной меди [2] (рис.1), построенный на основании экспериментальных данных без учета НДС шейки, и учитывая особенности изменения напряженного состояния в шейке из линейного в объемное, можем построить ДДМ. При этом начальные размеры и их величины после разрушения образца силой $F_p = 11,5 \text{ кН}$ следующие: $l_0 = 114 \text{ мм}$, $b_0 = 20,25 \text{ мм}$, $h_0 = 5,75 \text{ мм}$, $l_p = 164 \text{ мм}$, $b_p = 13,1 \text{ мм}$, $h_p = 1,25 \text{ мм}$, $A_0 = b_0 h_0 = 116,4 \text{ мм}^2$, $A_p = b_p h_p = 16,4 \text{ мм}^2$.

Следовательно, если принять ДДМ за прямую линию, то будет достаточно с помощью данных точки C найти еще одну точку ДДМ. В данном случае это точка разрушения D . По данным экспериментов и рис.2 определяем интенсивность истинных (логарифмических) деформаций и среднее напряжение в наименьшем сечении шейки образца после его разрушения: $\varepsilon_{in} = \bar{\varepsilon}_p = \ln(A_0 / A_p) = 1,96$ (абсцисса точки D) и $(\sigma_z)_n = 700 \text{ МПа}$. Величину $(x_{\min}/\rho)_n = 1,4$ выбираем из [3]. Тогда

$$\sigma_{in} = \frac{(\sigma_z)_n}{1 + (x_{\min}/(3\rho))_n} = \frac{700}{1 + 1,4/3} = \frac{700}{1,47} = 477 \text{ МПа}.$$

Это ордината точки D , а ДДМ будет кривая AB_2D (рис. 1).

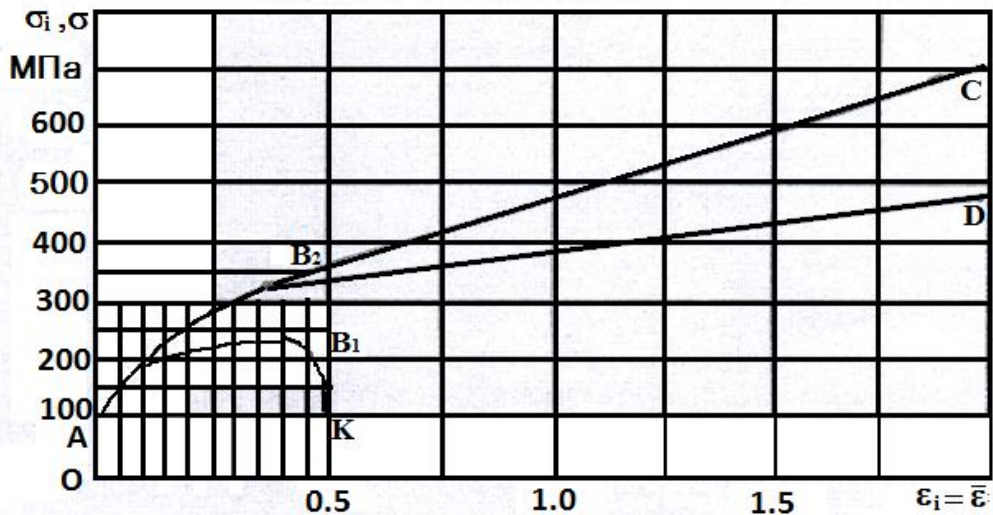


Рис. 1. Диаграмма деформирования меди AB₂D

Из сравнения графиков видно, что начиная с 40% деформации построение ДДМ без учета влияния трехосного напряженного состояния приводит к значительному увеличению напряжений.

В табл. 1 приведены численные данные напряжений $\sigma_x = \sigma_y$ и $\sigma_z = \sigma_x + \sigma_i$ в наименьшем сечении шейки растяженного плоского медного образца, а на рис.2 показаны их эпюры в зависимости от величины x , выполненные в среде MS EXCEL. На рис.2 напряжению σ_z соответствует кривая 1, а напряжению $\sigma_x = \sigma_y$ – кривая 2. Для расчетов использовались вышеприведенные экспериментальные данные и формулы (2).

Таблица 1. Значения напряжений $\sigma_x = \sigma_y$ и σ_z в наименьшем сечении образца

x	$\sigma_x = \sigma_y, \text{ МПа}$	x	$\sigma_z, \text{ МПа}$
-0,625	0,320332	-0,625	477,3203
-0,5	120,445	-0,5	597,445
-0,375	213,8753	-0,375	690,8753
-0,25	28,6113	-0,25	757,6113
-0,125	320,6528	-0,125	797,6528
0	334	0	811
0,125	320,6528	0,125	797,6528
0,25	280,6113	0,25	757,6113
0,375	213,8753	0,375	690,8753
0,5	120,445	0,5	597,445
0,625	0,320332	0,625	477,3203

Расчеты проводились по следующей последовательности: сначала на основании указанных данных определяется знаменатель формулы $y = \sigma_x = \sigma_y$ (2), который преобразуется к виду $(0,625)^2/0,7$, после чего, имея значение интенсивности напряжений 477МПа, а также половину толщины наименьшего сечения шейки 0,625, в среде MS EXCEL вводится следующая формула:

$$y = 334 * (0,391 - (A2^2)) / 0,391. \tag{4}$$

Ось абсцисс делим на 0,125 частей. При этом отрицательные значения оси абсцисс соответствуют левой половине образца, а положительные – правой.

Определим измененные значения пористости материала при различных степенях деформации образца и распределения пористости в различных точках наименьшего поперечного сечения шейки образца во время образования шейки. Для этого используем следующую формулу определения текущей пористости материала v ДТПМ [1]:

$$\nu = 1 - (1 - \nu_0) \exp\left(-\frac{9\nu_0^m \sigma_0 \varepsilon_{eq}}{(1 - \nu_0)^{3n} \sigma_{eq}}\right),$$

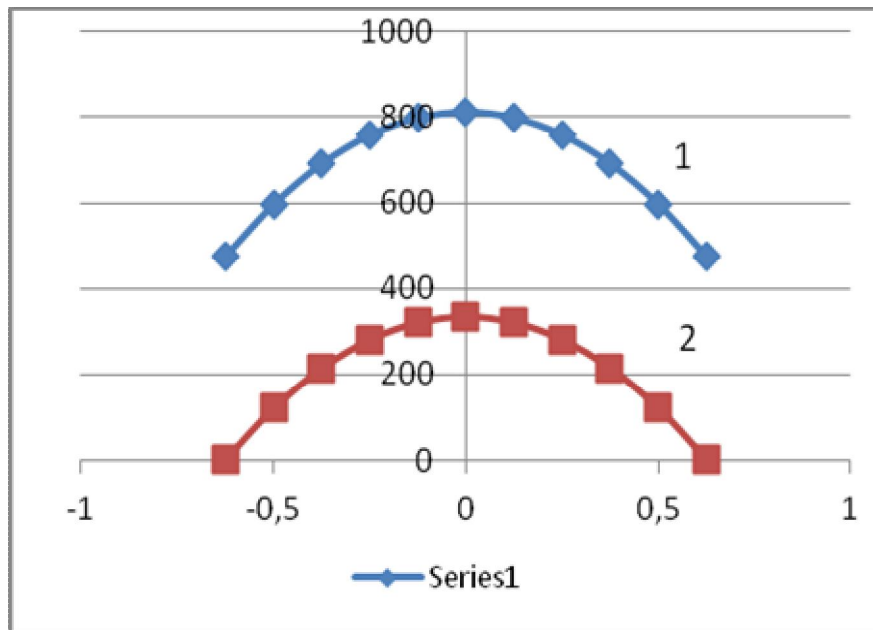


Рис. 2. Распределение напряжений $\sigma_x = \sigma_y$ и σ_z в наименьшем сечении образца

где $\sigma_0 = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ – среднее напряжение; σ_{eq} – эквивалентное напряжение; ε_{eq} – эквивалентная деформация; m и n – параметры пористости.

Значения увеличения пористости материала (табл. 2) до образования шейки и во время разрушения образца в разных точках шейки определялись для $m = 1$, $n = 0,25$, $\nu_0 = 0,01$.

Формула, введенная в среде MS EXCEL, имеет следующий вид:

$$\nu = 1 - (1 - C2) * EXP(-9 * СТЕПЕНЬ (C2; A2) * F2 * E2) / (СТЕПЕНЬ (1 - C2; 3 * B2) * D2)$$

Первые две графы табл. 2 соответствуют однородной деформации образца, а другие – разным точкам поперечного сечения образца во время разрушения. На основании последних данных построен график распределения простоты в наименьшем поперечном сечении шейки (рис. 3).

Таблица 2. Данные определения пористости материала, при $m = 1$, $n = 0,25$, $\nu_0 = 0,01$

N ^o	ε_{eq}	σ_{eq} , МПа	σ_0 , МПа	ν
1	0,1	190	63,33	0,012987954
2	0,4	230	76,67	0,021897815
3	1,96	477	159,32	0,067060071
4	1,96	477	279,00	0,107749502
5	1,96	477	373,00	0,138459869
6	1,96	477	440,00	0,159701818
7	1,96	477	480,00	0,172133068
8	1,96	477	493,00	0,176133494

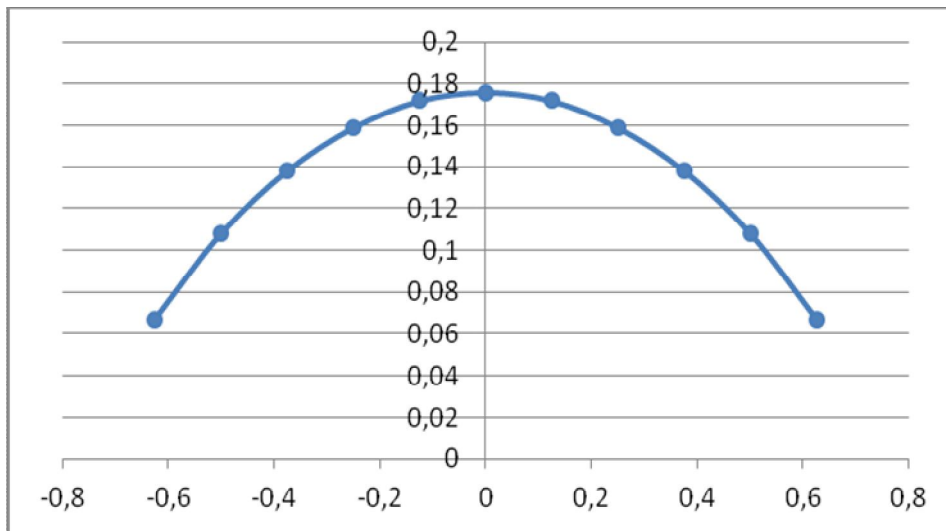


Рис. 3. Графік розподілення пористості в найменшому сеченні шийки при розрушенні образца

Аналіз отриманих даних показує, що небезпечна точка образца знаходиться в центрі найменшого поперечного сечення шийки, де 1% початкової пористості досяг значення 17,6%. Для достовірності цих даних порівняємо їх з існуючими експериментальними даними [4]. На рис.4 приведено зображення продольного шліфа в проміжку шийки образца з технічної чистої міді, на якому видно численні пори. При цьому їх виникнення пояснюється мікротрещинами навколо неметалічних частинок, існуючих в матеріалі. В час деформування образца густина пор збільшується від зовнішньої поверхні до центру шийки, звідки і починається розрушення образца.

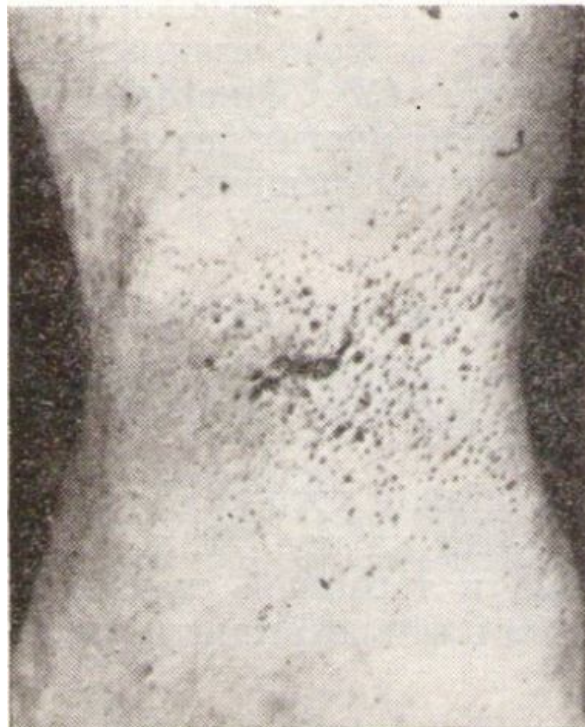


Рис. 4. Продольний шліф шийки розтягнутого мідного образца [4]

Таким чином, розроблено інженерний метод визначення змін пористості матеріалу в образці прямокутного сечення до і після утворення шийки. Розв'язанням чисельного прикладу визначено значення пористості при різних ступенях однорідної деформації образца, а також побудовано графік розподілення пористості матеріалу в найменшому поперечному сеченні шийки образца.

1. *Петросян Г.Л.* Пластическое деформирование порошковых материалов. – М.: Металлургия. – 1988. –153 с.
2. *Малинин Н.Н.* Прикладная теория пластичности и ползучести.- М.: Машиностроение. – 1975. –399 с.
3. *Петросян Г., Бабаян Э., Мусаелян С.* Метод исследования пластических свойств плоского образца, изготовленного из листа при осевом растяжении// Сборник материалов годичной научной конференции ГИУА. Том 1. – Ереван, 2001. – С. 187-188.
4. *Мастеров В.А., Берковский В.С.* Теория пластической деформации и обработка металлов давлением. – М.: Металлургия. –1976. – 352 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.855.001.24

О.І. Пилипенко, А.В. Полуян
ПОБУДОВА МОДЕЛЕЙ І ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ КІНЕМАТИКИ ЛАНЦЮГОВИХ ПЕРЕДАЧ В МЕТАЛЕВОМУ ТА ПОЛІМЕРНОМУ ВИКОНАННІ

Представлений комплексний підхід до побудови 3D моделей ланцюгової передачі та порівняльний 4D аналіз кінематики ланцюгових передач в металевому та полімерному виконанні. Чітко зафіксована кривими графіків періодичність їх зміни при усталеному русі ланцюгової передачі. Виявлено зменшення амплітуд поперечних, поздовжніх та крутильних коливань у вітках ланцюгового контуру при заміні металевих деталей ланцюгової передачі полімерними.

Ключові слова: ланцюгова передача, ролик ланцюга, програмний комплекс, аналіз, кінематика
 Форм. 1. Табл. 0. Рис. 6. Літ. 10.

А.И. Пилипенко, А.В. Полуян
ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛЕЙ И СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КИНЕМАТИКИ ЦЕПНЫХ ПЕРЕДАЧ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ И ПОЛИМЕРНОМ ИСПОЛНЕНИИ

Представлен комплексный подход к построению 3D моделей цепной передачи и сравнительный 4D анализ кинематики цепных передач в металлическом и полимерном исполнении. Чётко зафиксирована кривыми графиков периодичность их изменения при установившемся движении цепной передачи. Выявлено уменьшение амплитуд поперечных, продольных и крутильных колебаний в ветвях цепного контура при замене металлических деталей цепной передачи полимерными.

Ключевые слова: цепная передача, ролик цепи, программный комплекс, анализ, кинематика

O. Pylypenko, A. Poluyan
BUILDING OF MODELS AND COMPARATIVE ANALYSIS OF KINEMATICS CHAIN TRANSMISSION IN METAL AND POLYMER EXECUTION

Comprehensive approach to constructing 3D models of chain transmission and comparative analysis of 4D kinematics chain transmission in metal and polymer execution are presented. Distinctly fixed curves graphs periodicity the changes them for steady motion chain transmission. Detected decreasing the amplitude of transverse, longitudinal and torsional vibrations in the twigs of the chain contour replacing metal chain transmission on polymer.

Keywords: chain drive, roller chain, software complex, analysis, kinematics

Постановка проблеми. Якісне машинобудування є матеріальною основою технічного переозброєння всієї економіки, в чому Україна відчуває сьогодні велику потребу. Значна кількість машин, верстатів і їх комплексів потребують на сьогоднішній день модернізації їх механічних передач, зокрема ланцюгових, та зменшення енерговитрат для передачі обертового руху.

Ланцюгова передача – досить складна система, що містить велику кількість взаємодіючих елементів, має багато можливих реалізацій в процесі свого функціонування.

Основними недоліками ланцюгової передачі є нерівномірність руху ланцюга і пов'язані з цим динамічні явища, що спричинені самою конструкцією ланцюгової передачі.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. В наш час існує велика кількість програмних комплексів САПР, за допомогою яких можна вирішувати основні питання проектування, аналізу руху та анімації механічних передач [1, 2, 3]. Використання САПР в експериментальній науково-дослідній сфері набуває великих масштабів по причині можливості проведення експерименту, в якому враховуються і відтворюються реальні умови роботи машини.

Питання кінематики ланцюгової передачі розглядалися у роботах [4, 5], в яких дослідження проводилися без врахування наявності веденої вітки ланцюгового контуру. В [6] було викладено подальший розвиток теорії та систематизовані наукові основи синтезу ланцюгових передач, які розглядалися як коливальна система. Робота ланцюгової передачі у вище наведених джерелах описана диференціальними рівняннями крутильних коливань, при розв'язанні яких чисельним методом на ЕОМ отримують власні частоти та форми коливань ланцюгової передачі з практично будь-якою кількістю мас.

Математичний аналіз кінематичних параметрів ланцюгової передачі з врахуванням веденої вітки ланцюгового контуру, що відповідають реальній ланцюговій передачі, розглядалося в [7] за допомогою Mathcad – системи комп'ютерної алгебри з класу систем автоматизованого проектування, яка зорієнтована на підготовку інтерактивних документів з розрахунками і візуальним супроводом.

Більш точний та досконалий математичний апарат розв'язання диференціальних рівнянь використовується програмним комплексом SolidWorks, оскільки він не тільки враховує

демпфірування деталей, маси віток ланцюгового контуру, їх інерційність з більш повною картиною впливу різних параметрів, але і дозволяє побачити 4D поведінку ланцюгової передачі під час її.

Проектний та порівняльний аналіз ланцюгових передач в металевому та полімерному виконанні за допомогою програмного комплексу SolidWorks, наскільки нам відомо, раніше не проводився.

Невирішені частини проблеми. Дослідження, які викладені в [6, 7], не дають повної картини поведінки шарніра ланцюга в передачі при збуреннях, викликаних полігональним ефектом зірочок, і не відображають поведінки деталей, що складають ланцюговий контур, під час аналізу руху ланцюгової передачі.

Мета дослідження. Проаналізувати 3D проектну побудову ланцюгової передачі та порівняти вплив заміни металевих деталей ланцюгової передачі полімерними на зменшення амплітуд поперечних, поздовжніх та крутильних коливань.

Основні результати дослідження.

1. Аналіз проектної побудови 3D моделі ланцюгової передачі. Під час 3D проектування використовуємо параметри і якісні характеристики зірочок ланцюгової передачі по ГОСТ 591-69 (ISO 606-94), а ланцюга – по ГОСТ 13568-97 (ISO 606-94).

Для створення стандартних 3D моделей зірочок ланцюгової передачі використовуємо модуль "КОМПАС – SHAFT 3D" програмного продукту АСКОН "КОМПАС-3D" V13, який дає більші можливості конструктору по вибору параметрів для розрахунку та відображає результати для проектування ланцюгової передачі (рис. 1), в порівнянні з можливостями побудови стандартної 3D моделі зірочок ланцюгової передачі за допомогою бібліотеки проектування Toolbox програмного комплексу "SolidWorks 2013". Більш детально розглянуті переваги побудов 3D моделей зірочок ланцюгових передач у [8].

Результаты расчета

Две страницы

Таблица 1. Расчет цепной передачи с роликовой или втулочной цепью

Наименование параметра	Ведущая звездочка	Ведомая звездочка
Исходные данные		
Число зубьев	15	25
Обозначение цепи	ПР-19,05-3180	
Шаг цепи, мм	19,05	
Предварительное межцентровое расстояние, мм	265	
Передаточное отношение	1,06667	
Диаметр ролика(втулки) цепи, мм	11,91	
Наибольшая ширина пластины цепи, мм	18,2	
Расстояние между внутренними пластинами, мм	12,7	
Межцентровое расстояние передачи, мм	264,96348	+0,17 -0,26
Число звеньев цепи	48	
Определяемые параметры для построения профиля зубьев звездочек		
Диаметр делительной окружности, мм	91,62544	151,9948
Диаметр окружности выступов, мм	99,7578	160,93088
Диаметр окружности впадин, мм	79,55589	139,92525
Наибольшая хорда, мм	78,99069	139,59109
Радиус впадин, мм	6,03478	
Радиус сопряжения, мм	15,56278	
Радиус головки зуба, мм	8,07857	7,9089
Половина угла впадины	51°00'00"	52°36'00"
Угол сопряжения	14°15'60"	15°45'36"
Половина угла зуба	12°44'00"	14°26'24"
Прямой участок профиля, мм	0,90712	1,09485
Расстояние от центра дуги впадины до центра дуги выступа зуба, мм	14,7684	
Смещение центров дуг впадин, мм	0,5715	
Координаты точки O1, мм	X: 7,40465	7,56918
	Y: 5,99616	5,78708
Координаты точки O2, мм	X: 14,44568	14,65195
	Y: 3,07052	1,85097

Продолжение табл. 1.

Наименование параметра	Ведущая звездочка	Ведомая звездочка
Параметры для построения венца звездочек в поперечном сечении		
Радиус закругления зуба, мм	20,2	
Расстояние от вершины зуба до линии центра дуг закруглений, мм	9,528	
Диаметр обода (наибольший), мм	66	127
Радиус закруглений обода, мм	1,6	
Ширина зуба звездочки, мм	11,661	

Стр. 1/2

Номер таблицы 1

Закреть

Рис. 1. Результаты розрахунку ланцюгової передачі модулем "КОМПАС – SHAFT 3D" програмного продукту АСКОН "КОМПАС-3D" V13

Для побудови 3D моделей деталей ланцюгового контуру доречно використати програмний комплекс "SolidWorks 2013", оскільки подальша 3D побудова та порівняльний 4D аналіз руху

ланцюгових передач в металевому та полімерному виконанні буде здійснюватися саме в даному комплексі з причини неможливості проведення подібного аналізу за допомогою програмного продукту АСКОН "КОМПАС-3D" V13.

Побудуємо 3D моделі ланцюгової передачі в металевому (рис. 2, а) та полімерному виконанні (рис. 2, б) за такими параметрами (рис. 1): кількість зубців ведучої зірочки ($z_1 = 15$); кількість зубців веденої зірочки ($z_2 = 25$); профіль зубця "зі зміщенням"; клас точності зірочки "А"; ланцюг ПР-19,05-3108; попередня міжосьова відстань 265 мм; кут нахилу лінії центрів "0".

Як видно з рисунка 1, програмним модулем "КОМПАС – SHAFT 3D" була запропонована поправка на міжосьову відстань, яка знаходиться в межах 264,70348 – 265,13348 мм.

Для побудови ланцюгової передачі в полімерному виконанні використаємо пружну монолітну ланку ланцюга, на яку було отримано патент на винахід [9]. Матеріал зірочок та ланок ланцюга – поліамід ПА6-210КС.

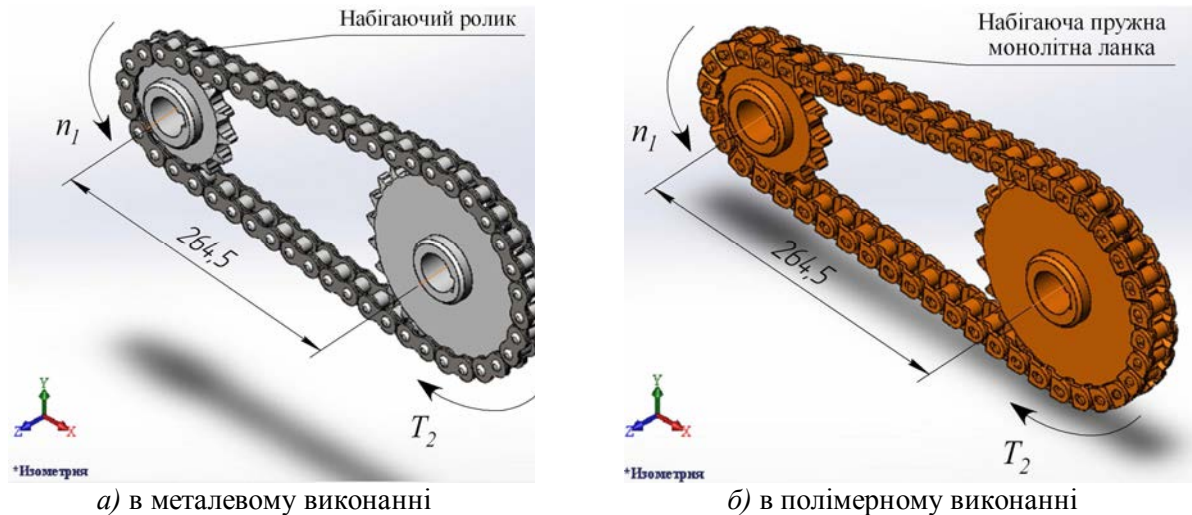


Рис. 2. 3D моделі ланцюгових передач

Як видно з рисунка 2, міжосьова відстань не попадає в запропоновані межі програмним модулем "КОМПАС – SHAFT 3D" і складає 264,5 мм. Це свідчить про неточність аналітичних розрахунків даного програмного продукту. Більш точно можна стверджувати та робити висновки по відповідних проектних параметрах ланцюгової передачі, побудувавши її 3D модель.

2. Порівняльний аналіз руху 3D моделей ланцюгових передач в металевому та полімерному виконанні. Основне рівняння процедури аналізу продуктом "SolidWorks" рівнянь руху лінійної системи з n ступенями вільності, які змінюються з часом (процедура аналізу рівнянь руху була більш детально розглянута раніше в [10]):

$$[M]\{\ddot{u}(t)\} + [C]\{\dot{u}(t)\} + [K]\{u(t)\} = \{f(t)\}, \quad (1)$$

де $[M] = n \times n$ – симетрична матриця інерції;

$[C] = n \times n$ – симетрична матриця демпфірування;

$[K] = n \times n$ – симетрична матриця жорсткості;

$\{f(t)\} = n$ – розмірний вектор сили;

$\{u\}$, $\{\dot{u}\}$, $\{\ddot{u}\}$ – n -розмірні вектори переміщення, швидкості і прискорення відповідно.

Рівняння (1) є системою n звичайних сумісних диференціальних рівнянь з постійними коефіцієнтами. Рівняння руху пов'язані через параметри мас, жорсткостей і демпфірування. Зв'язок залежить від системи координат, яка використовується для опису рівнянь руху.

Задамо однакові параметри, по яких буде розраховуватися комплексний 4D аналіз руху ланцюгових передач (рис. 2, на жаль він не відображає реальну картину руху ролика ланцюгового контуру):

- напрямок обертання ведучої зірочки – проти годинникової стрілки зі швидкістю ($n_1 = 300 \text{ хв}^{-1}$);

- момент опору веденої зірочки ($T_2 = 32 \text{ Н}\cdot\text{м}$);

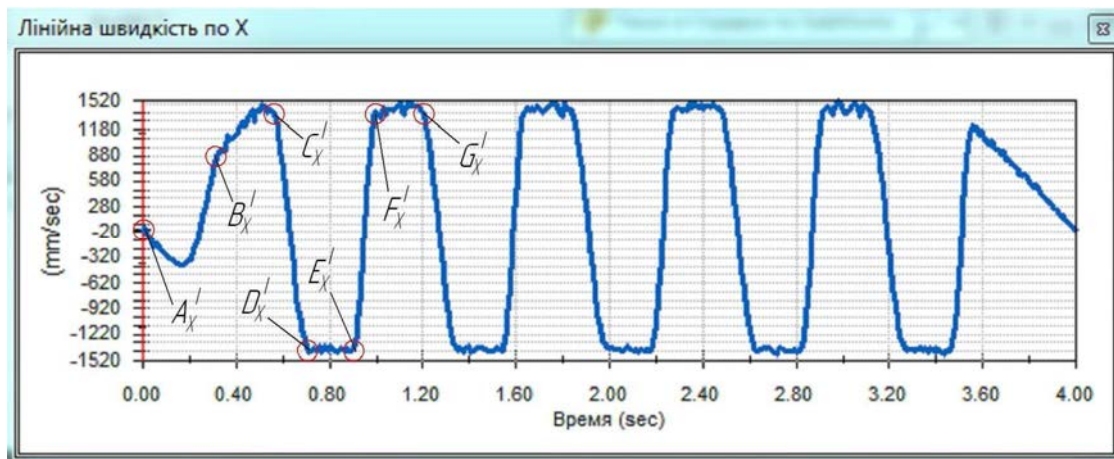
- проміжок часу, на протязі якого відбуватиметься розрахунок – від 0 до 4 секунд, що відповідає більш, ніж двом періодам обертання ланцюгового контуру;

- силу земного тяжіння ($g = 9,80665 \text{ м/с}^2$) направимо в напрямку, протилежному осі Y . Запустимо розрахунок та охарактеризуємо час аналізу руху 3D механізмів:
- від 0 до 0,5 секунди ведуча зірочка передачі поступово набирає оберти ($0 - 300 \text{ хв}^{-1}$);
- від 0,5 до 3,5 секунд – усталений режим роботи ланцюгових передач;
- від 3,5 до 4 секунд ведуча зірочка поступово зменшує свої оберти ($300 - 0 \text{ хв}^{-1}$).

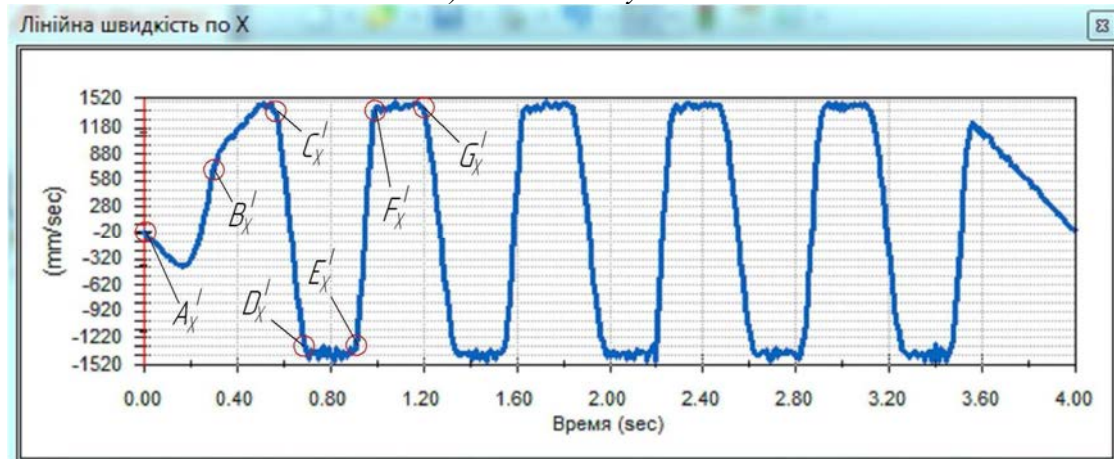
Зауважимо, що програмний комплекс SolidWorks дає можливість визначити положення відносно глобальної системи координат будь-якої деталі в ланцюговому контурі на відповідному проміжку часу.

Після закінчення розрахунку для побудови порівняльних характеристик виберемо набігаючий ролик ланцюга на ведучу зірочку у металевому виконанні і набігаючі пружну монолітну ланку ланцюга в полімерному виконанні. Зауважимо, що суттєвої різниці при виборі деталі для дослідження руху ланцюгового контуру (ланка ланцюга, шарнір або ролик) немає. Вибір ролика у металевому виконанні ланцюга спричинений тією обставиною, що він під час руху і зачеплення з зубом зірочки повертається.

Більш детальний аналіз зміни кривих на графіках лінійних та кутових переміщень, швидкостей і прискорень ролика 3D моделі ланцюгової передачі в металевому виконанні по координатних осях розглядався в [10]. Виходячи з висновків [10], розглянемо та, проаналізувавши, порівняємо лише ті графіки, які в повній мірі характеризують зменшення амплітуд поперечних, поздовжніх та крутильних коливань ролика ланцюга (рис. 3 – 6).

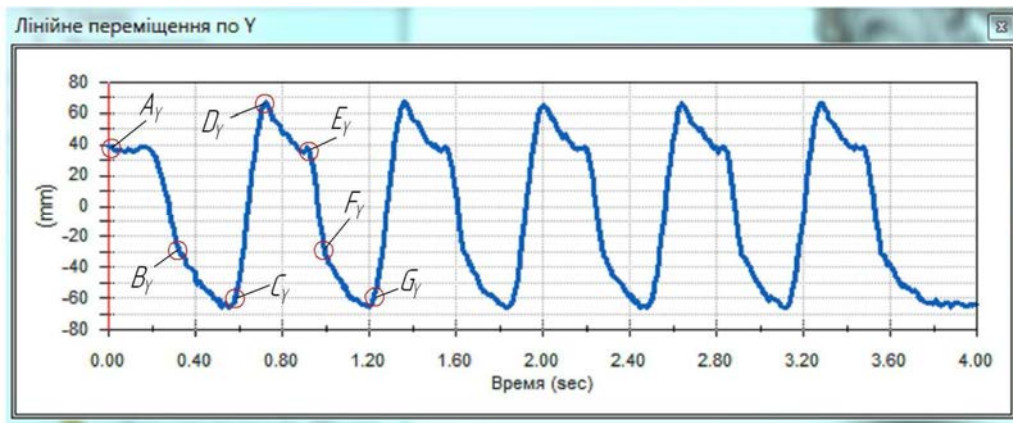


а) в металевому виконанні

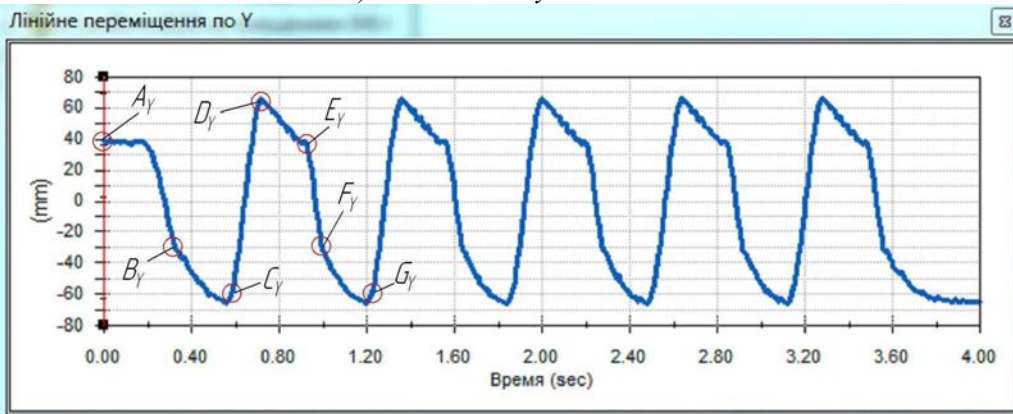


б) в полімерному виконанні

Рис. 3. Лінійні швидкості ролика ланцюга по осі X

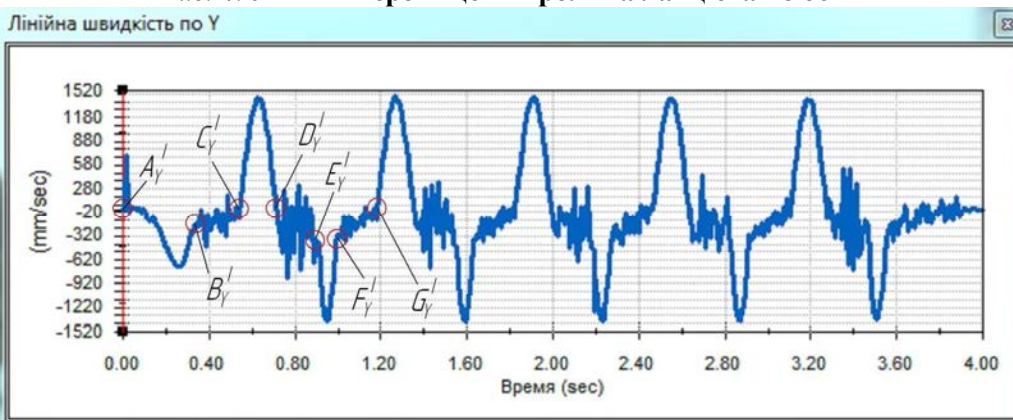


а) в металевому виконанні

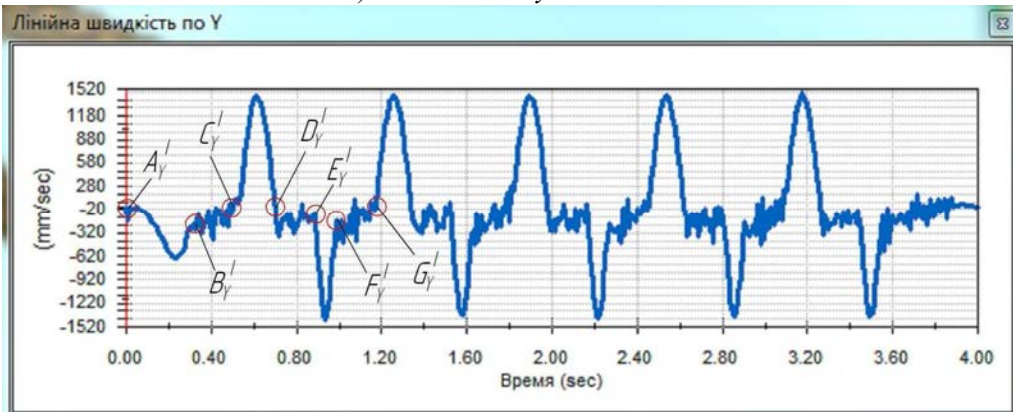


б) в полімерному виконанні

Рис. 4. Лінійні переміщення ролика ланцюга по осі Y

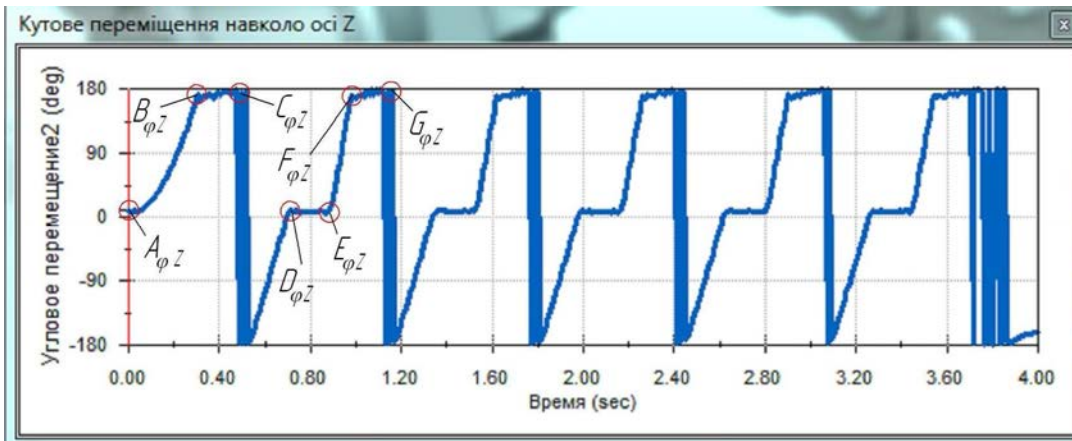


а) в металевому виконанні

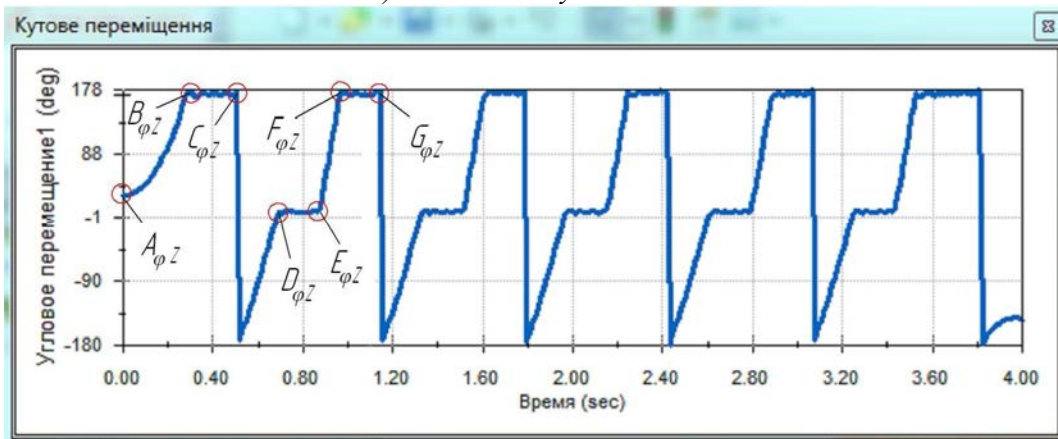


б) в полімерному виконанні

Рис. 5. Лінійні швидкості ролика ланцюга по осі Y



а) в металевому виконанні



б) в полімерному виконанні

Рис. 6. Кутові переміщення ролика ланцюга навколо осі Z

На графіках (рис. 3 – 6) позначені точки, які ділять криву кожного з графіків на відрізки, що характеризують розташування ролика ланцюга в певний момент часу.

В точках $A'_x, E'_x, A_y, E_y, A'_y, E'_y, A\phi_z, E\phi_z$ ролик входить в зачеплення з ведучою зірочкою, а на відрізках $A'_xB'_x, E'_xF'_x, A_yB_y, E_yF_y, A'_yB'_y, E'_yF'_y, A\phi_zB\phi_z, E\phi_zF\phi_z$ він контактує з нею, і в точках $B'_x, F'_x, B_y, F_y, B'_y, F'_y, B\phi_z, F\phi_z$ виходить з контакту.

На відрізках $B'_xC'_x, F'_xG'_x, B_yC_y, F_yG_y, B'_yC'_y, F'_yG'_y, B\phi_zC\phi_z, F\phi_zG\phi_z$ ролик ланцюга переміщується по веденій вітці ланцюга, а в точках $C'_x, G'_x, C_y, G_y, C'_y, G'_y, C\phi_z, G\phi_z$ з веденої вітки ланцюгового контуру входить в зачеплення з веденою зірочкою.

На відрізках $C'_xD'_x, C_yD_y, C'_yD'_y, C\phi_zD\phi_z$ ролик ланцюга контактує з веденою зірочкою, а в точках $D'_x, D_y, D'_y, D\phi_z$ він виходить з контакту з веденою зірочкою.

На відрізках $D'_xE'_x, D_yE_y, D'_yE'_y, D\phi_zE\phi_z$ ролик ланцюга переміщується по ведучій вітці ланцюга.

Аналізуючи криві графіків (рис. 3 – 6) руху ролика ланцюга, бачимо, що прослідковується їх періодичність при усталеному русі ланцюгової передачі.

Порівнюючи графіки лінійної швидкості ролика по осі X видно, що, проходячи по вітках (відрізки $D'_xE'_x$ та $F'_xG'_x$) ланцюгового контуру, ролик ланцюга здійснює менші поздовжні коливання в полімерному виконанні, ніж в металевому (рис. 3). Зменшення поперечних коливань ролика в полімерному виконанні ланцюгової передачі спостерігається і на графіках (рис. 4) лінійного переміщення по осі Y (відрізки D_yE_y та F_yG_y).

З графіків лінійної швидкості ролика по осі Y прослідковується чітко виражена періодичність коливань ролика ланцюга. Верхні піки кривих графіків (рис. 5) відповідають розташуванню ролика ланцюга на ведучій зірочці, аналогічно нижні піки – на веденій зірочці. Амплітуди лінійних коливань ролика у вітках менші в полімерному виконанні ланцюгової передачі, ніж в металевому.

Порівнюючи криві графіків кутового переміщення ролика навколо осі Z (рис. 6), спостерігається та сама тенденція по зменшенню його коливань в полімерному виконанні ланцюгової передачі при проходженні ролика по вітках ланцюгового контуру (відрізки $D\phi_zE\phi_z$,

$F_{\varphi z}G_{\varphi z}$). Спостерігається різка зміна кута набігання ролика на ведену зірочку (рис. 6 (а) – товсті вертикальні лінії), що свідчить про обертання його навколо власної осі, а на рисунку 6 (б) цього явища не виникає, оскільки ланцюговий контур складається з пружних монолітних ланок.

Проаналізувавши графіки (рис. 3 – 6) комплексно, можна стверджувати, що в різні періоди часу руху ролик ланцюга поводить себе неоднаково. Коли в механічній системі наступає режим усталеного руху, то починає прослідковуватися характер поведінки ролика ланцюга з часом. Він рухається періодично, виникають певні коливання ролика при знаходженні його у ведучій та веденій вітках ланцюга. При заміні металевих деталей ланцюгової передачі на деталі з поліаміду ПА6-210КС спостерігається зменшення амплітуд поперечних, поздовжніх та крутильних коливань при проходженні ролика по вітках ланцюгового контуру.

Висновки. В результаті побудови 3D моделей ланцюгових передач в металевому та полімерному виконанні і 4D просторового аналізу кінематики їх руху за допомогою сучасних САПР виявлено, що на встановленому проміжку часу (від 0 до 4 секунд, що відповідає більш, ніж двом періодам обертання ланцюгового контуру) ролик та пружна монолітна ланка ланцюга поводять себе неоднаково при проходженні їх по ланцюговому контуру. Графіки (рис. 3 – 6) чітко фіксують періодичну зміну кривих при усталеному русі ланцюгової передачі та зменшення амплітуд поперечних, поздовжніх та крутильних коливань у вітках ланцюгового контуру при заміні металевих деталей ланцюгової передачі на полімерні. В металевому виконанні ланцюгової передачі спостерігається різка зміна кута набігання ролика на ведену зірочку, що свідчить про обертання його навколо власної осі, а в полімерному виконанні цього явища не виникає, оскільки ланцюговий контур складається з пружних монолітних ланок.

В перше було застосовано програмний комплекс SolidWorks для дослідження кінематики руху ролика ланцюгового контуру відносно координатних осей. Перспективою подальшого розвитку у даному напрямку є дослідження динамічних явищ в ланцюговій передачі викликаних різними збудуючими ми факторами, що неодмінно супроводжують роботу реальної передачі.

1. *Алямовский А.А.* COSMOSWorks. Основы расчёта конструкций на прочность в среде SolidWorks. – ДМК Пресс, 2010 – 789 с.
2. *Paul M. Kurowski.* Engineering. Analysis with COSMOSWorks Professional. – Schroff Development Corporation (SDC), 2005. – 248 p.
3. *Кудрявцев Е. М.* КОМПАС-3D V10. Максимально полное руководство. В 3-х томах.: ДМК Пресс, 2008. – 1184 с.
4. *Воробьев Н.В.* Цепные передачи. Машиностроение, М.: 1968, 252 с.
5. *Rachner H.-G.* Stahlgelenkketten und Kettentriebe, Berlin, 1962, 221 s.
6. *Пилипенко О.И.* Научные основы и синтез цепных передач. Дисс. докт. техн. наук., ХПГУ, Харьков, 1996, 467 с.
7. *Пилипенко О.И., Ильин Д.О.* Уточнені кінематичні дослідження ланцюгової передачі при збуреннях, викликаних полігональним ефектом. Вісник ЧДТУ №25, серія ТН. Чернігів. 2005. – С. 31-39.
8. *Пилипенко О.И., Полуян А.В.* Вирішення інженерних задач під час 3D проектування зірочок ланцюгових передач. Вісник ЧДТУ № 63(1), серія ТН. Чернігів. 2013.
9. *Пилипенко О.И., Козар І.Ф., Степенко А.П.* Пружна монолітна ланка ланцюга. Патент України 23341А. Бюл. №4, 31.08.98.
10. *Пилипенко О.И., Полуян А.В.* Комплексна оцінка аналізу динаміки руху ролика ланцюга за допомогою програмного продукту SolidWorks. Вісник ЧДТУ № 65(2), серія ТН. Чернігів. 2013.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 539.4: 669.01

Ю.Н. Подрезов, Н.И. Даниленко, Д.Г. Вербило, С.А. Фирстов
РОЛЬ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК В ФОРМИРОВАНИИ
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В работе проанализировано влияние степени деформации на законы структурообразования. Особое внимание обращается на процессы, происходящие на границах структурных состояний. Показано, что вблизи критических степеней деформации наблюдается изменение механического поведения материала. Кривые деформационного упрочнения испытывают перегибы. На зависимости энергии разрушения от степени деформации наблюдаются локальные максимумы.

Ключевые слова: пластическая деформация, структура, прочность, трещиностойкость, энергия разрушения, упрочнение

Форм. 5. Табл. 0. Рис. 8. Лит. 20.

Ю.М. Подрезов, М.І. Даниленко, Д.Г. Вербило, С.О. Фірстов
РОЛЬ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕБУДОВ У ФОРМУВАННІ МЕХАНІЧНИХ
ВЛАСТИВОСТЕЙ ДЕФОРМОВАНИХ МАТЕРІАЛІВ

У роботі проаналізовано вплив ступеня деформації на закони структуроутворення. Особлива увага звертається на процеси, що відбуваються на межах структурних станів. Показано, що поблизу критичних ступенів деформації спостерігається зміна механічного поведінки матеріалу. Криві деформаційного зміцнення зазнають перегинів. На залежності енергії руйнування від ступеня деформації спостерігаються локальні максимуми.

Ключові слова: пластична деформація, структура, міцність, тріщиностійкість, енергія руйнування, зміцнення

Yu. Podrezov, M. Danylenko, D. Verbylo, S. Firstov
ROLE OF STRUCTURAL TRANSFORMATIONS ON MECHANICAL PROPERTIES OF
DEFORMED MATERIAL

The influence of the strain on the laws of structure formation was analyzed in this paper. Particular attention is drawn to the processes taking place at the boundaries of structural states. It is shown that near the critical degrees of deformation, a change in the mechanical behavior of the material. Stress-strain curves have kinks. The local maxima was observed on the curve of fracture energy vs strain.

Keywords: plastic deformation, structure, strength, fracture toughness, fracture energy, strengthening

Постановка проблеми. В классической науке о прочности существует два огромных, но практически не пересекающихся научных направления: механика и физика деформирования. Точно также, в проблеме упрочнения материалов сосуществуют две не взаимодействующие ветви – реологическая и физическая теории. В реологических моделях увеличение напряжения при деформировании материала описывается с учетом его упругого поведения, либо пластического или вязкого течения. Зависимости напряжения от деформации строятся с учетом напряженного состояния, учитывают исходные свойства среды, но, как правило не учитывают структурные изменения, происходящие в материале в процессе деформации.

Анализ последних исследований и публикаций. В физической теории упрочнения именно накопление дефектов деформационной природы рассматривается, как основной фактор, приводящий к увеличению напряжения в материале с ростом деформации. Основоположителем этого научного направления можно считать Тейлора [1], который еще в 1934 году предложил уравнение, связывающее прирост деформирующего напряжения $\Delta\sigma$ с плотностью дислокаций ρ :

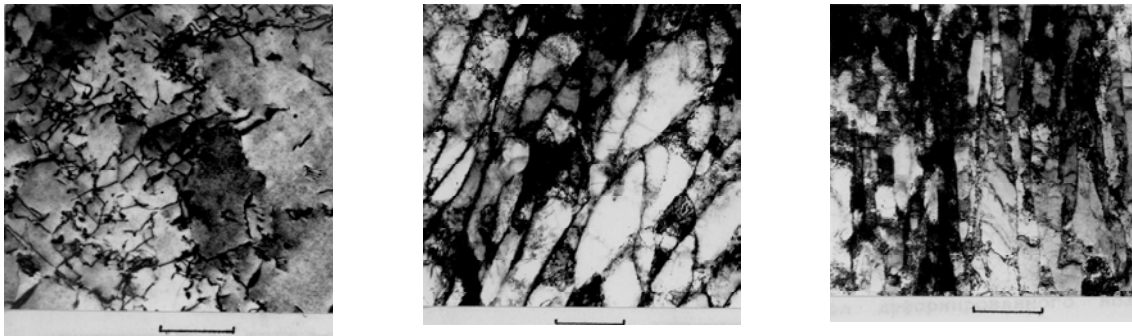
$$\Delta\sigma = \alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (1)$$

где G - модуль сдвига ; b - вектор Бюргерса; α – коэффициент упрочнения.

Это, по сути, теоретическое предсказание нашло блестящее практическое подтверждение и дальнейшее развитие в 50-е годы прошлого века – в эпоху становления экспериментальной просвечивающей электронной микроскопии. В классических работах Набарро [2], Базински [3] и Хольта [4], а также их последователей Кульман Вилсдорф [5], Кокса и Мекинга [6], и др была продемонстрирована правомерность использования теории Тейлора, но при этом было обращено внимание на стадийность процессов структурообразования при деформации, что, несомненно должно сказываться на закономерности упрочнения. Под влиянием пластической деформации изменение микроструктуры происходит в такой последовательности: простые дислокационные скопления → слабозаориентированные ячейки → разориентированные ячейки.

В качестве примера, на рис. 1 приведены три основных типа дислокационной структуры в деформированном железе технической чистоты. При малой степени деформации (~ 0 - 15%) -

образуются хаотически распределенные дислокации (рис. 1а); при средних деформациях (~ 15 – 60 %) – слаборазориентированная ячеистая субструктура (рис. 1б); при больших деформациях (> 60%) – разориентированная ячеистая структура (рис. 1в).



а)

б)

в)

Рис. 1. Эволюция дислокационной структуры при деформации: а) лес дислокаций, б) слаборазориентированная ячеистая субструктура, в) разориентированная ячеистая структура

Многочисленные исследования эволюции дислокационной структуры при пластической деформации в широком интервале температур и степеней деформации выполнены С.А. Фирстовым, В.И. Трефиловым с сотрудниками [7 - 10] были систематизированы с помощью диаграмм структурных состояний (рис. 2). На диаграмме в координатах температура — степень деформации нанесены области существования различных типов дислокационных распределений: I - область клубковых сплетений, II — однородного распределения дислокаций, III — промежуточных структурных состояний, IV — ячеистых структур. В области промежуточных структурных состояний характерно наличие оборванных дислокационных субграниц.

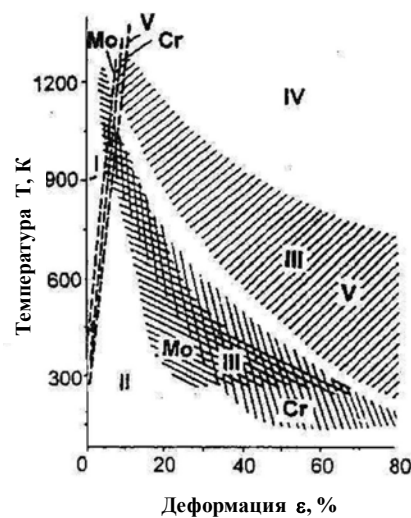


Рис. 2. Структурные изменения в ОЦК-металлах в процессе пластической деформации в широком диапазоне степеней деформации и температур испытания

Было показано, что такие структурные переходы происходят в узком диапазоне деформаций и сопровождаются изменением механизмов упрочнения деформируемого материала. Следует подчеркнуть, что эти закономерности в равной мере присущи материалам с разным типом кристаллической решетки и действуют во всем диапазоне температур, где работает дислокационный механизм деформации. Границы структурных состояний зависят от условий деформирования (температура деформации) и от структуры материала (кристаллографическое строение, энергия дефекта упаковки, размер зерна и т.п.). Эти изменения влияют на процесс упрочнения во время пластической деформации и механические свойства деформированных

металлов. Знання цих законів покладено в основу теорії деформаційного упрочнення, зв'язуючої еволюцію дислокаційної структури з механічним поведінням матеріалу при деформації.

В роботі [11] Трефілов і Моїсєєв з колегами вперше продемонстрували структурну природу стадійності упрочнення і зв'язали лінійні частки на кривій упрочнення, обробленої в координатах $\sigma - \sqrt{e}$ зі зміною структурних станів матеріалу (рис. 3). В рамках запропонованої ними моделі крива деформаційного упрочнення для простих структурних станів може бути апроксимована серією прямих ліній, якщо експериментальні дані перестроєні в координатах істинне напруження σ - корінь із істинної деформації \sqrt{e} [11, 12].

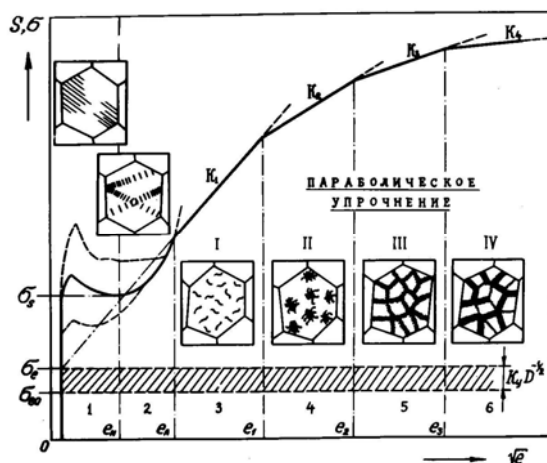


Рис. 3. Схема стадійності деформаційного упрочнення ОЦК металлов

Белл [13] першим використав цей метод аналізу для виділення різних стадій упрочнення (он називав його квантуванням), але не підводив структурну базу під спостережуваний ефект. Моїсєєв з колегами продемонстрував структурну природу стадійності упрочнення (лінійні частки відповідають різним інтервалам на діаграмі структурних станів (рис.2) [11]. Формально кожна стадія відповідає інтервалу деформацій з новим коефіцієнтом α в вираженні Тейлора (1).

Що являється рушійною силою структурних перестроек? Існує багато моделей, описуючих перехід від структури лісу дислокацій до слабоорієнтованих ячеїнок. Найбільше розповсюдження отримали моделі, де головна роль в зародженні деформаційних субграниць при деформації відводиться епрутому взаємодію дислокацій і стремленню системи дефектів до зменшення епрутой, коли упорядочення структури дозволяє знизити поля епрутой напружень. Для фізичного обґрунтування таких перестроек звичайно використовують моделі, подібні тим, які використовуються для опису спіноїдального розпаду пересыщенних твердих розчинів, де енергетична вигідність зближення атомів описується з урахуванням взаємодії епрутой. Цей перехід в ОЦК – металах відбувається порівняно швидко. Оскільки поля напружень, створені дислокаціями, спадають обернено пропорційно відстані, то створення стабільних конфігурацій потребує зближення дислокацій. Критична ступінь деформації, при якій відбувається створення ячеїстої структури можна розрахувати з вираження

$$e' = c\tau^2 d, \quad (2)$$

де c - константа; τ - прикладене напруження; d - розмір зерна.

Розмір створених ячеїнок і їх розорієнтація зв'язані з щільністю дислокацій в хаотичній дислокаційній структурі в предельному стані, відповідному моменту утворення ячеїнок, співвідношенням:

$$\rho = \frac{2\alpha_y \Phi}{bl}, \quad (3)$$

где α_n - коэффициент, связанный с формой ячеек имеет значение близкое к 1; Φ - угол разориентации; l - размер ячейки. В молибдене для $\rho=2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $b=2,7 \text{ \AA}$ получаем $l = 2 \text{ мкм}$ и $\Phi=2,5^\circ$, что хорошо согласуется с экспериментом.

Обратим внимание, что при дальнейшем увеличении степени деформации подавляющее число границ продолжают оставаться слабо разориентированными. Для анализа формоизменения ячеек Лонгфорд [14] использовал принцип Тейлора и Полани, согласно которому изменение формы зерна материала в точности повторяет изменение формы макрообразца. Как выполняется этот принцип для разного типа структур Лонгфорд показал, проанализировав зависимость нормированного количество ячеек f (отнесенное к начальное количество ячеек) от степени деформации:

$$f = \frac{N}{N_{яч}} \exp[-(e - e_{яч})], \quad (4)$$

где N_i - начальное число ячеек в единице площади сечения, сформировавшихся при некоторой начальной деформации e , и N - число ячеек в единице площади сечения при некоторой текущей деформации e . Зависимость параметра f от степени деформации представлена на рис. 4б.

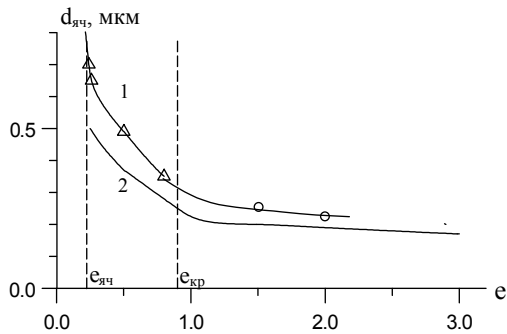


Рис. 4а. Зависимость размера ячеек от степени деформации: 1 – прокатка и РКУ-прессование [15]; 2 - данные Лонгфорда [14]

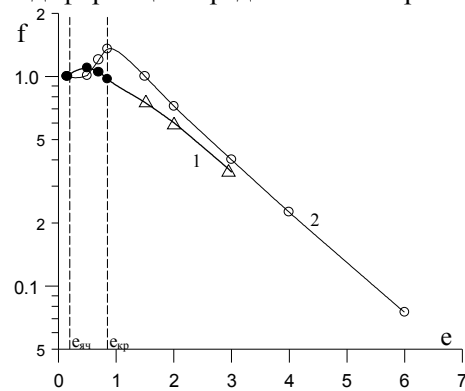


Рис. 4б. Зависимость параметра f от степени деформации

Он обнаружил, что на стадии существования слабо разориентированных ячеек, несмотря на протекание процессов аннигиляции дислокаций, отношение изменения размеров ячейки к изменению размеров образца близко к 1, что отвечает принципу Тейлора и Полани и соответствует трансляционному механизму деформации. При достижении некоторой критической степени деформации $e_{кр}$ ячейки перестают изменять свои размеры конформно макрообразцу. Характер изменения формы ячеек свидетельствует в пользу того, что с некоторой критической деформации процесс изменения формы образца не может происходить трансляционным путем, и в механизм деформации постепенно включаются механизмы ротации. Об этом же свидетельствует и резкий рост разориентации ячеек при деформации выше критической (Рис. 5).

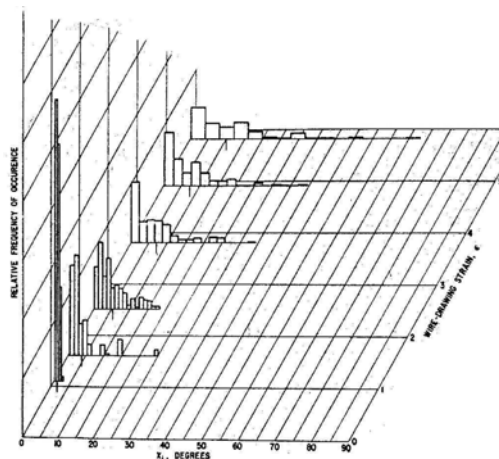


Рис. 5. Разориентация ячеек в зависимости от степени деформации [14]

Таким образом, силовой запрет на сближение стенок ячеек на расстояние меньше критического, ограничивает действие трансляционного механизма передачи деформации и способствует возникновению нового класса деформационных дефектов – дисклинаций, которые осуществляют дальнейшую пластическую деформацию материала путем ротаций, создавая на месте слабаразориентированных ячеек участки с большеугловыми границами.

Очевидно, что на этой стадии механизм упрочнения поменяется только тогда, когда большеугловые границы создадут замкнутые структуры. Согласно В.И. Трефилову и С.А. Фирстову, большеугловой называется такая граница, через которую не может пройти дислокация. По оценке Рида напряжение, которое необходимо для преодоления границы с помощью скольжения равняется

$$\tau = \Phi G / 2\pi, \quad (5)$$

где G - модуль сдвига.

Это напряжение приближается к теоретической прочности если $\Phi > 3^\circ$. При таких углах разориентации ячейки становятся прочными препятствиями для движения дислокаций. Исходя из этого, слабаразориентированными границами целесообразно называть такие границы ячеек, которые преодолеваются подвижной дислокацией с помощью скольжения. Разориентация таких границ не превышает 3° . Т.е. если разориентация мала, то пробная дислокация проходит через такую границу, воспринимая ее как скопление дислокаций, если разориентация велика – граница непреодолимое препятствие - ее преодоление возможно или по механизму Холла – Петча, либо механизм деформации надо принципиально менять. При этом также принципиально изменяются законы упрочнения. Если совокупность большеугловых границ не создает замкнутый кластер, пробная дислокация может проникнуть через кристалл. Когда кластер из большеугловых границ замкнется – произойдет изменение механизма деформации. По теории перколяции количество элементов (линейных или плоских), замыкающих перколяционный кластер, составляют 15 -20 %. При увеличении степени деформации происходит постепенный переход от одного типа к другому. Отметим, что на границах структурных состояний изменяются не только закономерности упрочнения, но и механизмы разрушения.

Нерешенные части проблемы. Представленные данные позволяют сделать важный для практики вывод: перестройка структуры от леса дислокаций к слабаразориентированным ячейкам сопровождается эффектом диссипации энергии, который можно использовать для управления механическими свойствами.

Целью исследования является анализ механического поведения предварительно деформированных материалов в области деформаций, соответствующим структурным перестройкам.

Основные результаты исследования. В работах [15, 16] мы проанализировали влияние дислокационной структуры на трещиностойкость и механизм разрушения деформированных ОЦК-металлов. Были обнаружены определенные особенности поведения кривой трещиностойкость - степень деформации, обусловленные сменой структурных состояний Рис.6.

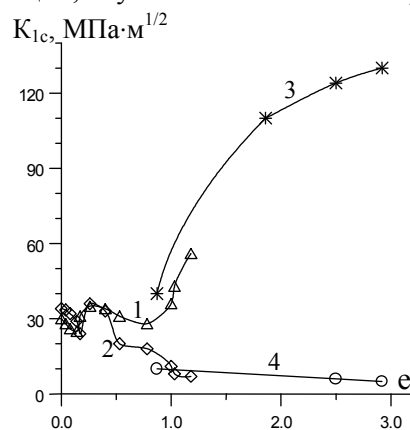


Рис. 6. Зависимость энергии разрушения от степени деформации ($T_{исп} = 77$ К) при введении трещины в плоскость, перпендикулярную (1) и параллельную (2) плоскости прокатки; перпендикулярную длинной грани образца (3) и в плоскость максимального удлинения (4)

В интервале малых степеней деформации, который характеризуется хаотическим распределением дислокаций, вязкость разрушения уменьшается с ростом деформации. При образовании слаборазориентированных ячеек наблюдается резкое повышение трещиностойкости. В интервале устойчивого существования малоугловых границ ячеек вязкость разрушения снова падает. Наконец, когда возникают разориентированные ячейки, трещиностойкость растет в образцах, где трещина введена в плоскость перпендикулярную деформации, и падает, когда трещина введена в плоскость, параллельную плоскости прокатки.

Существование границ структурных состояний с успехом используются для создания высокопрочных деформированных материалов. Общеизвестны успехи, достигнутые в наноматериаловедении благодаря развитию деформационных технологий интенсивной пластической деформации, где благодаря использованию методик равноканального углового прессования [17] и винтовой экструзии [18] удалось получить трехмерные объекты достаточно больших размеров с нанозерном ~200 нм.

Менее известные, но не менее важные эффекты наблюдаются в интервале деформаций, соответствующих переходу от структур леса дислокаций к слаборазориентированным ячейкам. Как видно на рис. 6, в этом интервале деформаций в железе наблюдается двукратное повышение энергии разрушения. Еще более существенный эффект увеличения работы разрушения при средних степенях деформации наблюдал Бэссим с сотрудниками [19, 20]. Резкий рост пластичности мы наблюдали в медной проволоке при разнонаправленном кручении (Рис. 7). Образцы предварительно закручивались на 25 оборотов в одну сторону и определенное количество оборотов в обратную.

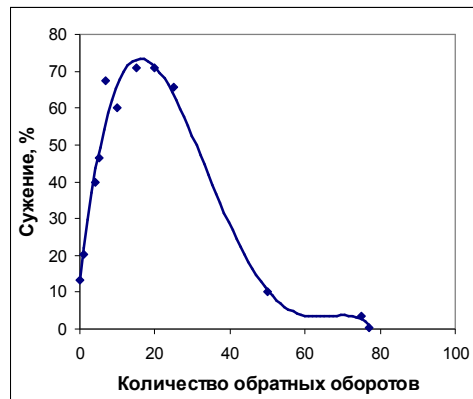


Рис. 7. Зависимость сужения от степени предварительной деформации медной проволоки

Проведенное нами [16] прецизионное исследование предела текучести предварительно деформированных материалов (Рис. 8) показывает, что в области средних степеней деформации наблюдается заметное разупрочнение. Этот эффект наблюдается, как при испытаниях на растяжение предварительно прокатанных ОЦК – металлов (Рис. 8а), так и при растяжении медной проволоки, предварительно закрученной на различное количество оборотов (Рис. 8б).

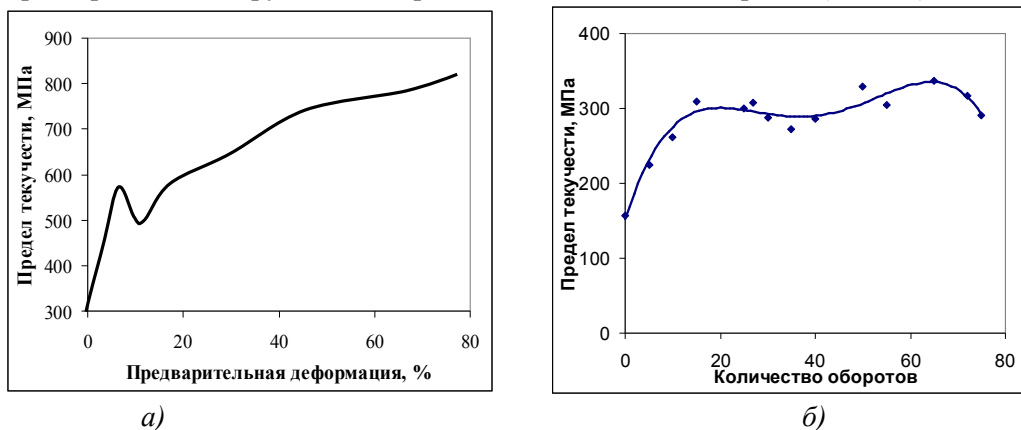


Рис. 8. Зависимость предела текучести от степени предварительной деформации: а) молибден, предварительно деформированный прокаткой; б) медь, предварительно деформированная кручением

Для объяснения обнаруженных эффектов можно воспользоваться аналогией с явлением спиноподобного распада пересыщенных твердых растворов, напомним, что образование в результате распада когерентных частиц (зон Гинье - Престона) часто приводит к заметному повышению механических характеристик. При применении этой идеологии к деформированным материалам следует иметь в виду, что образование деформационной субструктуры осуществляется дефектами разной природы (краевые и винтовые дислокации, дисклинации и т.п.), при чем, эти дефекты могут иметь разный знак. Вклад каждого типа дефектов, как и конфигурация субструктуры, определяемая взаимодействием между дефектами в большой степени зависит от схемы деформации и ее изменении при повторном нагружении. Именно поэтому релаксационные эффекты наиболее ярко проявляются в тех случаях, когда повторное нагружение, осуществляемое с целью измерения механических свойств, не совпадает со схемой предварительной деформации, задающей характер деформационной субструктуры.

Выводы:

1. Перестройка структуры от леса дислокаций к слабозаориентированным ячейкам сопровождается эффектом диссипации энергии, который можно использовать для управления механическими свойствами. Эксперименты показали, что при переходе от леса дислокаций к слабозаориентированным ячейкам наблюдается возрастание трещиностойкости и энергии разрушения, повышается склонность к ямочному разрушению с резким повышением пластичности и наблюдается заметное падение предела текучести.

2. Для объяснения обнаруженных эффектов предлагается использовать представления, развитые в теории спиноподобного распада. При применении этой идеологии к деформированным материалам следует иметь в виду, что образование деформационной субструктуры осуществляется дефектами разной природы (краевые и винтовые дислокации, дисклинации и т.п.), при чем, эти дефекты могут иметь разный знак.

1. *Taylor G.I.* The mechanism of plastic deformation of crystals, Part I. Theoretical //Proc. Roy. Soc. A. – 1934. -145. - P. 362-387.
2. *Набарро Ф. Р.* Пластичность чистых монокристаллов. / Набарро Ф. Р. Базинский З.С., Холт Б. Д.// – Металлургия. 1967. – 214 с.
3. *Basinski Z.S.* Dislocation distribution in deformed copper single crystals. //Phil.Mag. – 1964/ – 9 N97 –P.51 -80.
4. *Holt D.L.* Dislocation cell formation in metals// J. Appl. Phys. -1970. 41. N8 – P.297 – 303.
5. *Kuhlman-Wieland D.* A new theory of workhardening // Trans/ AIME/ – 1962. – 224. N5. – p 1047-1061.
6. *Kocks U.F., Mesking H.* / Progress in Materials Science 48 (2003) – 171-273.
7. *Трефилов В.И.* Физические основы прочности тугоплавких металлов. / Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С. А.// - Киев: Наук, думка, 1975. – 315 с.
8. *Фирстов С.А.* Закономерности структурообразования и изменения механических свойств при пластической деформации ОЦК-металлов // Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации.- Киев: Наук, думка, 1989. – С. 196-226.
9. *Фирстов С.А.* Дислокационная структура и деформационное упрочнение ОЦК-металлов / Фирстов С.А., Саржан Г.Ф. // Изв. вузов. Физика. – 1991. – N 3. – С. 23-34.
10. *Горная И.Д.* Особенности структурных изменений в поликристаллическом молибдене при активной деформации / Горная И.Д., Грайворонский Н.В. // Электронная микроскопия и прочность материалов. – Киев: ИПМ, 1989. – С. 77-85.
11. *Трефилов В.И.* Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов / В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский и др.; под ред. В.И. Трефилова. – Киев: Наук, думка, 1937. – 248 с.
12. *Горная И.Д.* Некоторые закономерности деформационного упрочнения поликристаллических молибденовых сплавов / Горная И.Д., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. // Проблемы прочности. – 1982. – N 5. – С. 77-82.
13. *Bell J.,* Experimental Bases of the Mechanics of Deformed Bodies Part 1, London, 1984 – 456 p.
14. *Langford G.* Strain Hardening of Iron by Severe Plastic Deformation / Langford G., Cohen M./ Trans. of the ASM, 62, 1966, – pp. 623-637.
15. *Vasilev A.D.* The influence of plastic deformation on fracture toughness of molybdenum. Fracture behavior and disight of materials / A.D. Vasilev, N.I. Danilenko, Yu.N. Podrezov./, EMAS, London, – p.p. 1111-1116, (1988).
16. *Подрезов Ю.Н.* О структурной чувствительности механических свойств предварительно деформированных ОЦК-металлов / Ю.Н. Подрезов, Н.И.Даниленко, Д.Г. Вербилло / Электронная микроскопия и прочность материалов. Киев: ИПМ, 1996. – С. 82-91.
17. *Сегал В.М.* Процессы пластического структурообразования металлов / Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И., Павлик Д.А., Мальшев В.Ф. // - Минск: Наука и техника, 1994. – 232 с.
18. *Varyukhin V.N.* High pressure effects in severe plastic deformation / Varyukhin V.N., Beygelzimer Y.Y., Efros V.M., Prokof'eva O.V., Pilyugin V.P. // ФТВД// том 14, № 4 2004, С. 9 – 18.
19. *Amosovi K.F.* A Dislocation model for crack tip blunting in slightly predeformed low alloy steels / K.F. Amosovi, M.N.Bassim. // Mater.Sci Eng. 62 p.p. 137-146 (1984).
20. *Nabil Bassim M.* The Role of dislocation in the fracture of prestrained AIST steel / Mater. Sci. Eng. 95 p.p.199-207 (1987).

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

© Ю.Н. Подрезов, Н.И. Даниленко, Д.Г. Вербилло, С.А. Фирстов

УДК 393.3

В.С. Попович, В.В. Янішевський

КВАЗИСТАТИЧНІ ТЕРМОНАПРУЖЕННЯ В ТОНКОМУ ТЕРМОЧУТЛИВОМУ ДИСКУ

На прикладі визначення температурного поля в тонкому термочутливому диску, через поверхні якого здійснюється конвективний теплообмін з середовищами сталої температури апробовано метод лінеаризувальних параметрів знаходження температурних полів у тонкостінних термочутливих елементах конструкцій. Визначено компоненти напружено-деформованого стану, спричиненого знайденим розподілом температури. Досліджено вплив термочутливості матеріалу на температурне поле та напруження.

Ключові слова: термочутливе тіло, тонкий диск, температурне поле, термонапружений стан, проста теплова нелінійність.

Форм. 57. Рис. 4. Літ. 14.

В.С. Попович, В.В. Янішевський

КВАЗИСТАТИЧЕСКИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ТОНКОМ ТЕРМОЧУВСТВИТЕЛЬНОМ ДИСКЕ

На примере определения температурного поля тонкого термочувствительного диска, через поверхности которого осуществляется конвективный теплообмен со средами постоянной температуры, апробирован метод линеаризующих параметров нахождения температурных полей в тонкостенных термочувствительных элементах конструкций. Определены компоненты напряженно-деформированного состояния, вызванного найденным распределением температуры. Исследовано влияние термочувствительности на температурное поле и напряжения.

Ключевые слова: термочувствительное тело, тонкий диск, температурное поле, термонапряженное состояние, простая тепловая нелинейность.

V. Popovych, V. Yanishevsky

QUASISTRATIC THERMAL STRESSES IN A THIN THERMOSENSITIVE DISC

By the example of determining a temperature field in a thin thermosensitive disk, with convective heat exchange condition at its surfaces with environments of constant temperature, the method of linearized parameters developed for determining the temperature field in thermosensitive thin-walled structure elements was tested. Also the stressed-strained state caused by the found temperature distribution was determined. An influence of thermosensitivity of material of the disc on temperature field and stresses was analyzed.

Keywords: thermosensitive body, thin disc, temperature field, thermostressed state, plain thermal non-linearity.

Вступ. При дослідженні термонапруженого стану елементів конструкцій, що піддаються впливу довколишніх середовищ зі змінними у широкому діапазоні температурами, у відповідних математичних моделях враховують залежність характеристик матеріалу від температури. Використання моделей термочутливого тіла за складного теплообміну (конвективного, променевого чи конвективно-променевого) істотно ускладнює знаходження як температурного розподілу так і термонапруженого стану тіла. У такому випадку задача термонапруженості є крайовою задачею для системи рівнянь з частинними похідними зі змінними коефіцієнтами і для знаходження її розв'язку використовують різні варіанти методу збурень чи зводять до розв'язання певних інтегральних рівнянь. Задача ж теплопровідності є нелінійною крайовою задачею. Її точний розв'язок можна знайти, коли на поверхні тіла задати температуру або тепловий потік за умови, що матеріал володіє т. зв. простою тепловою нелінійністю (коефіцієнт теплопровідності (КТ) λ_t і об'ємна теплоємність c_v залежать від температури, а їх відношення – коефіцієнт температуропровідності $a = \lambda_t / c_v$ неістотно і його можна вважати сталою величиною [5]). Для цього достатньо скористатись перетворенням Кірхгофа. У результаті отримуємо відповідну лінійну крайову задачу на змінну Кірхгофа, розв'язок якої можна знайти класичними методами (розділення змінних, інтегральних перетворень тощо). Однак, у випадку складного теплообміну перетворення Кірхгофа лінеаризує задачу теплопровідності лише частково. Для повної лінеаризації задачі пропонується ввести певні лінеаризувальні параметри (ЛП). Відтак отриману лінійну крайову задачу можна розв'язати, наприклад, операційним методом.

В даній праці, на прикладі задачі термонапруженості для тонкого кругового диска з конвективним теплообміном на його циліндричній та бокових поверхнях з середовищами сталих температур апробується один із варіантів методу ЛП визначення температурного поля термочутливого тіла, знаходиться і досліджується відповідний термонапружений стан.

Аналітико-числовий розв'язок задачі теплопровідності. Розглянемо віднесену до циліндричної системи координат \overline{rOz} термочутливу кругову пластину радіусу r_1 , товщина 2δ

якої мала порівняно з її іншим розміром (тонкий диск). Починаючи з часу $\tau = 0$ пластина, через поверхню $\bar{r} = r_1$ конвективно нагрівається (охолоджується) середовищем сталої температури t_1 . Через бокові поверхні $\bar{z} = \pm\delta$ — за законом Ньютона взаємодіє з середовищем сталої температури, значення якої дорівнює значенню початкової температури диска — t_p .

Математична модель для визначення нестационарного температурного поля такого диска має вигляд[5]:

$$\frac{1}{\bar{r}} \frac{\partial}{\partial \bar{r}} \left(\bar{r} \lambda_t(t) \frac{\partial t}{\partial \bar{r}} \right) + \frac{\partial}{\partial \bar{z}} \left(\lambda_t(t) \frac{\partial t}{\partial \bar{z}} \right) = c_v(t) \frac{\partial t}{\partial \tau}, \quad (1)$$

$$\left[\lambda_t(t) \frac{\partial t}{\partial \bar{r}} + \alpha_1 (t - t_1) \right]_{\bar{r}=r_1} = 0, \quad (2)$$

$$\left[\lambda_t(t) \frac{\partial t}{\partial \bar{r}} \right]_{\bar{r}=0} = 0, \quad (3)$$

$$\left[\lambda_t(t) \frac{\partial t}{\partial \bar{z}} \pm \alpha_z (t - t_p) \right]_{\bar{z}=\pm\delta} = 0, \quad (4)$$

$$t|_{\tau=0} = t_p. \quad (5)$$

Тут $\lambda_t(t)$, $c_v(t)$ — залежні від температури КТ та об'ємна теплоємність матеріалу диска, які подамо у вигляді $\lambda_t(t) = \lambda_{t0} \lambda_t^*(T)$, $c_v(t) = c_{v0} c_v^*(T)$, де λ_{t0} і c_{v0} — опорні значення КТ та об'ємної теплоємності відповідно, $\lambda_t^*(T_p)$, $c_v^*(T_p)$ — функції, що описують залежність цих характеристик від безрозмірної температури $T = t / t_0$, причому $\lambda_t^*(T_p) = c_v^*(T_p) = 1$, t_0 — вибрана нами відлікова температура.

Оберемо за t_0 , більшу з температур t_p та t_1 , а за характерний розмір півтовщину пластини δ та введемо безрозмірні температури $(T_p, T_1) = (t_p, t_1) / t_0$ і координати $(r, z) = (\bar{r}, \bar{z}) / \delta$. У введених величинах задача (1)–(5) набуває вигляду:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \lambda_t^*(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_t^*(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \frac{\delta^2}{a_0} c_v^*(T) \frac{\partial T}{\partial \tau}, \quad (6)$$

$$\left[\lambda_t^*(T) \frac{\partial T}{\partial r} + Bi_1 (T - T_1) \right]_{r=R_1} = 0, \quad (7)$$

$$\left[\lambda_t^*(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right]_{r=0} = 0, \quad (8)$$

$$\left[\lambda_t^*(T) \frac{\partial T}{\partial z} \pm Bi_z (T - T_p) \right]_{z=\pm 1} = 0, \quad (9)$$

$$T|_{\tau=0} = T_p, \quad (10)$$

де $R_1 = r_1 / \delta$, a_0 — опорний коефіцієнт температуропровідності, а $Bi_1 = \alpha_1 \delta / \lambda_{t0}$ та $Bi_z = \alpha_z \delta / \lambda_{t0}$ — опорні критерії Біо.

Якщо ввести змінну Кірхгофа [5, 6, 10, 11]

$$\theta = \int_{T_p}^T \lambda_t^*(T') dT', \quad (11)$$

час Фур'є $Fo = a_0 \tau / \delta^2$ і вважати, що матеріал диска володіє простою тепловою нелінійністю, тобто $\lambda_t(T) / c_v(T) = (\lambda_{t0} / c_{v0}) [\lambda_t^*(T) / c_v^*(T)] \approx a_0$, то з задачі (6)–(10) отримаємо таку крайову задачу на змінну Кірхгофа θ :

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial \theta}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} = \frac{\partial \theta}{\partial Fo}, \quad (12)$$

$$\left[\frac{\partial \theta}{\partial r} + Bi_1 (T(\theta) - T_1) \right]_{r=R_1} = 0, \quad (13)$$

$$\left[\frac{\partial \theta}{\partial r} \right]_{r=0} = 0, \quad (14)$$

$$\left[\frac{\partial \theta}{\partial z} \pm Bi_z (T(\theta) - T_p) \right]_{z=\pm 1} = 0, \quad (15)$$

$$\theta|_{Fo=0} = 0. \quad (16)$$

Тут $T(\theta)$ — вираз температури через змінну Кірхгофа θ , який отримуємо внаслідок розв'язання рівняння (12) при конкретно заданій залежності $\lambda_t^*(T)$.

Враховуючи тонкість диска усереднимо розподіл змінної Кірхгофа по його товщині $\theta = \frac{1}{2} \int_{-1}^1 \theta dz$ (тут для усередненої змінної Кірхгофа збережено позначення θ), як це зроблено в праці [6] для змінної Кірхгофа, а у [7] для температури. Врахувавши симетричність задачі по координаті \bar{z} , матимемо:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial \theta}{\partial r} \right) - Bi_z \left(\frac{1}{2} \int_{-1}^1 T(\theta) dz - T_p \right) = \frac{\partial \theta}{\partial Fo}, \quad (17)$$

$$\left[\frac{\partial \theta}{\partial r} \right]_{r=0} = 0, \quad (18)$$

$$\left[\frac{\partial \theta}{\partial r} + Bi_1 \left(\frac{1}{2} \int_{-1}^1 T(\theta) dz - T_1 \right) \right]_{r=R_1} = 0, \quad (19)$$

$$\theta|_{Fo=0} = 0. \quad (20)$$

Відповідно до методу ЛП [5] подамо нелінійні вирази $T(\theta)$ у вигляді $T(\theta) = (1 + \kappa)\theta + T_p$. В результаті матимемо:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial \theta}{\partial r} \right) - Bi_z (1 + \kappa_z) \theta = \frac{\partial \theta}{\partial Fo}, \quad (21)$$

$$\left[\frac{\partial \theta}{\partial r} + Bi_1 \left((1 + \kappa_1) \theta - (T_1 - T_p) \right) \right]_{r=R_1} = 0, \quad (22)$$

$$\left[\frac{\partial \theta}{\partial r} \right]_{r=0} = 0, \quad (23)$$

$$\theta|_{Fo=0} = 0, \quad (24)$$

де κ_1, κ_z — введені невідомі ЛП.

Для побудови розв'язку лінійної крайової задачі (21)–(24) скористаємось перетворенням Лапласа [13] по часу Fo . У результаті отримаємо крайову задачу на трансформанту Лапласа змінної Кірхгофа

$$\frac{1}{r} \frac{d}{dr} \left(r \frac{d\hat{\theta}}{dr} \right) - (Bi_z^* + s) \hat{\theta} = 0, \quad (25)$$

$$\left[\frac{\partial \hat{\theta}}{\partial r} + Bi_1 \left((1 + \kappa_1) \hat{\theta} - (T_1 - T_p) / s \right) \right]_{r=R_1} = 0, \quad (26)$$

$$\left[\frac{d\hat{\theta}}{dr} \right]_{r=0} = 0, \quad (27)$$

де $Bi_z^* = Bi_z (1 + \kappa_z)$, $\hat{\theta} = \int_0^\infty \theta e^{-sFo} dFo$, s — параметр перетворення Лапласа.

Загальний розв'язок рівняння (25) має вигляд:

$$\hat{\theta} = A I_0 \left(r \sqrt{s + B i_z^*} \right) + B K_0 \left(r \sqrt{s + B i_z^*} \right), \quad (28)$$

де $I_0(\cdot), K_0(\cdot)$ — модифіковані функції Бесселя нульового порядку [3].

Умова (27) виконуватиметься, коли стала інтегрування $B = 0$. З умови (26) отримаємо рівняння для визначення сталої інтегрування A , з якого знаходимо, що

$$A = B i_1 (T_1 - T_p) \psi(s)^{-1},$$

де $\psi(s) = s \varphi(s)$, $\varphi(s) = \sqrt{s^*} I_1(R_1 \sqrt{s^*}) + B i_1^* I_0(R_1 \sqrt{s^*})$, $B i_1^* = B i_1 (1 + \kappa_1)$, $s^* = s + B i_z^*$.

В результаті вираз для зображення Лапласа змінної Кірхгофа набуває вигляду

$$\hat{\theta} = B i_1 (T_1 - T_p) I_0(r \sqrt{s^*}) \psi(s)^{-1}. \quad (29)$$

Згідно з формулою оберненого перетворення Лапласа [14]

$$\theta = \frac{B i_1 (T_1 - T_p)}{2\pi i} \int_{\gamma - i\infty}^{\gamma + i\infty} \frac{I_0(r \sqrt{s^*})}{\psi(s)} e^{s F_0} ds. \quad (30)$$

Перейдемо в інтегралі формули (30) до змінної інтегрування $s^* = s + B i_z^*$. Тоді $s = s^* - B i_z^*$, $ds^* = ds$, а межі інтегрування не зміняться. В результаті

$$\theta = \frac{B i_1 (T_1 - T_p)}{2\pi i} \int_{\gamma - i\infty}^{\gamma + i\infty} R(s^*) e^{(s^* - B i_z^*) F_0} ds^* = B i_1 (T_1 - T_p) e^{-B i_z^* F_0} \zeta(r, F_0),$$

де $\zeta(r, F_0) = \frac{1}{2\pi i} \int_{\gamma - i\infty}^{\gamma + i\infty} R(s) e^{s F_0} ds$ (тут змінна інтегрування s^* позначена s), $R(s) = \frac{\Phi(s, r)}{\psi(s)}$,

$\Phi(s, r) = I_0(r \sqrt{s})$, $\psi(s) = (s - B i_z^*) \varphi(s)$, $\varphi(s) = \sqrt{s} I_1(R_1 \sqrt{s}) + B i_1^* I_0(R_1 \sqrt{s})$.

Інтеграл $\zeta(r, F_0)$ є оберненим перетворенням Лапласа функції $R(s)$, яка є відношенням узагальнених поліномів, та задовольняє умови теореми розкладу Ващенко–Захарченко. Поліном знаменника містить лише прості корені. Для їх знаходження прирівняємо $\psi(s)$ до нуля. В результаті отримаємо корінь $s = B i_z^*$ та безліч коренів $s_n = -\mu_n^2$ виразу $\varphi(s) = 0$, де корені $\mu_n = i \sqrt{s_n}$ визначаємо з рівняння:

$$\varphi(\mu_n) = \mu_n I_1(-R_1 i \mu_n) + i B i_1^* I_0(-R_1 i \mu_n) = \mu_n J_1(R_1 \mu_n) + B i_1^* J_0(R_1 \mu_n) = 0.$$

Таким чином, відповідно до згаданої теореми розкладу інтеграл $\zeta(r, F_0)$ обчислюється за формулою:

$$\zeta(r, F_0) = \frac{\Phi(B i_z^*, r)}{\varphi(B i_z^*)} + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\Phi(\mu_n, r)}{\psi'(\mu_n)} e^{-\mu_n^2 F_0}, \quad (31)$$

де штрихом позначена похідна по s .

Корені трансцендентного рівняння $\varphi(\mu_n) = 0$ знаходимо методом Ньютона.

Встановимо формули для обчислення значень виразів, що входять в формулу (31). Похідна характеристичного многочлена $\psi'(s) = \varphi(s) + (s - B i_z^*) \varphi'(s)$, де $\varphi'(s) = \frac{I_1(R_1 \sqrt{s})}{2\sqrt{s}} + \frac{R_1}{2} I_1'(R_1 \sqrt{s}) + \frac{B i_1^* R_1}{2\sqrt{s}} I_1(R_1 \sqrt{s}) = \left(\frac{B i_1^* R_1 + 1}{2\sqrt{s}} \right) I_1(R_1 \sqrt{s}) + \frac{R_1}{2} I_1'(R_1 \sqrt{s})$. Звідси бачимо, що при $s = B i_z^*$ похідна $\psi'(B i_z^*) = \varphi(B i_z^*)$, а при $s_n = -\mu_n^2$, вона обчислюється за формулою $\psi'(s_n) = \psi'(-\mu_n^2) = -(\mu_n^2 + B i_z^*) \varphi'(-\mu_n^2)$.

Для кореня $s = Bi_z^*$ отримуємо, що $\Phi(Bi_z^*, r) = I_0(r\sqrt{Bi_z^*})$, $\Psi'(Bi_z^*) = \varphi(Bi_z^*) = \sqrt{Bi_z^*} I_1(R_1\sqrt{Bi_z^*}) + Bi_z^* I_0(R_1\sqrt{Bi_z^*})$, а для коренів $s_n = -\mu_n^2$ значення $\Phi(\mu_n, r) = J_0(r\mu_n)$, а $\Psi'(\mu_n) = -(\mu_n^2 + Bi_z^*) \left[\frac{Bi_z^* R_1 + 1}{2\mu_n} J_1(R_1\mu_n) + \frac{R_1}{2} J_1'(R_1\mu_n) \right]$.

Якщо, наприклад, $\lambda_t^*(T) = 1 + k(T - T_p)$, то з виразу для змінної Кірхгофа матимемо, що температура T через змінну Кірхгофа θ виражається таким чином

$$T \equiv T(Fo, r, \kappa_1, \kappa_z) = k^{-1} \left(\sqrt{1 + 2k\theta(Fo, r, \kappa_1, \kappa_z)} - 1 \right) + T_p. \tag{32}$$

Параметри κ_1, κ_z підбираємо так, щоб з заданою точністю вираз змінної Кірхгофа (32) задовольняв рівняння (17) та умову (19). В результаті для їх визначення отримуємо таку систему трансцендентних рівнянь ($\theta \equiv \theta(Fo, r, \kappa_1, \kappa_z)$)

$$\begin{cases} k^{-1} \left(\sqrt{1 + 2k\theta} - 1 \right) = (1 + \kappa_z) \theta, \\ k^{-1} \left(\sqrt{1 + 2k\theta} - 1 \right) \Big|_{r=R_1} = (1 + \kappa_1) \theta \Big|_{r=R_1}. \end{cases} \tag{33}$$

Розв'язок даної системи рівнянь для кожного конкретного значення часу Fo та координати r знаходимо, використовуючи метод Ньютона, взявши за початкове наближення $\kappa_1 = \kappa_z = 0$.

Числовий розв'язок задачі теплопровідності. Для перевірки отриманого методом ЛП розв'язку крайової задачі (17)-(20) знайдемо її розв'язок повздовжнім варіантом методу прямих. Розіб'ємо відрізок $[0, R_1]$ на N частин з кроком h . Запишемо різницевий аналог другої похідної рівняння (17):

$$\begin{aligned} \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial \theta}{\partial r} \right) &= \frac{1}{r_i} \frac{1}{h} \left(r_{i+1} \frac{\partial \theta}{\partial r} \Big|_{i+1} - r_i \frac{\partial \theta}{\partial r} \Big|_i \right) = \frac{1}{r_i} \frac{1}{h} \left(r_{i+1} \frac{\theta_{i+1} - \theta_i}{h} - r_i \frac{\theta_i - \theta_{i-1}}{h} \right) = \\ &= \frac{1}{r_i h^2} (r_{i+1} \theta_{i+1} - (r_{i+1} + r_i) \theta_i + r_i \theta_{i-1}). \end{aligned}$$

При $r = 0$ вираз другої похідної по r має особливість, тому знайдемо її границю в цій точці.

$$\begin{aligned} \lim_{r \rightarrow 0} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial \theta}{\partial r} \right) \right) &= \lim_{r \rightarrow 0} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial \theta}{\partial r} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial r^2} \right) = \lim_{r \rightarrow 0} \left(\frac{(\partial \theta / \partial r)'}{(r)'} \right) + \frac{\partial^2 \theta}{\partial r^2} \Big|_{r \rightarrow 0} = \\ &= \frac{\partial^2 \theta}{\partial r^2} \Big|_{r \rightarrow 0} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial r^2} \Big|_{r \rightarrow 0} = 2 \frac{\partial^2 \theta}{\partial r^2} \Big|_{r \rightarrow 0}. \end{aligned} \tag{34}$$

Тоді для виразу (34) матимемо таку різницеву схему :

$$2 \frac{\partial^2 \theta}{\partial r^2} \Big|_i = \frac{2}{h} \left(\frac{\partial \theta}{\partial r} \Big|_{i+1} - \frac{\partial \theta}{\partial r} \Big|_i \right) = \frac{2}{h} \left(\frac{\theta_{i+1} - \theta_i}{h} - \frac{\theta_i - \theta_{i-1}}{h} \right) = \frac{2}{h^2} (\theta_{i+1} - 2\theta_i + \theta_{i-1}).$$

Для граничних умов (18) та (19) використовуємо центральну різницеву похідну $\frac{\partial \theta}{\partial r} \approx \frac{\theta_{i+1} - \theta_{i-1}}{2h}$. Таким чином маємо таку різницеву задачу:

$$\frac{2}{h^2} (\theta_1 - 2\theta_0 + \theta_{-1}) - Bi_z (T(\theta_0) - T_p) = \dot{\theta}_0, \tag{35}$$

$$\frac{1}{r_i h^2} (r_{i+1} \theta_{i+1} - (r_{i+1} + r_i) \theta_i + r_i \theta_{i-1}) - Bi_z (T(\theta_i) - T_p) = \dot{\theta}_i, \quad i = \overline{1, N} \tag{36}$$

$$\frac{1}{2h} (\theta_1 - \theta_{-1}) = 0, \quad \text{або } \theta_1 = \theta_{-1}, \tag{37}$$

$$\frac{1}{2h}(\theta_{N+1} - \theta_{N-1}) + Bi_1(T(\theta_N) - T_1) = 0, \quad (38)$$

$$\theta_i|_{Fo=0} = 0, \quad i = \overline{0, N}, \quad (39)$$

де $\theta_i \equiv \theta_i(Fo)$, а $\dot{\theta}_i$ — похідна за часом Fo .

Визначивши зі співвідношень (37), (38) θ_{-1} та θ_{N+1} і підставивши їх у рівняння (35) та в (36) при $i = N$, отримали, що:

$$\frac{4}{h^2}(\theta_1 - \theta_0) - Bi_z T(\theta_0) + Bi_z T_p = \dot{\theta}_0, \quad (40)$$

$$\frac{1}{r_i h^2}(r_{i+1}\theta_{i+1} - (r_{i+1} + r_i)\theta_i + r_i\theta_{i-1}) - Bi_z T(\theta_i) + Bi_z T_p = \dot{\theta}_i, \quad i = \overline{1, N-1}, \quad (41)$$

$$\begin{aligned} & \frac{1}{r_N h^2}(r_{N+1} + r_N)(\theta_{N-1} - \theta_N) - T(\theta_N) \left[\frac{2Bi_1 r_{N+1}}{hr_N} + Bi_z \right] + \\ & + \frac{2Bi_1 T_1 r_{N+1}}{hr_N} + Bi_z T_p = \dot{\theta}_N. \end{aligned} \quad (42)$$

Таким чином сформульовано напівдискретну математичну модель для визначення змінної Кірхгофа у вигляді задачі Коші (40)–(42) для системи N звичайних нелінійних диференціальних рівнянь. Її розв’язок знаходимо чисельно, використовуючи неявний метод Гіра другого порядку апроксимації за часом, вигляду

$$\frac{3\theta_i^j - 4\theta_i^{j-1} + \theta_i^{j-2}}{2w} = f_i(\theta_i^j), \quad j = \overline{0, M},$$

де w і M — крок та кількість точок розбиття за часом відповідно.

Математична модель для визначення напруженого стану диска. Термопружний стан вільного від зовнішніх навантажень диска визначають компоненти напружень [2, 6]

$$\begin{aligned} \sigma_{rr} &= \frac{2G(t)}{1-\nu(t)} \left[\frac{\partial u}{\partial r} + \nu(t) \frac{u}{r} - (1+\nu(t))\Phi(t) \right], \\ \sigma_{\varphi\varphi} &= \frac{2G(t)}{1-\nu(t)} \left[\nu(t) \frac{\partial u}{\partial r} + \frac{u}{r} - (1+\nu(t))\Phi(t) \right], \end{aligned} \quad (43)$$

які задовольняють рівняння рівноваги

$$\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{\sigma_{rr} - \sigma_{\varphi\varphi}}{r} = 0, \quad (44)$$

та граничні умови

$$u|_{r=0} < \infty, \quad \sigma_{rr}|_{r=r_1} = 0, \quad (45)$$

де u — радіальне переміщення, $\Phi(t) = \int_{t_p}^t \alpha_t(\xi) d\xi$ — суто тепла деформація.

Подамо механічні характеристики матеріалу у вигляді $\chi(t) = \chi_0 \chi^*(T)$, де $\chi_0 = \chi(t)|_{t=t_p}$ — опорне значення відповідної характеристики, $\chi^*(T)$ — безрозмірна функція, що описує залежність відповідної характеристики від безрозмірної температури T , причому $\chi^*(T_p) = 1$. Введемо безрозмірні переміщення $\bar{u} = u / (\delta\alpha_{t_0} t_0)$ та напруження $\sigma_r = \sigma_{rr} / (2G_0 \alpha_{t_0} t_0)$, $\sigma_\varphi = \sigma_{\varphi\varphi} / (2G_0 \alpha_{t_0} t_0)$. У введених величинах рівняння рівноваги та компоненти напружень набудуть вигляду:

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{r} = 0, \quad (46)$$

$$\sigma_r = \frac{G^*(T)}{1-\nu(T)} \left[\frac{\partial \bar{u}}{\partial r} + \nu(T) \frac{\bar{u}}{r} - \bar{\Phi}(T) \right], \quad \sigma_\varphi = \frac{G^*(T)}{1-\nu(T)} \left[\nu(T) \frac{\partial \bar{u}}{\partial r} + \frac{\bar{u}}{r} - \bar{\Phi}(T) \right], \quad (47)$$

де $\bar{\Phi}(T) = (1 + \nu(T))\Phi(T)$, $\Phi(T) = \int_{T_p}^T \alpha_t^*(\xi) d\xi$.

Підставивши (47) у (46) отримаємо таке рівняння для визначення переміщення \bar{u} :

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (\bar{u}r) \right) = \frac{\partial}{\partial r} \left[\left(1 + \ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \right) \bar{\Phi}(T) \right] - \left(\frac{\partial \nu(T)}{\partial r} \frac{\bar{u}}{r} + \frac{\partial}{\partial r} \left[\ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \right] \left[\frac{\partial \bar{u}}{\partial r} + \nu(T) \frac{\bar{u}}{r} \right] + \ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \frac{\partial \bar{\Phi}(T)}{\partial r} \right). \quad (48)$$

Яке при незалежному від температури коефіцієнті Пуассона ν співпадає з відомим [6]. Його розв'язок будуюмо методом збурень. Для цього поряд з ним розглядаємо рівняння

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (\bar{u}r) \right) = \frac{\partial}{\partial r} \left[\left(1 + \ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \right) \bar{\Phi}(T) \right] - \varepsilon \left(\frac{\partial \nu(T)}{\partial r} \frac{\bar{u}}{r} + \frac{\partial}{\partial r} \left[\ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \right] \left[\frac{\partial \bar{u}}{\partial r} + \nu(T) \frac{\bar{u}}{r} \right] + \ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \frac{\partial \bar{\Phi}(T)}{\partial r} \right). \quad (49)$$

яке при $\varepsilon = 1$ збігається з (48). Його розв'язок шукаємо у вигляді розвинення за степенями ε :

$$\bar{u} = \sum_{k=0}^{\infty} \varepsilon^k \bar{u}_k \quad (50)$$

Підставивши (50) у (49) і прирівнявши доданки при однакових степенях ε , отримаємо наступні рівняння для визначення \bar{u}_0 та \bar{u}_k :

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (\bar{u}_0 r) \right) = \frac{\partial}{\partial r} \left[\left(1 + \ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \right) \bar{\Phi}(T) \right], \quad (51)$$

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (\bar{u}_k r) \right) = f_{k-1}(r), \quad (52)$$

де $f_{k-1}(r) = \frac{\bar{u}_{k-1}}{r} \frac{\partial \nu(T)}{\partial r} + \frac{\partial}{\partial r} \left[\ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \right] \left[\frac{\partial \bar{u}_{k-1}}{\partial r} + \frac{\nu(T) \bar{u}_{k-1}}{r} \right] + \ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \frac{\partial \bar{\Phi}(T)}{\partial r}$, $k = \overline{1, \infty}$.

Відповідні складники компонент напружень обчислюються за формулами

$$\sigma_{rk} = \frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \left[\frac{\partial \bar{u}_k}{\partial r} + \nu(T) \frac{\bar{u}_k}{r} - \bar{\Phi}(T) \delta_{0k} \right], \quad (53)$$

$$\sigma_{\varphi k} = \frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \left[\nu(T) \frac{\partial \bar{u}_k}{\partial r} + \frac{\bar{u}_k}{r} - \bar{\Phi}(T) \delta_{0k} \right], \quad (54)$$

де δ_{0k} — символ Кронекера.

Безрозмірні переміщення та компоненти напружень за знайденими складниками обчислюються за формулами:

$$\bar{u} = \sum_{k=0}^{\infty} \bar{u}_k, \quad \sigma_r = \sum_{k=0}^{\infty} \sigma_{rk}, \quad \sigma_{\varphi} = \sum_{k=0}^{\infty} \sigma_{\varphi k}, \quad \text{а граничні умови (45) набувають вигляду} \\ \bar{u}_k|_{r=0} < \infty, \quad \sigma_{rk}|_{r=R_1} = 0, \quad k \geq 0. \quad (55)$$

Розв'язок рівняння (51) має вигляд

$$\bar{u}_0 = c_{10}r + \frac{c_{20}}{r} + \frac{1}{r} E(r), \quad (56)$$

де $E(r) = \int_0^r \left[1 + \ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - \nu(T)} \right) \right] \bar{\Phi}(T) \xi d\xi$, а c_{10} , c_{20} — сталі інтегрування.

З першої граничної умови (55) отримаємо, що $c_{20} = 0$. Врахувавши це та скориставшись другою граничною умовою (55) при $k = 0$, отримаємо формулу для визначення сталої інтегрування c_{10} :

$$c_{10} = - \left[1 + \ln \left(\frac{G^*(T)}{1 - v(T)} \right) \bar{\Phi}(T) \right]_{r=R_1}.$$

Проінтегрувавши рівняння (52) отримаємо, що:

$$\bar{u}_k = c_{1k}r + \frac{c_{2k}}{r} - \frac{r}{2} H_{k-1}^{(0)}(r) + \frac{1}{2r} H_{k-1}^{(2)}(r), \quad (57)$$

де $H_{k-1}^{(i)}(r) = \int_0^r f_{k-1}(\xi) \xi^i d\xi$, $i = 0, 2$, а c_{1k} , c_{2k} ($k > 0$) — сталі інтегрування.

З першої граничної умови (55) при $k > 0$ отримаємо, що $c_{2k} = 0$, а з другої, після підстановки розв'язку (57) у (53), що:

$$c_{1k} = \frac{1}{2} H_{k-1}^{(0)}(R_1) + \frac{H_{k-1}^{(2)}(R_1)}{2R_1^2} \left(\frac{1 - v(T)}{1 + v(T)} \right)_{r=R_1}.$$

Числовий аналіз. При обчисленні температурного поля та напружень, використовувались такі вхідні дані: $t_p = 293K$, $t_1 = 873K$. За відлікову температуру вибрали $t_0 = t_1$. Таким чином $T_p = t_p / t_1 = 0.3356$, $T_1 = 1$. Прийняли $r_1 = 0.08$ м, $\delta = 0.01$ м, $R_1 = r_1 / \delta = 8$, $Bi_z = 0.5$, $Bi_l = 5.5$, $k = -0.5253$, $\lambda_{t_0} = 47.7636 \frac{Bm}{MK}$, $\lambda_{av} = 39.4285 \frac{Bm}{MK}$. Тут λ_{av} середньо-інтегральне значення КТ (на проміжку температур $293K - 873K$). Вирази неперервних залежностей термомеханічних характеристик матеріалу сталі У12, для діапазону температур $293K - 873K$, отримано методом найменших квадратів. Дані характеристик взяті з таблиць [4]. Їх остаточний вигляд такий:

$$\lambda_t(t) = 47,7636 \left(1 - 0,52533(T - T_p) \right) \left[\text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{К}) \right],$$

$$G(t) = 79,4 \cdot 10^9 \left(1 - 0,27(T - T_p) + 0,21(T - T_p)^2 + 0,59(T - T_p)^3 \right) \left[\text{Па} \right],$$

$$v(t) = 0,282 \left(1 + 0,199(T - T_p) - 1,291(T - T_p)^2 + 2,36(T - T_p)^3 \right),$$

$$\alpha_t(t) = 11,68 \cdot 10^{-6} \left(1 + 1,33(T - T_p) - 0,65(T - T_p)^2 \right) \left[\text{К}^{-1} \right].$$

При цьому, значення суто теплової деформації

$$\Phi(t) = t_0 \cdot 11,68 \cdot 10^{-6} \left((T - T_p) + 1,33(T - T_p)^2 / 2 - 0,65(T - T_p)^3 / 3 \right).$$

На рис. 1. наведемо графіки розподілу температури по радіусу диска для різних моментів безрозмірного часу Fo . Суцільні лінії стосуються розподілів температурного поля обчислених з використанням двох ЛП, значення яких знаходили з системи (33), а штрихові лінії — розподілів порохованих з використанням одного ЛП, значення якого знаходили з другого рівняння системи (33) в точці $r = R_1$.

Обчислюючи температурне поле методом ЛП бачимо(рис. 2), що для фіксованого часу зі зміною радіальної координати істотно змінюється лише κ_z (штрихові лінії). Тому на першому кроці, при знаходженні значень ЛП для конкретного часу Fo можна систему (33) розв'язати лише в одній точці по r , наприклад при $r = R_1$ — де досягається максимальне значення температури і де система зводиться до одного рівняння. У решті ж точок по координаті достатньо знаходити значення κ_z з першого рівняння системи (33), де замість κ_1 взяте значення з першого кроку. Відмінність температурного розподілу, знайденого з використанням такого спрощення, від температурного розподілу, знайденого з використанням двох ЛП, які визначались з системи (33), є менша 0.1%.

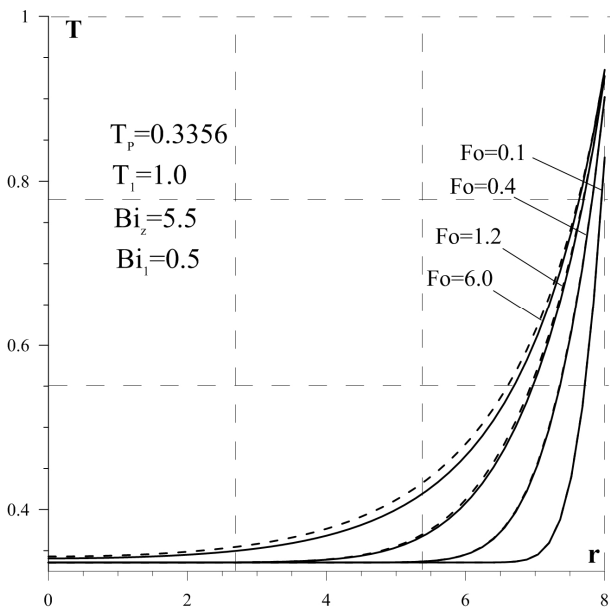


Рис. 1. Графіки температурного розподілу при використанні 1-го та 2-х ЛП

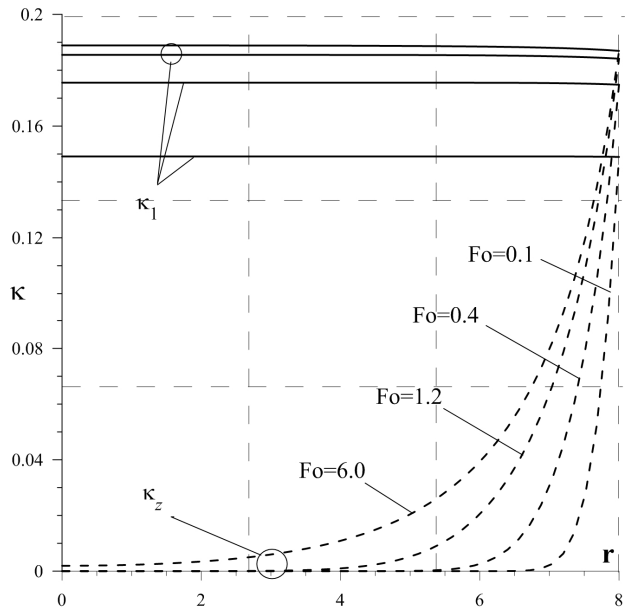


Рис. 2. ЛП

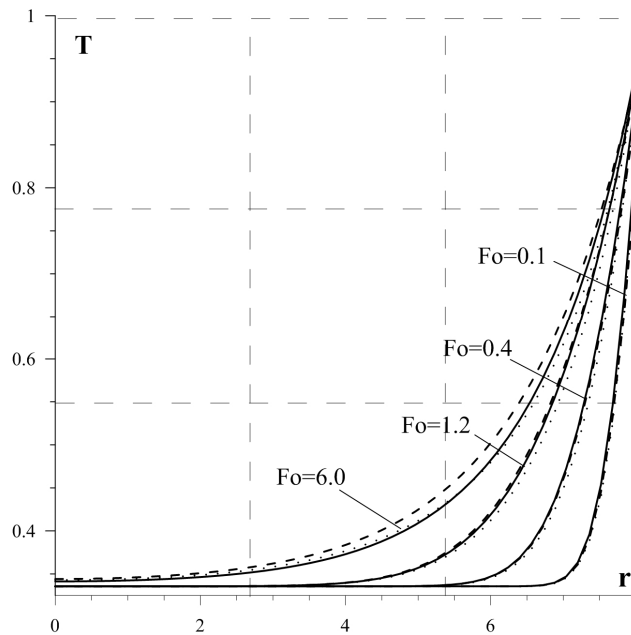


Рис. 3. Графіки температурного розподілу при використанні опорного та середньо-інтегрального значення КТ

На рис. 3 наведено розподіли температури отримані з використанням двох ЛП(суцільні лінії) і сталих опорного(штрихові лінії) та середньо-інтегрального(пунктирні лінії) значень КТ (нетермочутливе тіло). Відмінності між температурним розподілом термочутливого тіла(використання 2-х ЛП) та нетермочутливого склали 5% (опорне значення КТ) і 4% (середньо-інтегральне значення КТ) відповідно. При малих значеннях Fo меншу похибку дає використання опорного значення КТ, а при виході на стаціонарний режим — використання середнього значення КТ.

Числовий розв'язок даної задачі теплопровідності знайдено з другим порядком апроксимації по часу та координаті. Крок по часу склав 0.01 ($N = 600$), а проміжок по координаті був розбитий на $M = 100$ частин. Відносна похибка температурного розподілу, знайденого з використанням двох ЛП, і числового розв'язку виявилась не більша ніж 0.6%, що свідчить про коректність методу ЛП.

На рис. 4. наведено графіки розподілу радіальних σ_r (а) та колових σ_φ (б) напружень, а також графіки напружень обчислених за нехтування температурної залежності КТ.

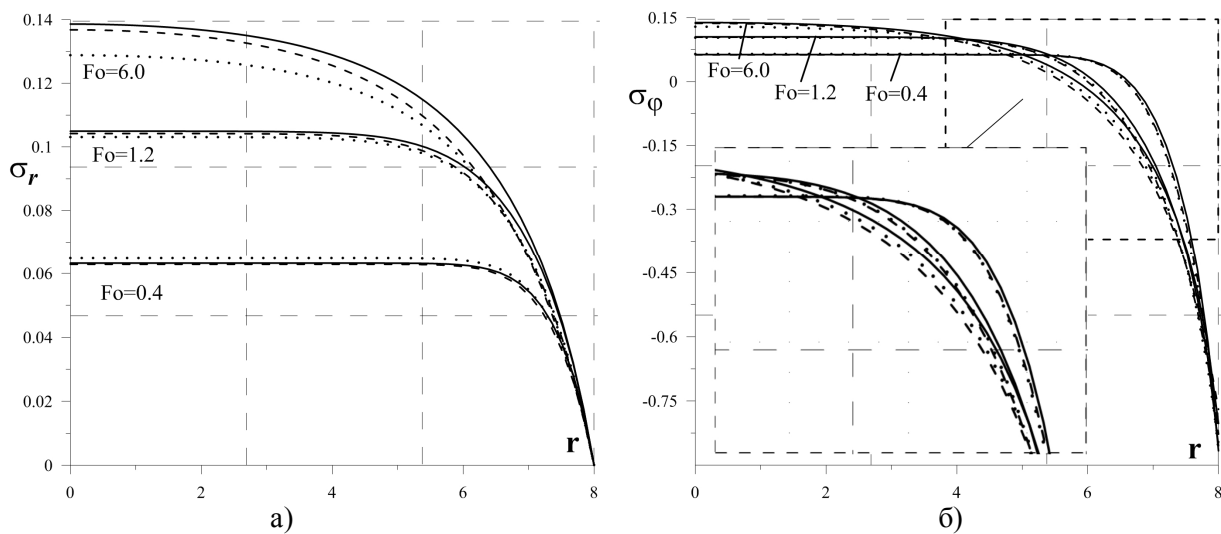


Рис. 4. Температурні напруження в диску з опорним та середнім КТ

Тут суцільна крива — КТ залежить від температури, штрихова — КТ опорний, пунктирна — рівний середньо-інтегральному значенню на проміжку температур $293\text{K} - 873\text{K}$. Усі механічні характеристики залежать від температури. Розбіжності напружень обчислених при використанні розподілу температури термочутливого тіла (два ЛП) та напружень при використанні наближеного температурного розподілу досягають 10% для σ_r та 14% для σ_φ , при заміні КТ на опорне значення і 10% для σ_r та σ_φ , при заміні КТ на середньо-інтегральне значення.

На даному проміжку температур коефіцієнт Пуассона змінюється на 20%, модуль зсуву — на 12%, коефіцієнт теплового лінійного розширення — на 37%. Нехтування температурною залежністю коефіцієнта Пуассона неістотно впливає на розподіл напружень (1-2%). Нехтування температурною залежністю модуля зсуву дає похибку напружень до 3% при заміні на опорне і середньо-інтегральне значення. Нехтування температурною залежністю коефіцієнта теплового лінійного розширення найбільш істотно впливає на розподіл напружень і сягає 10-37%. Серед можливих варіантів заміни коефіцієнта Пуассона та модуля зсуву на опорне або середньо-інтегральне значення найменші відхилення від температурних напружень термочутливого тіла досягаються при використанні опорного значення коефіцієнта Пуассона і середньо-інтегрального значення модуля зсуву, і складають 1.5% для σ_r та 2% для σ_φ .

Висновки. Методом ЛП отримано розв'язок задачі термопружності для тонкого термочутливого диска, яких конвективно нагрівається через циліндричну поверхню середовищем сталої температури та охолоджується з бокових поверхонь. Досліджено питання ефективного визначення ЛП. Показано, що для зменшення обчислень при знаходженні значень температури кожного конкретного значення Fo є доцільним, визначення 2-х ЛП лише в одній точці по координаті. У решті ж точок по координаті достатньо знаходити лише ЛП з рівняння.

Для верифікації методу ЛП знайдено числовий розв'язок задачі повздовжнім методом прямих з використанням методу Гіра другого порядку апроксимації для розв'язання відповідної задачі Коші для системи нелінійних диференціальних рівнянь. Його відносна похибка щодо розподілу температури отриманого методом ЛП є меншою ніж 0.6%.

У розглянутому прикладі не можна однозначно сказати, що використання опорного чи середнього значення КТ краще наближує температурний розподіл термочутливого тіла. Для спрощення обчислень можна знехтувати температурною залежністю коефіцієнта Пуассона і модуля зсуву, змінивши їх на середньо-інтегральне та опорне значення відповідно. Оскільки коефіцієнт теплового лінійного розширення матеріалу диска істотно змінюються у даному діапазоні температур, то заміна його на сталу величину призводить до істотної похибки в напруженнях.

1. *Коляно Ю. М.* Методы теплопроводности и термоупругости неоднородного тела. – Киев : Наук. думка. – 1992. – 280 с.
2. *Ломакин В.А.* Теория упругости неоднородных тел.- М.: Из-во МГУ. – 1976. – 368 с.
3. *Лыков А. В.* Теория теплопроводности. - М.: Высшая школа. – 1967. – 600 с.
4. Марочник сталей и сплавов. *Под ред. В.Г. Сорокина.* - М.: Машиностроение, Москва. – 1989. – 640 с.
5. Моделювання та оптимізація в термомеханіці електропровідних неоднорідних тіл / *Під заг. ред. Я. Й. Бурака, Р. М. Кушніра.* Т.3: Термопружність термочутливих тіл / Кушнір Р. М., Попович В. С. – Львів: Сполом. – 2009. – 412 с.
6. *Подстригач Я.С.* Неустановившиеся температурные поля и напряжения в тонких пластинках/ Подстригач Я.С., Коляно Ю.М. // К. Наукова думка. – 1972. – 308 с.
7. *Попович В. С.* Моделирование тепловых полей в тонких термочувствительных пластинах // Моделирование и оптимизация сложных механических систем. –К.: Сб. науч. трудов Ин-та кибернетики. – 1991. – С. 70-75.
8. *Попович В.С.* О решении стационарных задач теплопроводности контактирующих термочувствительных тел // Мат. методы и физ.-мех. поля. – 1989. – Вып. 29. – С. 51–55.
9. *Попович В.С.* Термопружний стан термочутливої порожнистої кулі за умов конвективно-променевого теплообміну з довкіллям / Попович В.С., Гарматій Г.Ю., Вовк О.М.// Фіз.- хім. механіка матеріалів. – 2006. – 42, № 6. – С. 39–48.
10. *Carslaw, H. S.* Conduction of heat in solids Clarendon / Carslaw, H. S., Jaeger, J. C. // Oxford. – 1959. – 430p.
11. *Noda, N.,* Thermal Stresses in Materials with Temperature-Dependent Properties, Thermal Stresses I, North-Holland, Amsterdam. – 1986. – pp. 391-483.
12. *Popovych, V. S.* The thermoelastic state of a thermosensitive sphere and space with a spherical cavity subject to complex heat exchange / Popovych, V. S. Kushnir, R. M. Vovk, O. M. // J. Engng Math. – 2008. – № 2-4. – pp. 375-369.
13. *Prudnikov, A. V. O. I,* Direct Laplace transforms. Integrals and Series, Vol. 4 / Prudnikov, A. V. Brychkov, Yu. A. Marichev // New York. – 1992. – 331 p.
14. *Prudnikov, A. V.* Inverse Laplace transforms. Integrals and Series, Vol. 5 / Prudnikov, A. V. Brychkov, Yu. A. Marichev // New York. – 1992. – 595 p.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.79.01

О.В. Поступайло, Д.В. Бакалець, В.І. Савуляк

ЯКІСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЗВАРЮВАННЯ РАМНО-ОБОЛОНКОВИХ КОНСТРУКЦІЙ

У статті розглянуто метод, що дозволяє оцінити характеристики якості зварювання рамно-оболонкових конструкцій, за комплексом показників, які відображають їх технічні, економічні та інші властивості. Наведено приклад визначення характеристик якості таких конструкцій, зварених внапуск.

Ключові слова: зварювання, якість, оцінювання, рамно-оболонкові конструкції.

Форм. 1. Табл. 1. Рис. 5. Літ. 8.

О.В. Поступайло, Д.В. Бакалець, В.І. Савуляк

КАЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРКА РАМНО-ОБОЛОЧНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

В статье рассмотрен метод, позволяющий оценить характеристики качества сварки рамно-оболочных конструкций, по комплексу показателей, отражающих их технические, экономические и другие свойства.

Приведен пример определения характеристик качества таких конструкций, сваренных внахлест.

Ключевые слова: сварка, качество, оценка, рамно-оболочные конструкции.

O. Postupailo, D. Bakalets, V. Savulyak

QUALITATIVE CHARACTERISTICS WELDING FRAME-SHELL STRUCTURES

This article describes a method for assessing the characteristics of welding quality frame-shell structures, a range of indicators that reflect their technical, economic and other properties. An example of determining the quality characteristics of such structures, overlap welding.

Keywords: welding, quality, assessment, frame-shell structure.

Рамно-оболонкові конструкції знайшли широке застосування для виробничих споруд, виготовлення громадського транспорту та у інших сферах. Тому підвищення їх якості і довговічності є актуальним завданням. Вони є гібридом рамних та оболонкових конструкцій, в яких рама виконує роль опор, а листовий метал створює відокремлене середовище та несе частину навантаження (рис. 1) [1].

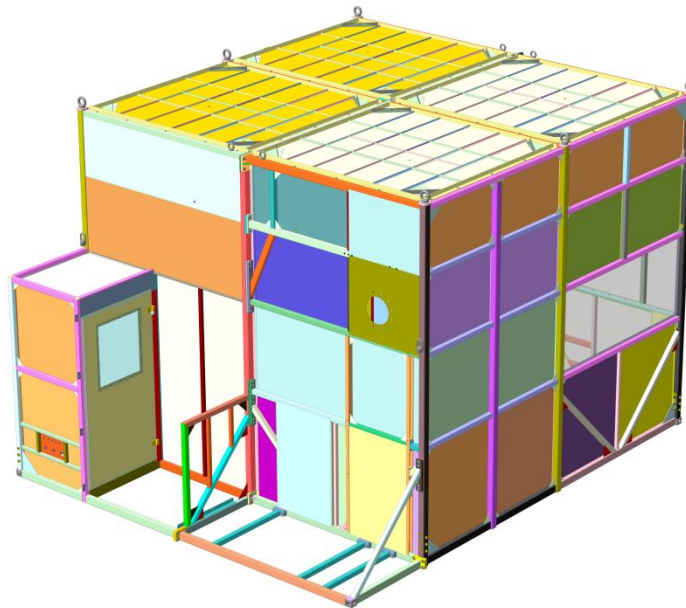


Рис. 1. Рамно-оболонкова конструкція(установка для вилучення твердих радіо активних відходів) [авторська розробка]

Перевагою використання таких конструкцій є низька матеріаломісткість у відношенні до корисного об'єму споруди, що є актуальним для всіх сфер машинобудування.

Найбільш вразливими місцями рамно-оболонкових конструкцій, з точки зору експлуатаційних властивостей, є зварні з'єднання [2-3]. Розглянемо можливий варіант комплексного оцінювання якості виготовлення такої споруди із застосуванням приварювання листів оболонки до рами внапуск.

З метою комплексної оцінки конструкції та способу її виготовлення нами запропоновано використати метод експертних оцінок [4]. Якість конструкцій, що розглядаються, визначається комплексом показників, які відображають їх технічні, економічні та інші властивості і відбираються спеціалістами на попередньому етапі дослідження. На другому етапі дослідження експерти встановлюють вагові коефіцієнти кожного показника. Найбільші вагові коефіцієнти надають показникам якості, що чинять найбільший вплив на результат вирішення поставленої комплексної задачі. Таким чином, всі показники якості для кожного конкретного випадку отримують певний ранг та відповідний коефіцієнт значущості. Зручно вагові коефіцієнти вибирати у рамках від 0 до 1.

На третьому етапі оцінюються всі показники почергово за найбільш зручною шкалою, наприклад від 10 до 1, або від 5 до 1 тощо. При цьому незалежно від значущості показника у загальній оцінці об'єкту найкращий випадок оцінюється максимальна, а інші меншими оцінками у порівнянні з ним. Може мати місце дві чи більше однакових оцінок для випадку, що розглядається, коли експерт не знаходить переваг між якісними характеристиками. Загальна оцінка об'єкту за окремим показником визначається як добуток вагового коефіцієнта показника та його оцінки у балах. Найкращим є варіант конструкції, технологічного процесу або виробу, який набирає у підсумку за усіма показниками з врахуванням вагових коефіцієнтів максимальну кількість балів.

Нижче розглянуто використання методу експертних оцінок на прикладі вибору варіанту виконання зварних з'єднань рамно-оболонкової конструкції. Досліджувалось три варіанти виконання зварних з'єднань внапуск листового матеріалу та рами. Варіанти 1 та 2 відрізняються марками присадних дрітків (1-й із звичайної сталі, 2 - високолегованої). Зразок 3 виконаний способом зварювання внапуск, який передбачає розміщення додаткового паяльного матеріалу на основі міді між деталями, що зварюються, в області температурного поля, де забезпечується його розплавлення від процесу зварювання (рис.2). Така технологія поєднує процеси зварювання та паяння і передбачає використання припоїв для підвищення міцності зварних з'єднань внапуск, а також підвищення корозійної стійкості навколошовної зони [5-6].

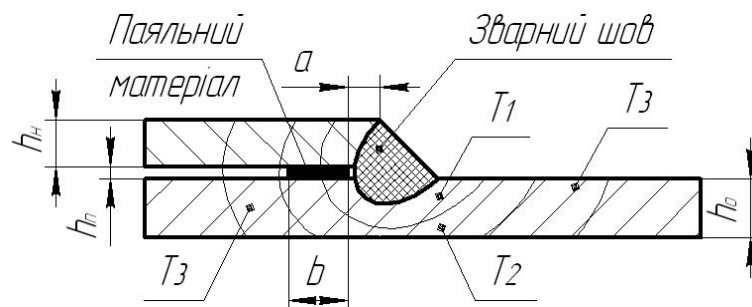


Рис. 2. Варіант зварювання внапуск [авторська розробка]

Оцінювання 1 та 2 варіантів виконання зварного з'єднання не викликає утруднень. Зупинимося більш детально на 3 варіанті та його якісних характеристиках.

Необхідною умовою реалізації описаного варіанту зварювання є обґрунтований вибір або розрахунок параметрів процесу зварювання-паяння, при яких відбудеться повне розплавлення припою, і утворяться якісне з'єднання деталей. Для цього необхідно визначити: режими зварювання, із врахуванням товщини профілю рами в зоні приварювання h_0 та накладки h_n ; склад паяльного матеріалу; товщину h_p та ширину b смужки припою; її віддалі від зварного шва a в залежності від глибини проплавлення та геометрії шва в поперечному перетині.

Визначення оптимальних режимів комбінованого зварювання доцільно проводити методом моделювання процесу із використанням спеціалізованого програмного забезпечення на основі кінцево-елементного аналізу [7]. Модель (рис.3) дозволяє аналізувати в часі теплові поля під час зварювання та охолодження деталі, визначати зміни температур в різних точках об'єму матеріалу деталі та припою.

Розроблена комп'ютерна модель зразка (рис.3) у вигляді верхнього листа і нижнього більш масивного профілю та смужки припою 5x1мм і заданих режимів зварювання дозволила отримати термограми (рис.4) для вказаних точок. З графіка видно, що температура в точці T_1 є мінімальною і досягає температури 932 °С на третій секунді після початку зварювання. В якості припоїв для проведення експериментів використано сплави міді з цинком, марганцем та іншими елементами.

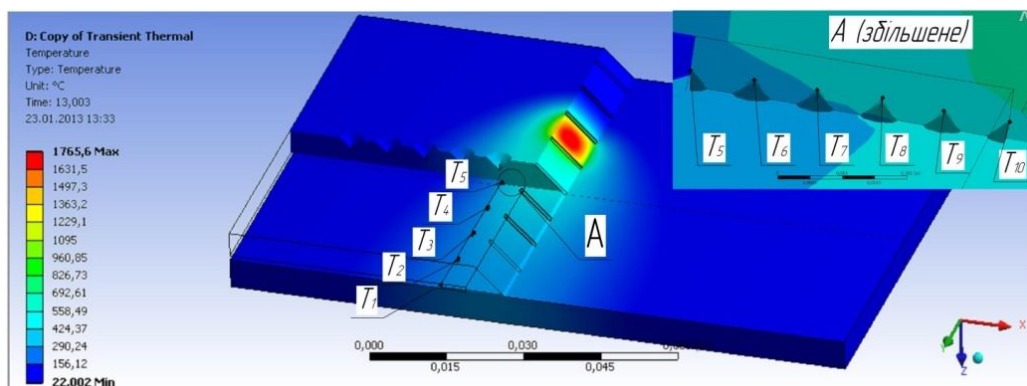


Рис. 3. Комп'ютерна модель третього варіанту зварювання [авторська розробка]

Припій доцільно обирати використовуючи діаграми стану. Обраний сплав окрім необхідних механічних характеристик повинен мати температуру плавлення, яка забезпечувала б його повне розплавлення, тобто була меншою мінімальною на графіку (рис. 4). Наприклад, при використанні мідно-цинкових припоїв концентрація елементів повинна відповідати області діаграми стану сплаву Cu-Zn, що розташована праворуч від лінії з концентрацією цинку у 27 %. У випадку використання припою на основі міді з марганцем слід обрати сплав в якому Mn знаходиться в межах 15 - 62% [8].

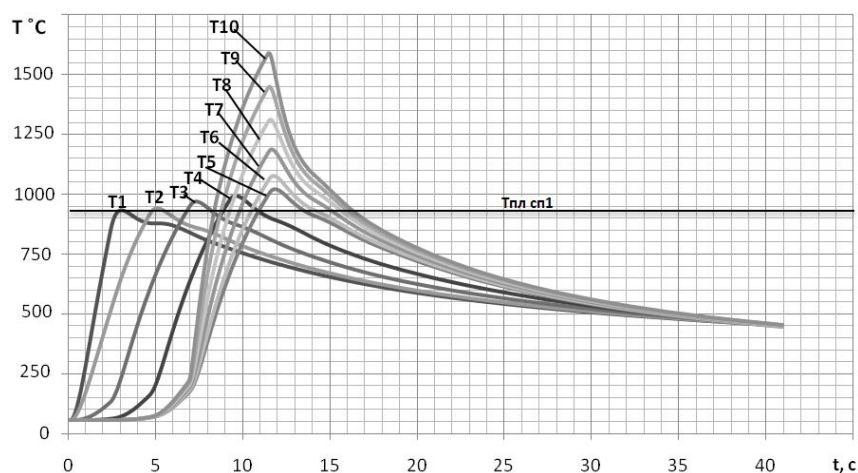


Рис. 4. Температури у точках навколошовної зони (модельні розрахунки) [авторська розробка]

Для забезпечення розплавлення припою із заданою концентрацією компонентів у відповідності до експлуатаційних вимог, змінювали режими зварювання (силу струму, швидкість, кут нахилу електроду). У випадках, коли повне розплавлення припою за рахунок тепла, що виділялось при зварюванні, стало неможливим, конструкція попередньо підігрівалась.



Рис. 5. Границі сплавлення між сталлю і міддю: а) із сторони зварного шва; б) із протилежної сторони від зварного шва [авторська розробка]

Для застосування методу експертних оцінок, кожній з якісних характеристик (показники А, В, С, D, E, F) експертно встановлено вагові коефіцієнти. Для зручності обрано шкалу від 0 до 1, де 1 найбільше значення.

Дослідження корозійної стійкості (показник А) проводилось ваговим методом. Метод дослідження передбачав вимірювання втрат маси зразків в результаті корозійного руйнування. Для пришвидшення процесу корозії зразки занурювались в 3% розчин NaCl у дистильованій воді при постійній температурі в 20⁰C, продукти корозії періодично видалялись. Фіксування зміни маси зразків відбувалось лише після видалення продуктів корозії.

В результаті випробувань встановлено, що корозійне руйнування зразка 1 було найбільшим, корозійне руйнування вразило весь зразок.

За рахунок легованого дроту зварний шов зразка 2 став корозійностійким і візуально чітко виділяється на фоні основного металу. На відміну від зварного шва метали листа та основи піддалися корозійному руйнуванню тим сильніше, чим далі вони знаходяться від місця зварювання, але в межах зони термічного впливу (ЗТВ). Поза зоною термічного впливу корозійне руйнування стало меншим і носить ідентичний характер для всіх зразків.

На зразку 3 спостерігається зменшення корозійного руйнування в місцях присутності міді, на решті поверхні окислення ідентичне зразку 1. Втрати маси за рахунок окислення поверхні зразка 3 становить на 10-11% менше, ніж зразка 1.

Міський транспорт (тролейбуси, трамваї, автобуси) є різновидом використання рамно-оболонкових конструкцій. Поширеним заходом протидії утворенню на міських дорогах та небезпечних ділянках магістралей ожеледі їх посипають спеціальними сумішами з додаванням солей. Під впливом цього агресивного середовища конструкції інтенсивно вражаються корозією. В таких умовах важливою якісною характеристикою зварного з'єднання для рамно-оболонкових конструкцій є показник корозійної стійкості, тому цьому показникові надано ваговий коефіцієнт, що дорівнює 1.

Для визначення запасу міцності зразків (показник В), зварених за описаною вище технологією із застосуванням припоїв на основі міді, було проведено випробування на розривній машині. Використовувались відомі методи випробувань, що створюють навантаження, що подібні до навантажень зварних з'єднань у конструкції.

В результаті випробувань встановлено, що руйнування усіх зразків відбувалось поза зварним швом та зоною зварювання. Виявлено, що руйнування місця зпаювання зразка 3 має в'язкий характер, відбувається по криволінійній траєкторії і в деяких місцях проходить по основному металу деталі без руйнування припою, що свідчить про високу міцність такого з'єднання. Встановлено, що з'єднання, зварені за розробленою технологією, мають міцність на 20...25 % вищу, ніж з'єднання, що зварені без встановлення паяльного матеріалу за стандартною технологією зразків 1 та 2.

Ваговий коефіцієнт оцінки показника запасу міцності динамічно навантажених конструкцій, на думку експертів, є одним з вирішальних. Тому йому теж було присвоєно значення рівне 1.

Мікроструктурний аналіз (показник С) зони сплавлення між сталлю і міддю зразка 3 показав наявність чіткої границі без включень та інших дефектів. У деяких випадках виявлено взаємопроникнення металу зварного шва і припою (рис. 5а). Проте таке перемішування локальне, не поширюється у глиб зварного шва і в значній мірі не впливає на властивості з'єднання. Інший край мідного припою (рис. 5б) за рахунок високої рідкотекучості та сил поверхневого натягу розтікається на певну відстань по поверхні сталі, тим самим забезпечуючи її додатковий корозійний захист.

Мікроструктурний аналіз зразка 2, тобто виконаного з використанням високолегованого присадного дроту, показав чітку зону переходу між зварним швом та рештою металу, спостерігається значне насичення легувальними елементами шва.

Аналіз мікроструктури зразка 1 показав відсутність різкої зміни структури (границі) в зоні переходу від шва до основного металу. Спостерігалась більш дрібнозерниста структура у порівнянні з зразком 2.

Мікроструктура зварного з'єднання та ЗТВ мають значний вплив на міцність конструкції та стійкість до динамічних навантажень, тому ваговий коефіцієнт був визначений як 0,9.

Наступним показником оцінювання якості D, є герметичність зварних з'єднань. Він важливий при необхідності відокремлення внутрішнього об'єму рамно-оболонкових конструкцій від зовнішнього середовища. Це важливо як для випадків збереження теплової енергії так і для захисту внутрішнього об'єму рамно-оболонкових конструкцій та його вмісту від негативних

факторів зовнішнього середовища. Герметичність досліджувалась методом газової проби. Всі зразки дали задовільний результат. Ваговий коефіцієнт складатиме 0,8.

Ціновий показник Е часто є вирішальним при обранні технології виготовлення, але він нічого не вартий, якщо не досягається надійність зварних з'єднань. Найдорожчим рішенням (на час написання статті) було створення зварного з'єднання з використанням у якості присадного високолегованого дроту 12Х18Н10, а заміна дроту на Св-08Г2С зменшувало собівартість присадних матеріалів на 57%. Додавання мідного припою здорожує виробництво, але у порівнянні з найдорожчим варіантом дає економію у 24%. Ваговий коефіцієнт складатиме 0,6.

Останнім з обраних показників якості F, є стабільність процесу зварювання, який впливає на дефекти зварного шва. Стабільність процесу зварювання в першу чергу характеризує якість формування зварного шва. На зразках другого варіанту спостерігається краще формування валика, що зменшує ризик виникнення дефектів. Процес зварювання за варіантами 1 та 3 не виділявся нічим особливим. Надано цьому показникові ваговий коефіцієнт 0,4.

Результати оцінки варіантів зварювання рамно-оболонкової конструкції за варіантами 1-3 занесені в таблицю 1. Обрано шкалу від 1 до 10, де 10 найбільше значення.

Таблиця 1. Результати оцінювання варіантів зварювання рамно-оболонкової конструкції

Варіант	Корозійна стійкість (1), "А".	Запас міцності (1), "В".	Мікро-структура (0,9), "С".	Герметичність (0,8), "D".	Ціна (0,6), "Е".	Стабільність процесу зварювання (0,4), "F".
1	3	5	10	10	10	7
2	7	8	6	10	3	10
3	10	10	6	10	5	4

[авторська розробка]

Підсумковий вираз комплексного оцінювання якості варіанту зварювання рамно-оболонкової конструкції з використанням методу експертних оцінок має вигляд:

$$O = V_A \cdot B_A + V_B \cdot B_B + \dots + V_F \cdot B_F, \quad (1)$$

де: O – експертна оцінка (значення, яке використовується для співставлення досліджуваних варіантів між собою);

V_i – ваговий коефіцієнт i -го показника;

B_i – бальна оцінка експертів i -го показника.

Варіант, отримавши значення експертної оцінки, яке набирає у підсумку за усіма показниками з врахуванням вагових коефіцієнтів максимальну кількість балів, є кращим по сукупності всіх досліджуваних параметрів. Підставивши значення балів оцінки експертів з таблиці 1 в формулу 1 отримуємо значення експертної оцінки: варіант 1 – 33,8 балів, варіант 2 – 34,2 балів, а варіант 3 в свою чергу – 38 балів.

Не зважаючи на більшу ціну нержавіючого дроту варіант 2 обходить варіант 1 по сукупності всіх досліджуваних параметрів. При використанні другого варіанту процесу зварювання збільшується корозійна стійкість ЗТВ та зварного шва. Спостерігається більша стабільність процесу формування зварного шва, що зменшує жолоблення деталі та ризик виникнення дефектів, що в першу чергу вплине на герметичність конструкції. При способі зварювання внапуск, який передбачає розміщення паяльного матеріалу на основі міді між деталями, що зварюються, можна не лише зменшити вартість ремонтно-відновних робіт чи виготовлення, а і підвищити міцнісні характеристики зварних з'єднань.

Висновки: Розроблений метод експертних оцінок дозволяє оцінити якість конструкцій, за комплексом показників, які відображають їх технічні, економічні та інші властивості. Його перевага полягає у гнучкості використання та можливості адаптування до різних за призначенням конструкцій або технологічних процесів.

1. *Цыхановский В.К.* Несущая способность комбинированных оболочечных конструкций с учетом развития пластических деформаций / *В.К. Цыхановский, С.М. Козловец, Н.А. Костыра* // Промислове будівництво та інженерні споруди, № 3, 2008. – К.: С. 17 – 21

2. Троценко В.Т. Циклические деформации и усталость металлов. Т. 2. Долговечность металлов с учетом эксплуатационных и технологических факторов [Текст] / В. Т. Троценко, Л. А. Хамаза, В. В. Покровский [и др.] // К. : Наукова думка. 1985. – 222 с.
3. Петров А.В. Коробление кромок при сварке тонколистовых материалов / А.В. Петров, Г.А. Славин // Сварочное производство, 1966, № 5. –С. 18-19.
4. Анохин А.Н. Методы экспертных оценок. Уч. пособие. / А.Н. Анохин // Обнинск: издательство обнинского института атомной энергетики, 1996 г. – 148 с.
5. Бабаков А.А. Коррозионностойкие стали и сплавы / А.А. Бабаков, М.В. Приданцев // М.: Металлургия, 1971. – 319 с.
6. Кортес А.Р. Свака, резка, пайка металлов / А.Р. Кортес // М.: Аделант 2007 – 192 с.
7. Баженов В.А. Метод скінченних елементів у задачах нелінійного деформування тонких та м'яких оболонок / В.А. Баженов, В.К. Цихановський, В.М. Кислоокій // К.: КНУБА, 2000. – 386 с
8. Хансен, Н. Структура двойных сплавов; [пер. с англ.] / Н. Хансен, К. Андерко. – Т. 1, 2. // М.: Металлургиздат, 1962. – 1488 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.793:621.311.22

В.І. Похмурський, М.М. Студент, Т.Р. Ступницький, Н.Р. Червінська
СТРУКТУРА, МЕХАНІЧНІ ТА ЕЛЕКТРОХІМІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ
КОРОЗИЙНОСТІЙКИХ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ ІЗ ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ

Досліджували електродугові покриття сформовані з порошкових дротів двох систем легування Fe-Cr-C-Ni-Ti-Al та Fe-Cr-C-B-Ni-Ti-A. Також висвітлено теоретичні положення, що підтверджені експериментальними результатами по розробленню корозійностійких та і зносостійких електродугових покриттів

Ключові слова: Електродугові покриття, порошковий дріт, мікрогетерогенність, шихта, феросплави, корозійна стійкість
Форм. 1. Табл. 7. Рис. 1. Літ. 9.

В.И. Похмурский, Н.Н. Студент, Т.Р. Ступницкий, Н.Р. Червинская
СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ С ПОРОШКОВЫХ
ПРОВОЛОК

Исследовали электродуговые покрытия сформированы из порошковых проволок двух систем легирования: Fe-Cr-C-Ni-Ti-Al и Fe-Cr-C-B-Ni-Ti-A. Также освещены теоретические положения, подтвержденные экспериментальными результатами по разработке износостойких так и коррозионностойких электродуговых покрытий

Ключевые слова: Электродуговые покрытия, порошковая проволока, микрогетерогенность, шихта, ферросплавы, коррозионная стойкость.

V. Pokhmursky, M. Student, T. Stupnytsky, N. Chervinska
THE BASICS OF CREATION CORROSION RESISTANCE ARC SPRAY COATINGS FROM
CORED WIRES

The influence of cored wires alloying elements on a coefficient of micro heterogeneity of arc spray coatings has been reviewed. It was investigated that corrosion properties of arc spray coatings greatly depend on the coefficient of micro heterogeneity. Basis on it were formed the main basics of formation corrosion resistance arc spray coatings.

Key words: arc sprayed coatings, cored wire, mikroheterogeneity, mixture, ferro alloys, corrosion resistance.

Постановка проблеми. На сьогоднішній день все більше застосування знаходять методи газотермічного напилення покриттів. Серед них найбільш дешевим, високо продуктивним та технологічно найпростішим є електродугове напилення (ЕДН) покриттів.[1]. Застосування таких електродних матеріалів як порошкові дроти (ПД) для ЕДН, дозволяє одержувати електродугові покриття (ЕДП) із високою твердістю 1000...1300 НV та високою абразивною зносостійкістю, а також розширити область їх застосування.[2...4].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. В Україні так як і закордоном розробляють нові витратні матеріали (ПД) для ЕДН.[4-7]. Як правило це ПД для одержання відновних та захисних (зносостійких та жаростійких) покриттів. Однак одночасне поєднання таких властивостей у одному покритті є досить складним завданням.

Невирішені частини проблеми. ЕДП за своєю природою є значно гетерогенними, що в основній мірі впливає їх функціональні властивості, в тому числі і корозивні. Тому невирішеним завданням залишається розроблення теоретичних підходів для регулювання ступеню гетерогенності ЕДП, за яких ЕДП будуть мати високі як зносостійкі так і корозійні властивості.

Метою дослідження є розроблення підходів до створення порошкових дротів для ЕДН покриттів, не тільки з високою абразивною зносостійкістю, а також із високою корозійною стійкістю. Такі покриття можуть бути альтернативою екологічно небезпечного процесу - гальванічного хромування.

Методики експериментів. Покриття з використанням ПД напиляли при робочій напрузі 32 В, силі струму 130...150 А і тискові повітря 0,6 МПа. Перед напиленням поверхню зразків у вигляді труб діаметром 40 мм піддавали абразивно-струминній обробці корундом до шорсткості поверхні $R_z=40...45$ для забезпечення необхідної сили зчеплення покриття з основою. Вихідна товщина покриття становила 1,5 мм, після шліфування - 1 мм. Для напилення покриттів використовували порошкові електродні дроти діаметром 1,8 мм у вигляді трубчастій оболонки, виготовленої з низьковуглецевої сталі 0,8 кп товщиною 0,4 мм, заповненої порошковою шихтою. Для забезпечення корозійної стійкості вміст Cr >13% мас. був у всіх ПД.

Характеристики корозійних процесів досліджували, використовуючи потенціостати ПИ-50-1 та ІРС-Рго у потенціодинамічному режимі. Для потенціостата ІРС-Рго використовували програму ІРС 2000, яка обслуговує програмно-апаратний комплекс „Потенціостат ІРС-Рго + ПК ІВМ РС”. Швидкість корозії

визначали, екстраполюючи лінійні ділянки поляризаційних кривих на потенціал корозії або за ділянками, що відповідали пасивному стану.

Для проведення мікроелектрохімічних вимірювань як мікроелектрод порівняння використовували капіляри із скляних трубок з внутрішнім діаметром 0,5–1 мкм та заповнювали розчином електроліту, який використовували для досліджень (МЕХ). За допомогою двокоординатного столика мікроскоп переміщували разом із капіляром по всій поверхні шліфа з точністю 1 мкм. При цьому капіляр і досліджувана область мікрошліфа знаходилися в полі зору мікроскопа. Вимірювання електродного потенціалу проводили безперервно з моменту занурення його у розчин до закінчення дослідження. Використовували спеціальний розчин 0,0092% H_2SO_4 + 0,14% H_2O_2 + 0,00001% $K_2Cr_2O_7$ (МЕХ), в якому вуглецеві сталі розчиняються в активному стані. Опір цього електроліту в капілярах 1-3 мкм дорівнює 630 МОм [8].

Для оцінювання мікрогетерогенності (МГ) покриттів використано коефіцієнт K_{MG} , який запропоновано визначати згідно формули [9]:

де n - кількість прямокутних ділянок площею $35 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^2$, на яких визначається вміст кожного елемента, який присутній у покритті.

$$K_{MG} = \left(\sum_{i=1}^n |c_{сер} - c_i| \right) / n \times c_{сер} \quad (1)$$

Коефіцієнт K_{MG} характеризує відхилення вмісту кожного з елементів легування в межах окремої ламелі c_i від його середнього вмісту $c_{сер}$ у покритті. Загалом коефіцієнт K_{MG} свідчить про повноту сплавлення шихти та оболонки. Якщо шихта та оболонка сплавляються повністю з утворенням гомогенного розплаву, то утворене з нього покриття також буде гомогенним. У цьому випадку коефіцієнт K_{MG} прямує до нуля. Коли ж шихта та оболонка не сплавляються, то K_{MG} прямує до одиниці.

Для визначення коефіцієнта K_{MG} порівнюється інтегральний вміст конкретного елемента легування $c_{сер}$ на ділянці площею 10 мм^2 з його локальним вмістом c_i на прямокутних ділянках площею $35 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^2$, які за величиною сумірні з середньою площею ламелей (рис. 2). Визначення K_{MG} покриття проводиться як мінімум на п'яти ділянках, які розташовані одна від другої на віддалі 5 мм, по ширині плями пучка напилена, яка становить 25...30 мм. Значення K_{MG} із цих ділянок усереднюються.

Основні результати дослідження. Для розробки експериментальних партій порошкових дротів вибирали шихтові матеріали які між собою та між оболонкою із мало вуглецевої сталі 0,8 кп утворюють евтектики (табл. 1).

Таблиця 1. Матеріали використані при виготовленні ПД

Назва матеріалу	Марка	ГОСТ
ферохром високовуглецевий	ФХ-800	4757-85
феротитан	ФТИ-40А	4761-80
порошок алюмінію	ПА-40	
хром металевий	Х99А	5905-79
самофлюсуєчий сплав на основі Ni	ПГ10-Н-01	
лігатура залізохромбор	ФХБ-2	ТУ 14-5-106-73

Таблиця 2. Хімічний склад порошків феросплавів

Марка	Вміст елементів, мас. %										
	Cr	Mo	Fe	Ti	Al	Cu	B	Si	C	S	P
ФХ-800	65,0							2,0	8,0	0,08	0,05
ФТИ-40А		0,5		40,0	9,0	0,2		5,0	0,1	0,05	0,05
ФХБ-2	42,4		30,1		2,0		22	2,8			

Основою шихтових матеріалів для розроблених ПД були порошки високовуглецевого ферохрому ФХ-800, та ферохромбору ФХБ-2 з додатками нікелевого самофлюсуєчого сплаву (табл. 2), феротитану та алюмінію. Нікелевий сплав та феротитан утворюють евтектики із залізною оболонкою ПД при його плавленні, а порошок алюмінію підвищує міцність зчеплення покриття із основою.

Такий вибір шихтових матеріалів дозволяє отримувати більш повне сплавлення шихти та оболонки і таким чином одержувати більш гомогенні а значить і більш корозійностійкі покриття. Розроблено ПД двох систем легування Fe-Cr-C-Ni-Ti-Al та Fe-Cr-C-B-Ni-Ti-Al (табл. 3). Покриття із ПД Fe-Cr-C-Ni-Ti-Al мають твердість 500-600 HV високу когезійну міцність на рівні 220...300 МПа та середній рівень

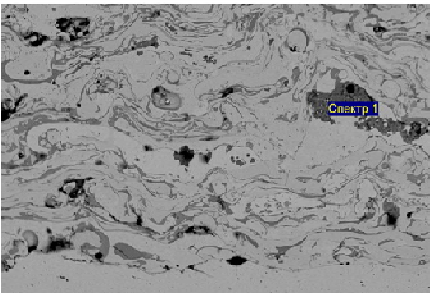
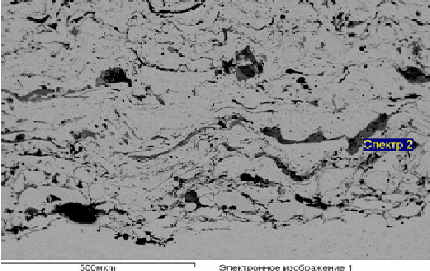
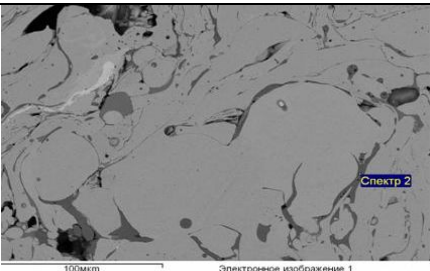
напружень розтягу 45...70 МПа. Термічна обробка за температури 550°С на протязі 2 год. приводить до зменшення когезійної міцності, незначного зменшення твердості покриттів і трансформації напружень розтягу в напруження стиску.

Таблиця 3. Порошкові дроти з вмістом хрому більше 13% мас

Марка ПД	Шихта	До ТО 550°С			Після ТО 550°С			Фазовий склад покриття до ТО
		Твердість HV	Когезія, МПа	Напруження МПа	Твердість HV	Когезія, МПа	Напруження МПа	
140X17H4	FeCr; Ni сф	500-600	293	70	450-550	160	-42	Fe γ ; Fe α ; сліди (FeCr) ₂₃ C ₆ , (FeCr) ₂ O ₃
140X15H4Ю	FeCr; Niсф; Al	500-600	223	45	-	173	-42	Fe γ ; Fe α ; сліди (FeCr) ₂₃ C ₆ , (FeAlCr) ₂ O ₃
ПД 140X14H2T2Ю	FeCr; Niсф; FeTi; Al	450-550	250	71	450-500	180	7	Fe γ ; Fe α ; сліди (FeCr) ₂₃ C ₆ , (FeAlTi) _x O _y
ПД100X14H2T2P3Ю2	FeCr; FeCrB2; Niсф; Al	700-1000	70	52	600-950	75	15	Fe γ ; Fe α ; сліди (FeCr) ₂ B (FeAlB) _x O _y

Матричною фазою покриттів є залишковий аустеніт, 10..15% мас. фериту, 4...6% мас. оксидів Al₂O₃+TiO₂ а також сліди карбиду (FeCr)₂₃C₆.

Таблиця 4. Склад оксидної фази у покриттях з ПД

Структура покриття із ПД	Спектральний аналіз оксидів у покритті	
 <p>100micm Электронное изображение 1</p> <p>ПД 140X17H4</p>	Елемент	Масовий
	O K	29.77
	Al K	1.09
	Si K	1.70
	Ti K	0.34
	Cr K	44.02
	Mn K	3.53
	Fe K	23.46
 <p>50micm Электронное изображение 1</p> <p>ПД 140X15H4Ю</p>	Елемент	Масовий
	Mg K	0.50
	Al K	15.07
	Si K	7.80
	Cr K	27.23
	Fe K	49.40
 <p>100micm Электронное изображение 1</p> <p>ПД 140X14H2T2Ю</p>	Елемент	Масовий
	O K	39.28
	Ti K	44.04
	Cr K	1.83
	Al K	14.84

Покриття ід ПД Fe-Cr-C-B-Ni-Ti-Al мають суттєво більшу твердість 600...950 HV, невисоку когезійну міцність та рівень залишкових напружень розтягу. Після термічної обробки за 550°C впродовж 2 год., твердість покриттів зростає внаслідок дисперсійного зміцнення матриці боридами (FeCr)₂B, а рівень напружень суттєво зменшується до 7...15 МПа. (табл. 3).

Для корозійностійких покриттів із вмістом хрому (табл. 3), що незначно перевищує рівень хрому у 12% мас., який забезпечує корозійну стійкість, є небажано поява у покритті значної кількості фериту та оксидів на основі хрому. Як відомо додаток алюмінію, титану та фосфору суттєво збільшує вміст феритної фази у структурі покриття. Так додаток 2% мас. алюмінію та 2% мас. титану у ПД сприяє утворенню у структурі покриття 20% фериту.

Це приводить до зменшення твердості покриттів, підвищення хімічної гетерогенності внаслідок появи у фериті хромвмісних карбідів (FeCr)₂C₆ що зменшує вміст хрому у покритті і як наслідок погіршує корозійні характеристики покриттів. Тому хоча алюміній у шихті ПД суттєво підвищує адгезійну міцність покриттів до основи, проте вміст у ПД слід обмежувати 2 % мас.

При напиленні покриттів у їх структурі утворюється 4...6 % мас оксидів. Для хромвмісних покриттів утворюються переважно оксиди хрому. Додаток алюмінію зменшує кількість оксидів хрому, а додаток 2 % мас. алюмінію сумісно із 2 % мас. титаном у ПД практично повністю виключає утворення оксидів хрому при напиленні покриття і як наслідок їх більше зберігається у твердому розчині (табл. 4, 5).

Таблиця 5. Склад оксидної фази у покриттях

Марка ПД	Склад оксидів у покритті
ПД 140X17H4	4...6% Cr ₂ O ₃ (68мас.%Cr)+Fe ₂ O ₃
ПД 140X15H4Ю	4...6% Al ₂ O ₃ +Fe ₂ O ₃ +Cr ₂ O ₃
ПД 140X14H2T2Ю	4...6% Al ₂ O ₃ +TiO ₂

Додаток у шихту ПД нікелевого евтектичного сплаву ПГСР-3. та феротитану, які із сталлюю оболонкою утворюють глибокі евтектики із низькою температурою плавлення сприяють утворенню гомогенних електродугових покриттів із ПД 140X14H2T2Ю та ПД100X14H2T2P3Ю2. Середнє арифметичне відхилення концентрації хрому від інтегральної в таких покриттях Кмг не перевищує 5%, а середнє квадратичне Кмг² не перевищує 8% (табл. 6).

Це підтверджує також і електрохімічна мікрогетерогенність, яка визначена методом рухомої краплі (рис. 1).

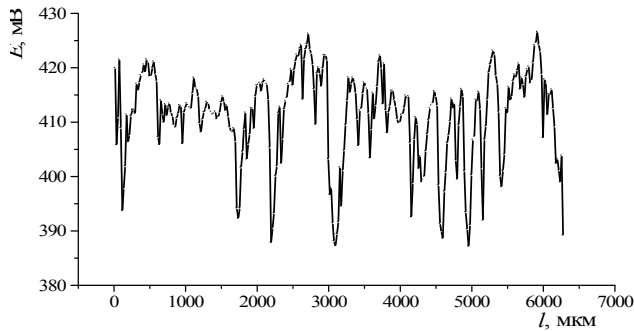
Таблиця 6. Мікрогетерогенність покриттів із ПД

Марка ПД	Середнє арифметичне відхилення концентрації хрому в ламелях покриття, Кмг	Середнє квадратичне відхилення концентрації хрому в ламелях покриття, Кмг ²
140X17	0,15	0,22
140X17H4	0,08	0,08
140X15H4Ю	0,18	0,4
140X14H2T2Ю	0,05	0,07
100X14H2T2P3Ю2	0,05	0,08

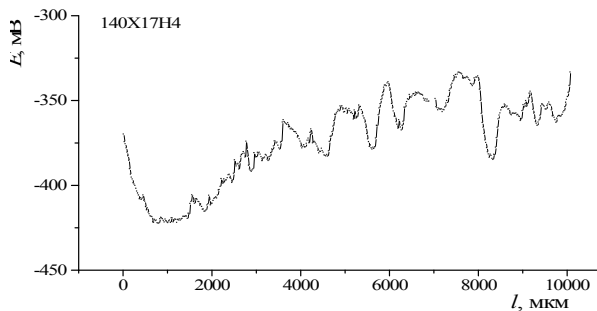
Електрохімічна мікрогетерогенність гомогенної аустенітної сталі X18H10T не перевищує 40 мВ на довжині відрізка шліфованої поверхні. Електрохімічна мікрогетерогенність поверхні шліфованих покриттів із ПД є більшою ніж для поверхні сталі X18H10T.

Це пов'язано із тим що у структурі покриття важко забезпечити в повній мірі однаковий вміст хрому та інших легувальних елементів у кожній ламелі, крім цього у структурі покриття є також 4...6 % мас. оксидів які є катодними включеннями і підсилюють мікрохімічну гетерогенність (Рис. 1). Така мікрогетерогенність дозволяє забезпечити задовільні електрохімічні характеристики та достатню корозійну стійкість у 3% водному середовищі NaCl. Так, протягом 124 год. у цьому середовищі слідів

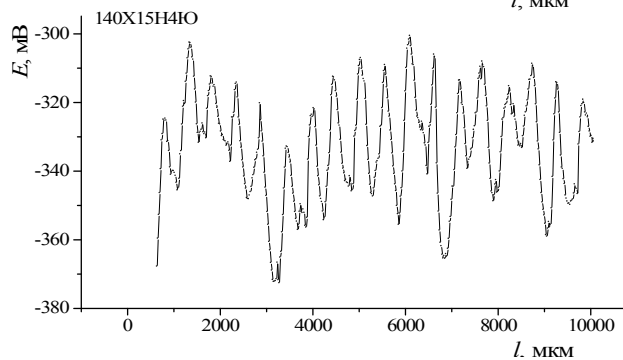
корозії на шліфованій поверхні на покриттях із ПД140X14Н2Т2Ю та ПД100X14Н2Т2Р3Ю2 не відмічено. Це дозволяє стверджувати, що такі покриття можна використовувати для захисту від корозії в 3% водному середовищі NaCl.



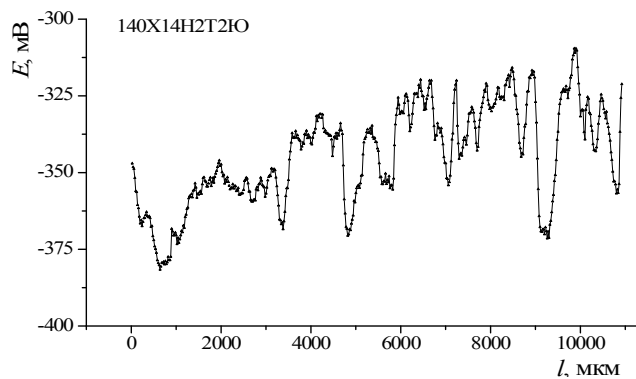
а)
Нержавна Сталь X18H10T
 $\Delta E=40$ мВ



б)
Покриття із ПД 140X17H4
 $\Delta E=75$ мВ



в)
Покриття із ПД
140X15H4Ю $\Delta E=70$ мВ



г)
Покриття із ПД
140X14H2T2Ю $\Delta E=70$ мВ

Рис. 1. Електрохімічна мікрогетерогенність покриттів в середовищі МЕХ

Таблиця 7. Електрохімічні параметри покриттів на сталях у водному розчині 3% NaCl

Покриття з ПД Товщина покриття 1мм	Ест, мВ	І кор., мА/см ²
	На сталі 3	
140X17H4	-440	0,012
140X14H2T2Ю	-425	0,0015
100X15H4P3Ю2	-420	0,005
Основа	-350	0,0004

Висновки:

1. Встановлено, що для створення зносостійких та корозійностійких покриттів першою і необхідною умовою є наявність в складі шихти ПД вуглецевмісних або боромісних феросплавів (ферохрому, високовуглецевого ферохрому), які забезпечують у складі покриття не менше 14% Cr, та при цьому покриття має бути гомогенним, а коефіцієнт K_{MF} не перевищувати 0,06.
2. Необхідною умовою для формування корозійностійких та зносостійких покриттів є також обмеження кількості легувальних елементів крім Cr, що стабілізують ферит, при цьому вміст фериту у структурі покриття не має перевищувати 20% мас.
3. Для підвищення корозійної стійкості покриттів необхідно у шихту ПД вводити порошок Al та феросплави на основі Ti (не менше 2% Ti), що унеможливило утворення оксидів хрому та збільшує Cr у твердому розчині покриття.

1. *Коробов Ю.С.* Эффективность применения активированной дуговой металллизации для нанесения защитных покрытий // Сварочное производство. – 2002. – 5, № 2. – С. 47-50.
2. *Студент М.М.* Особливості топографії поверхні електродугових покриттів із порошкових дрітів після шліфування та полірування / М. Студент // Вісник ТДТУ. – 2009. – 14, № 3. – С. 72-80.
3. *Похмурский В.И.* Влияние режимов электродуговой металллизации и состав применяемых порошковых проволок на структуру и абразивную износостойкость покрытий. / В.И. Похмурский, М.М. Студент, И.А. Рябцев, И.И. Сидорак, В.М. Довгуняк, Б. Форманик // Автомат. сварка. – 2006. – № 7. – С. 31-36.
4. Структура и трибологические свойства покрытий, полученных методом электродуговой металллизации / В.И. Похмурский, М.М. Студент, И.И. Сидорак, Ю.М. Кусков, И.И. Рябцев, В.М. Довгуняк // Автомат. сварка. – 2003. – № 8. – С. 13-17.
5. *Venugopal K. and Agrawal M.* Wear.-2008. – №264. – 139-145 p.
6. *Dallaire C.S.* Journ. Therm. Spray Techn., – 2001. – №10. – 337-350 p.
7. *Branagan D.J., Swank W.D., Haggard D.C., et al.* Metallurg. and Mater. Transact. A, 32A.-2001.-№10. – 2615-2621 p.
8. Вплив корозії у середовищах з різним рН на локальні електродні потенціали сталей / М. С. Хома, Г. М. Сисин // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – 46, № 3. – С. 92-97.
9. *Студент М.М.* Вплив будови електродугових покриттів з порошкових дрітів на їх властивості / М.М. Студент // Машинознавство. – 2010. – №5(155). – С. 16-20.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

УДК 621.941.2

Б.І. Придальний

МЕТОДИКА РОЗРАХУНКУ ОКРЕМИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЕЛЕКТРОМЕХАНІЧНИХ ПРИВОДІВ МЕХАНІЗМУ ЗАТИСКУ ТОКАРНИХ АВТОМАТІВ

У статті акцентовано увагу на доцільності застосування електромеханічних затискних механізмів у сучасному технологічному обладнанні. Представлено створену за участі автора конструкцію електромеханічного привода затискного механізму. Для запропонованої конструкції розроблена методика розрахунку основних характеристик.

Ключові слова: машинобудування, механізм затиску, електромеханічний привод механізму затиску, методика розрахунку, характеристики привода механізму затиску.

Б.И. Придальный

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ОТДЕЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРИВОДОВ МЕХАНИЗМА ЗАЖИМА ТОКАРНЫХ АВТОМАТОВ

В статье акцентировано внимание на целесообразности применения электромеханических зажимных механизмов в современном технологическом оборудовании. Представлено созданную при участии автора конструкцию электромеханического привода зажимного механизма. Для предложенной конструкции разработана методика расчета основных характеристик.

Ключевые слова: машиностроение, механизм зажима, электромеханический привод механизма зажима, методика расчета, характеристики привода механизма зажима.

B. Prydalnyy

THE METHOD OF SOME CHARACTERISTICS CALCULATION OF ELECTROMECHANICAL DRIVES OF THE AUTOMATIC LATHES CLAMPING MECHANISM

The paper draws attention to the advisability of the use of electromechanical clamping mechanisms at modern technological equipment. It presents the construction of the clamping mechanism electromechanical drive created with the participation of the author. For the proposed construction the basic characteristics calculation method was developed.

Keywords: mechanic engineering, clamping mechanism, electro-mechanical drive of clamping mechanism, calculation method, characteristics of the drive of the clamping mechanism.

Стійка світова тенденція до підвищення режимів різання та вимог до експлуатаційної надійності автоматизованих верстатів токарної групи вимагає покращення їх експлуатаційно-швидкісних характеристик. Одним з головних функціональних вузлів токарних автоматизованих верстатів є вузол автоматичного затиску заготовки – затискний механізм (ЗМ), який суттєво впливає на якість і продуктивність обробки деталей: визначає інтенсивність застосовуваних режимів різання, якість поверхні і точність оброблюваного виробу, час налагодження, обслуговування та витрати на ремонт токарних автоматів (ТА). При цьому більшість ЗМ зберегли традиційні конструкції із закладеною в них "генетичною" інформацією попередніх поколінь, що деколи стримує розвиток структури верстата в цілому. Такі ЗМ механічного виконання не задовольняють вимогам, що висуваються до процесу закріплення деталі та конструкції шпіндельних вузлів у сучасних високотехнологічних та високопродуктивних верстатах. Адаптація забезпечення сили затиску та міцності механізму в даний час є лише необхідною властивістю ЗМ, але вже недостатньою. Привод механізму затиску заготовки (ПрЗ) як основна його частина визначає силові характеристики і швидкість ЗМ та впливає на конструкцію шпіндельного вузла.

Зрозумілим та очевидним є стрімке впровадження та широке використання електромеханічних систем в складі сучасного технологічного обладнання. Це спонукає і пояснює необхідність створення ЗМ нових типів з використанням електромеханічних систем не лише для нових верстатів, що проектуються, але й для модернізації вже існуючих шляхом заміни окремих вузлів ЗМ, наприклад ПрЗ механічного виконання, на електромеханічні. Тому, створення ЗМ з електромеханічним ПрЗ і розробка методики їх розрахунку визначають актуальність даної роботи.

Серед вітчизняних розробок у цій сфері варто відмітити конструкцію пристрою для затиску пруткового матеріалу в складі якого використовується електромеханічний привод затиску [7]. Суттєвим недоліком цього пристрою є те, що для підтримання зусилля затиску заготовки під час її обробки споживається електроенергія. Це призводить до відносно високих витрат енергії та знижує рівень безпеки через неконтрольований розтиск заготовки в разі аварійної втрати живлення. Крім того механізм не забезпечує надійного закріплення пруткового матеріалу з великими відхиленнями діаметра тому, що зусилля затиску прутка не є стабільним і залежить від

величини відхилення його діаметра (при збільшенні діаметра – сила затиску падає через збільшення відстані між торцями магніту та диска).

На основі рекомендацій, отриманих в результаті попередньо проведених досліджень та структурно-схемного синтезу методом морфологічного аналізу, за участі автора створено нові конструкції електромеханічних ПрЗ, що мають покращені експлуатаційні характеристики і пристосовані для роботи на високих частотах обертання, які захищені патентами України.

Однією з найбільш перспективних можна вважати конструкцію «Пристрій для затиску пруткового матеріалу» [6]. Для усунення негативного впливу високих частот обертання шпинделя на роботу ПрЗ, у цій конструкції (рис. 1) реалізується безконтактний (за рахунок електромагнітної взаємодії) принципи подачі вхідного зусилля до передавально-підсилювального механізму. Пристрій для затиску пруткового матеріалу [6] містить встановлений на шпинделі 1 (рис. 1) та застрахований від провертання відносно нього шпонкою 2 корпус 3 з розміщеними на ньому муфтою затиску 4, а також ротором 5 електродвигуна та гайкою 6, що базуються на різьбовій поверхні корпусу 3, причому муфта затиску 4 має можливість силової взаємодії із стаканом 7. На задньому кінці шпинделя 1 встановлена рухома в осьовому напрямі приводна втулка 8, що має можливість одночасної силової взаємодії з гайкою 9, нагвинченою на трубу затиску 10, та стаканом 7 за допомогою набору пружних елементів 11, для попереднього натягу яких використана гайка 12, що встановлена на приводній втулці 8. Правим кінцем труба затиску 10 з'єднана із затискним патроном (на кресленні не показаний). На роторі 5 розміщені електричні обмотки 13, які мають можливість електромагнітної взаємодії з електричними обмотками 14, які розміщені на статорі 15, що жорстко зв'язаний з шпиндельним барабаном 16. Обойма 17, що виконана як одне ціле з статором 15, має можливість силової взаємодії з муфтою затиску 4 через опорні підшипники 18, що зафіксовані гайкою 19, встановленою на муфті затиску 4.

Робота пристрою для затиску пруткового матеріалу відбувається наступним чином. Для здійснення процесу затиску (рис. 1) на обмотки 14 статора 15 подається електричний струм. При цьому навколо обмоток 14 утворюється електромагнітне поле, що взаємодіє з обмотками 13 ротора 5 і спричиняє в них появу обертового моменту. Внаслідок того, що обмотки 13 жорстко зв'язані з ротором 5, обертовий момент передається на ротор 5 і спричиняє його обертально-поступальне переміщення відносно різьбової поверхні корпусу 3 на величину, яка залежить від фактичного діаметра прутка, що затискається. Жорстко закріплена на роторі 5 обойма 17 передає осьове зусилля на муфті затиску 4 через опорні підшипники 18. Далі муфта затиску 4 передає осьове зусилля на трубу затиску 10 через стакан 7, набір пружних елементів 11, гайку 12, приводну втулку 8 і гайку 9. Процес затиску продовжується до моменту досягнення необхідного зусилля затиску, яке залежить лише від параметрів струму, що подається на обмотки статора 14 і є стабільним, тобто не залежить від величини відхилення радіальних розмірів оброблюваного прутка.

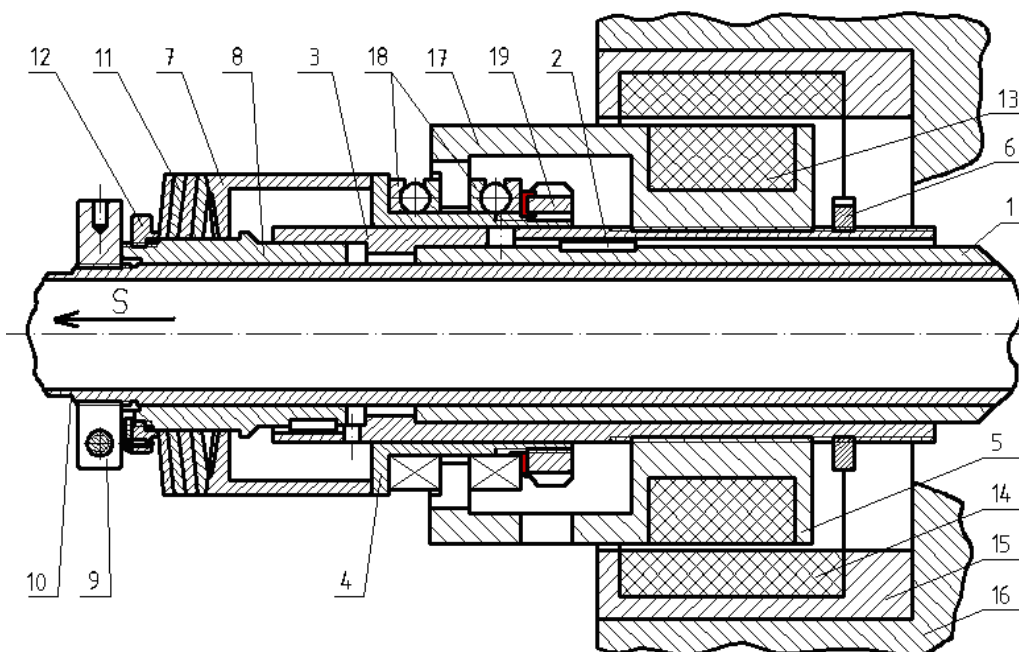


Рис. 1. Пристрій для затиску пруткового матеріалу [6]

Обертально-поступальний рух ротора 5 (процес затиску) припиняється самовільно у разі досягнення необхідного зусилля затиску і, як наслідок, зростання зусилля, що протидіє його осьовому переміщенню. Момент закінчення процесу затиску (зупинки ротора) відображається у характеристиках струму, що проходить в обмотках статора 14. Після закінчення процесу затиску підведення струму до обмоток статора 14 припиняється, причому підтримка зусилля затиску відбувається за рахунок самогаальмовування в різьбовому з'єднанні ротора 5 і корпусу 3.

Для здійснення розтиску на обмотки статора 14 подається струм з характеристиками, які зумовлюють рух ротора 5 в протилежному напрямі, порівняно з процесом затиску, до упору в гайку 6, розташовану на корпусі 3. Це спричиняє рух обойми 17, муфти затиску 4, стакану 7, приводної втулки 8 і труби затиску 10 в зворотному напрямі порівняно з процесом затиску. Заготовка розтискається під дією пружності пелюсток цангового патрона (на кресленні не показаний). Необхідності подачі великих зусиль на трубу затиску вимагає збільшення габаритів даного електромеханічного ПрЗ. В цьому випадку доцільно виконувати механічну (наприклад, важільну) підсилювальну ланку.

Для компенсації втрати зусилля затиску в затискному патроні під час обробки на високих частотах обертання (коли затиск відбувається при зупиненому шпинделі, як у напівавтоматах) даний пристрій дозволяє проводити "дозатиск на ходу" шляхом короткочасної подачі струму з відповідними характеристикам на обмотки статора (можливо декілька раз в міру розгону шпинделя). Також до переваг даної конструкції ПрЗ можна віднести: відсутність необхідності механічного контакту з елементами шпиндельного вузла для передачі енергії та управління механізмом затиску – важливо при обробці на високих частотах обертання; малу кількість рухомих та складних елементів, що підвищує довговічність та надійність роботи механізму; відсутність рухомих в радіальному напрямку елементів, що покращує умови балансування шпиндельного вузла для роботи на високих частотах обертання; відсутність значної кількості механічних ланок для перетворення і передачі енергії до ПрЗ та керування ЗМ (електрична енергія подається безпосередньо до ПрЗ) – спрощення конструкції верстата, зменшення металоемності, широкі можливості для використання при модернізації існуючого технологічного обладнання.

На сьогоднішній день відсутня методика загального проектного розрахунку характеристик електромеханічних ПрЗ. У цій роботі пропонується методика розрахунок окремих характеристик електромеханічного ПрЗ конструкція якого представлена на рис. 1. Розроблена методика складається з двох основних етапів: розрахунок характеристик механічної та електричної частин електромеханічного ПрЗ.

Розрахунок механічної частини ПрЗ. Для проведення розрахунку приймаємо максимальне вихідне осьове зусилля, що повинен розвивати ПрЗ, $S=20$ кН, різьба гвинтової передачі "ротор-шпindel" – самогаальмівна упорна з середнім діаметром $d_2=85$ мм і кроком $p=2$ мм. З метою зменшення зносу гвинтової передачі доцільно обрати матеріал внутрішньої різьбової поверхні (у роторі) – чавун, а зовнішньої (на шпинделі) – сталь.

Перевірка (визначення) параметрів різьбового з'єднання. Перевіримо діаметр різьби за умовою зносостійкості [2] – $d_2 \geq \sqrt{S/(\pi \cdot \psi_H \cdot \psi_h \cdot [\sigma_{cm}])}$, де $[\sigma_{cm}] = 4 \dots 6$ МПа – допустимі значення напруження зминання для обраних матеріалів; $\psi_h = 0,75$ – коефіцієнт висоти упорної різьби; $\psi_H = 1,2$ – коефіцієнт довжини (висоти гайки) внутрішньої різьбової поверхні ротора.

$$\sqrt{20000/(\pi \cdot 1,2 \cdot 0,75 \cdot 5)} \approx 38 \text{ мм} < 85 \text{ мм}.$$

Отже, зносостійкість забезпечена більше ніж з двократним запасом, що дозволяє використати менш міцні і легкі матеріали для виготовлення внутрішньої частини ротора з різьбовою поверхнею. Мінімальна довжина різьбового з'єднання (довжина ділянки з різьбовою поверхнею в роторі), що необхідна для забезпечення розрахованої величини зносостійкості, $H = \psi_H \cdot d_2 = 1,2 \cdot 38 \approx 46$ мм.

Величину кроку різьби обираємо також виходячи з умови дотримання самогаальмування – $\psi < \varphi_p$ [2], де ψ – кут підйому витка різьби; φ_p – кут тертя в різьбі. Для змашених, відшліфованих і припрацьованих (ходовий гвинт) поверхонь різьби, коефіцієнт тертя приймаємо $f_p=0,07$. Приведений коефіцієнт тертя в гвинтовій передачі, що враховує вплив кута профілю різьби визначається з формули $f_{pp} = f_p / \cos \gamma_p$, де для упорної різьби $\gamma_p = 3^\circ$ – кут нахилу лінії профілю різьби відносно перпендикуляра осі циліндричної поверхні (шпинделя). Зважаючи на

малість значення в опорній різьбі кута γ_p ($\cos \gamma_p = 0,999$), приймаємо, що $f_{пр} \approx f_p$, якому відповідає кут тертя $\varphi_p = \arctg f \approx 4^\circ$. Кут підйому витка різьби $\psi = \arctg [p / (\pi \cdot d_2)] = \arctg [2 / (\pi \cdot 85)] \approx 0,43^\circ$. Таким чином, при обраному кроці різьби забезпечується великий запас ($0,43^\circ \ll 4^\circ$) самогальмування у цьому різьбовому з'єднанні, що необхідно для запобігання відгвинчуванню (розтиску деталі) у разі дії на з'єднання змінних навантажень, вібрацій та появи радіальних пружних деформацій.

Розрахунок силових характеристик ПрЗ. Осьова сила S , яка передається на ротор від труби затиску, врівноважується реакцією шпинделя, що розподіляється по витках різьби. Для проведення розрахунку цю реакцію умовно замінюємо зосередженою силою, нормальною до лінії профілю різьби, і, зважаючи на малість кута γ_p , вважаємо співвісною з S . Тангенціальна сила, яку необхідно прикласти до ротора на радіусі $d_2/2$ для отримання відповідної величини вихідного зусилля S , визначається з $F_t = S \cdot \tg(\psi + \varphi_p)$, а обертовий момент – $T_p = 0,5d_2F_t$ [2]. Таким чином,

$$T_p = 0,5 \cdot d_2 \cdot S \cdot \tg(\psi + \varphi_p) = 0,5 \cdot 0,085 \cdot 20000 \cdot \tg 4,43^\circ = 66 \text{ нм}.$$

Розрахунок окремих характеристик електропривода ПрЗ. В якості прототипу електродвигуна для використання в запропонованому ПрЗ обираємо найбільш поширений трифазний асинхронний двигун змінного струму з короткозамкнутим ротором серії 4А. Початковими даними для розрахунку є величина крутного моменту на роторі електродвигуна ($T_p=66\text{нм}$), що необхідна для досягнення потрібного вихідного зусилля ПрЗ ($S=20000\text{н}$), і максимальна частота обертання ротора біля 6000 об/хв.

Особливостями роботи електродвигуна у складі ПрЗ є:

- 1) пуск двигуна проходить при стартовій частоті обертання ротора, що рівна частоті обертання шпинделя, – приймаємо, що затиск в багатошпindelному токарному автоматів відбувається на частоті 5000 об./хв;
- 2) повторно-короткочасний режим роботи – двигун вмикається лише на період затиску чи розтиску (біля 1с);
- 3) примусове обертання ротора електродвигуна після його вимикання.

Наведений нижче розрахунок характеристик електродвигуна обмежується визначенням його головних розмірів та параметрів, необхідних для їх визначення. В разі необхідності, визначити інші параметри електродвигуна можна відповідно до загальної методики розрахунку асинхронних трифазних електродвигунів змінного струму з короткозамкнутим ротором.

Однією з головних умов, яку беруть до уваги під час розрахунку (вибору) потужності приводного електродвигуна, є те, що нагрів електродвигуна не повинен перевищувати допустимий для певного класу ізоляції, що застосована у його обмотках [3].

Інтенсивне нагрівання електродвигуна відбувається під час протікання в його обмотках струму, величина якого більша за номінальне значення. Це виникає, коли частота обертання ротора значно менша від частоти обертання магнітного поля статора (синхронної частоти) через те, що гальмівний (навантажувальний) момент, прикладений до вала електродвигуна, є більшим за номінальне значення моменту обертання, який розвиває двигун. Найбільша різниця між фактичною і синхронною частотами обертання електродвигуна (найбільше ковзання) і, як наслідок, найбільш інтенсивний нагрів його активних частин спостерігаються у момент запуску, коли частота ротора рівна або майже рівна нулю [5]. Величина пускового струму значно перевищує номінальні значення і майже досягає величини струму короткого замикання.

Увімкнення двигуна, що працює в складі запропонованого ПрЗ, відбувається при частоті обертання ротора (5000 об./хв), яка лише на 17% менша за синхронну частоту електродвигуна (6000 об./хв). В таких умовах пуск електродвигуна не супроводжується звичним інтенсивним нагрівом.

Відношення максимального обертового моменту, що може розвинути електродвигун, до його номінального значення називають перевантажувальною здатністю двигуна. Для сучасних двигунів перевантажувальна здатність має значення в межах 2...3 рази. Згідно з рекомендаціями [3, 1] короткочасна робота електродвигуна в межах перевантажувальної здатності є цілком допустимою і обмежується величиною нагріву його активних частин (властивостями ізоляційних матеріалів), тобто тривалістю перевантаження і умовами охолодження.

Двигун у складі ПрЗ працює в повторно-короткочасному режимі, а орієнтовне відношення

тривалості роботи (затиск або розтиск – біля 1с) до паузи (тривалість обробки деталі – біля 60 с) є величиною дуже малою (0,017), тому в таких умовах двигун можна нормально експлуатувати в межах перевантажувальної здатності [3, 1]. Крім того, умови охолодження даного двигуна компенсують нагрів, що виникає при перевантаженні, оскільки після роботи двигун вимикається, причому обертання його ротора продовжується примусово (разом з шпинделем), що забезпечує охолодження за рахунок розгону повітря зубчатою поверхнею ротора.

Зважаючи на все вищевикладене, приймаємо можливість роботи електродвигуна в складі Пр3 у повторно-короткочасному режимі при мінімальному перевантаженні в 2 рази. Отже, подальший розрахунок параметрів електродвигуна проводимо виходячи з умови забезпечення номінального моменту при роботі в довготривалому режимі $M_l = 35$ нм.

Номінальна механічна потужність електродвигуна [1, 4] визначається з формули $P_1 = 0,1046 \cdot M_l \cdot n_1$, де для даного випадку $M_l = 35$ нм – номінальний крутний момент електродвигуна; $n_1 = n_p - n_{ш} = 6000 - 5000 = 1000$ об./хв – відносна частота обертання ротора електродвигуна для забезпечення якої споживається енергія, де n_p – частота обертання ротора, $n_{ш}$ – частота обертання шпинделя.

$$P_1 = 0,1046 \cdot M_l \cdot n_1 = 0,1046 \cdot 35 \cdot 1000 \approx 3,7 \text{ кВт.}$$

Число пар полюсів електродвигуна визначається із співвідношення

$$p_1 = \frac{60f_1}{n_p} = \frac{60 \cdot 200}{6000} = 2,$$

де $f_1 = 200$ Гц – частота струму живлення електродвигуна.

Відповідно до [4] за потужністю електродвигуна і кількістю пар полюсів з ГОСТ 13267-73 визначаються висота осі обертання стандартного електродвигуна $h=90$ мм і відповідний їй зовнішній діаметр статора $D_A=149$ мм. Отримані дані є нормалізованими для серії асинхронних машин 4А.

Для подальшого розрахунку приймаємо більший зовнішній діаметр статора $D_A = 160$ мм, зважаючи на те, що:

– розміри шпиндельного барабана БГА дозволяють вмістити статор із зовнішнім діаметром до 160 мм;

– для даного двигуна узгодження розмірів (для уніфікації елементів в межах серії та стандартизації приєднувальних розмірів) з нормалізованим рядом значень для серії 4А є не обов'язковим, оскільки зовнішній діаметр залежить від конструктивного і технологічного виконання електродвигуна та не є визначальним в електромагнітному розрахунку [4];

– при збільшенні зовнішнього діаметра статора зменшуються електромагнітні навантаження, які визначають нагрів активних частин двигуна [4].

Внутрішній діаметр статора $D = K_D \cdot D_A = 0,68 \cdot 160 \approx 110$ мм, де $K_D = 0,68$ – коефіцієнт, що обирається відповідно до кількості пар полюсів. Полюсне ділення $\tau = \pi D / 2p_1 = 3,14 \cdot 110 / 2 \cdot 2 = 86$ мм [4].

Довжина повітряного зазору l_δ між статором і ротором (довжина ротора) пов'язана розмірним відношення з внутрішнім діаметром статора, яке визначає економічні характеристики електродвигуна та умови охолодження. Тому відношення $\lambda = l_\delta / \tau$ повинно знаходитися в рекомендованих межах [4] і для даного випадку приймаємо $\lambda = 0,8$. Таким чином, довжина ротора (повітряного зазору між статором і ротором) $l_\delta = \lambda \cdot \tau = 0,8 \cdot 86 \approx 70$ мм, що достатньо для розміщення внутрішньої різьбової поверхні довжиною 46 мм.

Запропонована методика розрахунку характеристик електродвигуна, що працює в Пр3, має в своїй основі загальну методику розрахунку асинхронних трифазних електродвигунів. Зважаючи на особливості роботи і конструкції даного електродвигуна (перераховані на початку розрахунку), що обумовлені його призначенням (робота в складі Пр3), представлена методика потребує адаптації (фахового доопрацювання) з метою більш повного врахування цих особливостей для більш якісного і зручного визначення оптимальних параметрів такого електродвигуна.

Даний електропривод призначений для роботи в динамічних режимах, тому його ротор доцільно виготовляти за технологіями, що дозволяють зменшити момент інерції [3], подібно як у слідкуючих електроприводах та механізмах циклічної дії.

Затиск і розтиск у запропонованому Пр3 відбувається під час роботи електродвигуна в

рушійному і гальмівному режимах, що спричиняють рух ротора відносно шпинделя. Під час роботи двигуна в рушійному режимі частота обертання ротора перевищує частоту обертання шпинделя, у гальмівному – навпаки. Прийнята, для прикладу, орієнтовна різниця між частотами обертання шпинделя і ротора під час роботи електродвигуна в обох режимах 1000 об./хв забезпечує переміщення ротора по різьбовій поверхні шпинделя на відстань 10 мм протягом менше ніж 0,3 с.

Для загальмовування ротора можна використовувати будь-який вид гальмування, що застосовується в асинхронних електродвигунах [3]: рекуперативне генераторне, динамічне, противключенням, конденсаторне. Рекомендованим у цьому випадку є рекуперативне генераторне гальмування. Даний вид гальмування виникає, коли частота обертання ротора перевищує синхронну частоту електродвигуна. Здійснити таке гальмування в даному випадку можна змінюючи синхронну частоту двигуна [3, 5] (зміна кількості пар полюсів, частоти струму живлення). Перевагою цього методу є визначеність (сталість) частоти обертання ротора, якої він прагне досягнути в результаті гальмування – синхронна частота двигуна. Крім того, механічна потужність, що подається на ротор двигуна, перетворюється в електромагнітну і віддається в мережу живлення. Механічна характеристика двигуна у цьому режимі гальмування [3] ідентична (з врахуванням кутової симетрії) характеристиці двигуна в рушійному режимі. Проте максимальний момент в режимі рекуперативного гальмування є дещо вищим, ніж максимальний момент в рушійному режимі, що пояснюється втратами на опір в статорі, які в рушійному режимі призводять до зменшення моменту на валу, а в генераторному – до додаткового використання (споживання) зовнішнього рушійного моменту, тобто загальмовування.

Представлена у роботі методика розрахунку характеристик електромеханічних приводів затиску сприяє створенню ЗМ нового покоління з оптимальними характеристиками для заданих умов роботи технологічного обладнання.

1. *Алиев И.И.* Асинхронные двигатели в трехфазном и однофазном режимах/ Алиев И.И. –М.: ИП РадиоСофт, 2004.–128 с.: ил.
2. *Иванов М.Н.* Детали машин: учебник [для студентов вузов] /М.Н. Иванов, под ред. В.А.Финогенова. – М: 6-е изд., 2000. - 383 с. перераб. (Высш. шк.).
3. *Кузнецов Ю.Н.* Морфологический синтез станков и их механизмов: Монография / Кузнецов Ю.Н., Герра Ж.А. Хамуйела, Т.О. Хамуйела; под. ред. Ю.Н. Кузнецова. – К.: ООО «Гнозис», 2012. – 416 с.
4. Проектирование электрических машин: Учеб. пособие для вузов /[Ф.А. Горяинов, Б.К. Клоков и др.]; под ред. И.П. Копылова.– М.: Энергия, 1980. – 496 с.: ил.
5. Справочник по электрическим машинам: В 2 т /[Под общ. ред. И.П. Копылова и Б. К. Клокова].– М.: Энергоатомиздат, 1988.– Т. 1. – 456 с.
6. Пат. 95323 UA, МПК В 23 В 13/10 (2006.01). Пристрій для затиску пруткового матеріалу / Кузнецов Ю.М., Придальний Б.І., Редько Р.Г.. – № А2009 06409 ; заявл. 19.06.2009 ; опубл. 25.07.11, Бюл. № 14/2011.
7. А. с. МПК В 23 В 13/00. Устройство для зажима пруткового материала /Н.Н. Корниенко (СССР). – №343774; заявл. 21.10.1970; опубл. 07.07.1972, Бюл. № 21

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.22

В.П. Пурдик, М. Ю. Поздняков
МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ ДИНАМІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГНУЧКИХ РУКАВІВ
ВИСОКОГО ТИСКУ

Роботу присвячено експериментальній перевірці динамічних характеристик рукавів високого тиску. Стаття містить конструктивну схему експериментальної установки на основі 3D-моделі й опис проведення дослідження, а також співвідношення, які дозволяють обчислити значення основного динамічного показника – коефіцієнта податливості.

Ключові слова: динамічні характеристики, рукави високого тиску, динамічний показник, коефіцієнт податливості.
Форм. 3. Рис. 6. Літ. 11.

В.П. Пурдик, М.Ю. Поздняков
МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГИБКИХ РУКАВОВ
ВИСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

Работа посвящена экспериментальной проверке динамических характеристик рукавов высокого давления. Статья содержит конструктивную схему экспериментальной установки на основе 3D-модели и описание проведения исследования, а также соотношения, которые позволяют определить значение основного динамического показателя – коэффициента податливости.

Ключевые слова: динамические характеристики, рукава высокого давления, динамический показатель, коэффициент податливости.

V. Purdik, M. Pozdniakov
METHODOLOGY DETERMINING OF THE DYNAMIC CHARACTERISTICS OF FLEXIBLE
HIGH PRESSURE HOSES

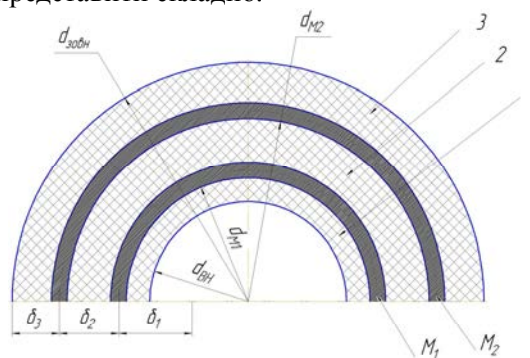
This work deals with experimental verification of the dynamic characteristics of high-pressure sleeves. The paper contains design circuit of the test installation based on 3D model and description of the test procedure. Also, relationships are presented, which make it possible to calculate the value of the main dynamic indicator – the compliance coefficient.

Keywords: dynamic characteristics, high-pressure sleeves, dynamic indicator, compliance coefficient.

Вступ. В технологічних машинах різноманітного призначення, як стаціонарного так і мобільного виконання, які в якості джерела енергії використовують гідропривод, для з'єднання безпосередньо виконавчих органів (гідродвигунів поступального та обертального руху) з основними магістралями широко використовуються гнучкі рукави високого тиску (РВТ) [1, 2, 3]. В першу чергу це пов'язано з тим, що робочі органи таких машин повинні виконувати складні просторові рухи в процесі виконання свого службового призначення, що виключає використання жорстких трубопроводів.

Ця обставина негативно впливає на динамічні характеристики машини в цілому, так як гідрав-лічна жорсткість РВТ суттєво менша ніж у жорсткого металевого трубопровода.

Для реального прогнозування швидкодії конкретної машини з гідроприводом в процесі її проектування необхідно знати динамічні характеристики РВТ (в технічній літературі часто використовується термін - коефіцієнт $K(p)$ податливості [4, 5]). Аналітично це зробити досить важко, так як конструкція РВТ представляє собою складну композитну металогумову структуру, яку однозначно математично представити складно.



$\delta_1, \delta_2, \delta_3$ - відповідні товщини шарів;
 M_1, M_2 - металеві шари;
 $d_{300H}, d_{300h}, d_{H1}, d_{H2}$ - відповідні діаметри оплетень;
 1, 2, 3 - гумові шари.

Рис. 1. Фізична модель рукава високого тиску з двома металевими оплетеннями

За конструктивними параметрами РВТ відрізняються між собою як кількістю металевих чи гумових обплетень (рис.1) [4], так і формою упакування даних обплетень, зокрема металевого. Адже саме від даного параметру залежить пріоритетний напрямок деформації рукава (радіальний чи осьовий) під дією тиску в гідросистемі.

В склад стенда (рис. 2) входять: гнучкий рукав 1, що досліджується, вмонтований у спеціальний корпус 2 за допомогою різьбового з'єднання. В корпусі розміщена плунжерна пара 3, плунжер якої кінематично зв'язаний з ексцентриком 4, який обертається аксіально-поршневим гідромотором 5 [6].

В конструкції стенда передбачено реєстрацію в динаміці тиску в порожнині РВТ (давач 11), його деформацію в осьовому та радіальному напрямках відповідно (давачі 10 та 12), а також поступальний рух золотника 3 (давач 14).

Методика проведення експерименту полягає в наступному: порожнину РВТ заповнюють робочою рідиною, чому передує видалення повітряної пробки з трубопроводу за допомогою відгвинчування затвору 10, а потім надають разовий (ступінчатий), або періодичний рух золотнику 3, який вводить в порожнину РВТ відповідний об'єм робочої рідини, і реєструють зміну тиску в РВТ та його деформацію.

Регулювання величини об'єму, що подається в порожнину РВТ здійснюють зміною величини ексцентриситета механізму 3, а його періодичність подачі частотою обертання вала гідромотора, яка регулюється витратою регульованого насоса НП-34 [7].

Під час проведення експерименту РВТ підтримується за допомогою стійок 8, які разом з кутником, де закріплено гідромотор, базуються на столі з Т-подібними пазами 9.

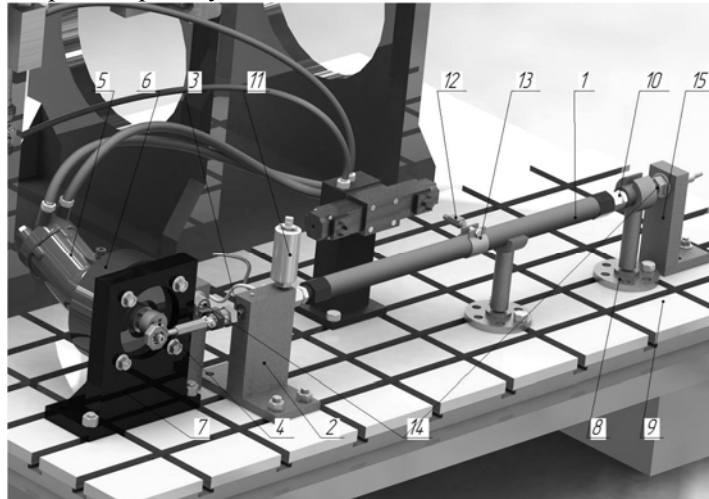


Рис. 2. 3D-модель стенда для експериментального дослідження динамічних характеристик РВТ

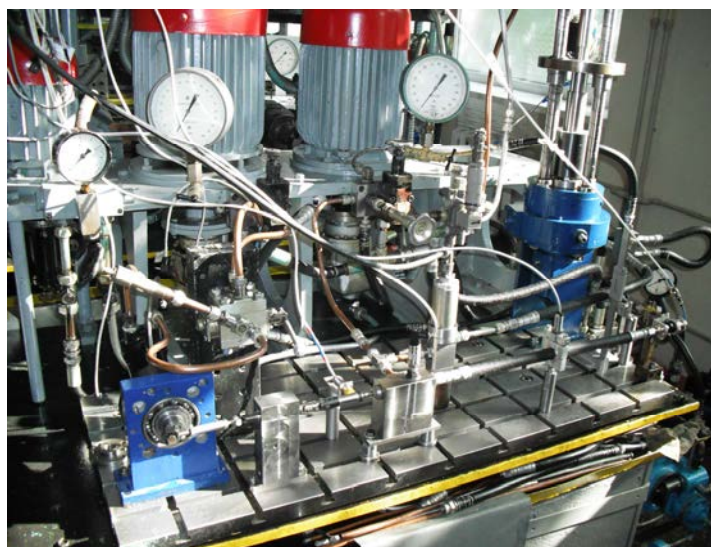


Рис. 3. Загальний вид стенду для експериментального дослідження динамічних характеристик РВТ

Конструкція стенду дозволяє отримати якісні перехідні процеси в порожнині РВТ під дією разового та періодичного збуджуючого сигналу, яким є певний об'єм рідини, що подається в динамічному режимі, а також побудувати амплітудо-частотну та фазо-частотну характеристики конкретного зразка РВТ.

Порядок визначення частотних характеристик, статичного та динамічного коефіцієнта податливості РВТ із робочою рідиною такий [6, 7, 8, 9]:

1. Рідину подають на гідромотор 5 (у якості робочої рідини використовують мінеральне масло АМГ-10 [10]), частоту обертання вала гідромотора регулюють витратою регульованого насоса НП-34 в діапазоні 5 – 6000 об/хв і визначають амплітуду коливань тиску й зовнішнього діаметра РВТ.

2. Визначають статичний коефіцієнт податливості РВТ за формулою

$$K(p) \approx \frac{\Delta W}{W_0 \Delta p},$$

де ΔW – зміна об'єму РВТ, вираховують за переміщенням плунжера; W_0 – початковий об'єм, відомий з конструктивних параметрів РВТ; Δp – зміна тиску у внутрішній порожнині рукава (визначають за допомогою датчика тиску).

3. Змінюючи подачу рідини на гідромотор 5, послідовно вимірюють амплітуду коливань тиску й зовнішнього діаметра РВТ із різними значеннями частоти коливань плунжера й відповідно коливань тиску в РВТ. Для компенсації можливої зміни амплітуди коливань тиску зі зміною частоти f вхідного сигналу передбачена можливість регулювання ексцентриситету кулачка 9.

Амплітудно-частотну характеристику РВТ визначають за формулою

$$A_{\Delta L}(f) = \frac{A_{\Delta p}(f) A_{\Delta d} \text{ зовн}(f) K_D(p)(f)}{2}, \quad (1)$$

де $A_{\Delta L}(f)$, $A_{\Delta p}(f)$, $A_{\Delta d}(f)$ – амплітуди коливань зовнішнього діаметра тиску в РВТ та переміщення плунжера з частотою вхідного сигналу f ; $K(p)(f)$ – динамічний коефіцієнт податливості в РВТ.

Якщо $f \rightarrow 0$, то

$$A_{\Delta L_c} = \frac{A_{\Delta p_c} A_{\Delta d \text{ зовн}} K(p)}{2}, \quad (2)$$

де $A_{\Delta L_c}$, $A_{\Delta p_c}$, $A_{\Delta d \text{ зовн}}$ – амплітуди коливань зовнішнього діаметра тиску в РВТ та переміщення плунжера в статиці.

Урахувавши співвідношення $A_{\Delta p}(f) = A_{\Delta p_c}$ (підтримуються зміною ексцентриситету) та розділивши (1) на (2), отримаємо

$$\frac{A_{\Delta L}(f)}{A_{\Delta L_c}} = \frac{A_{\Delta d \text{ зовн}}(f) K_D(p)(f)}{A_{\Delta d \text{ зовн}}(f) K(p)}. \quad (3)$$

Вираз (3) дозволяє визначити величину динамічного коефіцієнта податливості в процесі динамічного навантаження, ураховуючи при цьому показники датчиків та значення статичного коефіцієнта податливості.

АЧХ РВТ зображена на рис. 4.

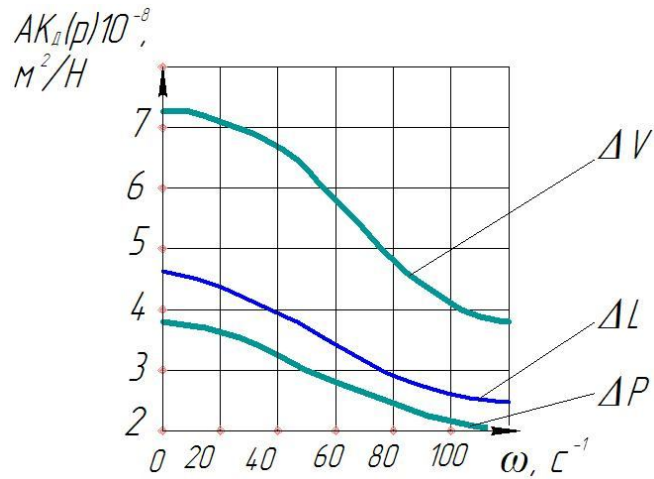


Рис. 4. Амплітудно-частотна характеристика РВТ

Приклад перехідних процесів у порожнині РВТ зображено на рис. 5, 6.

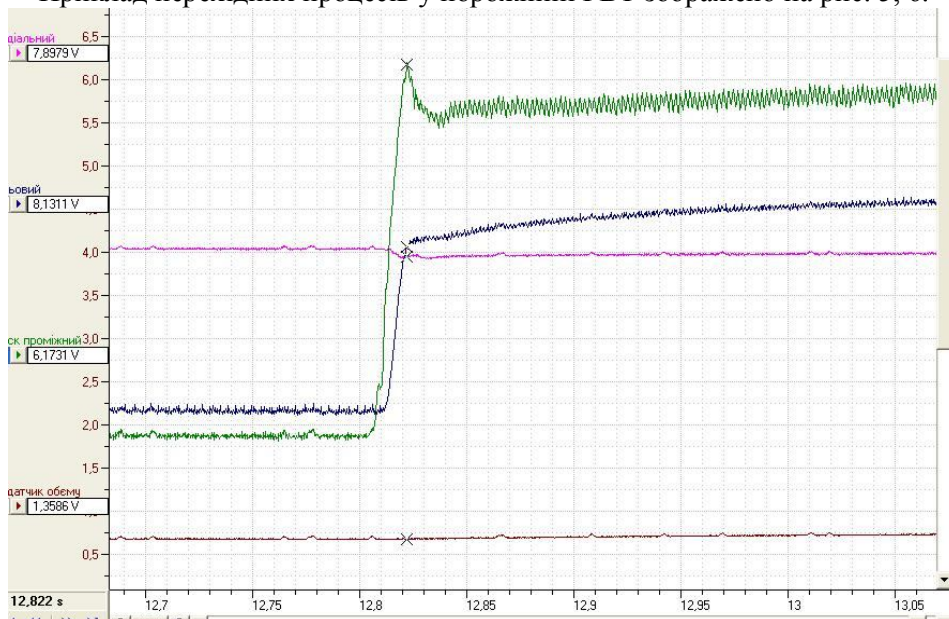


Рис. 5. Перехідний процес у порожнині РВТ (частота вхідного сигналу 8 Гц)

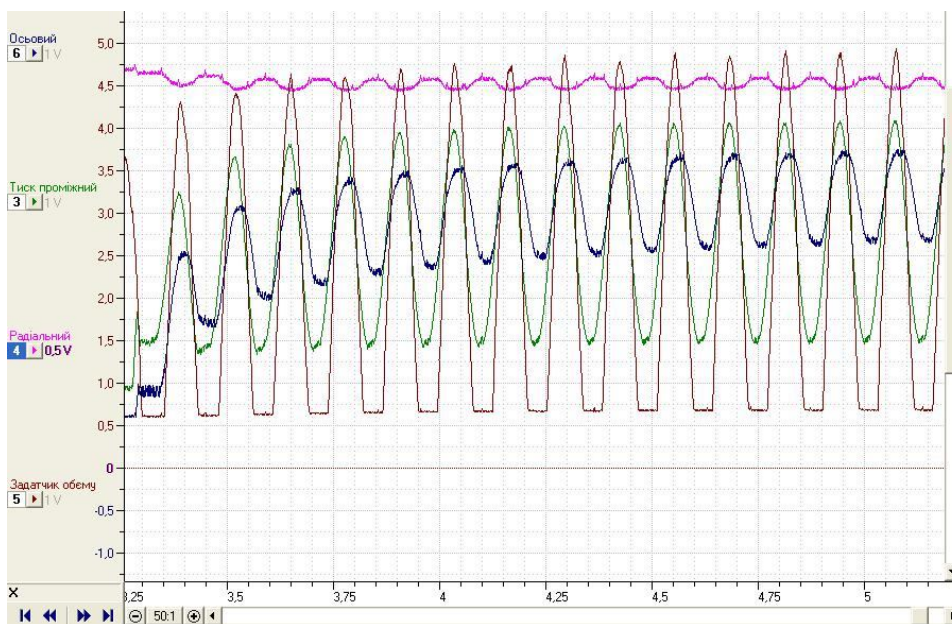


Рис. 6. Перехідний процес у порожнині РВТ (частота вхідного сигналу 2 Гц)

© В.П. Пурдик, М.Ю. Поздняков

Висновки:

– запропонована методика експериментальних досліджень на основі створеної 3D моделі, дозволяє встановити величину статичного коефіцієнта податливості $K(p)$ РВТ, визначити динамічний коефіцієнт податливості $K_d(p)(f)$ та встановити залежність зміни даного коефіцієнту від частоти вхідного сигналу.

– в результаті проведення експерименту можна якісно визначити амплітудо-частотні та перехідні характеристики РВТ, які зображені в тексті статті;

– співвідношення, які є представлені дозволяють одержати необхідні динамічні характеристики РВТ, що дозволяє використовувати отримані дані при проектуванні гідроприводів машин різного призначення.

1. Рукава резиновые высокого давления с металлическими оплетками неармированные. Технические условия : ГОСТ 6286-73. – [Чинний від 1974-07-01]. М.: ИПК Издательство стандартов, 2003. – 16 с.
2. Рукава высокого давления армированные для гидросистем тракторов и сельскохозяйственных машин. Основные параметры и присоединительные размеры : ГОСТ Р 51207-98. – [Чинний від 2000-01-01]. М.: ИПК Издательство стандартов, 1999. – 7 с.
3. Немировский И.А. Расчет гидроприводов технологических машин / И. А. Немировский. – К.: Техника, 1992. – 181 с.
4. Дусанюк Ж.П. Дослідження динамічних характеристик рукавів високого тиску / Ж. П. Дусанюк, О. В. Дерібо, В. І. Савуляк, С. В. Дусанюк // Вісник ВПІ. – 1998. – № 1. – С. 83 – 87
5. Ishikawa K. Experimental study on dynamic pipe fracture in consideration of hydropower plant model / K. Ishikawa, Y. Kono, A. Haga, K. Kato, K. Sugawara // Annual Journal Water Science and Engineering. – 2009. – № 2(4). – P. 60 – 68.
6. Пурдик В.П., Поздняков М.Ю. Стенд для експериментального дослідження динамічних характеристик гнучких трубопроводів/ Наукові праці Вінницького національного технічного університету. – 2013. - №1.
7. George E. Tolten. Tribology of hydraulic pump testing / George E. Tolten, Gary H. King, Donald M. Smolenski. – Philadelphia.: (STP: 1310). – 1997. – 376 p.
8. Rowinski Pawel. Experimental Methods in Hydraulic Research / Pawel Rowinski. – Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg. – 2011. – 321 p.
9. George E. Tolten. Hydraulic failure analysis: fluids, components and system effects / George E. Tolten, David K. Wills, Dierk G. Feldmann. – Philadelphia: (STP: 1339). – 2001. – 601 p.
10. Pat. 5,481,902 United States Patent МПК⁶ G01M 3/02, G01M 3/28. Pipe Testing system / Douglas Lanasa. — Claimer and patent holder Lanasa; Douglas (Channelview, TX). – №08/188,023; claimed 28.01.94 ; published 09.01.96.
11. Pat. 4,442,403 United States Patent МПК⁶ G01N 27/90, G01N 027/72, G01N 027/82. Testing installation for pipes having an internal testing unit driven by the rotation of the pipe/ Carl-Ludwig Pohler. — Claimer and patent holder Pohler; Carl-Ludwig (D-5650 Solingen 1, DE). – №06/249,887; claimed 01.04.81 ; published 10.04.84.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 514.18

С.І. Пустюльга, В.Р. Самостян, А.А. Хомич
ФОРМУВАННЯ ДИСКРЕТНИХ МОДЕЛЕЙ ЗРІВНОВАЖЕНИХ ЗАМКНУТИХ
КРИВИХ ЗА ЗАДАНИМИ ВИХІДНИМИ ВИМОГАМИ МАТЕМАТИЧНИМ АПАРАТОМ
ЧИСЛОВИХ ПОСЛІДОВНОСТЕЙ

В роботі запропоновано алгоритм формування дискретних моделей зрівноважених замкнутих кривих за заданими вихідними геометричними вимогами та із забезпеченням другого порядку гладкості у вузлах формованої моделі математичним апаратом числових послідовностей у параметричному вигляді.

Ключові слова: замкнута крива, дискретне моделювання, числові послідовності.

Рис. 7. Форм. 2. Літ. 4.

С.И. Пустюльга, В.Р. Самостян, А.А. Хомыч
ФОРМИРОВАНИЕ ДИСКРЕТНЫХ МОДЕЛЕЙ УРАВНОВЕШЕННЫХ
ЗАМКНУТЫХ КРИВЫХ ЗА ЗАДАНЫМИ ИСХОДНЫМИ ТРЕБОВАНИЯМИ
МАТЕМАТИЧЕСКИМ АППАРАТОМ ЧИСЛОВЫХ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТЕЙ

В работе предложен алгоритм формирования дискретных моделей уравновешенных замкнутых кривых за заданными исходными геометрическими требованиями и с обеспечением второго порядка гладкости в узлах формируемой модели математическим аппаратом числовых последовательностей в параметрическом виде.

Ключевые слова: замкнута кривая, дискретное моделирование, числовые последовательности.

S. Pustyulga, V. Samostyan, A. Homuch.
FORMING OF DISCRETE MODELS OF THE BALANCED RESERVED CURVES
AFTER THE SET INITIAL REQUIREMENTS BY THE MATHEMATICAL VEHICLE OF
NUMERICAL SEQUENCES

The algorithm of forming of discrete models of the balanced reserved curves is in-process offered after the set weekend by geometrical requirements and with providing of the second order of smoothness in the knots of mouldable model by the mathematical vehicle of numerical sequences in a self-reactance kind.

Keywords: a curve, discrete design, numerical sequences, is reserved.

Постановка проблеми. В багатьох практичних задачах при формуванні замкнутих кривих, які є моделями цілого ряду об'єктів у машинобудуванні та на транспорті, важливим є врахування якомога більшої кількості вихідних даних та різного роду геометричних вимог до створюваних моделей. При чому, як правило, основними характеристиками формованих образів є гладкість, тобто відсутність особливих точок, та геометрія модельованих об'єктів. Враховуючи дискретний характер роботи сучасних пакетів прикладних програм, очевидно, що задачі такого класу достатньо ефективно можна розв'язати за допомогою сучасних методів дискретної геометрії. Від так, розробка нових алгоритмів формування дискретних моделей замкнутих кривих із вищеперерахованими вимогами є актуальною.

Аналіз останніх досліджень. Питанню формування дискретних замкнутих кривих були присвячені роботи [1, 2, 3]. У роботі [1] було запропоновано алгоритм моделювання зрівноважених замкнутих кривих числовими послідовностями. Однак у даній роботі при формуванні дискретних моделей замкнутих кривих не враховувались інші додаткові вихідні умови.

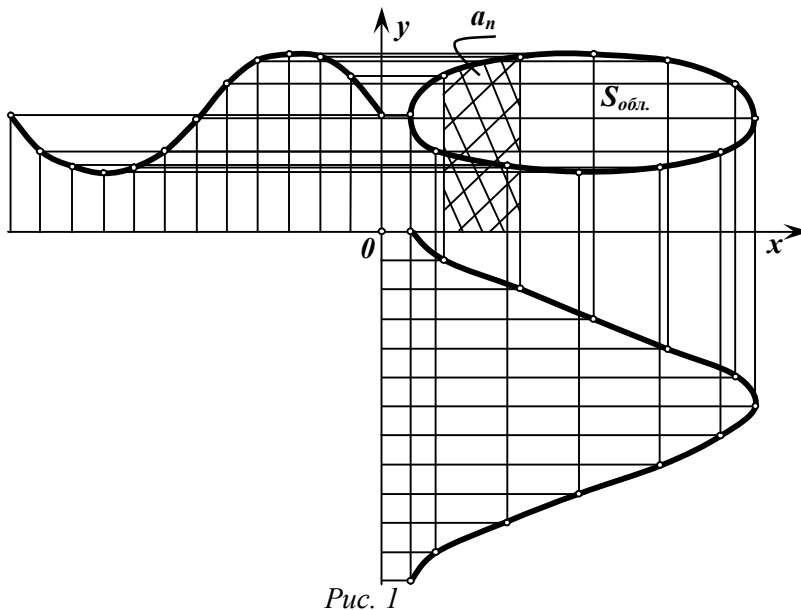
У роботі [2] були розглянуті усі можливі варіанти формування дискретних моделей зрівноважених замкнутих кривих математичним апаратом числових послідовностей за допомогою параметричного представлення. Однак не досліджено вплив, при такому представленні, вихідних вимог до моделі на формування геометрії формованих образів.

Формування цілей роботи. Метою даної роботи є формування дискретних моделей зрівноважених замкнутих кривих за заданими вихідними геометричними вимогами та із забезпеченням другого порядку гладкості у вузлах формованого образу математичним апаратом числових послідовностей у параметричному вигляді. Крім того цікавим є дослідження безпосереднього впливу вихідних даних на геометрію модельованих об'єктів.

Основна частина. У роботі [3] було запропоновано алгоритм формування дискретних моделей замкнутих кривих статико-геометричним методом, де поряд із певними наборами вихідних даних враховувалася задана площа майбутнього формованого образу. Однак, площа враховувалась при сумісному розв'язанні системи скінченно-різницевої рівнянь для визначення значень окремих координатних складових, що не дозволяло аналізувати та прогнозувати процеси

формування замкнених зрівноважених кривих, а при збільшенні кількості внутрішніх вузлів – розрахунок займав достатньо великий об'єм часу із-за включень до системи нелінійних складових.

Тому в даній роботі пропонується проводити процес моделювання зрівноважених замкнених кривих з визначеною площею математичним апаратом числових послідовностей у



параметричному вигляді. Це дасть можливість по-перше, при формуванні одновимірних образів числовим послідовностями рівняння рівноваги записувати тільки для заданих вихідних даних, а не для всіх внутрішніх вузлів, що суттєво зменшить кількість інформації про модельований об'єкт. По-друге, якщо проводити процес моделювання окремо по координатних складових, то знайшовши набір коефіцієнтів a_n (рис. 1), можна позбутися нелінійності системи розрахункових рівнянь. По-третє, при формуванні

дискретних моделей зрівноважених замкнених кривих математичним апаратом числових послідовностей завжди можна достатньо просто переходити при потребі до їх неперервного виду.

Площу формованої дискретної моделі замкнутої кривої можна представити у вигляді:

$$S = \frac{1}{2} \sum_n^N (y_{n+1} + y_n) \cdot a_n$$

де: $a_n = x_{n+1} - x_n$, N – загальна кількість вузлів замкнутої кривої, n – порядковий номер вузла.

Алгоритм працює наступним чином. Спочатку складається і розв'язується система рівнянь по координатній складовій x , із врахуванням визначеного набору вихідних геометричних вимог. Із заданої системи лінійних рівнянь визначається множина коефіцієнтів a_n , яка є базовою при визначенні координатних складових y .

Оскільки, **метою даної роботи** є формування дискретних моделей зрівноважених замкнених кривих із врахуванням заданих геометричних вимог, заданим значенням площі майбутнього об'єкту та забезпеченням другого порядку гладкості в точці замикання образу, то до системи рівнянь, по кожній із координатних складових необхідно ввести додаткові умови для забезпечення дискретного аналогу гладкості [4].

Наприклад, для побудови дискретної моделі зрівноваженої замкнутої кривої за заданими координатами вузла стиковки, заданою умовою забезпечення другого порядку гладкості у вузлі та заданою площею, що обмежена моделлю кривої, система рівнянь по координатній складовій x набуде вигляду:

$$\begin{cases} x_n = \left(1 - \frac{n}{N}\right) \cdot m + \frac{n}{N} \cdot t + \frac{n}{N} \sum_{v=1}^{N-1} \sum_{s=1}^v a_0 + a_1 s - \sum_{v=1}^{n-1} \sum_{s=1}^v a_0 + a_1 s, \\ x_{i-1} = x_i, \quad x_{n+1} = x_n \end{cases} \quad (1)$$

Для розрахунку координатних складових y , систему рівнянь подамо у вигляді:

$$\begin{cases} y_n = \left(1 - \frac{n}{N}\right) \cdot m + \frac{n}{N} \cdot t + \frac{n}{N} \sum_{v=1}^{N-1} \sum_{s=1}^v a_0 + a_1 s + a_2 s^2 - \sum_{v=1}^{n-1} \sum_{s=1}^v a_0 + a_1 s + a_2 s^2 \\ y_{i-1} = y_i, \quad y_{n+1} = y_n \\ S_{обл} = \frac{1}{2} \sum_{n=1}^{N-1} y_n \cdot a_n \end{cases} \quad (2)$$

Невідомими у виразах подвійних числових послідовностях є коефіцієнти a_0, a_1, a_2 функції зовнішнього формоутворюючого навантаження по кожній із координатних складових.

Як зазначалось у роботі [2], тільки при навантаженні розподіленому по одній із координатних складових за законом параболи другого порядку, а по другій – за законом параболи третього порядку, можлива побудова дискретної моделі зрівноваженої замкнутої кривої з другим порядком гладкості у всіх вузлах дискретно представленого образу. Для розподілу складових функції зовнішнього формоутворюючого навантаження за такими законами необхідно у вихідних даних задати додаткову умову, наприклад, проходження кривої через фіксований вузол. За таких вихідних умов навантаження по координатній складовій X розподілятиметься по параболі другого порядку, по координатній складовій Y – параболі третього порядку.

За базові точки формованої моделі вибирались комбінації чотирьох заданих вузлів: координати вузла стиковки (ліва) та по чергово координати вузлів дискретно представленної кривої (верхня, права, нижня). На рисунку 2, 3, 4 наведені наочні результати розв'язання такої задачі із різними комбінаціями 2 заданих координат вузлів та з різними заданими значеннями площі, що обмежена дискретною моделлю кривої.

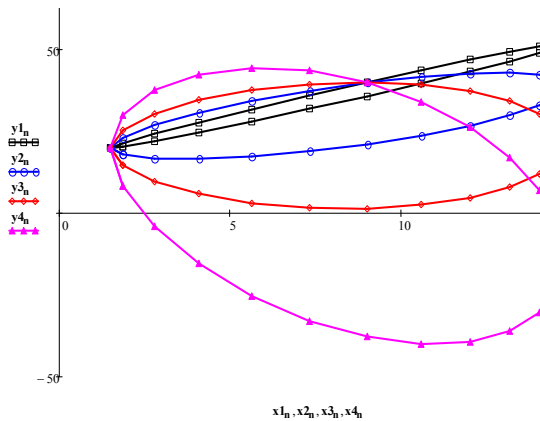


Рис. 2. Задані ліва та верхня координати, задана площа 50;200;400;800

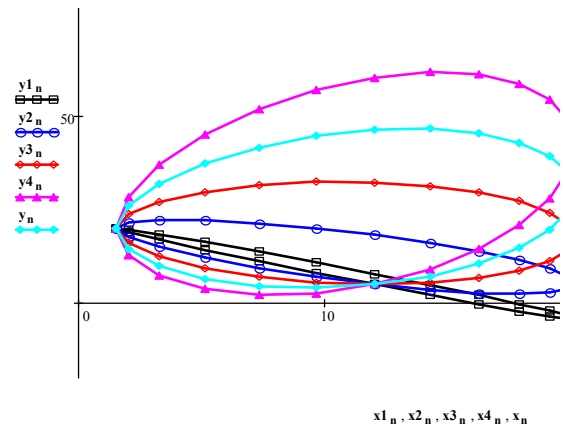


Рис. 3. Задані ліва та нижня координати, задана площа 50;200;400;800

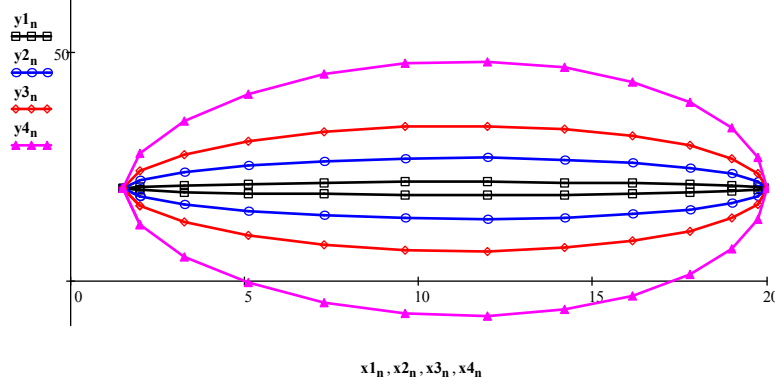


Рис. 4. Задані ліва та права координати, задана площа 50;200;400;800

Якщо до вихідних даних включити умову проходження дискретно представленної кривої через 3 задані точки, то у запропонованому алгоритмі збільшується порядок складових функцій навантаження на одиницю. На рисунку 5, 6 представлені різні комбінації задання координат вершин та значень площ.

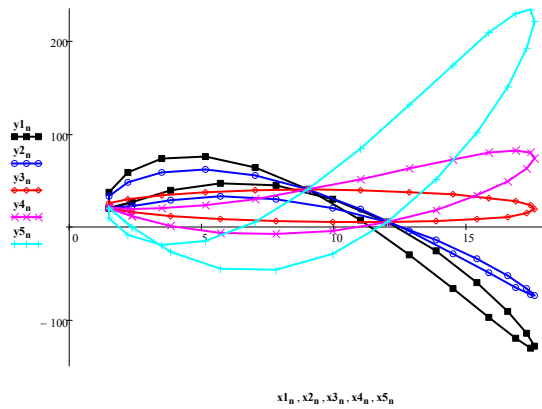


Рис. 5. Задані ліва, верхня та нижня координати, задана площа 50, 200, 450, 600, 1000

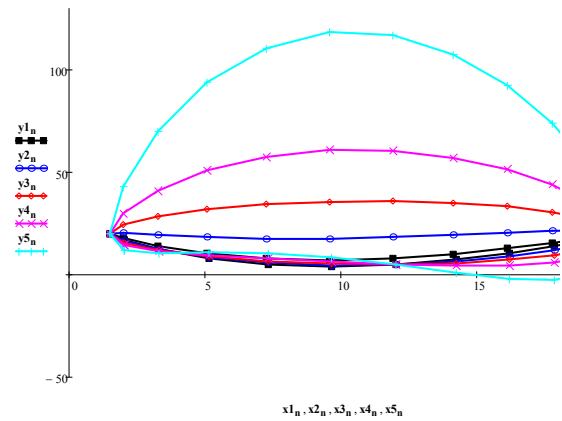


Рис. 6. Задані ліва, нижня та права координати, задана площа 50, 200, 450, 800, 1600

При заданих чотирьох базових точках модельованої дискретної замкнутої кривої виникають певні обмеження на можливі значення площі дискретної моделі зрівноваженої замкнутої кривої. При довільних значеннях заданої площі дискретна модель кривої може самоперетинатись. На рисунку 7 наведені дискретні моделі кривих, побудованих за заданими 4 вузлами та заданою довільною площею формованого геометричного образу.

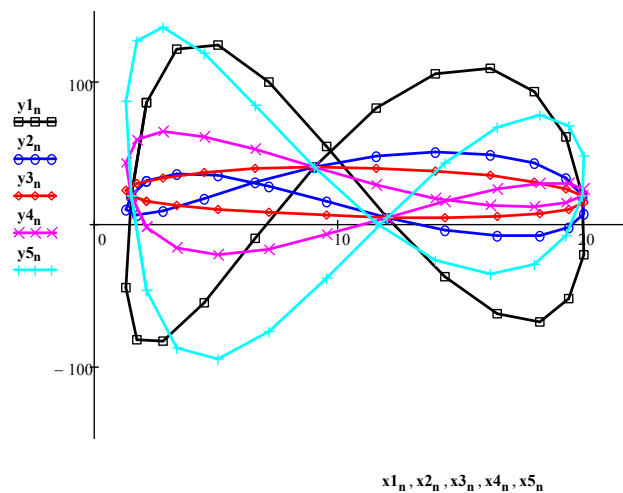


Рис. 7. Задані ліва, верхня, права та нижня координати задана площа 200, 400, 522, 600, 800

Висновок. У роботі запропоновано алгоритм формування дискретних моделей зрівноважених замкнутих кривих за заданими вихідними геометричними вимогами та із забезпеченням другого порядку гладкості у вузлах формованого образу математичним апаратом числових послідовностей у параметричному вигляді. Досліджено вплив заданих вихідних даних на геометрію модельованих об'єктів.

1. С.І. Пустюльга, В.Р. Самостян. Дискретне геометричне моделювання зрівноважених замкнутих кривих числовими послідовностями / Прикладна геометрія та інженерна графіка.- К., 2011, вип. 87, – С. 314-318.
2. С.І. Пустюльга, А. Хомич, Д. Самольянова. Дослідження функціонального розподілу зовнішнього навантаження при дискретному моделюванні замкнутих зрівноважених кривих. / Тези студентської конференції ЛНТУ. – Луцьк, 2011, вип. XXIII, – С. 42-44.
3. В.Р. Самостян, А.А. Хомич. Формування дискретно представлених замкнутих кривих з визначеною площею області./ Наукові нотатки.-Луцьк, 2012, вип.36, – С. 246-249.
4. Самостян В.Р., Хомич А.А. Формування дискретно представлених замкнутих кривих статико-геометричним методом./Наук. Журн. Комп'ютерно - інтегровані технології: Осв., Наука, Виробн.-Луцьк, 2011, вип.6, – С. 225-229.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 514.18

С.І. Пустюльга, В.П. Самчук, І.В. Прушко
ФОРМУВАННЯ ФРАКТАЛЬНИХ КРИВИХ, ЩО Є МОДЕЛЯМИ
ПРОФІЛОГРАМ, СТАТИКО - ГЕОМЕТРИЧНИМ МЕТОДОМ

У роботі досліджується спосіб побудови фрактальних кривих на основі статико-геометричного методу. Запропоновано алгоритм формування дискретної структури із заданими фрактальними властивостями. Досліджено параметри навантаження, вираженого через фрактальну розмірність, яке дозволяє формувати фрактальну ДПК.

Ключові слова: фрактал, фрактальна розмірність, показник Херста, дискретне моделювання, шорсткість поверхні.

Рис. 3. Форм. 5. Літ. 6.

С.И. Пустюльга, В.П. Самчук, И.В. Прушко
ФОРМИРОВАНИЕ ФРАКТАЛЬНЫХ КРИВЫХ, КОТОРЫЕ ЯВЛЯЮТСЯ МОДЕЛЯМИ
ПРОФИЛОГРАММ, СТАТИКО - ГЕОМЕТРИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

В работе исследуется способ построения фрактальных кривых на основе статико-геометрического метода. Предложен алгоритм формирования дискретной структуры с заданными фрактальными свойствами. Исследованы параметры нагрузки, выраженной через фрактальную размерность, которая позволяет формировать фрактальную ДПК.

Ключевые слова: фрактал, фрактальная размерность, показатель Херста, дискретное моделирование, шероховатость поверхности.

S. Pustyulga, V. Samchuk, I. Prushko
FORMATION OF FRAKTAL CURVES ARE MODELS PROFILOHGRAM, STATIC -
DEOMETRIC METHOD

In the paper the method of constructing fractal curves based on static-geometric method. The algorithm for the formation of discrete structures with desired fractal properties. Investigated parameters load, expressed through the fractal dimension, which allows you to create fractal duodenum.

Keywords: fractal, fractal dimension, Hurst parameter, discrete modeling, surface roughness.

Постановка проблеми. Фрактали знаходять усе більше застосування при вирішенні сучасних науково-прикладних задач, зокрема у галузі машинобудування. Основна причина цього полягає у тому, що вони описують об'єкти реального світу іноді краще, ніж традиційні методи математики та геометрії [1].

Оскільки фрактали – це дискретні структури, то можна розробити способи їх моделювання за допомогою сучасних методів прикладної дискретної геометрії, зокрема, використовуючи математичний апарат статико-геометричного методу формоутворення[2]. Останній дозволяє будувати дискретні моделі об'єктів за наперед заданими множинами параметрів, враховуючи, при цьому, цілий ряд статичних та геометричних вимог.

Поряд із цим, у машинобудуванні для оцінки шорсткості поверхонь застосовують профілограми як геометричні відображення чистоти їх обробки. Моделями таких структур є фрактальні криві. Шорсткість як властивість реальної негладкої поверхні проявляється через сукупність окремих нерівностей, що утворюють мікроструктуру поверхні. Шорсткість є важливою характеристикою, з якою пов'язані такі властивості поверхні, як мікротвердість, тертя, аеро- і гідродинамічний опір і т.і.

Одним із часто використовуваних параметрів для опису мікроструктури поверхні є середньоквадратичне відхилення висоти нерівностей. А в якості кількісної міри структурності об'єктів використовується фрактальна розмірність.

Як відомо, в основі фрактальної теорії лежить розмірність Хаусдорфа [4]. Фрактальна розмірність завжди строго більша за топологічну, її слід розуміти як показник кількості або показник міри тієї чи іншої дискретної множини. Розмірність характеризує у якій степені зростає міра фрактала, що отримується при лінійній зміні масштабу [3].

На даний час запропоновано цілий ряд методів фрактального аналізу геометричних об'єктів, що є моделями, у тому числі, шорсткості оброблених поверхонь. Однак всі вони ефективні при розв'язанні тільки певного класу практичних задач і дозволяють наближено підраховувати фрактальну розмірність вже змодельованих геометричних об'єктів. Задача побудови фрактальної структури із вже заданою фрактальною розмірністю залишається нерозв'язаною.

Тому дослідження методів та розробка алгоритмів побудови геометричних об'єктів, які мають наперед задану фрактальну розмірність є актуальними задачами, вирішення яких дозволить формалізувати опис фрактальних множин методами прикладної дискретної геометрії.

Аналіз останніх досліджень. У відомих наукових роботах, присвячених методам побудови фрактальних структур, як правило, використовується два основних метода [1,3,5,6].

Перший із них полягає у використанні так званих L-систем, а *другий* – у використанні систем інтегрованих функцій. В основі обох методів лежать математичні алгоритми, які дозволяють відображати одну багатовимірну множину на іншу. Найбільш прості СІФ базуються на афінному перетворенні площини або простору.

Для побудови СІФ використовують й інші класи простих геометричних перетворень, які задаються невеликою кількістю параметрів, наприклад, проєктивні або квадратичні перетворення простору.

Кожна реалізація алгоритму побудови фрактальної структури на основі СІФ орієнтується на розв'язання певного виду практичних задач, і не завжди має зрозумілу для користувача структуру та наочну інтерпретацію. Крім того, як правило, фрактальний об'єкт спочатку моделюється, а потім, для кількісного опису, за допомогою різноманітних методів визначається його розмірність. Такий підхід має очевидний недолік, який полягає у тому, що розмірність фрактальної структури можна визначати різними методами [4], кожен з яких має певні обмеження на область застосування. Це, в свою чергу, зумовлює необхідність додаткового аналізу з метою вибору методу найбільш адаптованого до характерних особливостей фрактала.

Оскільки методи побудови фракталів як з використанням L-структур так і систем ітерованих функцій оперують дискретною інформацією про об'єкт, то доцільно спробувати пов'язати їх з методами дискретного геометричного моделювання для відтворення фрактальних структур. В літературі, присвяченій прикладним геометричним дослідженням, є достатньо добре розроблені методи дискретного геометричного моделювання, серед яких особливу увагу заслуговує статико-геометричний метод [2], оскільки останній дозволяє формувати дискретні моделі як неперервних образів із заданими геометричними властивостями, так і дискретних образів з невизначеними дискретними аналогами диференціальних характеристик.

Однак, зовсім відсутні роботи з дослідження можливостей використання статико-геометричного методу для моделювання фрактальних геометричних образів із заданими властивостями.

Формування цілей роботи є дослідження математичного апарату статико-геометричного методу щодо можливостей моделювання геометричних структур із заданими фрактальними характеристиками.

Основна частина. В основу статико-геометричного методу покладена статична інтерпретація методу скінчених різниць. Основна суть його полягає у тому, що будь-яку дискретну систему, яка складається з вузлів та зв'язків між ними, можна представити як зрівноважену систему сил, у якої зовнішнє навантаження, прикладене до вузлів системи, урівноважується внутрішніми зусиллями у в'язях.

Якщо зовнішнє формоутворююче навантаження розподіляється за певною функціональною залежністю, то під дією такої множини сил утворюється дискретні моделі неперервних образів з визначеними геометричними властивостями. У кожній точці такої дискретної моделі однозначно визначені дискретні аналогі їх диференціальних характеристик. На відміну від такого підходу, при моделюванні фрактальних структур, які можна інтерпретувати як дискретні множини, функція зовнішнього навантаження у вузлах моделі не має визначеного закону зміни, і потребує зміни знаків прикладеного навантаження.

Якщо мова іде про моделювання фрактальних кривих на площині, то закон розподілу формоутворюючого навантаження повинен визначатися наступним чином: чим більша різниця модулів сусідніх векторів на заданому інтервалі, тим більш розрізана структура сформується, фрактальна розмірність якої, як відомо з [4], наближається до 2. Прикладаючи зусилля до вузлів дискретної структури за певним принципом, можна формувати об'єкти за заданими фрактальними властивостями, при яких зберігатиметься персистентна або антиперсистентна поведінка фрактальних множин.

Тому основною задачею при формуванні таких фрактальних кривих статико-геометричним методом є визначення такого розподілу навантажень, який забезпечить побудову фрактальної множини з прогнозованою геометрією.

Фрактальна розмірність тісно пов'язана із поняттям подібності, тобто можна констатувати, що кожен фрактальний об'єкт складається із частин, подібних самому об'єкту.

Хоча розмірність подібності одна із найголовніших характеристик фрактального об'єкту, однак на практиці не всі складні фрактальні структури достатньо просто можна розділити на самоподібні об'єкти. У більшості випадків геометричні моделі складаються із частин у яких усереднений розподіл геометричних характеристик є таким же як і в цілому фрактальному об'єкті. Такі фрактали прийнято називати статистично самоподібними. Тому поряд із поняттям самоподібних фрактальних об'єктів існує поняття самоафінних фракталів, тобто таких, які при побудові окремих частин, що подібні цілому об'єкту, використовують різні масштабні коефіцієнти по різних осях координат.

Враховуючи це, можна сказати, що при формуванні статико-геометричним методом геометричного образу з формальним знакозмінним формоутворюючим навантаженням можна завжди виявляти їх самоафінність на певному інтервалі скейлінгу.

Однак при цьому проблема визначення фрактальної розмірності самоафінного об'єкту залишається, оскільки визначити її достатньо не просто, хоча вона є, як зазначалось вище, визначальною геометричною характеристикою модельованого об'єкту. Тому завдання полягає у підборі такого розподілу навантаження у вузлах дискретної моделі, яке б вже на початковому етапі моделювання, обумовлювало розмірність формованого образу.

Фрактальна розмірність D [6] тісно пов'язана з показником Херста:

$$D = 2 - H,$$

де H – показник Херста.

Поведінка фрактальної кривої при цьому прогнозована. Чим більший параметр D , (менший H), тим крива має складніший, розрізаний, високо "осцилюючий" характер, і навпаки, чим менше D – крива більш гладка.

Статична інтерпретація скінченних різниць статико-геометричного методу при моделюванні дискретно представлених кривих з рівномірним кроком вузлів на площині має вид:

$$y_{i-1} - 2y_i + y_{i+1} + P_i = 0. \quad (1)$$

При цьому значення ординат сусідніх трьох вузлів $i-1$, i , $i+1$ прямо пов'язані з розподілом формоутворюючого навантаження P_i . Використовуючи результати наведені у роботі [4], де алгоритм моделювання броунівського руху частинки базувався на обчисленні значень центральних вузлів відносно сусідніх за формулою:

$$\frac{1}{2^{(j+1)/2}} \sigma g, \quad (2)$$

де j – номер процедури згущення;

σ – додатна константа (параметр вертикального масштабу);

g – випадкова величина з нормальним розподілом.

яка дає можливість сформуванню самоафінної структури, пропонується силу P_i виразити через показник Херста наступним чином:

$$P_i = 2^{(1-jH)} \sigma \rho g, \quad (3)$$

$$\text{де: } \rho = (1 - 2^{2H-2})^{0,5}.$$

Якщо показник Херста буде приймати значення 0.5, тобто фрактальна розмірність рівна 1.5, то вираз (3) перетворюється у вираз (2), що відповідає моделі класичного броунівського руху частинки на площині.

Оскільки у роботі поставлено завдання побудови не стохастичних, а самоафінних фрактальних структур, то параметри σ та g перетворюються в константи.

Отже, процес формування самоафінної структури на основі статико-геометричного методу полягає у визначенні складових навантаження P_i^w у n внутрішніх вузлах на інтервалі $[0; 1]$ із заданими крайовими умовами.

Для того, щоб формований фрактальний об'єкт мав властивість самоафінності необхідним є, так звана, "пам'ять" зміни сил дискретної структури на певних етапах згущення вузлів. Тільки така умова зможе забезпечити подібність окремих ділянок скейлінгу фрактальному об'єкту в цілому. І найголовніше – розподіл сил для формування об'єкту апіорі повинен враховувати фрактальну розмірність майбутньої структури.

Ще одним важливим моментом є знакозмінність формоутворюючих сил, тобто напрямку вектора формуючого навантаження у вузлах формованої структури. Тут можливі ряд схем знакозмінності, тобто чергування векторів сил різного напрямку. Прикладом може слугувати черговість напрямів векторів через один, два, або i вузлів.

Для прикладу виберемо схему черговості напрямів векторів навантаження (рис. 1).

В залежності від необхідної кількості точок майбутнього фрактального об'єкту, вибирається сітка вузлів. Кількість ділянок сітки на проміжку $[0; 1]$ буде рівним 2^w . Кількість внутрішніх вузлів - $2^w - 1$; x_i, y_i - координати i вузла. P_i^w - формоутворююче навантаження у i вузлі. Відтак - $i \leq 2^w - 1$.

Для визначення номерів вузлів фрактальної структури прийемо вираз:

$$i = 2^{w-(w-k)} + n \cdot 2^{w-(k+1)}, \quad (4)$$

де: $k = 0 \dots (w-1)$, а $n = 0 \dots (2^{w-1} - 1)$

Тоді формоутворююче навантаження у вузлах для моделювання фрактальної кривої із заданою розмірністю, враховуючи (3), прийме вид:

$$P_i^w = \frac{2^{[1-(w-k) \cdot H]}}{2^{[w-(w-k)]}} \cdot \sigma \rho, \quad (5)$$

де: H – показник Херста.

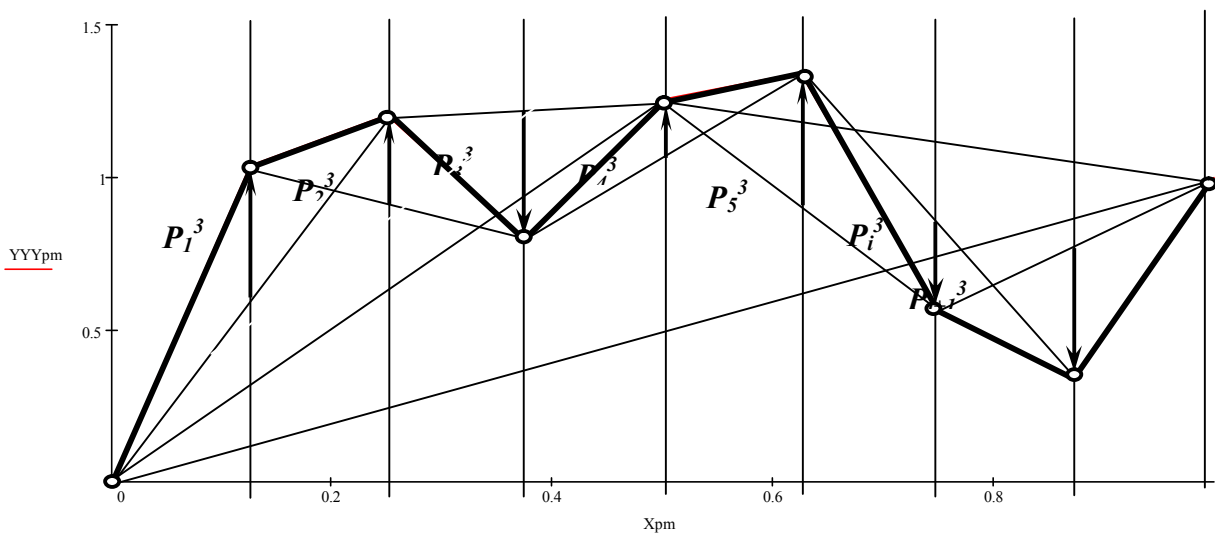


Рис. 1.

Враховуючи вибрану схему (рис. 1) розподілу знакозмінних векторів навантаження у вузлах, будемо вважати додатним вектор навантаження у вузлі при n рівним парним числам, а від'ємним – при непарних n . Визначивши значення навантаження і напрям сили у кожному вузлі дискретної моделі складаємо систему скінченно-різницевої лінійних рівнянь виду (1). Кількість рівнянь системи – рівна кількості внутрішніх вузлів фрактальної структури.

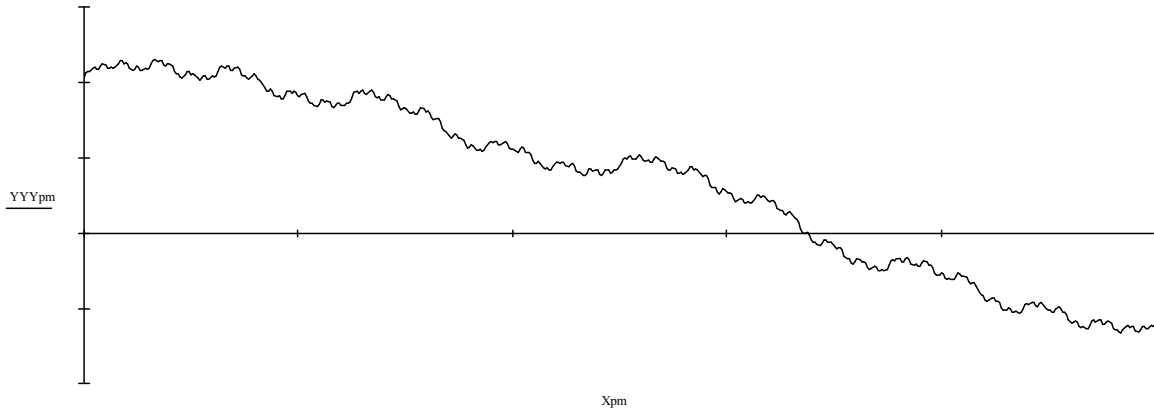


Рис. 2.

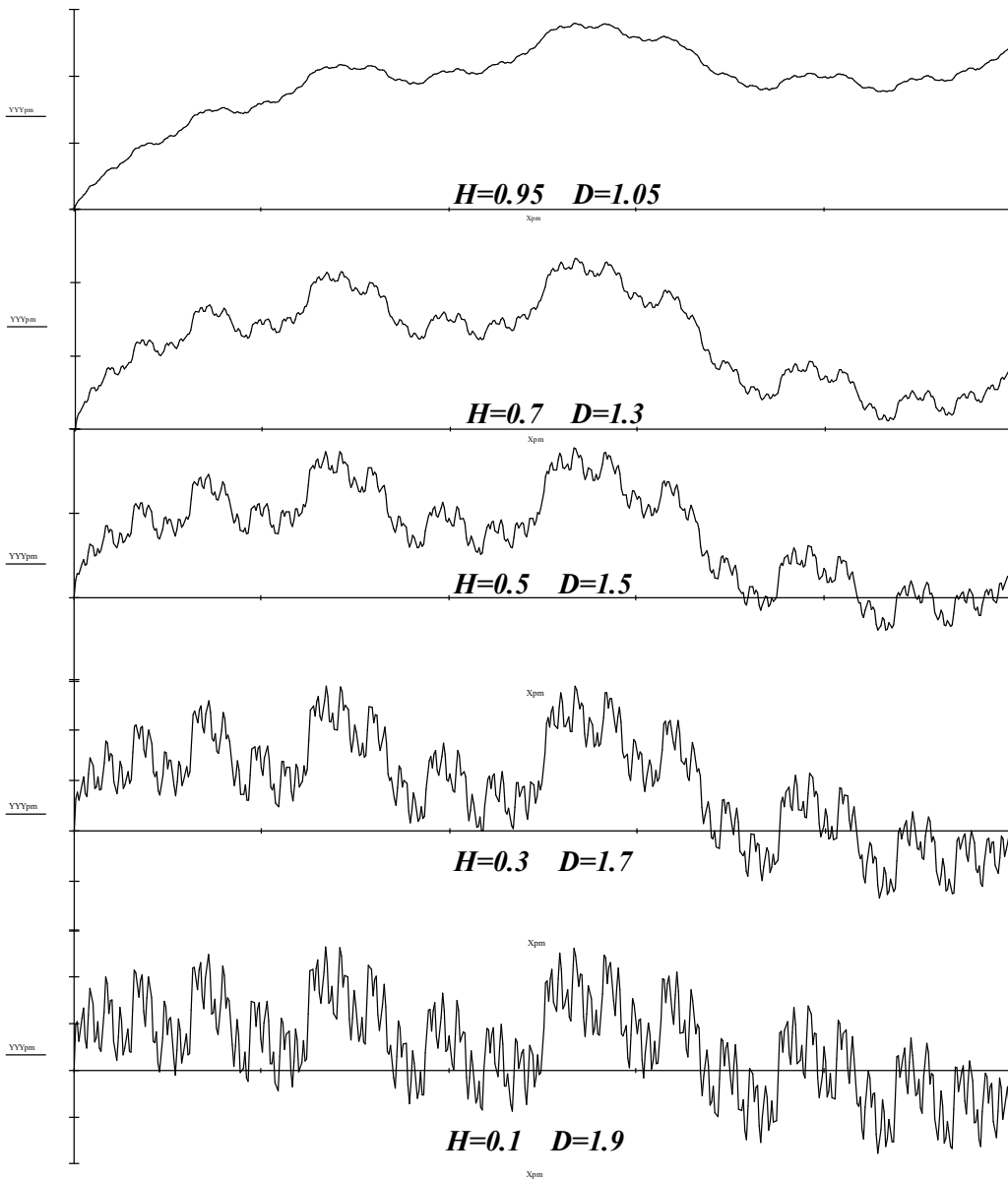


Рис. 3.

Приклад. Побудувати самоафінну фрактальну структуру з рівномірним кроком на інтервалі $[0; 1]$ із $2^9 - 1$ внутрішніми вузлами, заданими крайовими умовами $y_0 = 4.1$, $y_{2^9-1} = -2.3$ та заданою фрактальною розмірністю $D=1.46$.

Якщо до модельованої дискретної структури відсутні додаткові геометричні вимоги (проходження через задані вузли, забезпечення певних кутів нахилу ланок, тощо), то для будь-якої схеми побудови самоафінної фрактальної кривої навантаження у вузлах обчислюється за формулою (5) при $g=1$, та $H=2-D$.

Для визначення координат внутрішніх вузлів записується система лінійних рівнянь виду (1), із якої визначаються координати вузлів самоафінної фрактальної структури за заданою фрактальною розмірністю.

Результати роботи алгоритму наведені на рис. 2.

Алгоритм дозволяє ефективно моделювати, за допомогою фрактальної інтерполяції, профілограми шорсткості обробки поверхонь деталей, причому із заданою основною геометричною характеристикою структури – фрактальною розмірністю. Приклади їх побудови при різних значеннях показника Херста, а значить і різних значення фрактальної розмірності наведені на рис. 3.

Висновки. У роботі, на основі статико-геометричного методу, запропоновано спосіб побудови самоафінних фрактальних геометричних структур із заданою фрактальною розмірністю. Визначені обмеження на множину початкових параметрів для формування фрактальних кривих з заданою розмірністю. В перспективі є розробка алгоритмів для формування самоафінних дискретно представлених фрактальних поверхонь із заданою фрактальною розмірністю.

1. *Мандельброт Б.Б.* Фрактальная геометрия природы /Б.Б. Мандельброт.–М.: Институт компьютерных исследований,2002.–656 с.
2. *Ковалёв С.Н.* Формирование дискретных моделей поверхностей пространственных архитектурных конструкций / С.Н. Ковалёв // Дис. докт. техн. наук. 05.01.01 / М.: МАИ, 1986. – 348 с.
3. *Перерва Л.М., Юдин В.В.* Фрактальное моделирование: учебное пособие / под общ. ред. В.Н. Гряника. – Владивосток: Изд-во ВГУЭС, 2007. – 186 с.
4. *Кроновер Р.М.* Фракталы и хаос в динамических системах. Основы теории. / Р.М. Кроновер. Москва: Постмаркет, 2000. – 352 с.
5. *Федер Е.* Фракталы: Пер. с англ. – М.: Мир, 1991. – 254 с. ил.
6. *Шишкин Е.И.* Моделирование и анализ пространственных и временных фрактальных объектов. / Е.И.Шишкин. – Екатеринбург, 2004. – 88 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

Л.О. Рябічева, М.В. Белошицький, А.І Добриднева
ОТРИМАННЯ АЛЮМІНІЄВОГО ПРУТКА ІЗ СТРУЖКОВИХ ВІДХОДІВ

У статті представлена технологія виготовлення пруткового алюмінію з порошкової шихти, отриманої зі стружкових відходів. У якості вихідної заготовки прийнята заготовка зі сферичним компенсатором, що дозволяє усунути утяжину. Наведено розрахунки заготовки, схеми прес-форми та штампів для гарячого прямого видавлювання. Вивчені механічні властивості пруткового алюмінію.

Ключові слова: стружка, пресування, нагрівання, пряме видавлювання, щільність, механічні властивості.
Форм.2. Рис. 6. Літ. 5.

Л.А. Рябичева, Н.В. Белошицкий, А.И Добрыднева
ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО ПРУТКА ИЗ СТРУЖКОВЫХ ОТХОДОВ

В статье представлена технология изготовления пруткового алюминия из порошковой шихты, полученной из стружковых отходов. В качестве исходной заготовки принята заготовка со сферическим компенсатором, позволяющим устранить утяжину. Приведен расчет заготовки, схемы пресс-формы и штампа для горячего прямого выдавливания. Изучены механические свойства пруткового алюминия.

Ключевые слова: стружка, прессование, нагрев, прямое выдавливание, плотность, механические свойства.

L. Ryabicheva, N. Beloshitskij, A. Dobrydneva
PRODUCTION OF THE ROD ALUMINIUM FROM CHIP WASTES

The production technology of rod aluminium from powder charge obtained from chip wastes has been presented in this paper. The initial billet with spherical compensator for prevention appearing of suck-in flaw has approved. The calculation of billet, schemas of press-tool and die for hot direct extrusion have presented. The mechanical properties of rod aluminium have been investigated.

Key words: chip, pressing, heating, direct extrusion, density, mechanical properties.

Вступ. У різних галузях промисловості для поліпшення якості та зниження металоємності виробів в останні роки відбувається постійне збільшення частки кольорових металів у загальному обсязі споживання металу. Це збільшення відбувається, головним чином, за рахунок алюмінію, виробництво якого в останні десятиліття зростає найвищими темпами. Порошкова металургія алюмінію – одне з перспективних напрямків, що швидко розвивається у металургії [1]. Одним з переваг порошкових виробів з алюмінію є суттєво зменшення сили для пресування виробів, низька температура спікання. Вироби з алюмінію мають високу міцність, електро- і теплопровідність, корозійну стійкість. Порошки алюмінію в широких масштабах використовуються металургійною та хімічною промисловістю. Однак при виробництві деталей машин порошкові матеріали знаходять поки лише обмежене застосування, головним чином при виготовленні виробів спеціального призначення з унікальними службовими властивостями зі спечених алюмінієвих пудр і спечених алюмінієвих сплавів [1]. Однією із причин такого положення є відсутність науково-обґрунтованих технологій обробки заготовок з алюмінію та його сплавів. Відомі два основні методи одержання порошкових алюмінієвих матеріалів: високотемпературна деформація легованих порошків і механічно легованих порошкових сумішей; холодне пресування механічно легованих порошкових сумішей і наступна їхня термічна обробка [2].

При виготовленні алюмінієвих виробів одержують величезну кількість стружкових відходів. Наприклад, при виготовленні алюмінієвої трубки із прутка методом «Conform» одержують із 1 т прутка до 50 кг стружки. Відомі методи брикетування стружкових відходів гвинтовою екструзією [3]. У роботах [1, 2] показані можливості одержання порошку різного гранулометричного складу зі стружкових відходів. Застосування «стружкового» порошку або агломератів з його часток дозволяє не тільки знизити витрати на вихідну сировину, поліпшити техніко-економічні показники машинобудівних виробництв, але й підвищити властивості кінцевого продукту [4]. Основними факторами, що стримують використання порошку алюмінію, є його відносно висока вартість і погана формуючість, пов'язана з налипанням часток порошку в процесі холодного та гарячого пресування заготовки на формуючий інструмент. При створенні перспективних порошкових матеріалів із заданими експлуатаційними властивостями використовують технологію механічної активації матеріалу часток порошку в процесі обробки [2].

Метою роботи є розробка технології одержання прутків з високими механічними властивостями зі стружкових відходів.

Методика дослідження. Для дослідження використана алюмінієва стружка, яка отримана при обробці алюмінієвого прутка марки А7Е (ГОСТ 4784-97). Стружка має в'юнообразну форму з

товщиною елементів 0,2-1,5 мм, шириною 5-15 мм. Технологія отримання порошку зі стружки складалася з наступних операцій [4]. Для отримання дрібних елементів з розміром 2-5 мм виконували попереднє здрібнювання в ножовій дробарці. При наступному диспергуванні в ножовому млині вихрового типу додавали конденсаторне мастило для запобігання прилипання часток друг до друга та зменшення інтенсивності утворення агломератів. У процесі диспергування відбувалося механічне легування часток порошку оксидом алюмінію Al_2O_3 . Для зняття внутрішніх напружень у частках порошку різних фракцій і вигорання масла виконували відпал при температурі 650 °С протягом 30 хв. у середовищі синтез-газу (72% H_2 , 21% CO , 5,5% CO_2 , 1,5% H_2O). Після такої обробки отримували порошкову шихту наступного гранулометричного складу (ГОСТ 18318-94): менш 0,2 мм – 38,13%; 0,2-0,9 – 40,50%; 0,9-1,6 – 21,37%. Форма часток порошку з розміром менш 0,2 мм сферично округла з наявністю дрібною осколковою фракцією (ГОСТ 25849-83). Форма часток розміром більш 0,2-0,9 мм також сферично округла внаслідок агломерації часток, що почалася. Насипна щільність порошкової шихти 1,02 г/см³ (ГОСТ 19440-94). Ущільненість визначали за ГОСТ 25280-90, при тиску 800 МПа щільність складала 2,68 г/см³.

Пресовки діаметром 24 мм висотою 22 мм щільністю 2,51 г/см³ одержували двостороннім пресуванням у плаваючій матриці на гідравлічному пресі ПД-476 силою 1600 кН. Нагрівання пресовок перед прямим видавлюванням здійснювали в середовищі синтез-газу при 650 °С протягом 20 хв. Пряме видавлювання прутків виконували на гвинтовому пресі з дугостаторним приводом моделі Ф-1730 силою 1000 кН у штампі (рис. 1). При видавлюванні використовували змащення – колоїдний розчин графіту в мастилі.

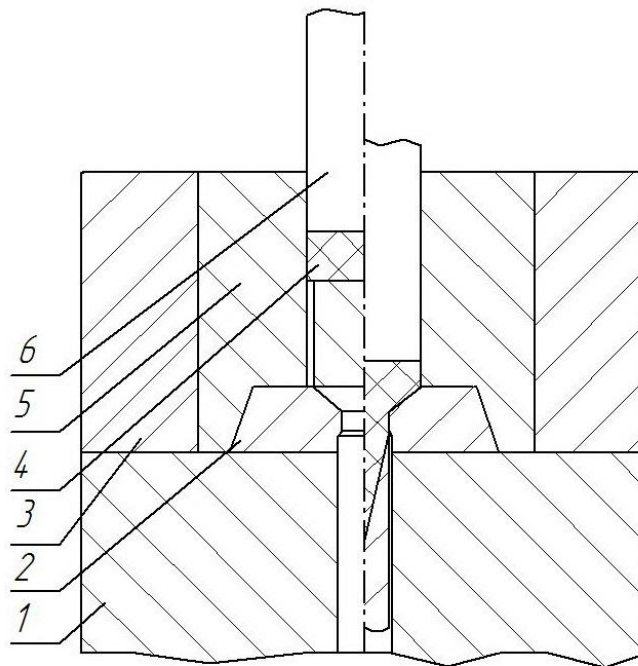


Рис. 1. Схема штамп для гарячого видавлювання алюмінієвого прутка: 1 – нижня плита; 2 – вставка; 3 – обойма; 4 – пресовка; 5 – матриця; 6 – пуансон

Для усунення дефектів при пресуванні порошку розробили пресовку складної форми з наявністю компенсатора (рис. 2). При розрахунках розмірів пресовки приймали її щільність 2,7 г/см³. Знаходили об'єм і масу пресовки по масі прутка, приймаючи втрати на підрізку торців 0,3. Діаметр пресовки визначали, враховуючи її термічне розширення при нагріванні та можливість забезпечення зазору для вільного завантаження в контейнер матриці. Знаючи діаметр і об'єм пресовки, розраховували висоту [5]. Виходячи з експериментальних досліджень, коефіцієнт витяжки при видавлюванні становив $\lambda = 16,8$. Діаметр ділянки матриці, що калібрує, приймали рівним діаметру прутка. Висоту h компенсатора визначали за формулою:

$$h = h_m \frac{l}{\cos \beta} \quad (1)$$

де $DU = U_1 U_2$ – градієнт швидкостей переміщення шарів по перерізу матриці пресовки, що видавлюється, рівний 1,02-1,07;

h_m, β – висота та кут західного конуса матриці.

Кут західного конуса матриці приймали рівним 60° , а висоту h_m знаходили з геометричних параметрів середовища деформації. Радіус сферичного компенсатора визначали за формулою:

$$R_c = \frac{h_c^2 + R_{пр}^2}{2h_c}, \quad (2)$$

де $R_{пр}$ – радіус початкової пресовки;

h_c – висота сферичного компенсатора.

Радіус компенсатора для забезпечення стійкості пуансона при виготовленні пресовок приймали рівним радіусу сфери, зменшеному на величину b , яка, як показали експерименти, не повинна бути більш 2 мм.

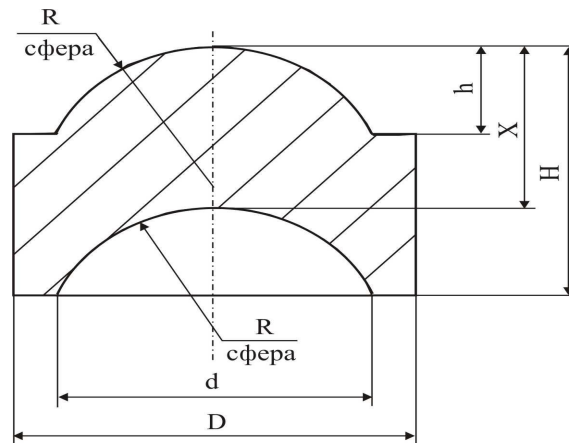


Рис. 2. Пресовка для видавлювання алюмінієвого прутка

Діаметр матриці D_m для пресування пресовок визначали з урахуванням величини пружної післядії, а її висоту H_m з урахуванням висоти завантажувальної камери та величини заходу в порожнину матриці верхнього та нижнього пуансонів (рис. 3).

Діаметр калібруючого отвору матриці для видавлювання d_0 розраховували з урахуванням усадки прутка при охолодженні, яку визначали експериментально, і припустимого відхилення на алюмінієві прутки за ГОСТ 21488-97. Схема штампа для виготовлення пресовки з компенсатором наведена на рис. 3.

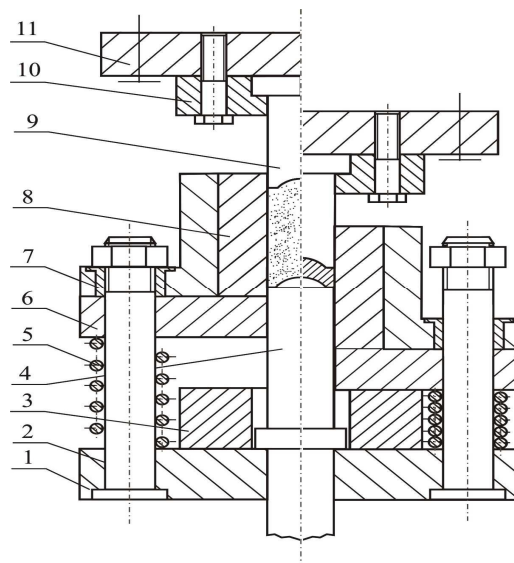


Рис. 3. Схема штампа для виготовлення пресовки з компенсатором: 1 – нижня плита; 2 – стовпчик; 3 – упор; 4 – виштовхувач; 5 – пружина; 6 – плита матриці; 7 – втулка; 8 – матриця; 9 – пуансон; 10 – фланець; 11 – верхня плита

© Л.О. Рябічева, М.В. Белошницький, А.І. Добриднева

Пряме видавлювання пресовки здійснювали в штампі, представленому на рис. 4. Цикл штампування – напівбезперервний. У початковий момент пуансон 6 перебуває в крайньому верхньому положенні. Пресовку 1, нагріту до температури деформації, завантажують у порожнину матриці 8, і пуансоном 2 видавлюють на 2/3 довжини прутка. Потім піднімають верхню плиту штампа із закріпленим на ній пуансоном 6, установлюють наступну пресовку, здійснюють її розпресовку та видавлювання так, що попередня заготовка повністю виходить із ділянки матриці, що калібрує. Цикл повторюють. Контрольні операції – візуальний огляд, перевірка розмірів і маси.

Механічні властивості алюмінієвого прутка вивчали випробуванням на розтяг (ГОСТ 1493-84) і стиск (ГОСТ 25.503-97).

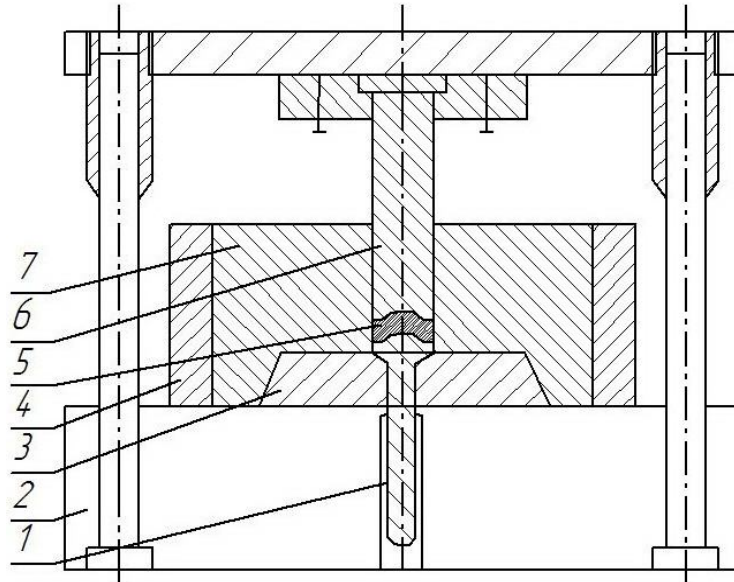


Рис. 4. Схема штампа для гарячого видавлювання алюмінієвого прутка: 1 – пруток, що видавлюється; 2 – плита; 3 – вставка; 4 – обойма; 5 – заготовка; 6 – пуансон; 7 – матриця

Основні результати дослідження. При візуальному огляді прутків, отриманих у штампах, показаних на рис. 1 і 4 зі ступенем деформації 0,94, на їхній поверхні дефекти не виявлені. Однак кінцева частина зразка, який отримано без компенсатора, мала розпушеність довжиною 7 мм, у початковій частині виявлена утяжина довжиною 15 мм (рис. 5, а, б). Ці дефекти впливають на вихід придатного та знижують якість виробу.

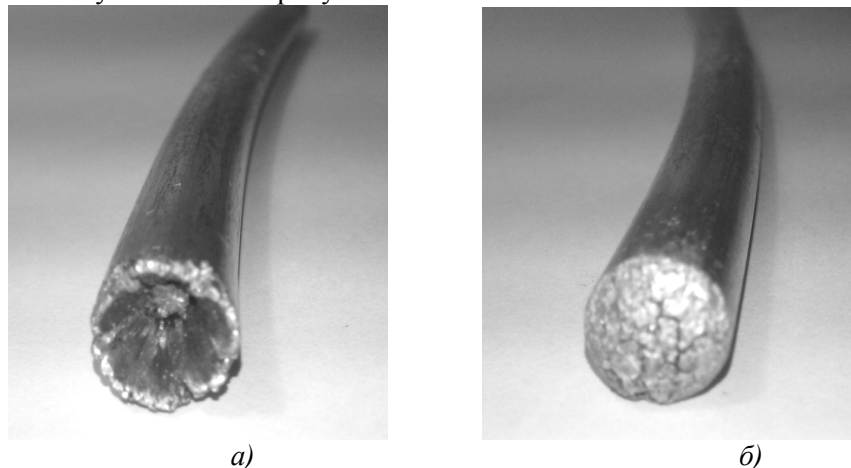


Рис. 5. Дефекти при видавлюванні прутка: а) утяжина; б) розпушеність

Пруток, видавлений із пресовки з компенсатором, таких дефектів не мав (рис. 6). Його щільність склала $2,7 \text{ г/см}^3$.

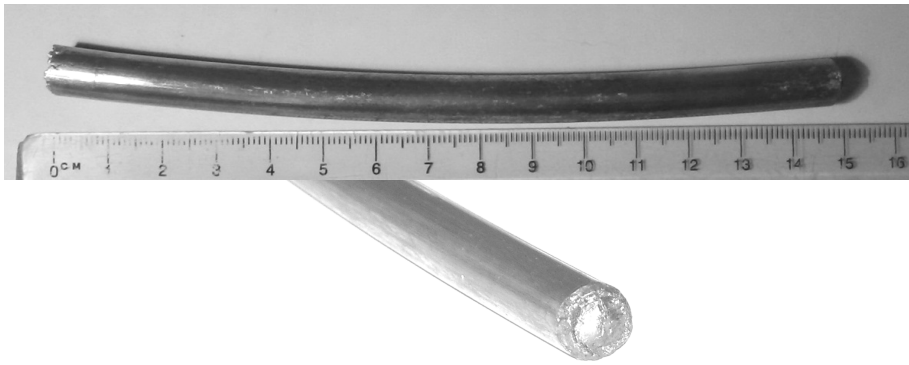


Рис. 6. Пруток, видавлений із пресовки з компенсатором

Після деформування при коефіцієнті витяжки 16,8 границя міцності на розтяг склала 146 МПа, відносне подовження 10%, відносне звуження 18%. Твердість 32 НВ. Механічні властивості після стиску: границя міцності 347 МПа, границя текучості 192 МПа, осьовий відносний ступінь деформації 49%. Діаметр прутків – 8,0 мм, при припустимому відхиленні на пресовані прутки нормальної точності діаметром 8,0 мм за ГОСТ 21488-97 – 0,58 мм.

Висновок. Розроблена технологія виготовлення алюмінієвих прутків з порошку, отриманого переробкою стружкових відходів. Відповідно до отриманих механічних властивостей такий пруток може бути використаний як початкова заготовка для наступних операцій обробки тиском.

1. *Гопиенко В.Г.* Спеченные материалы из алюминиевых порошков / В.Г. Гопиенко, М.Е. Смагоринский, А.А. Григорьев [и др.] – М.: Металлургия, 1993. – 320 с.
2. *Витязь П.А.* Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П.А. Витязь, Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко – Мн: Беларуская навука, 1998. – 351 с.
3. *Шевелев А.И.* Деформационная обработка вторичного алюминия и алюмосодержащих отходов / А.И. Шевелев, Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин [и др.] – Донецк: Изд-во Ноулидж, 2010. – 271 с.
4. *Рябичева Л.А.* Технология получения порошка из алюминиевой стружки / Л.А. Рябичева, Н.В. Белошицкий, А.И. Добрыднєва [и др.] Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки матеріалів у машинобудуванні: Зб. наук. пр. – Луганськ: Вид-во СНУ ім. В. Даля, 2011. №1 (14) – С. 148-155.
5. *Перлин И.Л.* Теория пресования металлов / И.Л. Перлин, Л.А. Рейтберг – М.: Металлургия. – 1975. – 447 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 537.528 : 621.762.3

**О.Н. Сизоненко, Н.А. Олейник, Г.Д.Ильницкая, Г.А. Петасюк, Г.А. Базалий,
В.С.Шамраева, А.С. Торпаков, А.Д. Зайченко, Е.В. Липян**
**НОВОЕ В ИЗГОТОВЛЕНИИ МИКРОПОРОШКОВ СИНТЕТИЧЕСКОГО АЛМАЗА С
ПОВЫШЕННОЙ АБРАЗИВНОЙ СПОСОБНОСТЬЮ**

Представлены результаты исследования влияния импульсной обработки высоковольтными электрическими разрядами и адгезионно-магнитного разделения на адсорбционно-структурные характеристики, магнитные свойства, абразивную способность микропорошков синтетического алмаза

Ключевые слова: микропорошки синтетического алмаза, импульсная обработка высоковольтными электрическими разрядами, адсорбционно-структурные характеристики, магнитные свойства, абразивная способность
Табл. 3. Рис. 3. Лит. 9.

**О.М. Сизоненко, Н.О. Олійник, Г.Д. Ільницька, Г.А. Петасюк, Г.А. Базалій, В.С. Шамраєва,
О.С. Торпаков, А.Д. Зайченко, Є.В. Липян**
**НОВЕ У ВИГОТОВЛЕННІ МІКРОПОРОШКІВ СИНТЕТИЧНОГО АЛМАЗУ З
ПІДВИЩЕНОЮ АБРАЗИВНОЮ ЗДАТНІСТЮ**

Наведено результати дослідження впливу імпульсної обробки високовольтними електричними розрядами і адгезійно-магнітного розподілу на адсорбційно-структурні характеристики, магнітні властивості, абразивну здатність мікропорошків синтетичного алмазу

Ключові слова: мікропорошки синтетичного алмазу, імпульсна обробка високовольтними електричними розрядами, адсорбційно-структурні характеристики, магнітні властивості, абразивна здатність

**O. Sizonenko, N. Oliinyk, G. Ilnitskaya, G. Petasuk, G. Bazaliy,
V. Shamraeva, A. Torpakov, A. Zaichenko, Y. Lypian**
**NEW IN MANUFACTURING SYNTHETIC DIAMOND MICROPOWDERS WITH HIGH
ABRASIVE CAPACITY**

The results of study of the effect of high voltage electrical discharge pulse treatment on the adsorption-structural characteristics, magnetic properties and abrasive capacity of synthetic diamond micropowders are presented

Keywords: micropowders of synthetic diamond, pulse treatment of high voltage electrical discharges, adsorption-structural characteristics, magnetic properties, abrasive capacity

Постановка проблемы. Микропорошки синтетических алмазов (СА) применяют для обработки труднообрабатываемых материалов инструментом на металлических и органических связках, пастами и суспензиями. Это позволяет повысить качество, надежность и долговечность обрабатываемых поверхностей. Проблемам создания научных основ изготовления высококачественных микропорошков посвящен ряд работ отечественных ученых, например, работа [1]. Однако до настоящего времени актуально исследование и разработка новых способов, позволяющих повысить качество микропорошков СА.

Анализ последних исследований и публикаций. Сырьем для изготовления микропорошков служит класс крупности -40 мкм, образующийся после классификации и сортировки шлифпорошков, и специально синтезируемые алмазы. Серийное изготовление микропорошков включает тонкое измельчение на электромагнитной мельнице, химическую очистку, многоступенчатую классификацию по размерам в стаканчиковых и суперцентрифугах, сушку и контроль качества порошка. Качество микропорошков характеризуют абразивной способностью, содержанием основной фракции, массовой долей примесей и влаги.

Для получения порошков с повышенной абразивной способностью применяют способы, в основу которых положено многостадийное (не менее 3-х стадий) избирательное измельчение продуктов классификации, а также методы овализации зерен. Повышение абразивной способности обусловлено повышением прочностных характеристик зерен порошка и содержания зерен изометричной формы [1, 2]. Попытки применить импульсную обработку высоковольтными разрядами (ВЭР) для изготовления микропорошков известны с 70-х годов прошлого века [1, 3]. Однако только в последнее время большой интерес приобрел метод измельчения путем создания "плазменного шнура" в суспензии измельчаемых частиц посредством высоковольтного электрического разряда [4-6]. Такая обработка приводит к хрупкопластичной деформации и разрушению частиц порошка. Известно, что импульсная обработка высоковольтными электрическими разрядами позволяет изменять зерновой состав и морфометрические характеристики микропорошков алмаза (шероховатость поверхности) [7].

Применяя методы сортировки порошка по дефектности поверхности, например флотацию, можно выделить фракции порошка с высоким содержанием основной фракции и абразивной способностью [1, 8]. Для сортировки алмазных шлифпорошков нашел применение адгезионно-магнитный (АМ) способ сортировки, который основан на целенаправленном создании контрастности магнитных свойств зерен и последующем их разделении по степени дефектности поверхности в полиградиентном магнитном поле на фракции [9].

Нерешенные части проблемы. В литературных источниках нами не обнаружены результаты систематических исследований влияния способов изготовления, обработки и разделения алмазных микропорошков в силовых полях на характеристики их качества.

Целью работы является исследование влияния обработки ВЭР и АМ способа разделения на характеристики микропорошков алмаза.

Методика проведения исследований. Исследование проведено согласно схеме (см. рис.1) на микропорошках алмаза АСМ 20/14, изготовленных по традиционной технологии, а также порошках АСМ 20/14, изготовленных по традиционной технологии после обработки ВЭР [1].

Обработку ВЭР суспензии порошка в дистиллированной воде при соотношении Т:Ж=1:10 осуществляли в экспериментальном стенде, подробно описанном в [3]. Параметры обработки обеспечивали давление в канале разряда от 260 до 800 МПа, а суммарную энергию обработки - от 425 до 1600 кДж. АМ разделение исследуемых микропорошков в виде 0,5% водной суспензии осуществляли в полиградиентном магнитном поле в экспериментальной электромагнитной установке при силе тока 1 А, 3 А и 5 А, используя металлические шары. Контрастность магнитных характеристик частиц создавали за счет закрепления ионов, содержащих железо, на поверхности частиц. По окончании разделения на четыре продукта, полученные фракции порошков химически очищали, высушивали.

При определении характеристик порошков, исходных и изготовленных с применением ВЭР обработки, были использованы известные ситовой, магнитный и гравиметрический методы. Определение адсорбционно-структурных характеристик порошка проведено путем анализа изотерм низкотемпературной адсорбции азота (газоадсорбционный анализатор NOVA 2200 «Quantachrome», USA).

Определение абразивной способности (А, мг/г), содержания основной фракции (α , %), массовой доли примесей (н.о., %), удельной магнитной восприимчивости ($\chi \cdot 10^{-8}$, м³/кг), удельной площади поверхности ($S_{БЭТ}$, м²/г), адсорбционного потенциала ($A_{п.}$, Дж/м²), удельного объема пор ($V \cdot 10^{-3}$, см³/г), выхода фракций порошка от разделяемой массы (γ , %) дефектности поверхности в виде коэффициента поверхностной активности (K_a , %) проводили по методикам [9]. Определение морфометрических характеристик проводили на приборе DiaInspect.OSM.

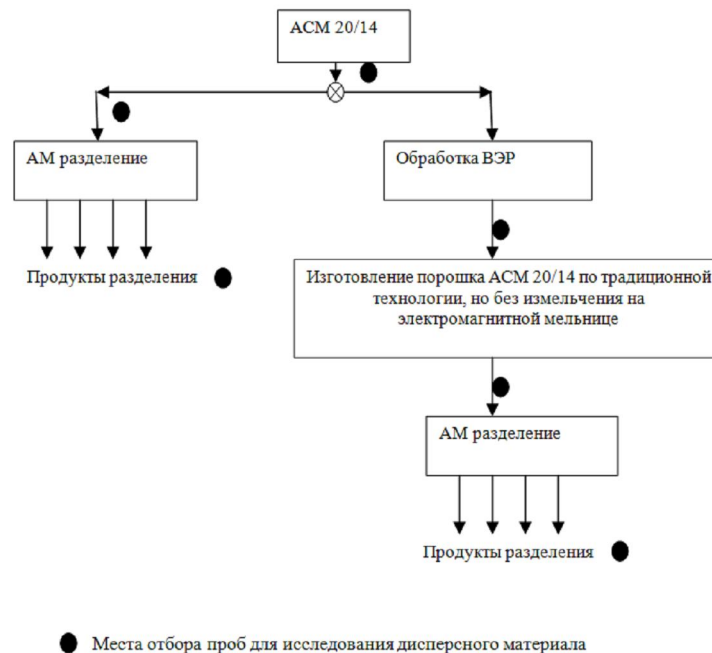


Рис. 1. Схема подготовки образцов материала для исследования

Основные результаты исследования. Распределение частиц порошка до и после обработки ВЭР представлено на рис.2.

Как следует из рис.2, импульсная обработка ВЭР приводит к изменению распределения по крупности частиц исходного порошка (кривая 1). С увеличением выделенной в процессе обработки энергии распределение смещается в область более мелких размеров (кривая 2, 3).

Полученные результаты согласуются с результатами исследования влияния ВЭР обработки на характеристики порошковых композиций [5]. Результаты могут быть объяснены тем, что несплошности структуры имеют большое значение в разрушении частиц порошка. Дефекты, пористость, наличие примесей в частицах порошка в процессе их циклического нагружения при обработке ВЭР инициируют образование трещин .

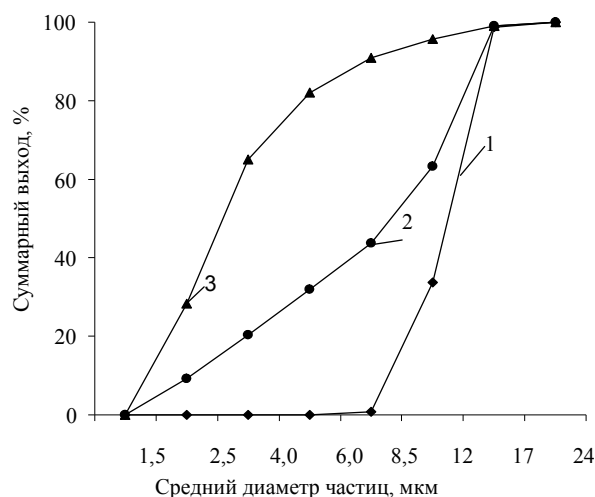


Рис. 2 Распределение по крупности частиц алмаза порошка марки АСМ 20/14
1 – исходный порошок; 2 – после импульсной обработки ВЭР при 425 кДж; 3 – после импульсной обработки ВЭР при 1560 кДж

Характеристики микропорошка АСМ 20/14 исходного и изготовленного после обработки ВЭР по традиционной технологии, но без измельчения, представлены в табл. 1.

Таблица 1. Характеристики микропорошка АСМ 20/14 исходного и изготовленного после обработки ВЭР по традиционной технологии, но без измельчения

Способ изготовления	Характеристики								
	А, мг/г	α, %	н.о., %	χ, ·10 ⁻⁸ , м ³ /кг	S _{БЭТ} , м ² /г	A _{п.} , Дж/м ²	V, ·10 ⁻³ , см ³ /г	Ка, %	
Традиционная технология	4,84	67	0,57	9,3	1,74	0,80	2,40	1,35	
Обработка ВЭР + традиционная технология	5,54	70	0,3	2,0	1,83	0,92	5,75	1,45	

Как видно из результатов, представленных в табл.1, абразивная способность и содержание основной фракции порошка, полученного с применением обработки ВЭР, возрастают на 14,5 % и 4,5 %, соответственно, массовая доля примесей снижается на 47,4 % в сравнении с исходным порошком. Применение обработки ВЭР приводит к увеличению удельной площади поверхности, адсорбционного потенциала, возрастанию пористости, снижению удельной магнитной восприимчивости.

Определение морфометрических характеристик порошка до и после обработки, результаты которого приведены в таблице 2, показало, что в результате обработки порошок представлен частицами с повышенной шероховатостью и развитой поверхностью. Механизм процесса измельчения порошка алмаза при обработке ВЭР изучен еще недостаточно. По нашему мнению значительное уменьшение размеров частиц, снижение содержания включений, повышение шероховатости в результате обработки ВЭР можно объяснить циклическим воздействием ударных волн, которые формируется при высоковольтном разряде

Таблица 2. Средние значения морфометрических характеристик формы, шероховатости и площади поверхности частиц исходного порошка АСМ 20/14 и порошка после импульсной обработки ВЭР при суммарной энергии 1600 кДж

Название характеристики	Обозначение	Способ изготовления микропорошка АСМ 20/14	
		Обработка ВЭР + традиционная технология, но без измельчения	Традиционная технология
Компактность (форм-фактор)	C_r	1,3272	1,3067
Эллиптичность	E	1,3763	1,3743
Шероховатость	R_g	1,0561	1,0522
Внешняя удельная поверхность	Фуд., м ² /кг	392,54	385,38

между погруженными в жидкость электродами. При взаимодействии частицы порошка и фронта ударной волны в объеме частицы формируется напряженное состояние. Растягивающие напряжения вызывают развитие микротрещин, на их поверхности абсорбируются молекулы жидкости, которые не позволяют смыкаться краям микротрещин. Это способствует измельчению, а также механохимической активации поверхности частиц. Если напряжения не превышают прочность материала, происходит накопление усталостных напряжений и последующее разрушение, в первую очередь, слабых дефектных зерен.

При воздействии ВЭР в жидкости также возникают мощные гидротоки и объемная микрокавитация, которые способствуют измельчению частиц. Одновременно с этим происходит локальное разложение воды плазменным каналом разряда с образованием возбужденных и ионизированных атомов водорода и кислорода, которые приводят к окислительно-восстановительным реакциям на поверхности частиц. Поверхность частиц активируется за счет очищения поверхности от примесей, и от нарушения структуры поверхностного слоя, который способствует увеличению шероховатости поверхности частиц, возрастает адсорбционный потенциал и пористость частиц порошка, повышается абразивная способность порошка.

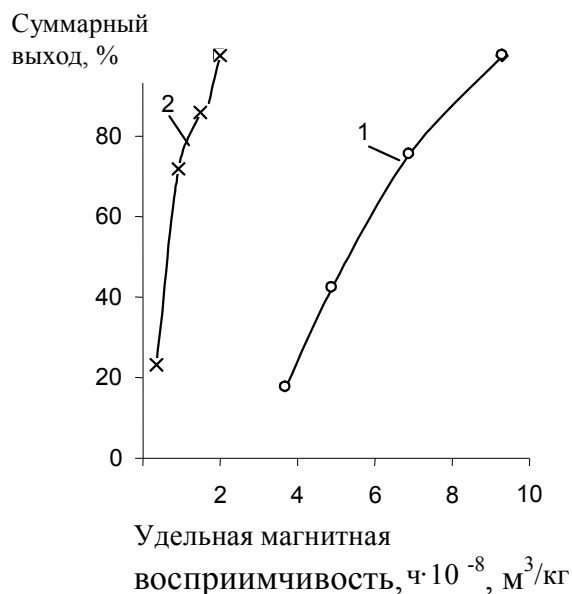


Рис. 3. Распределение частиц алмаза микропорошка АСМ 20/14 в соответствии с магнитными свойствами по результатам АМ разделения:

1 – исходный порошок, 2 – порошок, полученный с применением обработки ВЭР

Разделение исследуемых микропорошков (исходного и после обработки ВЭР) с адсорбированными ионами железа в магнитном поле позволило получить распределение частиц порошков в соответствии с их магнитными свойствами, в частности, удельной магнитной восприимчивостью χ (см. рис. 3) и выделить четыре фракции микропорошков, различающиеся по своим характеристикам (см. табл. 3).

Из рис. 3 видно различие магнитных характеристик порошков полученных различными способами. Полученные распределения частиц микропорошка АСМ 20/14, позволяют определить количество порошка с заданной удельной магнитной восприимчивостью, которое можно выделить в зависимости от способа разделения.

Таблица 3. Характеристики микропорошков АСМ 20/14, изготовленных различными способами

Способ изготовления	№ фракции	Характеристики					
		γ , %	$\chi \cdot 10^{-8}$, м ³ /кг	A, мг/г	α , %	н.о., %	Ка, %
традиционная технология + АМ разделение	1	17,6	3,7	5,12	70	0,30	1,20
	2	24,7	5,7	5,05	68	0,37	1,29
	3	33,1	9,5	4,75	65	0,56	1,42
	4	24,6	16,7	4,55	63	0,60	1,42
	Исходный порошок	100,0	9,3	4,84	67	0,57	1,35
+ обработка ВЭР+ традиционная технология, но без измельчения + АМ разделение	1	23,2	0,35	6,00	73	0,05	1,33
	2	48,6	1,2	5,75	70	0,1	1,42
	3	14,0	4,4	5,50	69	0,33	1,60
	4	14,2	5,1	4,11	62	0,39	1,60
	Исходный порошок	100,0	2,0	5,54	70	0,3	1,45

Анализируя характеристики фракций микропорошка, полученного с помощью АМ разделения и сравнивая их с характеристиками исходного порошка видно, что применение обработки ВЭР, а также последовательное применение обработки ВЭР и АМ разделения позволяет существенно улучшить качество микропорошков алмаза (табл. 3). Выход порошка с характеристиками качества выше, чем порошка, поступающего на разделение, зависит от способа изготовления порошка. Для порошка, изготовленного по традиционной технологии с АМ разделением, выход составляет 42,3 %, для порошка изготовленного после обработки ВЭР и АМ разделения – 71,8 %.

Выводы. Экспериментально установлено, что применение обработки ВЭР в технологии изготовления микропорошков позволяет улучшать характеристики качества микропорошков (абразивную способность, содержание основной фракции, содержание примесей) приводит к увеличению значений адсорбционно-структурных характеристик. Последующее применение АМ разделения позволяет дополнительно улучшить характеристики качества микропорошков.

1. *Никитин Ю.И.* Порошки и пасты из синтетических алмазов / Ю.И.Никитин, С.М Уман., Л.В. Коберниченко, Л.М. Маргынова. – К.: Наук. думка, 1992. – 284 с.
2. Патент на корисну модель № 42050, Україна, МПК В24D 3/06, С01В 31/06. Спосіб виготовлення мікропорошків синтетичного алмазу / Г.П. Богатирьова, Г.Д. Ільницька, М.А. Марініч, та ін. Опубл. 25.06.2009. Бюл. № 12.
3. *Никитин Ю.И.* Технология изготовления и контроль качества алмазных порошков / Ю.И. Никитин – К.:Наук.думка, 1984. – 264 с.
4. *Сизоненко О. Н.* Разрядно-импульсная технология абразивных материалов / О.Н. Сизоненко, П.П. Малюшевский, Г. Г. Горovenko // Основные проблемы разрядноимпульсной технологии. – К.: Наук. думка, 1980. – С. 12–20.
5. *Райченко А. И.* Анализ изменения состояния порошковых композиций при электроразрядном воздействии (обзор) / А.И. Райченко, О. Н. Сизоненко, А. В. Деревянко и др. // Вісник українського матеріалознавчого товариства: Науково-технічний журнал. – 2012. – Вип. № 1 (5) – С.49–56.
6. *Макклінток Ф.* Деформация и разрушение материалов / Ф. Макклінток, А. Аргон. – М.: Мир, 1970. – 443 с.
7. *Сизоненко О.Н.* Влияние высоковольтных импульсных разрядов на морфометрические характеристики алмазных микропорошков / О.Н. Сизоненко, Г.П. Богатырева, А.Л. Майстренко, Н.А.Олейник и др. // Вісник українського матеріалознавчого товариства: Науково-технічний журнал. – 2010. – Вип. 3. – С. 23 – 32.
8. Синтез, спекание и свойства сверхтвердых материалов: Сб. науч. тр. / Отв. ред. Н.В. Новиков. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2005. – 255 с.
9. Методические рекомендации по изучению физико-химических свойств СТМ / Под ред. Г.П.Богатыревой. – К.: ИСМ АН Украины, 1992. – 40 с.

© О.Н. Сизоненко, Н.А. Олейник, Г.Д. Ильницькая, Г.А. Петасюк, Г.А. Базалий, В.С. Шамраева, А.С. Торпаков, А.Д. Зайченко, Е.В. Липян

УДК 539.3

В.П. Силованюк, А.В. Ревенко, Н.В. Онищак
ВПЛИВ ПОВЗУЧОСТІ ІН'ЄКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ЕФЕКТИВНІСТЬ
ЗАЛІКОВУВАННЯ ТРІЩИН В БЕТОНІ

У статті розв'язано задачу про встановлення напруженого стану пластини з включенням із в'язкопружного матеріалу. Для тонкого включення еліптичної форми і матеріалу з реологічними властивостями матеріалу Кельвіна розв'язок одержано в замкнутому аналітичному вигляді. Вивчено реологічну поведінку матеріалів включення, а саме: епоксидної та поліефірної смол. Знайдені напруження у включенні та їх концентрація в пластині.

Ключові слова: в'язкопружність, включення, концентрація напружень, матеріал Кельвіна, рівняння Вольтерра.
Форм. 14. Рис. 6. Літ. 12.

В.П. Сылованюк, А.В. Ревенко, Н.В. Онъщак
ВЛИЯНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ИНЪЕКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ
ЗАПОЛНЕНИЕ ТРЕЩИН В БЕТОНЕ

Решена задача о напряженном состоянии пластины с включением, которое заполнено вязкоупругим материалом. Для тонкого включения эллиптической формы и материала с реологическими свойствами обобщенного материала Кельвина решение получено в замкнутом аналитическом виде. Изучены реологические поведение материалов включения, а именно: эпоксидной и полиэфирной смолы. Найденны напряжения во включении и их концентрацию в пластине.

Ключевые слова: вязкоупругость, включение, концентрация напряжений, материал Кельвина, уравнения Вольтерра.

V. Sylovanyuk, A. Revenko, N. Onyshchak
EFFECT OF THE CREEP OF INJECTION MATERIAL ON THE EFFECTIVENESS OF
HEALING CRACKS IN THE CONCRETE

The problem about the stress state of a plate with inclusion which is filled by a viscoelastic material is solved. For a thin elliptic-like inclusion and material with rheological properties of the Kelvin body solution is obtained in a closed analytical form. The rheological behavior of materials of inclusion, such as: epoxy and polyester resins are studied. The stresses in the inclusion and their concentration in the plate are found.

Keywords: visco-elasticity, inclusion, stress concentration, Kelvin body, Volterra equation.

Вступ. При відновленні несучої здатності пошкоджених тріщинами бетонних конструкцій тривалій експлуатації знаходить все ширше застосування технологія, яка полягає у заповненні дефектних зон рідкими матеріалами, які володіють адгезійними властивостями та здатні тверднути через певний час і таким чином зміцнювати структурний елемент [4, 7, 11]. Загалом, ін'єкційні технології полягають у введенні в пошкоджене місце бетонних і залізобетонних конструкцій і споруд (в тріщини, порожнини, викришування, відшарування тощо) рідинних (найчастіше полімерних) матеріалів, здатних формувати з бетонними матрицями міцні адгезійні зв'язки після кристалізації або полімеризації (рис. 1). Такими об'єктами є: греблі, канали, шлюзи та інші гідротехнічні споруди; підземні тунелі; підземні колектори промислових і побутових стічних вод великих діаметрів; опори мостів, фундаменти будівель та інше. В [7] обґрунтовано технологію зміцнення бетону в результаті заповнення пор та порожнин.

В останні роки вказані технології широко застосовуються у будівельній практиці [4, 7] для відновлення суцільності, міцності та роботоздатності широкого класу об'єктів. Розрахунки короточасної міцності, підсилених таким способом елементів конструкцій свідчать про ефективність цієї методики [5–7, 12]. Ін'єкційними матеріалами, як правило, є високомолекулярні сполуки (поліуретани, акрили, епоксидні та поліефірні смоли), несуча здатність яких при заданому навантаженні змінюється з часом. Тому важливим є дослідження як короточасної [5, 6, 12], так і довготривалої міцності відновлених елементів конструкцій [1, 2, 8–11]. В роботі [2] розглянуто поширення та злиття двох тріщин у в'язкопружному середовищі, в [5, 12] розглянуто різноманітні пружні включення у пружному середовищі. В працях [8, 9] розглянуті в'язкопружні включення, які описуються моделлю Кельвіна, або Максвелла [6].

Проте, на даний час, не достатньо вивчені реологічні характеристики в'язко пружного матеріалу заповнювача дефектів в конструкціях тривалій експлуатації. У Фізико-механічному інститут ім. Г.В. Карпенка були проведені експерименти по вивченню допустимих навантажень у пластинчатих зразках із епоксидної або поліефірної смол, які показали, що їх властивості достатньо добре описуються моделлю Кельвіна [1]. В даній статті досліджено вплив повзучості ін'єкційних матеріалів заповнювача (епоксидна та поліефірна смола) на напружений стан тіла.

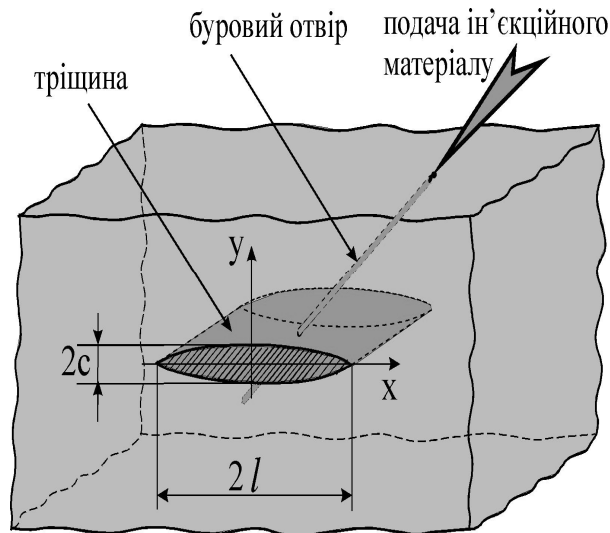


Рис. 1. Схема заповнення тріщини ін'єкційним матеріалом в масиві бетону

Постановка задачі і метод розв'язання. Нехай в бетонній пластині міститься в'язко-пружне включення (рис. 1). Вважатимемо, що включення яким моделюємо заповнену тріщину тонке $\frac{h(x)}{a} \ll 1$, де $2h(x)$ – змінна висота, $2a$ – довжина включення. Розміри пластини набагато більші ніж довжина включення $2a$ (рис. 2). До країв пластини прикладені рівномірно розподілені зусилля інтенсивності σ_0 у напрямку осі y . Деформування пластини і включення відбувається в умовах плоского напруженого стану.

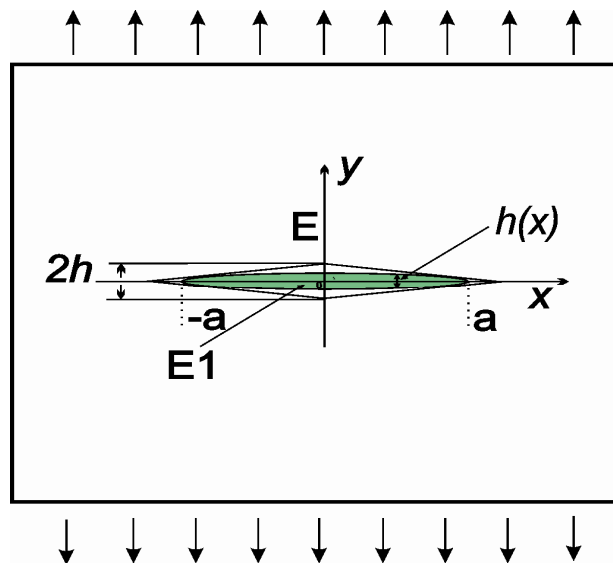


Рис. 2. Розтяг пластини із тріщиною заповненою включенням

Якщо модуль пружності включення значно менший від модуля Юнга матеріалу пластини, то врахувавши тонкість включення, його дію наближено можна виразити через сукупність вертикальних неперервно розміщених в'язко пружних стрижнів. Із гіпотези Вінклера знайдемо деформацію у включенні:

$$\varepsilon_y(x,t) = u(x,t)/h(x), \quad (1)$$

де: $u(x,t)$ – переміщення контуру включення у напрямку осі y .

Для матеріалу в'язкопружного включення зв'язок між нормальними напруженнями і деформаціями задамо у вигляді [1]

$$\sigma_y(x,t) = E_1 \left[\varepsilon_y(x,t) + \int_0^t R(t-\tau) \varepsilon_y(x,\tau) d\tau \right], \quad (2)$$

де: $R(t)$ – ядро релаксації в'язко-пружного матеріалу; E_1 – миттєвий модуль Юнга матеріалу включення; t – часовий параметр.

На поверхні контакту матеріалу включення і пластини виконуються умови рівності переміщень і напружень. Уявно видалимо із пластини матеріал включення, замінивши його дію по поверхні утвореної порожнини розподілом напружень

$$\sigma_y(x, t) = \frac{E_1}{h(x)} \left[u(x, t) + \int_0^t R(t - \tau) u(x, \tau) d\tau \right], \quad \sigma_{xy} = 0. \quad (3)$$

При одержанні формул (3) використана залежність (1). Враховуючи малу товщину включення, пластину з отвором від включення замінимо пластиною з розрізом вздовж відрізка $[-a, a]$ на контурі, якого діють задані навантаження (3). Вважатимемо, що форма включення задана еліпсом з півосями a і b ($a \gg b$), де $h(x) = b\sqrt{a^2 - x^2} / a$ – половина висоти включення. В роботі [8] розв'язок рівняння (3), в рамках статичної теорії пружності, знайдено в замкнутому аналітичному вигляді:

$$u^*(x, t) = f(t) \sqrt{a^2 - x^2}, \quad (4)$$

де: $u^*(x, t) = u(x, t) - \frac{\sigma_0}{E} h(x)$; E – модуль Юнга матеріалу матриці; $f(t)$ – невідома функція від часу. Для визначення функції $f(t)$ одержано рівняння Вольєрра:

$$\chi f(t) + \int_0^t R(t - \tau) f(\tau) d\tau - p_2(t) = 0, \quad (5)$$

де: $\chi = 1 + E/c_2$, $c_2 = 2\delta E_1$, $\delta = a/b$, E – модуль Юнга матеріалу пластини;

$$p_2(t) = -\frac{2\sigma_0}{c_2} \left(c_1 \int_0^t R(t - \tau) d\tau + c_1 - 1 \right), \quad c_1 = E_1/E.$$

Розв'язання інтегрального рівняння Вольєрра і визначення трансформант Лапласа. В рівняння Вольєрра (5) входить ядро релаксації $R(t)$. Як правило, із експериментів визначають явний вигляд ядер повзучості [1, 6]. Отже, важливо встановити залежність між ядрами повзучості та релаксації. Деформація у в'язко-пружному середовищі визначається інтегральним оператором

$$\varepsilon_y(x, t) = \frac{1}{E_1} \left[\sigma_y(x, t) + \int_0^t H(t - \tau) \sigma_y(x, \tau) d\tau \right] \quad (6)$$

де: $H(t)$ – ядро повзучості. Для знаходження зв'язку між ядрами використаємо перетворення Лапласа і формулу згортки оригіналів [3]:

$$\tilde{f}(s) = L[f(t)] = \int_0^\infty f(t) e^{-st} dt, \quad L \left[\int_0^t R(t - \tau) f(\tau) d\tau \right] = F(s) \cdot \tilde{R}(s) \quad (7)$$

де: $s = \alpha + i\omega$ – комплексна змінна, $\tilde{f}(s)$, $\tilde{R}(s)$ – функції зображень, значком \sim позначені трансформанти Лапласа. Застосуємо до інтегральних рівнянь (2), (6) формули (7) і після перетворень одержимо:

$$\tilde{\sigma}_y(s) = E_1 [1 + \tilde{R}(s)] \tilde{\varepsilon}_y(s),$$

$$E_1 \tilde{\varepsilon}_y(s) = [1 + \tilde{H}(s)] \tilde{\sigma}_y(s). \quad (8)$$

Порівнюючи між собою рівняння (8), одержимо шуканий зв'язок між ядрами

$$\tilde{R}(s) = -\frac{\tilde{H}(s)}{\tilde{H}(s) + 1}. \quad (9)$$

Застосуємо до інтегрального рівняння (5) перетворення Лапласа [3] і після врахування формул (7) одержимо:

$$\tilde{f}(s) = \frac{\tilde{p}_2(s)}{\chi_1 + \tilde{R}(s)}, \quad (10)$$

де $\tilde{p}_2(s) = -\frac{2\sigma_0}{c_2}(c_1\tilde{R}(s) + c_1 - 1)\frac{1}{s}$. Якщо до подання (10) застосувати обернене перетворення Лапласа, то знайдемо шукану функцію $f(t)$. Напруження у включенні обчислюємо на основі співвідношень (2):

$$\sigma_y = E_1 \left\{ \frac{\sigma_0}{E} + \delta f(t) + \int_0^t K(t-\tau) \left[\frac{\sigma_0}{E} + \delta f(\tau) \right] d\tau \right\}. \quad (11)$$

Узагальнений матеріал Кельвіна. В цьому випадку ядро повзучості має вигляд:

$$H(t) = \mu_1 e^{-\beta_1 t} + \mu_2 e^{-\beta_2 t}, \quad (12)$$

де $\beta_1, \beta_2, \mu_1, \mu_2$ – реологічні характеристики матеріалу. Якщо покласти $\beta_2 = 0, \mu_2 = 0$, то ядро (12) описуватиме ядро повзучості для матеріалу Кельвіна. Підставимо в трансформанту (7) вираз ядра (12) і одержимо:

$$\tilde{H}(s) = \frac{\mu_1}{\beta_1 + s} + \frac{\mu_2}{\beta_2 + s}. \quad (13)$$

Підставимо співвідношення (13) у формули (9), (10) і визначимо зображення, а використавши відомі формули оригіналів [3], знайдемо:

$$f(t) = A_0 + A_1 e^{\lambda_1 t} + A_2 e^{\lambda_2 t}, \quad (14)$$

де: $A_0 = A(1 - \lambda_1^{-1} - \lambda_2^{-1}), \lambda_1 = -b_1 + \sqrt{b_1^2 - b_2}, \lambda_2 = -\lambda_1 - 2b_3, b_1 = \mu_1 + \mu_2 + \beta_1 + \beta_2,$

$$b_2 = \mu_1\beta_2 + \mu_2\beta_1 + \beta_2\beta_1, b_3 = \frac{b_1}{2} - \frac{a_1}{2\chi}, A = -\frac{\sigma_0}{c_3} \frac{(c_1 - 1)}{\chi}, A_1 = \frac{a_4 + \lambda_1 a_3}{\lambda_1(\lambda_1 - \lambda_2)} A, A_2 = \frac{a_4 + \lambda_2 a_3}{\lambda_2(\lambda_2 - \lambda_1)} A,$$

$$a_3 = \frac{a_1}{\chi} - \frac{a_1 c_1}{c_1 - 1}, a_4 = \frac{a_2}{\chi} - \frac{a_2 c_1}{c_1 - 1}, b_4 = b_2 - \frac{a_2}{\chi}.$$

Експериментальні випробування повзучості ін'єкційних матеріалів. Для двох ін'єкційних матеріалів, а саме: епоксидної та поліефірної смол було проведено експериментальні дослідження на повзучість. Були відлиті пластинчасті зразки розмірів 20x8x3 мм. За схемою зображеною на рис. 3. зразки навантажувались постійною силою. Катетометром через однакові проміжки часу вимірювали видовження зразків.

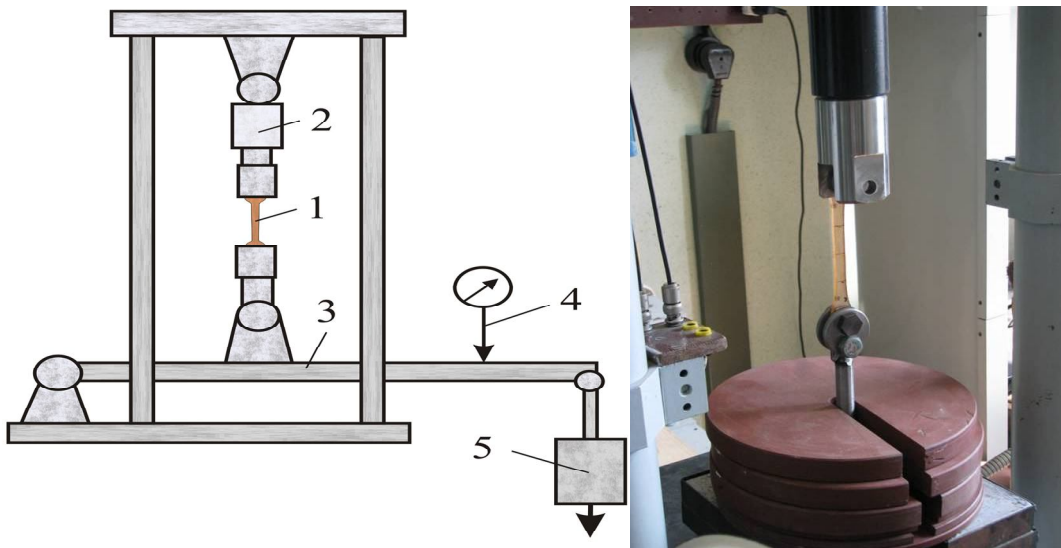


Рис. 3. Схема випробувальної машини на повзучість: 1 – випробовуваний зразок; 2 – динамометр; 3 – важіль; 4 – вузол вимірювання переміщень; 5 – вантаж

За даними експериментів побудовані діаграми повзучості матеріалів (рис. 4). На основі цих діаграм встановлені реологічні характеристики і знайдені ядра повзучості розглянутих матеріалів:

епоксидної смоли ЕД-10 – $\mu_1 = 0,052 \frac{1}{\text{год}}$, $\beta_1 = 0,12 \frac{1}{\text{год}}$, $E_1 = 3 \text{ ГПа}$; поліефірної смоли ПН-1 – $\mu_1 = 5 \frac{1}{\text{год}}$, $\beta_1 = 1 \frac{1}{\text{год}}$, $E_1 = 2 \text{ ГПа}$.

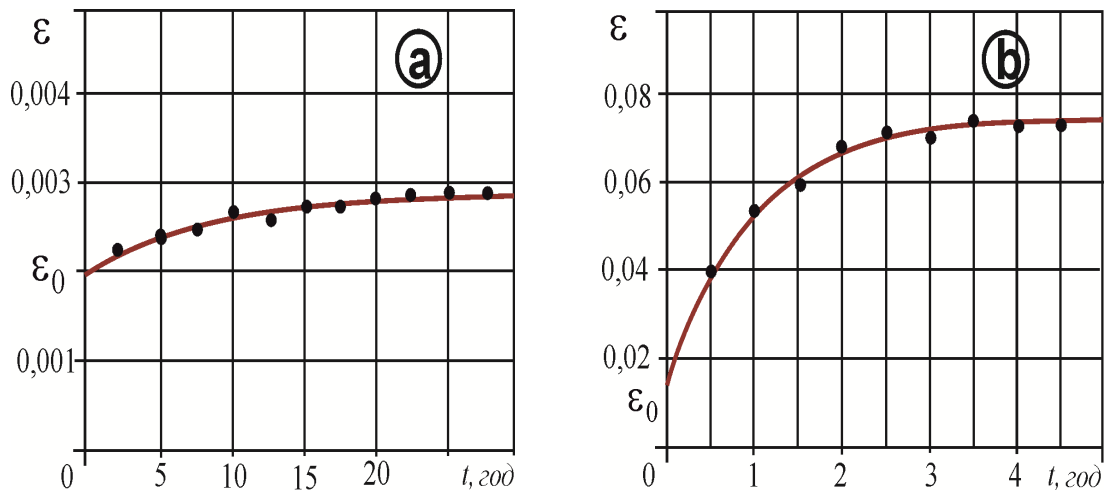


Рис. 4. Діаграма повзучості: епоксидної смоли ЕД-10 (а), поліефірної смоли ПН-1 (б)

Числові результати. На рис. 5 наведені графіки, що показують релаксацію напружень у включеннях, повзучість яких описується моделлю Кельвіна. В розрахунках, проведених згідно з формулами (11), (14), взято: $\beta_2 = 0$, $\mu_2 = 0$, $a/b = 10$; модуль Юнга бетону $E = 20 \text{ ГПа}$.

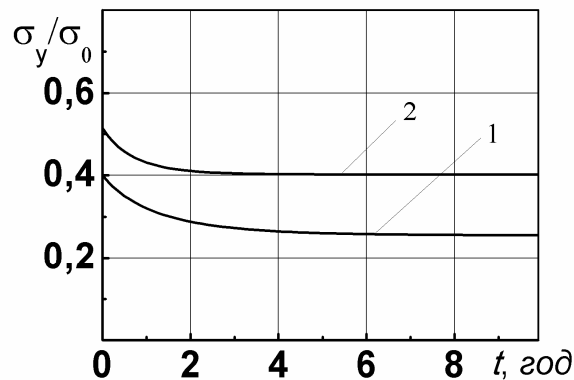


Рис. 5. Релаксація напружень у включенні: 1 – поліефірна смола; 2 – епоксидна смола

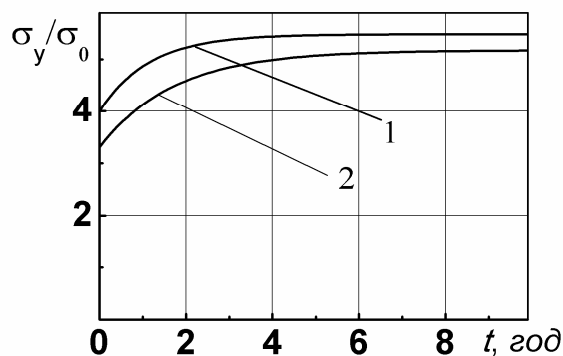


Рис. 6. Залежність концентрації напружень у пластині в околі включення: 1 – поліефірна смола ПН-1; 2 – епоксидна смола ЕД-10

На рис. 5 показано, що напруження у включенні зменшуються, але стабілізуються на певному рівні. Це, в свою чергу, веде до зростання напружень в пластині, особливо в околі точок ($y = 0; x = \pm a$). В залежності від часу дії зовнішнього навантаження ця зміна напружень, для розглянутих матеріалів включення, зображена на рис. 6. Напруження в матриці зростають від значень їх миттєвої концентрації в початковий момент прикладання зовнішніх зусиль до кінцевої концентрації напружень, яка залежить як від форми включення, так і реологічних характеристик.

Висновки. Повзучість в'язкопружного матеріалу включення приводить до релаксації напружень в ньому і суттєво впливає на напружено-деформований стан в пластині, яка перебуває під дією довготривалих статичних навантажень. Зокрема, для розглянутих матеріалів, як це впливає із рис. 3, 4, напруження у включеннях зменшується у 1,2–1,4 рази, що веде до зростання напружень в пластині в у 1,3–1,5 рази. Концентрація напружень біля включень (заповнених тріщин) зростає, але з часом стабілізується на певному рівні. Це дозволяє прогнозувати довготривалу міцність в технології ін'єкційного зміцнення, пошкоджених тріщинами, бетонних споруд тривалої експлуатації.

1. Каминський А.А. Разрушение вязкоупругих тел с трещинами – К.: Наук. думка, 1990. – 312 с.
2. Каминський А.О., Селіванов М.Ф., Черноіван Ю.О. Модель зростання і злиття двох колінеарних тріщин у в'язкопружному тілі // Мат. методи та фіз.-мех. поля. – 2012. – Т. 55, №1. – С. 61–71.
3. Корн Г., Корн Т. Справочник по математике для научных работников и инженеров. Определения, теоремы, формулы – М.: Наука, 1974. – 831 с.
4. Маруха В.І, Панасюк В.В., Силованюк В.П. Механіка руйнування та міцність матеріалів: довідниковий посібник / Під ред. В.В.Панасюка. Том 12: Ін'єкційні технології відновлення роботоздатності пошкоджених споруд тривалої експлуатації. – Львів: Сполом, 2009 – 260 с.
5. Панасюк В.В., Стадник М.М., Силованюк В.П. Концентрація напружень в трьохмерних телах с тонкими включениями – К.: Наук. думка, 1986. – 215 с.
6. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций – М.: Наука, 1966. – 752 с.
7. Силованюк В.П., Маруха В.І., Юхим Р.Я., Онищак Н.В. Зміцнення бетону в результаті заповнення пор та порожнин // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2010. – Т. 46. – № 1. – С. 62–66.
8. Силованюк В.П., Ревенко А.В. Вплив повзучості матеріалу включення на концентрацію напруження в тілі // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – Т. 44. – № 4. – С. 76–80.
9. Силованюк В.П., Ревенко А.В. Довготривала міцність пружного тіла з еліптичною тріщиною, заповненою в'язкопружним матеріалом // Фізико-хімічна механіка матеріалів. - 2012. - Т. 53, №1. - С. 33-38.
10. Силованюк В.П., Юхим Р.Я., Горбач П.В. Деформація та руйнування матеріалів в околі сфероїдальних включень // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2010. – Т. 46. – № 6. – С. 42–46.
11. Силованюк В.П., Маруха В.І, Онищак Н.В. Ресурс міцності відновлених за ін'єкційними технологіями пошкоджених елементів споруд тривалої експлуатації Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій. Праці VI-ої Міжнар. наук. конфер. / Гол. ред. В.В.Панасюк. – Львів, ФМІ НАНУ, 2009. – С. 115-124.
12. Сулим Г.Т. Основи математичної теорії термопружної рівноваги деформівних твердих тіл з тонкими включеннями. – Львів: Дослід.-видав. центр НТШ. – 2007. – 716 с.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

УДК 629.7.058(043.2)

А.В. Стельмах

ПРОГРАМНО-АППАРАТНЫЙ КОМПЛЕКС УПРАВЛЕНИЯ И КОНТРОЛЯ ПРОЦЕССА ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Рассматривается программно-аппаратный комплекс, обеспечивающий сбор, обработку и анализ результатов лабораторных испытаний товарных горюче-смазочных материалов для оценки их эксплуатационных свойств и создание базы данных.

Ключевые слова: трибологические испытания, эксплуатационные свойства, программно-аппаратный комплекс.

Рис. 3. Лит. 3.

О.В. Стельмах

ПРОГРАМНО-АППАРАТНИЙ КОМПЛЕКС УПРАВЛІННЯ ТА КОНТРОЛЮ ПРОЦЕСУ ТРИБОЛОГІЧНИХ ВИПРОБУВАНЬ

Розглядається програмно-апаратний комплекс, що забезпечує збір, обробку та аналіз результатів лабораторних випробувань товарних пально-мастильних матеріалів для оцінки їх експлуатаційних властивостей і створення бази даних.

Ключові слова: трибологічні випробування, експлуатаційні властивості, програмно-апаратний комплекс.

A. Stelmach

HARDWARE-SOFTWARE COMPLEX MANAGEMENT AND CONTROL PROCESS TRIBOLOGICAL TESTS

We consider hardware and software system that provides collection, processing and analysis of the results of laboratory tests commodity lubricants to assess their performance properties and create a database.

Keywords: tribology testing, performance characteristics, hardware and software system.

Постановка проблемы. Применение новейших технологий при разработке горюче-смазочных материалов (ГСМ) приводит к значительному уменьшению износа деталей трибосистем с увеличением контактных нагрузок и нуждается в выполнении большого объема трибологических испытаний [1]. Для уменьшения погрешности испытаний и корректной оценки эффективности ГСМ необходима надежная, высокоточная контрольно-измерительная аппаратура, а также обеспечение высокой воспроизводимости условий их проведения [2]. Соответственно разработка новых средств и методов для повышения достоверности результатов трибоиспытаний актуальна как в научных, так и в прикладных аспектах.

Современный этап развития науки характеризуется переходом на качественно новый уровень исследований, который определяется широким использованием средств и методов сбора, анализа, обработки и передачи информации, а также формирования баз данных. Применение такого подхода освобождает исследователя от рутинной работы при поиске информации для решения поставленных задач [3, 4].

Изложение основного материала статьи. В настоящее время при разработке и проектировании автоматизированных систем используют модули программированных контроллеров ведущих производителей, таких как: Advantech, Action Instruments, Control Microsystems, National Instruments и других. Программируемые контроллеры имеют открытую архитектуру, широкую номенклатуру интеллектуальных модулей ввода/вывода, каналы связи с интерфейсами RS-232, RS-485, Ethernet, встроенные функции архивации. Современные контроллеры значительно расширяют возможности систем автоматизированного управления, так как могут обеспечить реализацию практически всех необходимых функций: сбора, обработки, хранения информации, контроля и управления технологическими процессами, индикации значений параметров, предупредительной и аварийной сигнализации и т.п.

Центральным элементом информационно-управляющей системы стает программное обеспечение, которое позволяет оперативно формировать разнообразные алгоритмы управления исполнительными устройствами и модулями сбора информации. На основе технологии SCADA-систем, таких как LabView, Trace Mode 5, Genesis32, InTouch7.1, Citect, iFix создают информационно-измерительные системы, системы диагностирования, идентификации, автоматические системы управления и др.

Несмотря на всю универсальность SCADA-систем использование программируемых контроллеров ведущих фирм экономически нецелесообразно. Так, при исследовании физических, химических и других свойств конструкционных и горюче-смазочных материалов в ходе

разработки и применения новых методик испытаний в научно-исследовательских лабораториях возникает необходимость автоматизации испытательной системы для корректной оценки триботехнических свойств материалов путем контроля и управления режимами с использованием методов математического моделирования на основе ряда исходных параметров.

Программно-аппаратный комплекс управления и контроля процесса трибологических испытаний является совокупностью базы данных и всего комплекса аппаратных, программных средств накопления, обработки а также хранения информации. Экспериментально полученные результаты, характеризующие эксплуатационные свойства тех или других ГСМ и присадок к ним, подлежат последующей обработке с применением современных приемов систематизации данных средствами вычислительной техники.

В состав программно-аппаратного комплекса входят (рис. 1):

- машина трения АСК-01 [5], в которую интегрированы датчики, модули первичной обработки информации, построенные по известному принципу работы и на основе аппаратных и программных модулей системы активного контроля параметров энергосиловых установок [6] и аппаратно-программной информационно-измерительной системы [7], исполнительные устройства, модули формирования сигналов для их управления;

- персональный компьютер со специализированным пакетом программ обработки, хранения, изменения и поиска экспериментально полученных данных, характеризующих эксплуатационные свойства тех или других ГСМ.

Специализированный программный пакет обеспечивает:

- управление исполнительными устройствами в ручном или в автоматическом режимах;

- обработку и визуальное отображение информации о процессах, протекающих при трении скольжения в испытуемом ГСМ;

- сохранение измерительной информации в электронном виде, создание базы данных, документальное оформление протоколов проведенных испытаний смазок.

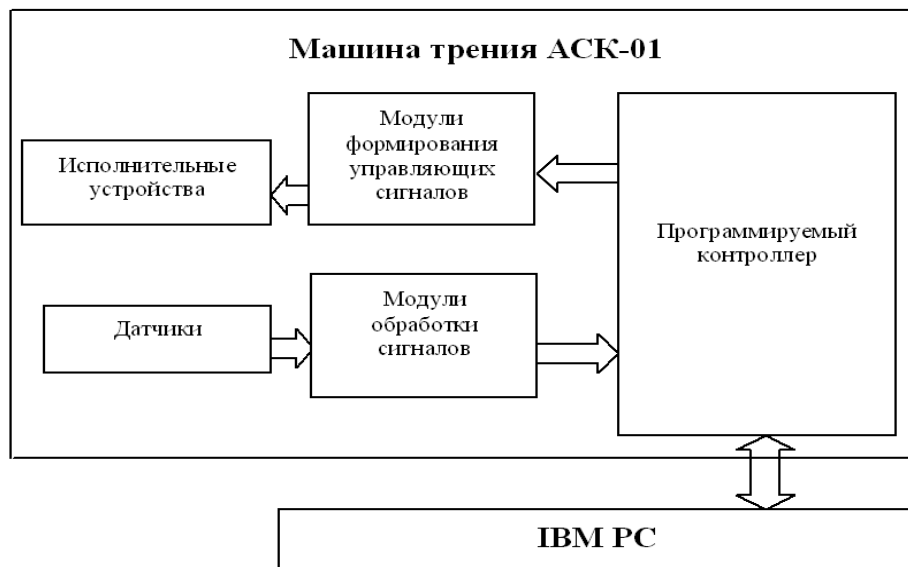


Рис. 1. Структурная схема программно-аппаратного комплекса

В данном комплексе реализуются следующие возможности программного обеспечения (рис.

2):

1. Управление, контроль и отображение рабочих параметров и режимов машины трения АСК-01:

- механические (частота оборотов вала, путь трения, скорость подачи испытуемого ГСМ, количество оборотов, контактные нагрузки, скорость нагрузки);

- системы охлаждения и нагрева ГСМ.

2. Отображение экспериментально определяемых и расчетных характеристик, а также параметров испытания ГСМ:

- температура ГСМ на входе и выходе из контакта;

- сила трения, коэффициент трения и крутящий момент;

- радиально-осевое отклонение рабочей поверхности контробразца;
- параметры окружающей среды.

Графический интерфейс в совокупности с программными модулями математической обработки экспериментальных данных позволяют создать наглядную, удобную и относительно простую систему управления режимами трения скольжения и регистрации триботехнических параметров. Интерфейс программы обеспечивает возможность визуально наблюдать в реальном времени основные графические зависимости, в том числе силы трения, углы абсолютного отклонения контробразца относительно трехкоординатных осей, нагрузочные и скоростные характеристики. Специализированные подпро-граммы, отвечающие за проведение лабораторных испытаний в соответствии с предварительно разработанной и апробированной экспресс-методикой, дают возможность производить сравнительную оценку противоизносных и антифрикционных свойств ГСМ с учетом параметров шероховатости поверхностей трения.

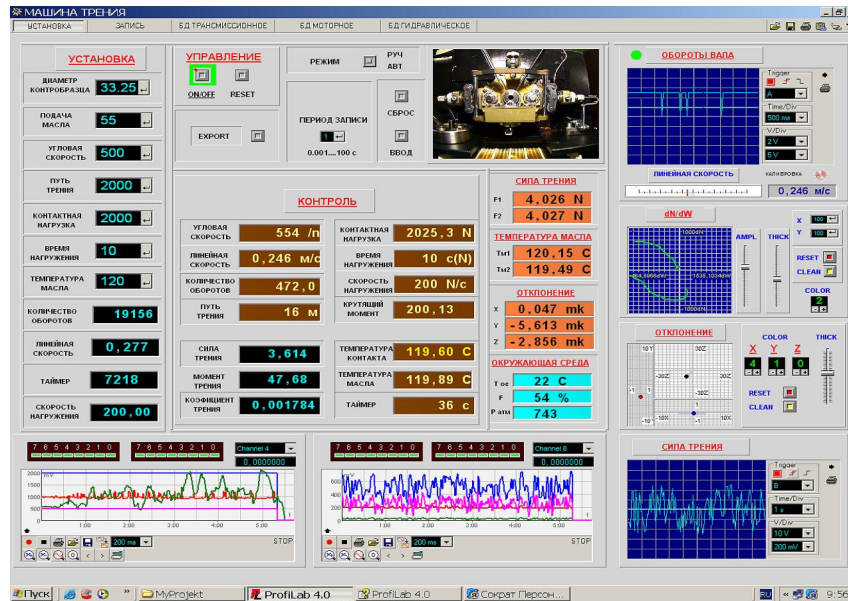


Рис. 2. Внешний вид графического интерфейса программы

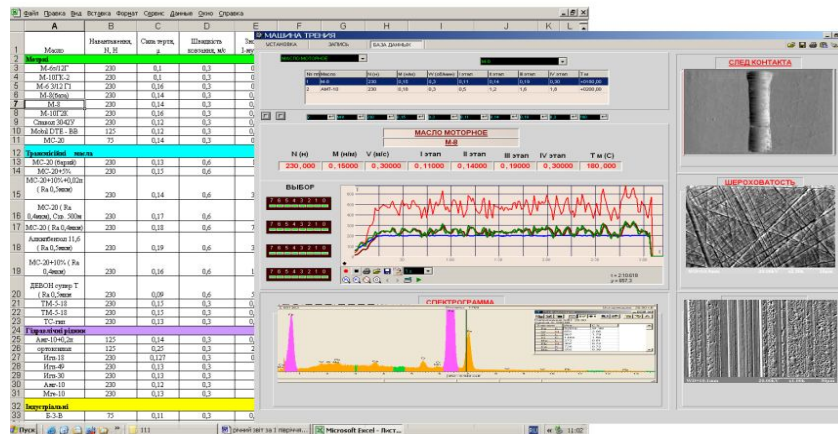


Рис. 3. База данных триботехнических свойств ГСМ

Программно-аппаратный комплекс управления и контроля процесса трибологических испытаний позволяет воспроизводить с высокой точностью процесс испытаний, а также возможность формировать электронный массив данных триботехнических характеристик ГСМ и присадок к ним (рис. 3.), что является предметом интереса предприятий разработчиков, производителей и потребителей товарных смазочных материалов.

Выводы:

1. Использование аппаратных и программных модулей систем [6,7] в машине трения АСК-01 с разработанными программными модулями математической обработки экспериментальных

данных и формирования алгоритма управления позволило за короткое время и с минимальными финансовыми и аппаратными затратами спроектировать и создать эффективный, удобный и относительно простой программно-аппаратный комплекс управления и контроля процесса трибологических испытаний.

Комплекс обеспечивает возможность оптимизировать режимы трения скольжения и регистрацию триботехнических параметров ГСМ, исключая человеческий фактор (субъективное принятие решений) при проведении испытаний.

2. Интерфейс программного обеспечения позволяет формировать алгоритмы управления по заданным входным параметрам.

Визуальное наблюдение в реальном времени необходимых графических зависимостей, в том числе силы трения, крутящего момента, температуры в контакте, углов абсолютного отклонения контурбразца относительно горизонта, и др. разрешает проводить сравнительную оценку ГСМ при различных режимах испытаний.

3. Для проведения испытаний ГСМ на программно-аппаратном комплексе разработана и апробирована методика, разрешающая в лабораторных условиях исследовать моторные и трансмиссионные масла со штатными присадками.

Методика предусматривает получение сравнительных оценок противоизносных и антифрикционных свойств ГСМ с учетом конфигурации шероховатости рабочих поверхностей и дает возможность подобрать оптимальные компоненты трибосистем для повышения их ресурса и надежности.

4. Программно-аппаратный комплекс управления и контроля процесса трибологических испытаний в совокупности с лазерным сканирующим дифференциально-фазовым микроскопом-профилометром ЛДФСМП, растровым электронным микроскопом РЭМ-106И, а также многоступенчатыми методиками лабораторных испытаний обеспечивают формирование электронной базы данных триботехнических характеристик горюче-смазочных материалов и присадок к ним, что является предметом особого внимания предприятий, разработчиков, производителей и потребителей товарных смазочных материалов.

1. *Виппер А.Б., Виленкин А.В., Гейснер Д.А.* Зарубежные масла и присадки. - М.: Химия, 1981. – 192 с.
2. *Костюник Р. Е.* Информационно-испытательная трибологическая система со стабилизированными контактными напряжениями: Дис... канд. техн. наук: 05.02.04 / Национальный авиационный ун-т. – К., 2006. – 161л.: рис. - Библиогр.: С. 132-143.
3. *Голего Н. Л., Будя А. П., Коценко А.В., Натансон М.Е.* Особенности построения и реализации банка данных из трибологии// Проблемы трения и изнашивание. – 1989, вып. 36.
4. *Захаров З. М.* Задача компьютерной трибологии// Трение и износ. – 2002, том 23, № 3.
5. *Аксенов А.Ф., Стельмах А.У., Корбут Е.В., Костюник Р.Е., Сидоренко О.Ю., Шимчук С.П., Куцев А.В.* Патент на полезную модель №38141 «Прибор для сравнительной оценки противоизносных и антифрикционных свойств элементов трибосистем». Зарегистрировано в Государственном реестре патентов Украины на полезные модели 25.12.2008. Бюл. №24.
6. *Шмаров В.Н., Стельмах А.В.* Система активного контроля параметров энергосиловых установок. В сб. «Технологический системы», №4, Киев, 2008. – С. 17-20.
7. *Шмаров В.Н., Стельмах О.В.* Апаратно-програмна інформаційно-вимірвальна система. В сб. «Технологический системы», №1, Киев, 2010. – С.88-90.

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.

А.У. Стельмах, Р.К. Аль-Тамими
**ВЛИЯНИЕ АГРЕГАТНОГО И ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СМАЗКИ НА
 ЭФФЕКТИВНОСТЬ ТРИБОСИСТЕМ**

Кавитационные явления в диффузорных областях контактов и барботаж при определенных условиях (скорость скольжения, нагрузка) приводят к возникновению масловоздушной смеси, что влияет на эффективность трибосистем и следует учитывать при оценке качества смазочных материалов

Ключевые слова: барботаж, трибокавитация, скорость скольжения, масловоздушная смесь

Рис. 3. Лит. 3.

А.У. Стельмах, Р.К. Аль-Тамімі
**ВПЛИВ АГРЕГАТНОГО І ФАЗОВОГО СТАНУ МАСТИЛА НА ЕФЕКТИВНІСТЬ
 ТРИБОСИСТЕМ**

Кавітаційні явища в діфузорних областях контактів і барботаж за певних умов (швидкість ковзання, навантаження) призводять до виникнення маслоповітряної суміші, що впливає на ефективність трибосистем і слід враховувати при оцінці якості мастильних матеріалів.

Ключові слова: барботаж, трибокавітація, швидкість ковзання, масловоздушная суміш

A. Stelmach, R. Al-Tamimi
EFFECT OF AGGREGATION AND PHASE OF THE OIL TRIBOSYSTEMS EFFICIENCY

Diffuzornyh cavitation phenomena in the contact area and bubbling under certain conditions (sliding speed, load) give rise to maslovozdushnoy mixture affects the efficiency tribosystems and should be considered when assessing the quality of lubricants

Keywords: bubbling tribokavitatsiya, speed slides, Air-oil mixture

Постановка проблемы. Исследования подтвердили важность и перспективность учета упругости материалов, что привело к развитию эластогидродинамической теории (ЭГДТ) трения, когда высокие давления в масляном клине вызывают упругую деформацию контактирующих тел [1], в результате чего фактическая площадь контакта возрастает, максимальные напряжения уменьшаются и, таким образом, минимальная толщина смазочного слоя между деталями увеличивается (рис. 1).

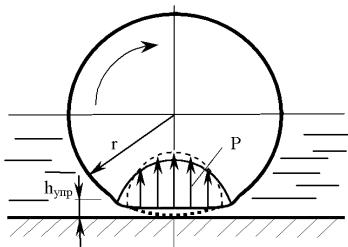


Рис. 1. Схема эластогидродинамического эффекта в подшипнике скольжения

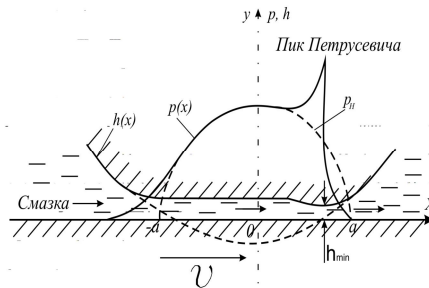


Рис. 2. Характерные признаки ЭГД-контакта [1]

Самую распространённую и теоретически обоснованную эластогидродинамическую (ЭГД) теорию смазки представляют с помощью классической схемы ЭГД-контакта (рис. 2). Неподвижная плоская поверхность при сжатии и без перемещения с неподвижной поверхностью h_x реализует контакт протяженностью $[-aOa]$. Под действием сил сжатия без трения в поверхностях возникают контактные напряжения p_n , а при движении со скоростью V давление в граничном слое p_x отождествляется с контактными напряжениями, где выделяют наличие пика Петрусевича в области выхода движущейся поверхности из контакта, где толщина смазочного слоя h_{min} минимальна.

ЭГД-теория построена на следующих основных положениях.

1. Ресурс областей ЭГД-контакта определяется предельно допустимой толщиной смазочного слоя, которая должна превышать сумму высот микронеровностей контактирующих поверхностей.
2. Считается, что смазочная пленка в контакте, образованная жидкой средой, является однофазной ньютоновской жидкостью на протяжении всего контакта.

3. Пленка смазки в ЭГД-контакте практически параллельна в его центральной части и сужается в районе выхода движущейся поверхности из него.

4. Напряжения в поверхностях ЭГД-контакта отождествляются с давлением в смазочном слое.

5. Контактные напряжения в поверхностях соответствуют расчетным значениям по Г. Герцу и отмечается наличие второго максимума давления (так называемый пик Петрусевича) в области выхода подвижного элемента трибосистемы из ЭГД-контакта.

6. Считается, что толщина слоя смазочного материала в ЭГД-контакте, как определяющий критерий работоспособности узлов трения, находится в диапазоне $0,1 \dots 1$ мкм при герцевском давлении 1 ГПа, а время прохождения смазки через контакт составляет $10^{-3} \dots 10^{-5}$ с.

Из базовых положений ЭГД-теории смазки следует, что для повышения ресурса трибосистем необходимо реализовывать обильное смазывание контакта и избегать возможности возникновения условий масляного голодания. Теоретически трение ЭГД-контакта является безыносным, однако, реальная эксплуатация трибосистем качения и скольжения показала, что все они изнашиваются, что объясняют неустойчивостью режима трения на пусковых режимах. В ряде случаев обильное смазывание ЭГД-контакта приводит к увеличению интенсивности изнашивания и выкрашивания поверхностей или к термическому разрушению. Увеличение расхода смазочного материала для обеспечения более интенсивного теплоотвода от ЭГД-контакта оказалось малоэффективным способом и, как показала практика, является причиной дополнительного теплообразования.

Экспериментально установлено, что с увеличением скорости скольжения в ЭГД-контакте сила трения в области малых скоростей возрастает. Затем, достигнув максимальных значений, уменьшается, что объясняют уменьшением вязкости масляного клина за счет увеличения температуры в смазочном слое. Исследования влияния скорости качения на реологические характеристики трансмиссионных смазочных материалов показали, что эффективная вязкость смазочного слоя с увеличением скорости существенно уменьшается, а толщина смазочного слоя увеличивается. Это объясняет повышением эффективности смазки за счет снижения напряжений сдвига смазочных слоев и локализации вектора напряжения сдвига в них, когда влияние твердых поверхностей минимально.

Путём совместного решения гидродинамической и упруго-деформационной задач взаимодействия среды и поверхностей трибоконтakta, с учетом реологических термодинамических процессов, протекающих в среде, были получены формулы для силы трения и других параметров трибосистем. Эти зависимости оказались настолько громоздкими, что в практике конструкторско-инженерных расчетов они не используются. Коэффициент трения реальных трибосистем на один два порядка больше расчетных и достигает значений $0,01-0,1$, что характерно для следующего, еще более нагруженного режима – трения в условиях граничной смазки. При этом поверхности хоть и с очень малой интенсивностью, но изнашиваются, особенно в пуско-остановочных циклах эксплуатации узлов.

Учитывая упругую деформацию поверхностей трения, ЭГД-теория трения между двумя поверхностями трактуется, как сопротивление перемещению одних слоёв смазки, движущихся в направлении движения поверхностей, относительно других слоёв, находящихся в покое. При реализации гидро- и эластогидродинамического эффектов в трибосистемах скольжения коэффициент трения привлекательно мал $0,0001$ и $0,005$ соответственно, но габариты таких подшипников слишком велики, а удельные нагрузки слишком малы, чтобы их использовать во всех узлах трения. Даже при незначительном повышении нагрузки трибосистема становится крайне неустойчивой и начинает входить в режим, выделенный в трибологии как отдельная отрасль знаний - трение в условиях граничной смазки.

Анализ литературных источников. Авторы ЭГД-теории контактной гидродинамики смазки деталей машин [1] сетовали на отсутствие средств быстрого расчета контактных напряжений с учетом шероховатостей поверхностей, физико-химических свойств конструкционных и смазочных материалов и других факторов из-за громоздкости формул. Сейчас имеется быстродействующая вычислительная техника и современная математическая программная среда, которые позволяют с лёгкостью производить самые сложные расчеты параметров практически любых динамических процессов, в том числе и процессы трения в трибосистемах и практически мгновенно. Однако на практике многочисленные теоретические наработки в области трения и изнашивания практически нигде не используются. На наш взгляд, это связано с недостаточно полным представлением о самой природе процесса трения.

Многочисленные экспериментальные данные и опыт эксплуатации трибосистем с ЭГД-контактами показал, что они на практике не безызносны, что предполагает теория ЭГДТС. С малой интенсивностью, но поверхности изнашиваются.

Обращает на себя внимание термоэффект, который был обнаружен и изучался профессором Н.Ф.Дмитриченко [2]. При трении качения, в динамике, достоверно наблюдалось возникновение в смазочном слое зоны с повышенной температурой, которая находилась в области входа поверхностей в ЭГД-контакт, то есть перед контактом. Объяснить такое распределение температур, когда принято считать, что самое интенсивное тепловыделение происходит в области выхода поверхностей из контакта, с позиций существующих теорий не удаётся. Поэтому обнаруженное явление рассматривается, как эффект.

Изложение основного материала статьи. Экспериментальные данные, полученные в лаборатории нанотриботехнологий НИЧ НАУ, легли в основу компрессионно-вакуумной гипотезы о природе трения и трибокавитационном механизме изнашивания. Основным положением этой гипотезы является самопроизвольное возникновение относительно минимального зазора каждого элементарного трибоконтакта двух характерных областей. В области уменьшения зазора по направлению скольжения и/или качения, т.е. конфузорной, происходит повышение давления в граничных слоях смазки и возникновение вторичного течения, противоположного направлению движения. В этой области при высоких скоростях трение происходит между набегающими с движущейся поверхности слоями граничной смазки и слоями вторичного обратного течения, вызванного градиентом давлений в сужающейся зоне трибоконтакта.

В диффузорной области увеличения зазора по направлению качения и/или скольжения, происходит разрежение граничных слоев и уменьшение давления в них относительно давления окружающей среды до значений, равных и меньших давления насыщенных паров смазочной среды. Здесь возникает вторичное течение, направленное из окружающей среды в контакт и против движения. Эти течения также вызваны градиентом давлений, но отрицательным в направлении движения. При этом в диффузорных областях ЭГД-контактов, особенно при высоких скоростях (больше 0,1 м/с), происходит нарушение однородности смазочного слоя с образованием маслопаровоздушных полостей пузырьковой кавитации, которая характеризуется самопроизвольным возникновением паровоздушных пузырьков и их схлопыванием у поверхности трения, что также приводит к её нагреву.

В отличие от ЭГД-теории, компрессионно-вакуумная гипотеза трения [3] основана на принципиально новых положениях:

1. Толщина смазочного слоя в ЭГД-контакте не отражает его трибологические свойства, так как в диффузорных областях даже при малых скоростях скольжения происходит разрежение смазочной среды, что приводит к её фазовому переходу из жидкого с масловоздушное состояние. Следовательно, о какой-либо, в том числе минимальной толщине субстанции неопределенного масла - паровоздушного агрегатного состояния говорить не приходится. Поэтому минимально допустимая толщина смазочного слоя не может служить однозначным критерием ресурса трибосистем с ЭГД-контактом.

2. Смазочная пленка в ЭГД-контакте, а именно в его диффузорной области, не является однофазной ньютоновской средой, а представляет собой масловоздушную два граничных слоя трущихся поверхностей с паровоздушным вакуумированным пространством между ними.

3. Пленка ЭГД-контакта, образованного криволинейными поверхностями при трении, не параллельна в его центральной части, а является адекватным отражением распределения герцевских контактных напряжений, под действием которых она упруго деформируется. То есть, минимальная толщина слоя в статических условиях сжатия будет находиться в области максимальных контактных напряжений.

4. Экспериментально наблюдаемая в области выхода поверхности трения из контакта минимальная толщина смазочного слоя и отмечаемый в соответствии с ЭГД-теорией пик контактных напряжений Петрусевича вызваны вакуумированием смазочного слоя в диффузорной области контакта.

5. В процессе трения в смазочном слое относительно его минимального зазора самопроизвольно возникает сжатие смазочных слоев в конфузорной и их растяжение – в диффузорной областях ЭГД-контакта. Таким образом, давление в смазочном слое не тождественно поверхностным контактным напряжениям, определяемым по Г. Герцу. Это значит, что понятия «контактные напряжения», «давление в смазочном слое» и «давления на трущихся

поверхностях» необходимо скорректировать в соответствии с экспериментальными данными, положенными в основу компрессионно-вакуумной гипотезы трения и трибокавитационного механизма изнашивания.

6. В отличие от ЭГД-теории, в рамках компрессионно-вакуумной гипотезы трения через ЭГД-контакт смазочная среда поступает из конфузорной в диффузорную область ровно в том количестве, сколько его находится в минимальном зазоре, в том числе и в упруго-напряженном состоянии сжатия, что не противоречит закону сохранения количества вещества.

Для проверки эффективности использования масловоздушной смеси в трибосистеме скольжения был проведен ряд экспериментов на лабораторных машинах трения АСБ-01 и АСБ-02 [10], где в качестве рабочей среды использовались моторные масла МС-20 и ИПМ-10. Применение паровоздушной масляной суспензии, по сравнению с ее жидким однофазным состоянием, приводило к существенному (на 20-30%) уменьшению сил трения и на 5...7 °С снижению температуры нагрева среды при прочих равных условиях трения (нагрузка, скорость). На рис. 3 представлен вид однофазной жидкой среды в начале трения при частоте вращения модельного вала 200 мин⁻¹ при отсутствии трибоконтакта и самопроизвольного ее перехода в двухфазное маслопаровоздушное состояние через 10 минут трения после создания линейного трибоконтакта, что привело к образованию двухфазной маслопаровоздушной смеси в диффузорной области контакта, что, в свою очередь, привело к самопроизвольному увеличению скорости до 350 мин⁻¹. В течение этих 10 минут наблюдалось насыщение объема масла микропузырьками, образованными в диффузорной области ЭГД-контакта. При этом сила трения скольжения уменьшалась на 30...40%.

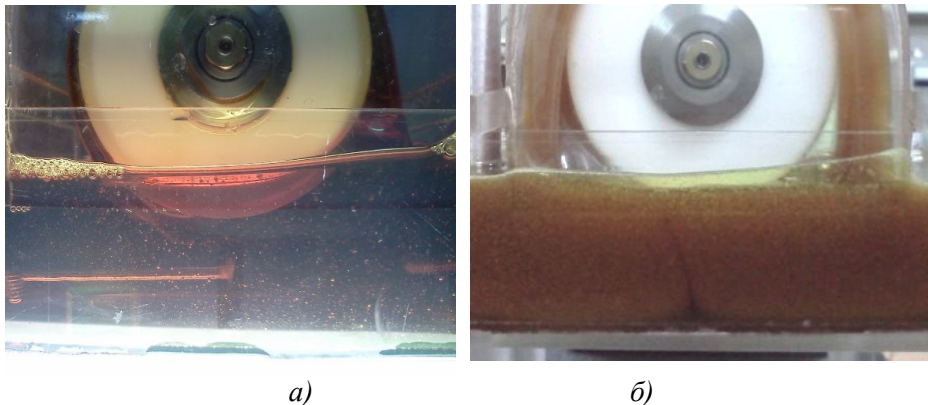


Рис. 3. Вид однородной однофазной прозрачной смазочной среды в однофазном (а) и двухфазном (б) состояниях: а) при отсутствии трибоконтакта и постоянной частоте вращения модельного вала 200 мин⁻¹; б - образование двухфазной непрозрачной маслопаровоздушной смеси при трибокавитации в линейном контакте после 10 минут трения и частоте вращения вала до 350 мин⁻¹, которая увеличилась за счет двухфазности смазочной среды

Выводы. Показано, что агрегатное состояние смазочных материалов в ходе их трибологических испытаний является одним из первостепенных факторов, определяющих силу трения и интенсивность изнашивания модельных трибосистем. Трибокавитация в контактах и барботаж в смазочных материалах при определенных условиях нагружения трибосистем приводят к возникновению масловоздушной смеси, что необходимо учитывать при оценке качества смазочных материалов.

1. Коднир Д.С. Контактная гидродинамика смазки деталей машин: М., «Машиностроение», 1976. – 304 с.
2. Дмитриченко М.Ф., Міланенко О.А. Мاستильна дія оливо в умовах еластогідродинамічного мащення: Київ, «Інформавтодор», 2009, – 183 с.
3. Стельмах А.У. Компрессионно-вакуумний механізм адгезійного трення і изнашивания. – Деп. в ГНТБ України. - 07.07.2008, №109-Ук2008. –28 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 667.64:678.026

П.Д. Стухляк, О.І. Редько, Р.Г. Редько
ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОЛІДИСПЕРСНОГО ДВОКОМПОНЕНТНОГО
НАПОВНЮВАЧА НА ДІЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ
НА ЕПОКСИДНІЙ ОСНОВІ

Досліджено вплив полідисперсного двокомпонентного наповнювача на діелектричні властивості композитних матеріалів на епоксидній основі. Встановлено динаміку зміни питомого електроопору епоксикомпозитів при підвищенні температури. На основі результатів дослідження оптимізовано склад інгредієнтів для формування захисних покриттів з підвищеними експлуатаційними характеристиками.

Ключові слова: полідисперсний двокомпонентний наповнювач, діелектричні властивості, питомий електроопір, епоксидні композитні покриття.

Табл. 3. Рис. 1. Літ. 7.

П.Д. Стухляк, О.И. Редько, Р.Г. Редько
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОЛИДИСПЕРСНОГО ДВУХКОМПОНЕНТНОГО
НАПОЛНИТЕЛЯ НА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ
МАТЕРИАЛОВ НА ЭПОКСИДНОЙ ОСНОВЕ

Исследовано влияние полидисперсного двухкомпонентного наполнителя на диэлектрические свойства композитных материалов на эпоксидной основе. Установлено динамику изменения удельного электросопротивления эпоксикомпозитов при повышении температуры. На основе результатов исследования оптимизирован состав ингредиентов для формирования защитных покрытий с повышенными эксплуатационными характеристиками.

Ключевые слова: полидисперсный двухкомпонентный наполнитель, диэлектрические свойства, удельное электросопротивление, эпоксидные композитные покрытия.

P. Stuhlyak, O. Redko, R. Redko
RESEARCH OF INFLUENCE OF POLYDISPERSE TWO- COMPONENT FILLER ON
THE DIELECTRIC PROPERTIES OF MATERIALS COMPOSITE ON EPOXY

Investigated the influence polydisperse two-component filler on the dielectric properties of composite materials based on epoxy. The dynamics of changes of the electrical resistivity epoksikompozitov with increasing temperature. Based on the results of studies to optimize the composition of ingredients for forming protective coatings with improved performance characteristics.

Keywords: polydisperse two-component filler, dielectric properties, the electrical resistivity, epoxy composite coating.

Широке застосування епоксидних композитних покриттів зумовлено їх доступністю і невисокою вартістю інгредієнтів та технологічністю при нанесенні на довговимірні поверхні складного профілю [1].

Різна швидкість перебігу фізико-хімічних процесів при формуванні КМ супроводжується виникненням залишкових напружень, які, у більшості випадків, корелюють з адгезійною, когезійною міцністю гетерогенних систем, і, як наслідок, з їх діелектричними властивостями. Одним зі способів поліпшення діелектричних властивостей епоксикомпозитних покриттів є регулювання структуроутворення на межі поділу фаз введенням дисперсних наповнювачів різної хімічної і магнітної природи [2-4].

Водночас для отримання покриттів з високими показниками діелектричних властивостей слід враховувати дисперсність і вміст введених у зв'язувач часток. Тому актуальним завданням сучасного матеріалознавства композитних матеріалів на сьогодні є дослідження впливу вмісту і природи дисперсного наповнювача на механізм структуроутворення композитів та визначення оптимального вмісту полідисперсного двокомпонентного наповнювача, введення якого у зв'язувач забезпечує суттєве підвищення діелектричних властивостей захисних покриттів.

Мета дослідження – дослідити вплив фізичної природи і вмісту полідисперсного двокомпонентного наповнювача на діелектричні властивості епоксикомпозитних покриттів.

Об'єкти та методи дослідження. Об'єктом дослідження вибрано епоксидний олігомер марки ЕД-20 (ГОСТ 10587-84). Для зшивання композицій використано твердник поліетиленполіамін ПЕПА (ТУ 6-05-241-202-78). Як пластифікатор використано дибутилфталат (ГОСТ 2102-72).

Зв'язувач формували при такому вмісті інгредієнтів, мас.ч.: епоксидний олігомер ЕД-20 – 100, пластифікатор дибутилфталат – 8, твердник ПЕПА – 8. З метою з'ясування впливу фізичної природи і топології поверхні наповнювачів на властивості КМ використано грубодисперсні

(63мкм) і дрібнодисперсні (10...20мкм) частки. Як грубодисперсні наповнювачі застосовували зольні мікросфери (ЗМ) (ТУ 5712-010-80338612-2008), частки коричневого шламу (КШ) і карбіду кремнію. Як дрібнодисперсні наповнювачі використовували частки вспученого вермикуліта (ВВ), газової сажі (ГС) і оксиду хрому зеленого (ГОСТ 2912-79).

Зольні мікросфери є мінеральними відходами, що містяться у золі при спалюванні вугілля на електростанціях. Перевагою їх використання є низька густина, невеликі розміри, сферична форма, висока температура плавлення. Хімічний склад ЗМ, %: SiO_2 – 55,0...59,0, Al_2O_3 – 27,0...31,0, Fe_2O_3 – 4,6...5,5, K_2O – 3,2...3,7, CaO – 1,1...1,8, MgO – 1,3...1,7, TiO_2 – 0,1...1,1, SO_2SO_3 – 0,05...1,00, $\text{Cl} < 0,1$.

Коричневий шлам як доступний і активний наповнювач вводили для здешевлення КМ та активації взаємодії на межі фаз. КШ складається з суміші оксидів (мас.ч.): оксид заліза – 46...48, оксид алюмінію – 7...9, оксид кремнію – 12...14, оксид кальцію – 18...21, оксид магнію – 1...2, оксид титану – 4...7, оксид ванадію – 1,5...2,5, оксид олова – 0,9...1,6, оксид барію – 0,7...1,0, інші оксиди – до 100.

Спінений вермикуліт є пористим матеріалом у вигляді лускатих часток, який отримують відпалом вермикулітового кноцентрата – гідрослюди, що містить між елементарними шарами зв'язану воду. Хімічний склад вспученого вермикуліту, %: SiO_2 – 33...36, Fe_2O_3 – 5...17, FeO – 0,2, Al_2O_3 – 6...18, MgO – 14...25, CaO – 1,2...2,0, K_2O – 3...5, Mn – 0,06, Na_2O – 0,5, TiO_2 – 0,4, $\text{pH}(\text{H}_2\text{O})$ – 6,8...7,0.

Покриття формували за такою технологією: дозування компонентів, суміщення пластифікатора та епоксидної смоли ЕД-20, термооброблення суміші протягом часу $\tau=4,0\pm 0,1$ год при температурі $T=393\pm 2\text{K}$, суміщення часток і зв'язувача, введення твердника ПЕПА, затвердження композиції за експериментально встановленим режимом: формування зразків та їх витримка протягом 2-х год при температурі $T=293\pm 2\text{K}$, нагрівання зі швидкістю 3град/хв до температури $T=393\pm 2\text{K}$, витримка протягом часу $\tau=2,0\pm 0,05$ год, охолодження до температури $T=293\pm 2\text{K}$. Далі зразки витримували протягом часу $\tau=60$ год на повітрі при температурі $T=293\pm 2\text{K}$ з наступним проведенням випробувань.

Зміну питомого електроопору композитів при збільшенні температури визначали за допомогою моста змінного струму Е7-14 при частоті 1 кГц за стандартною методикою згідно з ГОСТ 6433.4-71. Зразки для дослідження формували за розмірами: діаметр – $D=30\pm 0,5$ мм., висота – $h=5\pm 0,05$ мм. Розкид значень за товщиною зразків не перевищував 8%.

Результати та їх обговорення. Відомо, що для підвищення експлуатаційних характеристик технологічного устаткування доцільно використовувати двошарові захисні покриття, де шар, сформований на металевій основі, забезпечує адгезійну міцність покриття, а поверхневий шар призначений для збільшення ресурсу експлуатації деталей машин і механізмів [4, 5].

Слід зазначити, що поверхневий шар має відзначатися у комплексі поліпшеними властивостями: когезійною міцністю, діелектричними властивостями, хімічною стійкістю і незначними залишковими напруженнями. У зв'язку з цим, при формуванні поверхневого шару для захисних покриттів з поліпшеними антикорозійними властивостями на початковому етапі досліджували вплив природи полідисперсного двокомпонентного наповнювача на електроопір зразків при підвищенні температури.

Використання методу дослідження динаміки діелектричних властивостей КМ при підвищенні температури дозволить оцінити їхню когезійну міцність, яка визначає експлуатаційні, а, отже, і антикорозійні, характеристики захисних покриттів.

Виходячи з результатів попередніх досліджень фізико-механічних властивостей КМ і математичного планування експерименту досліджували такі варіанти поверхневого шару покриттів:

Покриття 1 – пластифікована епоксидна матриця (контрольний зразок);

Покриття 2 – КМ, що містить основний наповнювач ЗМ (20мас.ч.) і додатковий ВВ (5мас.ч.);

Покриття 3 – КМ, що містить основний наповнювач ЗМ (30мас.ч.) і додатковий ВВ (20мас.ч.);

Покриття 4 – КМ, що містить основний наповнювач КШ (50мас.ч.) і додатковий Cr_2O_3 (50мас.ч.);

Покриття 5 – КМ, що містить основний наповнювач SiC (60мас.ч.) і додатковий ВВ (20мас.ч.);

Покриття 6 – КМ, що містить основний наповнювач SiC (80мас.ч.) і додатковий Cr₂O₃ (40мас.ч.).

Експериментально встановлено, що питомий електроопір КМ суттєво залежить від природи наповнювача, когезійної міцності покриттів та температури навколишнього середовища (рис. 1). Показано, що початковий питомий електроопір пластифікованої епоксидної матриці (при T=293K) становить $\rho=44,1\text{Ом}\cdot\text{м}$. При збільшенні температури електроопір зменшується і при T=353K ($R<30\text{Ом}\cdot\text{м}$) зразок втрачає діелектричні властивості (табл. 1).

Отримані результати корелюють з результатами випробування теплофізичних і фізико-механічних властивостей епоксидної матриці [6]. Зокрема показано, що зразки, сформовані на основі пластифікованої дибутилфталатом епоксидної матриці, характеризуються невисокими показниками теплостійкості і значним термічним коефіцієнтом лінійного розширення, що свідчить про підвищений вміст золь-фракції у матеріалі.

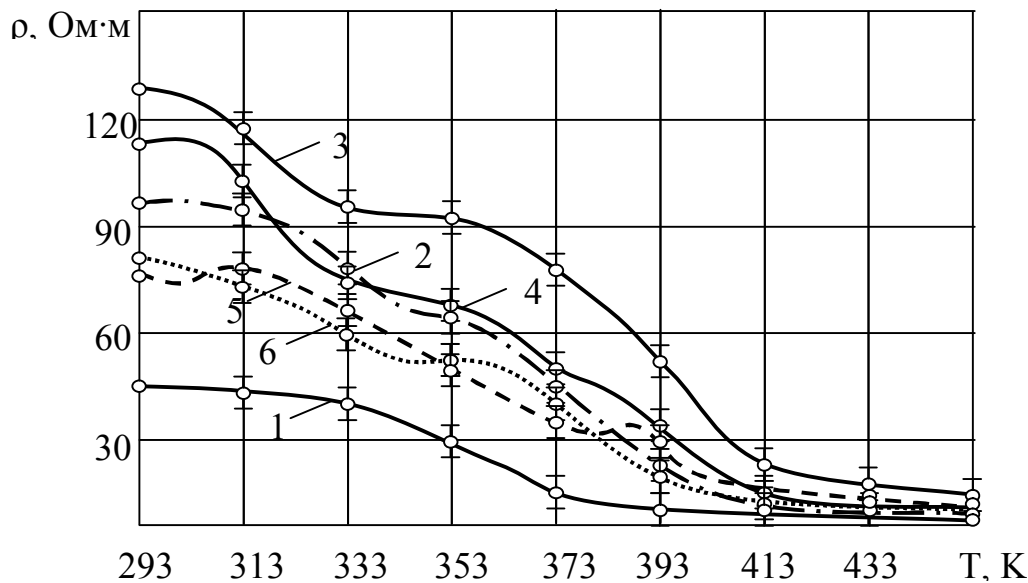


Рис. 1. Вплив природи двокомпонентного полідисперсного наповнювача і температури на питомий електроопір композитів на основі пластифікованої епоксидної матриці (мас.ч. на 100мас.ч. епоксидного олігомера ЕД-20 і 8мас.ч. дибутилфталату): 1 – матриця; 2 – 3М (20) + ВВ (5); 3 – 3М (30) + ВВ (20); 4 – КШ (50) + Cr₂O₃ (50); 5 – SiC (60) + ВВ (20); 6 – SiC (80) + Cr₂O₃ (40)

Надалі досліджували електроопір КМ, що містить двокомпонентний полідисперсний наповнювач різної фізичної природи. Встановлено (рис. 1, табл. 1), що введення наповнювача у епоксидний зв'язувач забезпечує поліпшення діелектричних властивостей композитів порівняно з матрицею. Доведено, що введення у зв'язувач як основного наповнювача часток карбиду кремнію і додаткового наповнювача ВВ (покриття 5) та Cr₂O₃ (покриття 6) забезпечує формування матеріалів з початковим питомим електроопором, який становить $\rho=76,2\text{Ом}\cdot\text{м}$ і $\rho=79,6\text{Ом}\cdot\text{м}$ відповідно. При підвищенні температури до T=313-333K опір таких КМ зменшується несуттєво і набуває значень $\rho=60\dots74\text{Ом}\cdot\text{м}$. Встановлено, що покриття 5 і 6 втрачають діелектричні властивості ($R<30\text{Ом}\cdot\text{м}$) при температурах T=378...393K (табл. 1).

Поліпшення діелектричних властивостей композитів порівняно з вихідною матрицею можна пояснити впливом поверхні часток на активацію фізико-хімічних процесів при структуроутворенні матеріалів. Відомо, що при зшиванні епоксидних КМ навколо часток у зв'язувачі формуються зовнішні поверхневі шари (ЗПШ) з поліпшеними властивостями [4-6]. Об'єм таких шарів залежить від активності наповнювача і топології його поверхні.

Методом ІЧ-спектроскопії підтверджено взаємодію макромолекул епоксидного олігомера з ОН-групами на поверхні дисперсних часток ВВ і Cr₂O₃, що свідчить про формування ЗПШ у матриці. В результаті формуються КМ з покращеними, стосовно матриці, діелектричними, а, отже, і когезійними властивостями.

Таблиця 1. Діелектричні властивості матеріалів при частоті 1 кГц

Матеріал	Наповнювачі		Початковий питомий електроопір при 293 К, ρ , Ом·м	Температура, при якій зразок втрачає діелектричні властивості ($R < 300 \text{ Ом} \cdot \text{м}$), К
	Тип наповнювача а	Вміст наповнювача, q, мас.ч.		
Покриття 1	-	-	44,1	353
Покриття 2	ЗМ	20	98,3	387
	ВВ	5		
Покриття 3	ЗМ	30	128,6	407
	ВВ	20		
Покриття 4	КШ	50	114,4	396
	Cr ₂ O ₃	50		
Покриття 5	SiC	60	76,2	393
	ВВ	20		
Покриття 6	SiC	80	79,6	378
	Cr ₂ O ₃	40		

Додатково показано, що введення як основного наповнювача часток КШ і додаткового Cr₂O₃ (покриття 4) приводить до суттєвого підвищення когезійної міцності КМ, підтвердженням чого слугують показники початкового питомого електроопору КМ ($\rho=114,4 \text{ Ом} \cdot \text{м}$) і температура втрати діелектричних властивостей $T=396 \text{ К}$ (рис. 1, табл. 1). Як було показано вище, поліпшення властивостей таких КМ зумовлено покращенням міжфазової взаємодії при формуванні композитів, внаслідок чого утворюються ЗПШ значного об'єму. При цьому збільшується вміст гель-фракції у покритті, що поліпшує його когезійні властивості.

Крім того встановлено, що найкращими діелектричними властивостями характеризується покриття 3 (рис. 1). Встановлено, що введення у зв'язувач як основного наповнювача часток ЗМ (30мас.ч.) і додаткового ВВ (20мас.ч.) забезпечує утворення КМ з початковим значенням питомого електроопору $\rho=128,6 \text{ Ом} \cdot \text{м}$ (табл. 1).

Підвищення температури до $T=333...353 \text{ К}$ забезпечує несуттєве зменшення діелектричних характеристик КМ, при цьому електроопір набуває значень $\rho=93...97 \text{ Ом} \cdot \text{м}$. Надалі зростання температури призводить до різкого зменшення показників електроопору КМ, наповнених ЗМ і ВВ, які втрачають діелектричні властивості при температурі $T=407 \text{ К}$.

Отже, на основі порівняльного аналізу діелектричних властивостей (динаміки питомого електроопору при підвищенні температури) можна стверджувати, що серед усіх досліджуваних матеріалів найкращу когезійну міцність мають покриття, наповнені частками ЗМ (30мас.ч.) і ВВ (20мас.ч.). Зазначимо, що отримані результати дослідження динаміки електроопору КМ при зростанні температури добре узгоджуються з експериментальними випробуваннями адгезійно-когезійних властивостей епоксикомпозитів з двокомпонентним полідисперсним наповнювачем.

На наступному етапі методом імпедансної спектроскопії досліджували корозійну тривкість системи "вуглецева сталь (Ст.3) – захисне покриття" у агресивному середовищі 3%-ному розчині хлориду натрію (табл. 2, табл. 3). Експериментально встановлено, що на початку випробувань опір покриттів знаходиться у межах $3,8...5,8 \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ при частоті струму 1 кГц (табл. 2). Витримка зразків у агресивному середовищі протягом 20...40 діб показала значне зменшення опору захисних покриттів, при цьому різниця складає 6...22%. При збільшенні тривалості витримки покриттів у агресивному середовищі (60...140 діб) встановлюється рівноважний процес проникнення електроліту до поверхні металу, при цьому опір майже не змінюється. Це можна пояснити відсутністю дифузії агресивного середовища внаслідок незначного набухання захисних покриттів. При цьому підвищені когезійні характеристики досліджуваних покриттів водночас сприяють зменшенню проникності середовища до металевої основи. Крім того, релаксація залишкових напружень у захисних покриттях у процесі їхньої експлуатації та висока їх адгезійна і когезійна міцність дозволяє не тільки зберегти, але й поліпшити захисні властивості.

З метою підтвердження достовірності отриманих результатів додатково проводили аналіз електричної ємності захисних покриттів. Експериментально встановлено, що під час витримки у корозійному середовищі електрична ємність покриттів зростає, що пов'язано зі зміною

діелектричної проникності матеріалу матриці у результаті сорбції (табл. 3). Після досягнення середовищем сталій поверхні ємність покриття скачкоподібно зростає, внаслідок появи електрохімічної складової [7]. Показано, що під час витримки зразків протягом 100...120 діб ємність покриттів досягає максимальних значень і при збільшенні тривалості досліджень змінюється несуттєво. Для покриття 3, що містить дисперсні частки ЗМ (30мас.ч.) і СВ (20мас.ч.), зростання ємності значно сповільнене порівняно з іншими покриттями, і лише після 120...140 діб ємність досягає значень $C=110...118\text{пФ/см}^2$, характерних для початку руйнування покриттів.

Таблиця 2. Часова зміна питомого опору захисних покриттів при частоті 1 кГц у 3%-ному розчині хлориду натрію

Тип покриття	Часова зміна питомого опору, ρ , Ом·см ²							
	τ , доби							
	0	20	40	60	80	100	120	140
Покриття 1	3,8	3,2	3,0	2,8	2,8	2,7	2,7	2,6
Покриття 2	5,2	4,7	4,5	4,2	4,3	4,0	3,9	3,6
Покриття 3	5,8	5,6	5,5	5,2	5,3	5,3	5,2	5,1
Покриття 4	5,4	5,0	4,8	4,7	4,4	4,3	4,4	4,3
Покриття 5	4,2	3,8	3,4	3,3	3,0	3,1	2,9	2,6
Покриття 6	4,6	4,0	4,1	3,8	3,6	3,4	3,0	3,1

На основі експериментальних результатів випробувань динаміки питомого електроопору при збільшенні температури і корозійної тривкості захисних покриттів встановлено оптимальний вміст полідисперсного двокомпонентного наповнювача. Введення у пластифікований епоксидний зв'язувач вказаних вище наповнювачів дозволяє значно підвищити експлуатаційні характеристики технологічного устаткування у різних галузях промисловості. Аналіз отриманих результатів дозволяє стверджувати про вплив міжфазової фізико-хімічної взаємодії на корозійну тривкість захисних покриттів, яку можна регулювати науково-обґрунтованим введенням полідисперсного двокомпонентного наповнювача при оптимальному вмісті та співвідношенні.

Доведено, що при створенні антикорозійних двошарових покриттів з підвищеними експлуатаційними характеристиками поверхневий шар деталі слід формувати на основі пластифікованої дибутилфталатом епоксидної матриці, котра містить як основний наповнювач (63мкм) частки зольних мікросфер (30мас.ч.) і як додатковий наповнювач (10...20мкм) – частки спіненого вермикуліту (20мас.ч.). Таке покриття після 120...140 діб витримки у агресивному середовищі (3%-ний розчин хлориду натрію) має значення питомого електроопору $\rho=5,1...5,2\text{Ом}\cdot\text{см}^2$, а ємність досягає значень $C=110...118\text{пФ/см}^2$, характерних для початку руйнування покриттів. Зазначимо, що використання розроблених покриттів також ефективно для захисту устаткування, що працює при підвищених температурах. Доведено, що у цьому випадку електроопір покриттів у процесі експлуатації змінюється несуттєво.

Таблиця 3. Часова зміна ємності захисних покриттів при частоті 1 кГц у 3%-ному розчині хлориду натрію

Тип покриття	Часова зміна ємності, C , пф/см ²							
	τ , доби							
	0	20	40	60	80	100	120	140
Покриття 1	92	108	132	144	153	154	163	159
Покриття 2	75	79	84	97	116	133	136	139
Покриття 3	67	72	84	88	96	112	110	118
Покриття 4	73	87	96	102	118	126	128	132
Покриття 5	84	99	108	125	131	144	147	151
Покриття 6	88	96	111	118	126	132	140	144

Висновки. На основі експериментальних результатів випробувань динаміки питомого електроопору при збільшенні температури і корозійної тривкості захисних покриттів встановлено оптимальний вміст полідисперсного двокомпонентного наповнювача, введення якого у

пластифікований епоксидний зв'язувач дозволяє значно підвищити експлуатаційні характеристики технологічного устаткування у різних галузях промисловості.

Аналіз отриманих результатів дозволяє стверджувати про вплив міжфазової фізико-хімічної взаємодії на корозійну тривкість захисних покриттів, яку можна регулювати науково-обгрунтованим вибором полідисперсного двокомпонентного наповнювача, його вмістом та співвідношенням.

Зазначимо, що використання розроблених покриттів також ефективно для захисту устаткування, що працює при підвищених температурах. Доведено, що у цьому випадку електроопір покриттів у процесі експлуатації змінюється несуттєво.

1. *Kal'ba E.M., Buketov A.V., Savchuk P.P. and Holotenko S.M.* Adhesion strength of polymer-containing protective coatings // *Materials Science. Chemistry and Materials Science.* – New York. – Volume 35, Number 1/January. – 1999. – P. 125-128.
2. *Matynya Ye.P., Davydenko V.V., Apekis L., Zois H., Snarskii A.A., Slipchenko K.V.* Dielectric properties of polymers filled with dispersed metals // *Polym. & Polym. Compos.* – 2002. – V.10, N 3. – P. 219-227.
3. *Маруха В.І., Середницький Я.А., Піддубний В.К., Волошин М.П.* Удосконалені поліуретанові та поліепоксидні ін'єкційні матеріали для відновлення бетонних і залізобетонних конструкцій і споруд // Міжвідомчий науково-техн. збірник "Будівельні конструкції". – 2009. – вип. 72. – С. 465-470.
4. *Букетов А.В., Стухляк П.Д., Добротвор І.Г.* Дослідження корозійної тривкості епоксикомпозитних покривів // *Фізико-хімічна механіка матеріалів.*-2008.-Спец. вип. №7. – С. 448-452.
5. *Стухляк П.Д., Букетов А.В.* Епоксикомпозитні матеріали, модифіковані ультрафіолетовим опроміненням. – Тернопіль: Збруч. – 2009. – 237 с.
6. *Стухляк П.Д., Букетов А.В., Редько О.І.* Дослідження адгезійних властивостей і залишкових напружень у пластифікованій дибутилфталатом епоксидній матриці // *Вісник ХНТУСГ.* – Харків: ХНТУСГ. – Вип.96. – 2010. – С. 416-426.
7. *Бугай Б.Г., Зінь І.В., Білий М.Н., Похмурська М.Т.* Стійкість нових лакофарбних покриттів ВАТ "Галак" у корозійних середовищах // *Проблеми корозії і протикорозійного захисту матеріалів.* – Корозія-98: Матеріали IV Міжнарод. конференції-виставки. – Львів: ФМІ. – 1998. – С. 265-268.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

УДК 539.3:629.179.17

В.Р. Скальський, Л.Н. Добровольська, Б.П. Клим, П.П. Великий
СТАТИЧНА ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ КОРПУСНИХ РЕАКТОРНИХ СТАЛЕЙ

Отримано кількісні показники статичної тріщиностійкості різних реакторних сталей. Показано, що у її визначенні важливу роль відіграє метод акустичної емісії, який дозволяє точніше встановити в'язкість руйнування сталей, а їх штучне старіння призводить до окрихчення матеріалу.

Ключові слова: сталі корпусів реакторів, статична тріщиностійкість, акустична емісія.

Рис. 8. Табл. 3. Літ. 15.

В.Р. Скальський, Л.Н. Добровольская, Б.П. Клим, П.П. Большой
СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОРПУСНОЙ РЕАКТОРНОЙ СТАЛЕЙ

Получены количественные показатели статической трещиностойкости различных реакторных сталей. Показано, что в ее определении важную роль играет метод акустической эмиссии, который позволяет точно установить вязкость разрушения сталей, а их искусственное старение приводит к охрупчиванию материала.

Ключевые слова: стали корпусов реакторов, статическая трещиностойкость, акустическая эмиссия.

V. Skalskyi, L. Dobrovolska, B. Klim, P. Velukyi
FRACTURE OF CASE REACTOR STEELS

The quantitative performance of different static fracture toughness of reactor steels. Shown that it plays an important role determining the acoustic emission method, which can more accurately set the fracture toughness of steels and their artificial aging leads to embrittlement of the material.

Keywords: steel reactor vessels, fracture, acoustic emission.

Згідно з вимогами Національного стандарту України [1], з метою запобігання передчасного виходу з ладу діючого обладнання підвищеної небезпеки необхідно застосовувати явище акустичної емісії (АЕ), як один із методів їх технічного діагностування. Для цього необхідно попередньо провести експериментальні дослідження на предмет оцінки рівня сигналів АЕ під час зародження мікро - та макроруйнування в зразках різних конструкційних матеріалів. Маючи такі вихідні дані, з урахуванням особливостей поширення пружних хвиль АЕ в реальних об'єктах контролю, будуть відповідні методики діагностування.

Стан проблеми. Для побудови корпусів реакторів атомних електростанцій (АЕС) спочатку найширшого застосування набула сталь 15Х2МФА, яка має 0,12% С, 2,8% Сг, 0,8% Мо і 0,2% V. З цієї сталі з категорією міцності КП-40 були виготовлені 32 корпуси ВВЕР-440, близько 300 корпусів реакторів для флоту і 18 – для атомних криголамів. Сталь забезпечувала проектний флюенс у межах $(2-2,4) \times 10^{20}$ н/см². Температура експлуатації 270 °С. Датою початку застосування сталі 15Х2МФА вважається 1958 рік [2].

Для ВВЕР-1000 вимоги були іншими і корпуси цих реакторів виготовляли зі сталі 15Х2НМФА (дата першого застосування – 1973 рік). На відміну від менших реакторів, у корпусну сталь для ВВЕР-1000 додавався нікель у кількості від 1 до 1,5%. У сталі для тисячників була інша категорія міцності (КП - 45), вища експлуатаційна температура 290 °С, але занижений порівняно зі сталями для ВВЕР-440 проектний флюенс $(4-6) \times 10^{19}$ н/см².

Роботи з удосконалення корпусних сталей ведуться практично безперервно. За рахунок зниження вмісту шкідливих домішок зі сталі 15Х2МФА було отримано сталь 15Х2МФА-А. Наступним кроком стала поява марок 15Х2МФА-А модифікацій А і Б.

Сталь модифікації А можна називати сталлю 15Х2МФА-А, у якій відкоректований марочний хімічний склад. У нього був введений нікель, але в менших кількостях, ніж у сталь для тисячників – від 0,2 до 0,4%. Дещо більший вміст нікелю – від 0,6 до 0,8% – відрізняє сталь 15Х2МФА-А модифікації Б.

Але в тих кількостях, в яких нікель присутній у сталях, він не призводить до помітного збільшення темпів радіаційного окрихчення. Крім цього, введення нікелю до складу сталі 15Х2МФА-А супроводжувалося зниженням шкідливих домішок. Це призвело до того, що темп радіаційного окрихчення (визначається коефіцієнтом A_F) суттєво покращився: для сталі 15Х2МФА він дорівнює 15, для сталі 15Х2НМФА – від 29 до 30, а для сталі 15Х2МФА-А коефіцієнт радіаційного окрихчення дорівнює 12. Це дає змогу підвищити термін експлуатації корпусів реакторів (рис. 1).

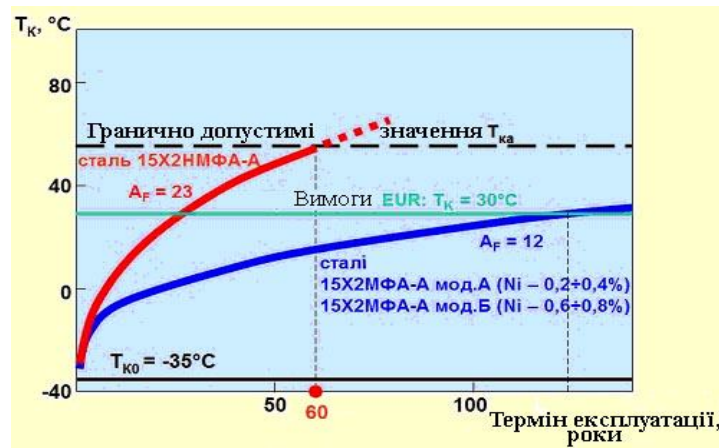


Рис. 1. Вплив коефіцієнта радіаційного окрихнення корпусних сталей на термін експлуатації реакторів

В Україні побудовано кілька АЕС, серед яких більшість становлять ВВЭР-1000. Матеріалом корпусів для цих станцій слугує корпусна сталь 15Х2МФА. На інших станціях використано з цією метою сталь 15Х2МФА. Очевидно, що з плином часу експлуатації все нагальнішою постає проблема забезпечення їх безаварійної експлуатації, особливо з урахуванням деградації вказаних марок сталі.

Підготовка зразків для випробувань. Таким чином, як впливає з викладеного вище, найцікавішими з точки зору розробки технічного АВЕ - діагностування таких відповідальних об'єктів тривалого експлуатування, як корпуси реакторів АЕС, є сталі 15Х2МФА та 15Х2МФА у різних станах: від стану поставки до стану окрихнення за тривалий термін експлуатування. У зв'язку з цим, нами була використана методика оцінки статичної тріщиностійкості вказаних конструкційних сталей за навантаження призматичних зразків матеріалу триточковим згином (рис. 2), під час якої реєстрували сигнали АЕ протягом усього часу експериментів.

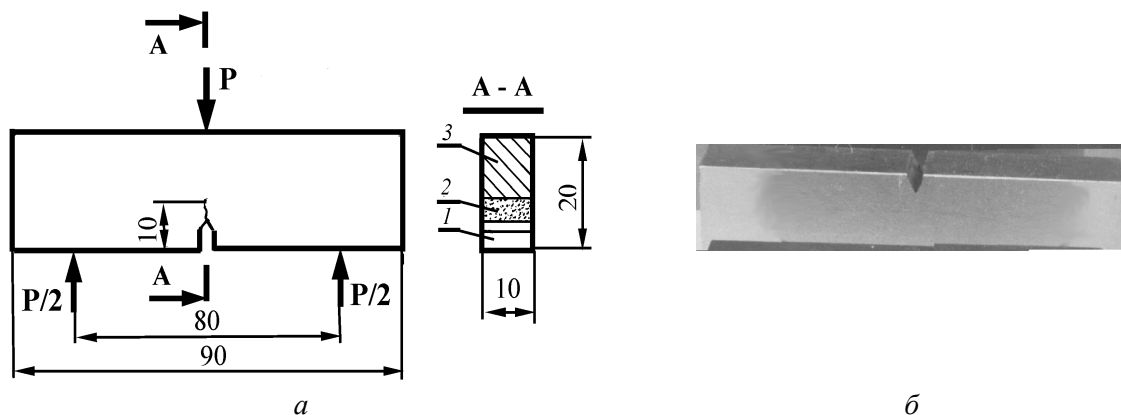


Рис. 2. Розміри зразків для проведення випробувань зі схемою їх навантаження (а) та загальний вигляд зразка (б)

Випробовували 3 групи зразків з корпусних сталей, які мали різну міцність. Хімічний склад сталей приведено у табл. 1. Отже, групи зразків були утворені таким чином:

- 1 – сталь 15Х2МФА, конструкційна міцність КП-60 у стані поставки з подальшим старінням на повітрі 25 років;
- 2 – сталь 15Х2МФА, конструкційна міцність КП-100, штучно зістарена спеціальною термообробкою (еквівалентно терміну експлуатування 40 років) із подальшим старінням на повітрі 25 років;
- 3 – сталь 15Х2МФА-А у стані поставки з подальшим старінням на повітрі 10 років.

Виведення втомних тріщин. Для експериментального визначення характеристик тріщиностійкості (в'язкості руйнування) потрібно вибрати раціональну форму та розміри зразка, створити штучну втомну тріщину, забезпечити необхідну точність реєстрації навантаження та

інших величин для побудови діаграми руйнування. Після цього зразок із заздалегідь виведеною втомною тріщиною руйнують і записують необхідну інформацію.

Таблиця 1. Хімічний склад сталей, використаних у експериментальних дослідженнях

Марка сталі	C	Mn	Cr	Mo	Ni	V	P	S	Cu
15X2МФА	0,13- 0,18	0,30- 0,60	2,50- 3,00	0,60- 0,80	≤0,40	0,10- 0,12	≤0,020	≤0,020	≤0,30
15X2НМФА	0,12- 0,20	0,40- 0,90	1,6-2,7	0,40- 0,75	1,0- 1,5	0,25- 0,35	≤0,025	≤0,020	≤0,20

Оскільки деякі характеристики, що визначають із експерименту і описують тріщиностійкість металевих сплавів, залежать від форми та розмірів зразка, то для зіставлення отриманих результатів із аналогічними літературними даними, такі дослідження повинні проводитися в рамках єдиної уніфікованої методики. Така методика регламентована у [1] і поєднує відповідні стандарти провідних країн світу. Тому розміри зразків, їх форму, розрахунки необхідних силових й інших показників тощо тут і далі приведені у відповідності із вимогами цього документа.

Отже, штучну втомну тріщину створювали циклічним навантаженням. Для цього задавали значення коефіцієнта інтенсивності напружень K_{fmax} , виходячи із умови $K_{fmax} \leq 0,75 K_{IC}$. Кінцевий відтинок тріщини, що становив 0,3 довжини всієї втомної тріщини, створюють за умови $K_{fmax} \leq 0,6 K_{IC}$. Оскільки значення K_{IC} для досліджуваних зразків було невідомим, то правильність режимів виведення втомної тріщини коректували після руйнування першого дослідного зразка. Для цього також додатково користувались залежністю $\sigma_{CO} \leq 0,5\sigma_{02}$, де σ_{CO} – максимальне напруження на кінцевому етапі виведення втомної тріщини.

Існує широка гама машин і випробувальних установок для виведення втомних тріщин у зразках конструкційних матеріалів [3–5]. Більша їх частина є серійними лабораторними машинами відомих виробників (Instron, SANS, MTS тощо). Проте на практиці у випадках, коли необхідно зароджувати втомні тріщини у зразках конструкційних матеріалів малої товщини (до 10 мм), застосування потужних і дорогих установок є економічно недоцільним. Тому часто вирішують цю проблему виготовленням власних розробок, адаптованих під конкретні розміри зразків випробуваних конструкційних матеріалів та умов проведення досліджень. Результати таких розробок знайшли своє застосування у низці виробничих та науково-технічних лабораторій [4, 5], однак їх удосконалення під кожні конкретні задачі випробовувань і досі перебуває на стадії розвитку.

У лабораторній практиці досліджень тріщиностійкості матеріалів відомо три методи навантаження зразків, для отримання втомних тріщин: 1) випробування за постійного навантаження P , коли розмах коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK , що є функцією прикладеного навантаження, геометрії зразка та довжини тріщини, монотонно збільшується; 2) випробування за постійного коефіцієнта інтенсивності напружень ($\Delta K = \text{const}$), що досягають вибором геометрії зразка або зміною напружень, які прикладають до нього; 3) випробування за постійної деформації, коли коефіцієнт інтенсивності напружень монотонно змінюється з ростом тріщини [5]. Ми використовували установку третього типу [6] для дослідження зародження та розвитку втомних тріщин у призматичних (балкових) зразках прямокутного чи квадратного поперечного перерізів. За конструкційним принципом дії установка нагадує силову схему машин типу Шенк-Ерлінгер [7] і працює за схемою консольного згину (рис. 3, 4).

Технічні характеристики установки

Максимальне зусилля на важелі.....	3,0 кН;
Тип зразка	балковий;
Частота навантаження.....	0,1 – 100 Гц;
Габарити	680×445×490 мм;
Вага.....	560 Н.

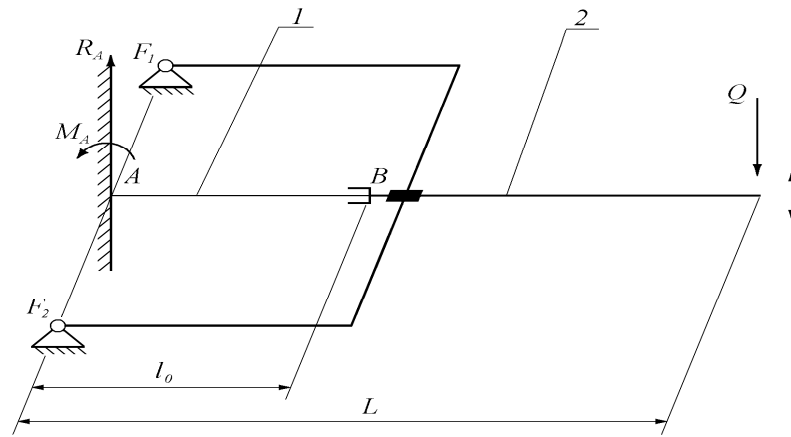


Рис. 3. Розрахункова схема зусилля навантаження на зразок через силу Q прикладену до важеля: 1 – зразок; 2 – рухомий важіль

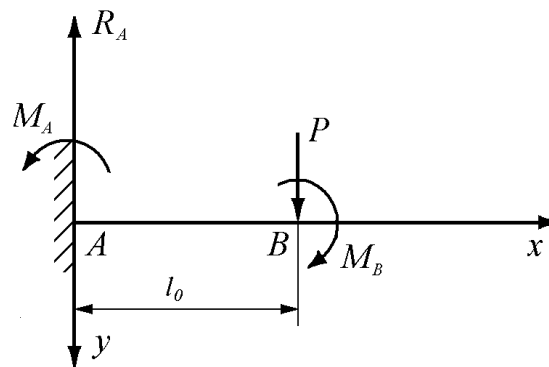


Рис. 4. Розрахункова силова схема прикладеного до зразка навантаження

У табл. 2 подано показники виведення втомних тріщин на призматичних зразках, які використовували у експериментальних дослідженнях.

Таблиця 2. Характеристики виведення втомних тріщин у призматичних зразках перерізом 10×20 мм вибраних трьох типів конструкційних матеріалів

Тип зразків	Радіус концентратора ρ , мм	Довжина тріщини l , мм	Кількість циклів навантаження N	Коефіцієнт т асиметрії циклу, R	Кінцеве навантаження циклу P_{\max} , Н	Швидкість росту тріщини на кінцевому етапі виведення $v \times 10^{-8}$, мм/цикл.
1	0,165	8,74	69130	0,18	17,5	5,88
2	0,165	9,34	141610	0,19	15,45	3,63
3	0,163	8,98	196730	0,125	16,8	2,0

Таким чином, виведення втомних тріщин здійснювали як строго регламентовану операцію із дотриманням вимог стандарту [8], що дало змогу вивести втомну тріщину із гострою вершиною.

Методика випробувань. Синхронно з навантаженням зразків записували по 2-х вимірювальних каналах АЕ-інформацію, як показано на рис. 5.

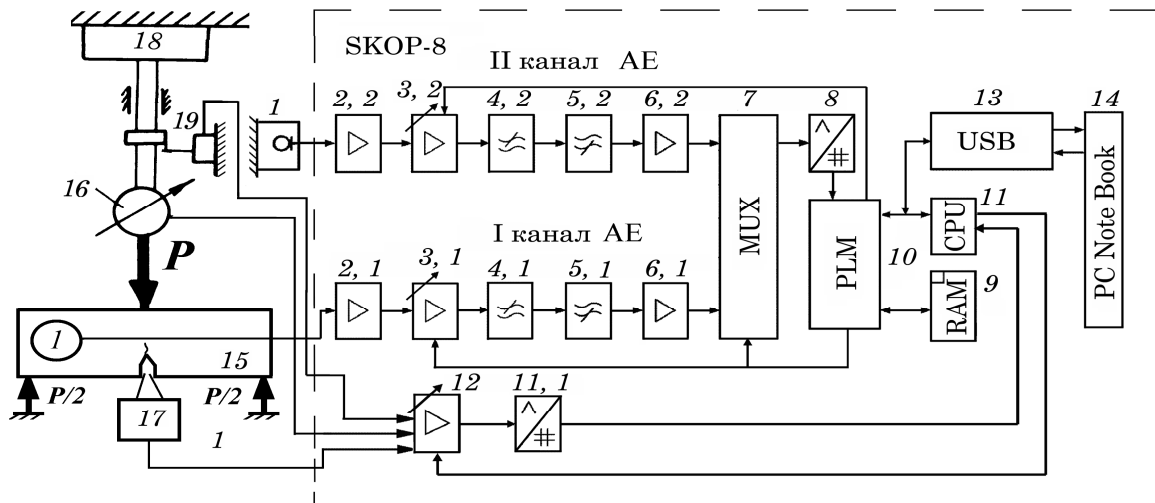


Рис. 5. Структурна схема випробування зразків з корпусних матеріалів за навантаження триточковим згином та із записом пружних хвиль АЕ: 1 – ПАЕ; 2 – попередній підсилювач; 3 – підсилювач з програмованим коефіцієнтом підсилення; 4 – фільтр низьких частот; 5 – фільтр високих частот; 6 – масштабуючий підсилювач; 7 – комутатор; 8 – аналого-цифровий перетворювач; 9 – оперативно-запам'ятовуючий пристрій; 10 – програмована логічна інтегральна схема; 11 – сигнальний процесор; 12 – підсилювачі параметричних каналів; 13 – приймач-передавач USB; 14 – персональний комп'ютер; 15 – досліджуваний зразок; 16 – тензометричний динамометр; 17 – тензометричний перетворювач розкриття берегів тріщини; 18 – навантажувальна установка; 19 – тензометричний перетворювач переміщення навантажувального індентора

Сигнали АЕ аналізували за такими їхніми характеристиками: амплітуда, частотний спектр, час наростання переднього фронту імпульсу, тривалість події, коефіцієнт вейвлет – перетворення, швидкість рахунку тощо. Навантажували зразок зі швидкістю переміщення рухомого захопу 1 мм/хв. Налаштування АЕ – системи SKOP-8 були такими: кількість вимірювальних каналів – 2; тривалість вибірки (мс) – 2; період дискретизації (мкс) – 0,5; фільтр низьких частот (кГц) – 600; фільтр високих частот (кГц) – 40; поріг дискретизації (%) – 28; рівень власних шумів (приведених до входу попереднього підсилювача (мкВ) – 7.

Підсилення АЕ-каналів (у дискретах): канал № 1 – 5; канал № 2 – 4; канал № 3 – 5. Параметричні канали мали такі показники режимів вимірювання: канал № 1 (розкриття тріщин) – 300 один./мм; канал № 2 (переміщення) – 80 один./мм; канал № 3 (навантаження) – 23 один./мм;

Таким чином, в експериментах на визначення статичної тріщиностійкості матеріалів реакторів АЕС ми використовували призматичні зразки, які навантажували триточковим згином, дотримуючись вимог регламентованих у [8]. Так, зразок із виведеною втомною тріщиною плавно навантажували із записом діаграми руйнування $P - v$ та синхронною реєстрацією сигналів АЕ (САЕ). У момент появи САЕ із амплітудами вищими від контрольного рівня навантаження, яке позначали як $P_{АЕ}$, приймали за початок руйнування зразків [9].

Аналіз доломів зразків підтвердив гіпотезу про те, що методика визначення старту макротріщини за якісною зміною САЕ на акустограмі, тобто за моментом різкого зростання їх амплітуд, відповідає істинному моменту старту макротріщини. Ураховуючи сказане, нами проведено аналіз САЕ у цей момент, а також на різних ділянках діаграми руйнування з метою встановлення їх кількісних показників, що далі будуть закладені для вибору режимів роботи створених апаратних засобів.

Обговорення результатів досліджень. Як показано нами раніше [10], випромінювання АЕ відбувається ще до початку макроскопічного поширення макротріщини і безпосереднього зв'язку із цим процесом немає. Тобто виникнення АЕ залежить від пластичного деформування у її вершині і пропорційне до об'єму пластичної зони, де виникає тривісний напружений стан. Генерується АЕ саме у момент формування там мікротріщин, коли в цій зоні виникає розтріскування частинок вторинної фази або їхнє відшарування від матриці. Ці науково обгрунтовані положення підтверджують раніше опубліковані результати досліджень [11, 12], де запропоновано за початок росту макротріщини брати момент якісної зміни інтенсивності САЕ на

акустограмі, записаній паралельно із діаграмою руйнування в координатах навантаження – розкриття берегів тріщини “ $P - v$ ”. Визначена у такий спосіб за значеннями P_{AE} , а не за P_Q , як того вимагає нормативно-технічна документація [16], величина K_{IAE} має нижчі значення від K_{IC} і є інваріантною до товщини зразка, способу навантаження та температури випробувань [13–15]. Отже, АЕ-визначення моменту старту макротріщини за величиною K_{IAE} є достовірнішим, ніж за K_{IC} .

Як показали результати наших випробувань зразків корпусних сталей реакторів АЕС усіх 3-х груп, сигнали АЕ появлялися за навантажень, які набагато нижчі від навантаження P_Q , за яким визначають момент старту макротріщин у випадку квазікрихкого руйнування за виконання умов автомодельності [8] (табл. 3).

Таблиця 3. Характеристики тріщиностійкості корпусних сталей, визначені за регламентованими методиками [8] та за сигналами АЕ [9, 10]

Група зразків	K_{IAE}	K_{IQ}	K_{IC}	K_C	Примітка
			МПа $\sqrt{м}$		
1	27,93	88,35	88,35	132,28	
2	29,26	82,96	82,96	134,79	
3	15,81	39,68	—	58,54	не виконуються умови автомодельності [8]

Вони характеризувалися низькими амплітудами та короткою тривалістю імпульсів. Далі впродовж навантаження їхні амплітуди наростали і спостерігалось чергування низько амплітудних і високо амплітудних сигналів АЕ. Домінування останніх відбувалося з наближенням до точки P_Q на діаграмі $P - v$ аж до повного руйнування зразка.

На рис. 6 показано навантаження зразка триточковим згином, а на рис. 7 – результати випробувань зразків зазначених вище різних груп.

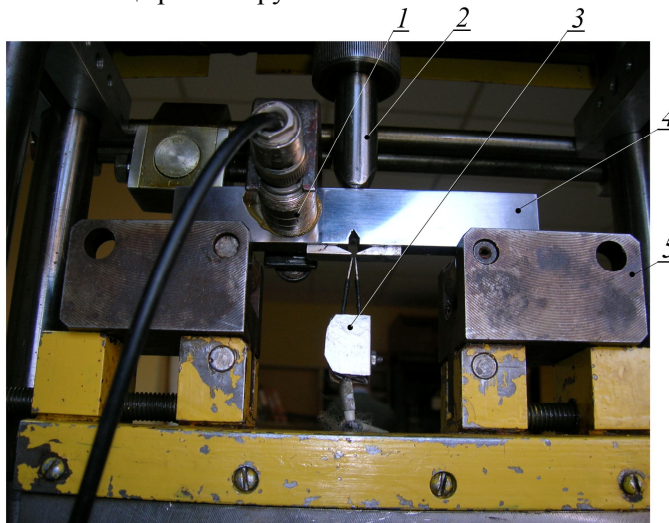


Рис. 6. Випробувальне обладнання: 1 – первинний перетворювач АЕ; 2 – індентор випробувальної установки; 3 – перетворювач розкриття берегів тріщини; 4 – зразок; 5 – опора

Розглянемо коротко специфіку генерування сигналів АЕ протягом випробування призматичних зразків всіх трьох груп. Перші сигнали появлялися на фоні рівня шумів (рис. 8, а) незадовго від початку навантаження. Їхні амплітуди на виході первинного перетворювача не перевищували 100 – 200 мкВ (рис. 8, б). Так для першої групи зразків їх поява відповідала коефіцієнту інтенсивності напружень $K_I \approx 2-3 \text{ МПа} \sqrt{м}$, для другої – $K_I \approx 3-4 \text{ МПа} \sqrt{м}$ а для третьої – $K_I \approx 4-5 \text{ МПа} \sqrt{м}$. Слід зазначити, що амплітуди перших сигналів АЕ зі зразків групи III були найвищими – приблизно 500 мкВ. Зі зростанням навантаження поодинокі сигнали АЕ у всіх типів зразків частішали, а їхні амплітуди поступово збільшувались.

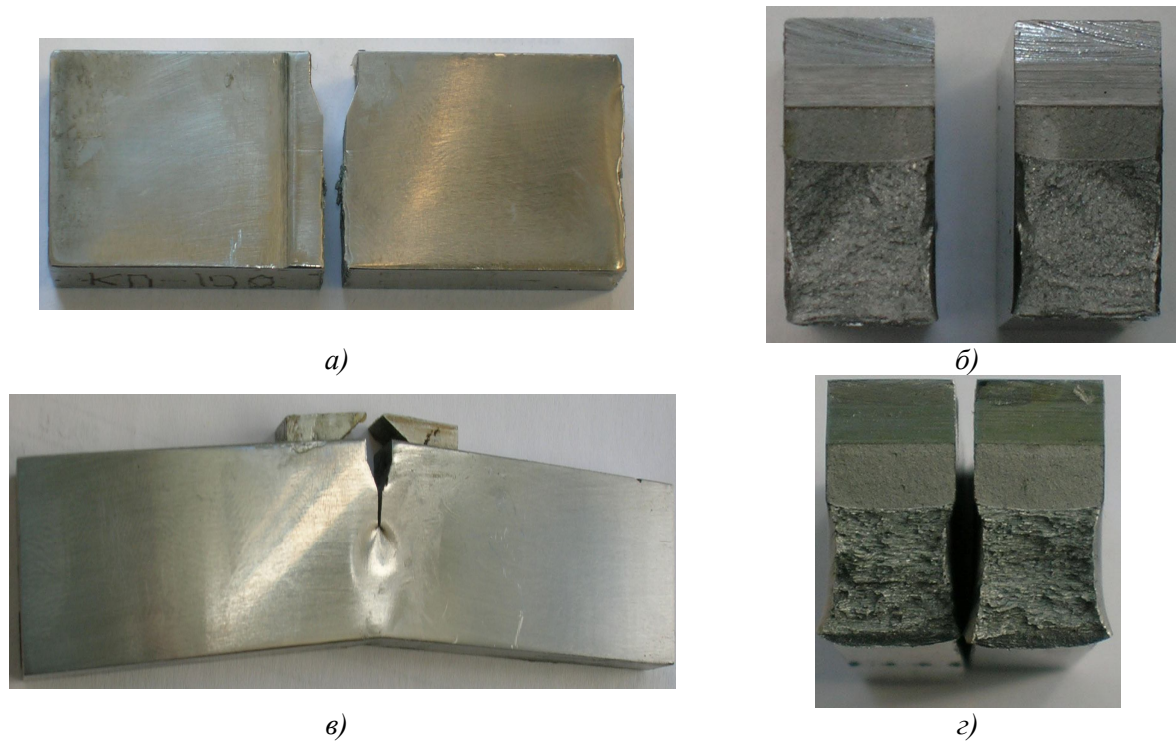


Рис. 7. – Розлом зразка групи I (а) та вигляд доломів: зразків групи I (б) та III (г); деформування зразків групи III і вигляд пластичних утяжок у вершині макротріщини (д)

За наближення до точки P_0 вони нерідко сягали амплітуд у 200–300 мкВ (для зразків групи III – 500–700 мкВ), а за цією точкою вже перевищували ці показники і наростали до амплітуд у декілька мВ (рис. 8, в).

Далі генерування АЕ ставало найінтенсивнішим і сигнали з амплітудами у кілька мВ чергувалися з сигналами, що мали амплітуди порядку сотень мкВ, що свідчить про почергову зміну механізмів руйнування. Гіпотетично можна стверджувати, що стрибкоподібне макропідростання змінювалося мікро підростанням та утворенням пластичної зони перед новоутвореною макротріщиною. Так продовжувалося до повного руйнування зразків. На ділянці від точки P_0 до точки P_{max} середні амплітуди сигналів АЕ невинно наростали.

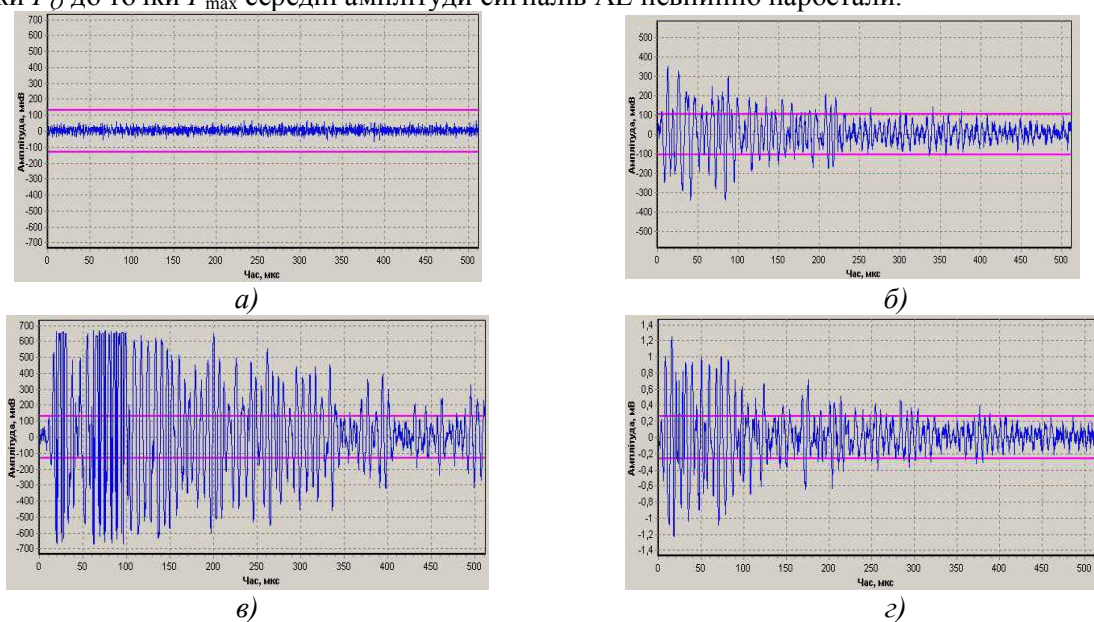


Рис. 8. Хвильові відображення сигналів АЕ на виході первинного перетворювача АЕ: а) фоновий рівень шумів апаратури; б) характерний сигнал першої появи АЕ для зразків груп I та II; в) типовий сигнал АЕ в околі точки P_{AE} ; г) сигнали АЕ за наближення до точки P_0

Висновки. За результатами проведених випробувань отримано амплітудні показники сигналів АЕ, за мінімальними значеннями яких можна забезпечити необхідну чутливість

вимірювального тракту АЕ. Це дає підстави для створення необхідних прикладних методик АЕ-діагностування стану корпусів реакторів АЕС.

1. Національний стандарт України ДСТУ 4227-2003. Настанови щодо проведення акустико-емісійного діагностування об'єктів підвищеної небезпеки. – Чинний від 2003 – 12 – 01.
2. Карзов Г. П. Сто лет для корпуса ВВЭР. – AtomInfo.Ru, опубл. 10.02.2011. – Електронний ресурс.
3. Грешников В. А. Акустическая эмиссия. Применение для испытаний материалов и изделий / В. А. Грешников, Ю. Б. Дробот. – М.: Изд-во стандартов, 1976. – 272 с.
4. Золоторевский В. С. Механические испытания и свойства металлов / под ред. И. И. Новикова. – М.: Металлургия, 1974. – 302 с.
5. Методы и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов: сб. науч. трудов / под ред. В. В. Панасюка. – К.: Наук. думка, 1981. – 314 с.
6. Установка для дослідження втомного руйнування методом акустичної емісії / В. Р. Скальський, Я. Д. Толопко, П. П. Великий та ін. // Фізичні методи та засоби контролю середовищ матеріалів та виробів: зб. наук. праць. – Вип. 14: Неруйнівний контроль матеріалів і конструкцій. – Львів: ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2009. – С. 43-49.
7. Серенсен С. В. Машины для испытаний на усталость / С. В. Серенсен, М. Е. Гарф, Л. А. Козлов. – М.: Машгиз, 1957. – 404 с.
8. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. Введ. в действие 27.03.1985 г. – М.: Изд-во стандартов. – 1985. – 60 с.
9. Скальський В. Р. Оцінка об'ємної пошкодженості матеріалів методом акустичної емісії / В.Р. Скальський, О.Є. Андрейків. – Львів: Видавничий центр ЛНУ ім. І. Франка, 2006. – 330 с.
10. Назарчук З. Т. Акустико-емісійне діагностування елементів конструкцій. У 3 т. / З. Т. Назарчук, В. Р. Скальський. – К.: Наук. думка, 2009. – 877 с.
11. Mirabile M. Acoustic emission energy and mechanisms of plastic deformation and fracture / M. Mirabile // Non-Destructive Testing – 1975. – 8, № 2. – P. 77-85.
12. Dunegan H. L. Fracture analysis by use of acoustic emission / H. L. Dunegan, D. Harris, C. A. Tatro // Eng. Fract. Mech. – 1968. – 1, № 1. – P. 105-122.
13. Sedgwick R. T. Acoustic emission from single crystals of LiF and KCl / R. T. Sedgwick // Journal of Appl. Physics. – 1968. – 39, № 3. – P. 1728-1740.
14. Gillis P. P. Dislocation motions and acoustic emission / P.P. Gillis // In: Acoustic Emission. ASTM STP 505. American Society for Testing and Materials. - Philadelphia, Pennsylvania, 1972. – P. 20-29.
15. Malen K. Theoretical estimate of acoustic-emission stress amplitudes / K. Malen, L. A. Bolin // Physica Status Solidi (B) Basic Research. – 1974. – 61, № 2. - P. 637-645.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

И.С. Татаркина

О ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ СТАЛЕЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКОЙ

Проанализировано влияние различных способов поверхностной обработки на поведение изделий при растяжении и их механические свойства. Предложен новый способ повышения технологической пластичности холоднокатаных листовых сталей.

Ключевые слова: ионная бомбардировка, поверхность, прочность, пластичность, штампуемость, проба Эриксена.

Табл. 4. Рис. 3. Лит. 8

I.С. Татаркіна

ПРО МОЖЛИВІСТЬ ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ СТАЛЕЙ ПОВЕРХНЕВИМ ІОННИМ БОМБАРДУВАННЯМ

Проаналізований вплив різних способів поверхневої обробки на поведінку виробів при розтяганні та їх механічні властивості. Запропоновано новий спосіб підвищення технологічної пластичності холоднокатаних сталей.

Ключевые слова: іонне бомбардування, поверхня, міцність, пластичність, штампувальність, проба Еріксена.

I. Tatarkina

ABOUT THE POSSIBILITY OF STEEL PLASTICITY INCREASING BY SURFACE ION BOMBARDMENT

The influence of various methods of surface treatment on the tensile test of items and their mechanical properties was investigated. The new method for increasing the technological plasticity of cold-rolled sheet steels was offered.

Key words: ion bombardment, surface, strength, plasticity, punch ability, Erichsen test.

Постановка проблемы. В настоящее время деформируемое твердое тело принято рассматривать как многоуровневую подсистему, а поверхность классифицировать как самостоятельную подсистему – особое состояние вещества. Именно поверхность играет определяющую роль в характере, месте и времени разрушения твердого тела [1, 2].

Проведенный литературный анализ свидетельствует, что состояние поверхностного слоя и его интерфейса с объемной подложкой определяет существенные отличия механизма и величины деформаций поверхностных и внутренних слоев металла, изменение вида диаграммы растяжения, характер разрушения.

Однако полученные результаты о влиянии состава, напряженного состояния, тонкой структуры поверхностного слоя на поведение исследуемых объектов при деформации довольно противоречивы и не имеют однозначных пояснений. Кроме того, существуют работы, в которых различие в поведении поверхностных и внутренних слоев материала не регистрируется [3, 4].

Такое состояние вопроса можно объяснить сложностью и многообразием влияния поверхностного слоя на характер деформирования материалов, выбором в качестве объектов изучения очень пластичных материалов с высокой релаксационной способностью, использованием косвенных методов исследования. Исследовались, главным образом, монокристаллы или микрообразцы из чистых металлов в виде проволоки и тонких лент.

Состояние поверхности можно изменить различными способами: поверхностной закалкой, химико-термической обработкой, интенсивной пластической деформацией, ультразвуковым и радиационным воздействием, нанесением покрытий, в том числе ионно-плазменных.

В современной промышленности ионно-плазменные покрытия широко используются для получения специальных эксплуатационных свойств поверхности (износостойкости, жаростойкости, уменьшения коэффициента трения и т.д.).

В технологии вакуумно-дугового осаждения (метод КИБ) обязательной предварительной операцией является ионная бомбардировка (ИБ) поверхности с целью ее очистки и улучшения адгезионного взаимодействия покрытия с подложкой. Однако известно, что ИБ изменяет тонкую структуру поверхностного слоя, шероховатость и напряженное состояние поверхности.

Это позволило нам рассмотреть ИБ как самостоятельную операцию, которая может существенно повлиять на эксплуатационные свойства изделий из конструкционных сталей.

Анализ последних исследований и публикаций. Изучено влияние модифицированных поверхностных слоев методами химико-термической обработки на поведение конструкционных сталей при растяжении. Показано, что чем меньше толщина упрочненного слоя, тем менее

проявляється охрупчивание материала [5]. В работах [6-8] было показано, что ИБ без нанесения покрытия повышает временное сопротивление σ_b на 17%, а условный предел текучести σ_{02} на 34%. При этом относительное удлинение δ сохраняется на достаточном уровне, а относительное сужение ψ (более репрезентативная характеристика, которая обуславливает надежность изделий) даже повышается. Надо подчеркнуть, что ни один из объемных методов обработки (гидроэкструзия, термомеханическая обработка, интенсивная пластическая деформация) не позволяет достичь столь значительного прироста показателей прочности при сохранении высокой пластичности ($\psi = 67$ и 68% в сталях 18ХГТ и 20Х соответственно). Авторы объясняют такое уникальное повышение конструктивной прочности образованием на поверхности изделия очень тонкого наноструктурного слоя, в котором реализуется бездислокационный механизм пластической деформации с проскальзыванием и поворотом зерен.

Нерешенные части проблемы. К настоящему времени обработка поверхности, в основном, все еще рассматривается как способ повышения конкретных специальных эксплуатационных характеристик. Что же касается влияния тонких поверхностных слоев на поведение при деформации массивных (приближающихся к реальным изделиям) образцов, то таких исследований очень мало. Не изучен вопрос влияния соотношений площади упрочненной поверхности к объему всего изделия на поведение детали под нагрузкой.

Представляет особый интерес изучение вопроса воздействия ИБ на технологическую пластичность холоднокатанных листовых сталей.

Цель данной работы – исследование влияния механической, химико-термической и ионной низкоэнергетической обработок на поведение стандартных образцов из широко распространенных конструкционных сталей при растяжении и на уровень их механических свойств, а также изучение возможности использования ИБ для улучшения деформируемости холоднокатанной автолистовой стали.

Основные результаты исследований. Изложены результаты влияния различных обработок поверхности на общие механические характеристики стандартных стальных образцов и их поведение при растяжении.

Механическая обработка. Исследованию подвергали образцы для испытаний на растяжение ($\varnothing 5$ и 10 мм) из отожженной стали 20 после шлифования, механического и электрохимического полирования. Основным контролируемым параметром выбрана характеристика шероховатости R_a отклонение профиля. Среднее значение R_a после шлифования составляло $1,6$ мкм, после механического полирования – $0,31$ мкм, после электрохимического полирования – $0,056$ мкм. На рис. 1 приведены диаграммы растяжения изделий после указанных видов обработок. Численные значения указаны в табл. 1.

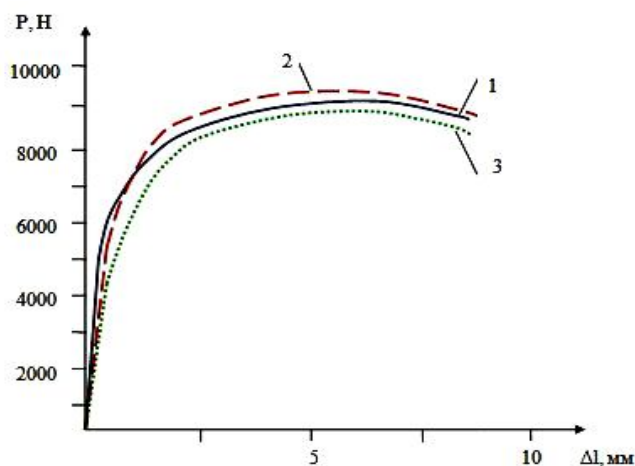


Рис. 1. Зависимость напряжение – деформация для образцов диаметром 5 мм из отожженной стали 20: 1 – шлифование; 2 – механическое полирование; 3 – электрополирование

Результаты свидетельствуют, что у образцов диаметром 5 мм механическое полирование, по сравнению со шлифованием, незначительно (на 4,5 %) повышает временное сопротивление. Электрохимическое полирование, наоборот, приводит к падению характеристик прочности. Аналогичная картина наблюдается и для образцов диаметром 10 мм. Характеристики

пластичності оставались неизменными вне зависимости от диаметра или поверхностной обработки.

Таблица 1. Результаты испытаний образцов из отожженной стали 20

Мех. обработка	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Ø 5 мм				
Шлифование Ra = 1,6 мкм; HV ₅ = 122	455	255	33	64
Полирование Ra = 0,31 мкм; HV ₅ = 133	475	245	34	65
Электрохимическое полирование Ra = 0,056 мкм; HV ₅ = 103	445	230	33	64
Ø 10 мм				
Шлифование Ra = 1,6 мкм; HV ₅ = 122	460	260	32	64
Полирование Ra = 0,31 мкм; HV ₅ = 133	465	250	33	63
Электрохимическое полирование Ra = 0,056 мкм; HV ₅ = 103	455	245	33	63

Максимальная твердость поверхностных слоев регистрировалась после механического полирования (133 HV₅), минимальная – после электрохимического полирования – (103 HV₅), что можно объяснить наклепом поверхности при механическом полировании и снятии упрочненного слоя при электрополировке. Как результат, понижаются и твердость и прочность.

Небольшой прирост прочности после полирования объясним не только наклепом, но и резким снижением шероховатости. Однако даже относительно неглубокие царапины нивелируют эффект сглаживания микронеровностей, что поясняет большой разброс значений при испытаниях.

Подводя итоги проведенных экспериментов, следует отметить, что шероховатость поверхности и залечивание дефектов, имеющие место при электрополировке, являются второстепенными факторами, влияющими на поведение изделия под нагрузкой. Это подтверждается уменьшением характеристик прочности после электрохимического полирования, несмотря на разительное улучшение чистоты поверхности.

Стоит особо отметить, что разница в механических свойствах при различных видах механической обработки наиболее ярко выражена на образцах диаметром 5 мм, где соотношение площади поверхности к объему составляет 0,88 (у образцов диаметром 10 мм данный показатель составляет 0,44). Следовательно, это играет большую роль, если речь идет только о поверхностном воздействии на свойства изделия. Чем выше этот показатель, тем весомее обработка поверхностных слоев сказывается на поведении изделия в процессе эксплуатации.

Химико-термическая обработка. Азотирование. Испытанию на растяжение подвергали стандартные разрывные образцы (Ø 5 и 10 мм) из стали 40X после улучшения, а также улучшения и последующего азотирования на глубину 0,08, 0,25 и 0,35 мм. Диаграммы растяжения и протокол механических испытаний образцов приведены на рис. 2 и в табл. 2.

Из рис. 2 следует, что для стали 40X глубокие слои азотирования (0,25 и 0,35 мм) приводят к падению прочности, потере пластичности и охрупчиванию (кривые 3, 4). Азотирование на малую глубину (0,08 мм) несколько повышает прочность при сохранении пластичности (кривая 2), отвечающей уровню образца, не подвергавшегося химико-термической обработке (кривая 1). Таким образом, азотирование на глубину $h \leq 0,08$ мм не снижает конструктивной прочности изделия.

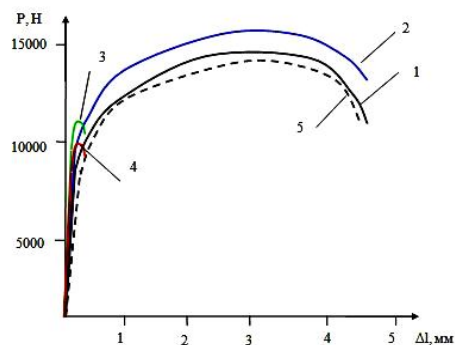


Рис. 2. Зависимость напряжение – деформация для образцов из стали 40X: 1 – 3+ВО; 2 – азотированный слой 0,08 мм; 3 – 0,25 мм; 4 – 0,35 мм; 5 – снятый слой

© И.С. Татаркина

Таблица 2. Механические характеристики образцов из стали 40Х после разной обработки

Толщина слоя азотирования, мм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Ø5 мм				
3 + ВО	715	435	19	52
0,08	780	465	19	49
0,25	535	—	—	—
0,35	475	—	—	—
Снятый слой	720	430	19	52
Ø10 мм				
3 + ВО	715	430	20	52
0,08	775	455	20	48
0,25	580	—	—	—
0,35	545	—	—	—
Снятый слой	715	425	21	51

После снятия азотированного слоя механические характеристики соответствуют показателям после улучшения (кривая 5).

Причины отличия в механических свойствах азотированных образцов диаметром 5 и 10 мм заключаются в различном соотношении площади упрочненных слоев к объему всего изделия. При упрочнении на незначительную глубину (0,08 мм) поведение при деформации и механические характеристики образцов практически совпадают.

Азотирование на глубину 0,25 мм приводит к потере пластичности как у образцов диаметром 5 мм, так и у образцов диаметром 10 мм. Падение характеристик прочности также наблюдается у обоих образцов, однако степень снижения отличается: 25% у образцов Ø 5 мм и 18% у образцов Ø 10 мм. При азотированном слое 0,35 мм у образцов Ø 5 мм σ_b снижается на 34% а у образцов Ø 10 мм – на 24%,.

Более резкое падение прочностных характеристик на образцах меньшего диаметра объясняется большим процентным соотношением поверхностного упрочненного слоя к объему изделия.

Обработка низкоэнергетическими ионами титана. С целью выяснения влияния ионной бомбардировки на конструктивную прочность изделий, были проведены испытания на растяжение плоских стальных образцов

Плоские образцы (200×20×1,2 мм) из отожженной стали 20 подвергались ИБ на установке «Булат-3т»по следующему режиму: $U = 900В$, $I = 95А$, $\tau = 30с$. Материалом катода был Ti. Энергия бомбардирующих ионов не превышала 3 кэВ.

О поведении плоских образцов из стали 20 при испытании на растяжение свидетельствуют кривые «напряжение – деформация», представленные на рис. 3. Из рисунка видно, что после ИБ одновременно увеличиваются и прочность, и пластичность. Их количественные характеристики приведены в табл. 3. Из таблицы следует, что при повышении $\sigma_{0,2}$ на 14 % δ возрастает на 76%, δ_p – на 81%, а ψ – более чем в 2 раза.

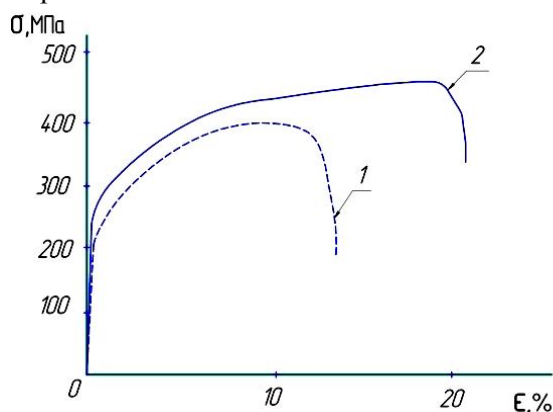


Рис. 3. Диаграммы растяжения плоских образцов: 1 – после отжига, 2– отжиг + ИБ

Таблиця 3. Результати испытаний плоских образцов на растяжение

Состояние	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	δ_p , %	ψ , %	HV ₅
После отжига	390	220	13	11	15	130-133
Отжиг + ИБ	425	250	23	20	39	125-132

Такое значительное повышение пластичности непременно должно сказаться на штампуемости стали. С этой целью были проведены исследования по изучению влияния ИБ на штампуемость холоднокатанной листовой стали 08кп. Сталь предназначена для изготовления способом холодной пластической деформации изделий весьма глубокой вытяжки (ВГ).

Согласно ГОСТ 9045-93 категорию весьма глубокой вытяжки для стали 08кп с толщиной листа 0,5 мм обеспечивает глубина сферической лунки при испытаниях на выдавливание по Эриксену равная 9,0 мм. Способность к особо сложной (ОСВ) и весьма особо сложной вытяжке (ВОСВ) предусмотрена для более пластичной термообработанной стали 08Ю с глубиной лунки 9,4 и 9,7 мм соответственно.

Нами была проведена односторонняя и двусторонняя бомбардировка листа из стали 08кп толщиной 0,5 мм низкоэнергетическими ионами Ti в атмосфере аргона. Результаты испытаний приведены в табл.4.

Таблиця 4. Результаты испытаний на выдавливание по методу Эриксона

Состояние	Глубина лунки	Способность к вытяжке
Исходное	9,15	ВГ
ИБ (одна сторона)	10,7	ВОСВ
ИБ (с двух сторон)	10,9	ВОСВ

После плазменной обработки ионами Ti на листе из стали 08кп получена категория вытяжки ВОСВ.

Выводы. Анализируя написанное выше, можно заключить:

1. Решающую роль в характере поведения образца при деформировании играет состояние поверхности. Экспериментально доказано влияние толщины упрочненного поверхностного слоя на поведение изделий при растяжении: чем больше толщина слоя, тем более явно проявляется охрупчивание материала.

2. Электрополирование, обеспечивающее уменьшение шероховатости поверхности и залечивание дефектов, не приводит к повышению характеристик пластичности изделия при деформации.

3. При азотировании на малую глубину (~ 0,8 мм) повышается прочность при сохранении высокой пластичности. Наличие азотированного слоя глубиной 0,25 мм приводит к снижению прочности, потере пластичности и охрупчиванию. Это явление более резко выражено у образцов Ø 5 мм по сравнению с образцами Ø 10 мм, что объясняется большим процентным соотношением площади упрочненного слоя ко всему объему изделия.

4. ИБ без нанесения покрытия является эффективным способом повышения конструктивной прочности и надежности изделий. Под влиянием ИБ $\sigma_{0,2}$ плоских разрывных образцов из стали 20 повысился на 14%, δ возросло на 76%, δ_p – на 81%, а ψ – более чем в 2 раза. Такая высокая пластичность в сочетании с повышенной прочностью не была достигнута ни одним из известных способов объемной обработки.

5. ИБ является простым и эффективным способом повышения штампуемости тонколистовых холоднокатаных сталей, предназначенных для изготовления изделий методами холодной деформации.

6. ИБ не изменяет металл в сердцевине изделия. Она радикально влияет на поведение изделия под нагрузкой, что в результате вызывает существенные изменения свойств детали в целом.

7. Эффект получения высокой конструктивной прочности изделий и деформируемости сталей обусловлен реализацией в поверхностном слое недислокационного механизма пластической деформации, в результате чего невозможно образование концентраторов напряжений при деформации и связанное с ним охрупчивание.

1. Панин В. Е. Эффект поверхностного слоя в деформируемом твердом теле / В. Е. Панин, А. В. Панин // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – № 5. – С. 7-15.
2. Панин А. В. Влияние состояния поверхностного слоя на механизм пластического течения и сопротивление деформации малоуглеродистой стали / А. В. Панин, В. А. Клименов, Ю. И. Почивалов // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 4. – С. 8592.
3. Andrade E. Surface Effects with Single Crystal Wires of Cadmium / E. Andrade, R. Randall // Nature. – 1948. – Vol. 162. – P. 890-891.
4. Gilman J. Surface Effects in the Slip and Twinning of Metal Monocrystals / J. Gilman // Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. – 1952. – Vol. 194. – P. 875-883.
5. Дощечкина И. В. Влияние низкоэнергетической ионной бомбардировки на структуру поверхности и деформируемость тонколистовых низкоуглеродистых сталей / И.В. Дощечкина, И.С. Татаркина, ЮА. Сысоев // Матеріали Міжнародної науково-практичної конференції «Інноваційні ресурсозберіжні матеріали та зміцнювальні технології», 06-08 червня 2012 р, Маріуполь, С. 202 -222.
6. Алехин В. П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов / Алехин В.П. – М.: Наука, 1983. – 280 с.
7. Смолякова Л.Г. Влияние структурного состояния поверхности молибденовой проволоки на характер кривых деформации / Л.Г. Смолякова, В.Ф. Терентьев // Физика и химия обработки материалов. – 1969. – №4. – С. 74-77.
8. Дяченко С.С. Підвищення конструктивної міцності виробів та деформівності сталей іонним бомбардуванням / С. С. Дяченко, І.В. Дощечкіна, І.В. Пономаренко, І.С. Татаркіна // Вісник національного університету «Львівська політехніка». – № 713 – Львів, 2011 – С. 166-170.

Стаття надійшла до редакції 25.04.2013.

УДК 621.745.55

А.И. Троцан, В.В. Каверинский, И.Л. Бродецкий, А.И. Иценко
ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ РАСЧЁТА
РАЦИОНАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ
СТАЛЕЙ ДИСПЕРСНЫМИ ПОРОШКАМИ

На основе результатов компьютерного моделирования растворения в среднеуглеродистой стали дисперсных карбидов и нитридов Nb, Ti и Zr установлено, что по мере убывания эффективности в качестве модификаторов 2-го рода их можно расположить в ряд: NbC → TiN → NbN. Предложены оптимальные технологические параметры модифицирования с использованием как ультрадисперсных, так и более крупных частиц (размером в несколько микрометров), способных растворяться и становиться дополнительными центрами кристаллизации. Показано, что эффективным модификатором для стали 40 является NbC с размером частиц 1...5 мкм при расходе 135 – 145 г/т, а также TiN той же дисперсности при расходе 70 – 80 г/т, который применим также в виде ультрадисперсного порошка.

Ключевые слова: модифицирование, моделирование, растворение, сталь, дисперсные порошки.

Табл. 3. Рис. 2. Лит. 8.

А.І. Троцан, В.В. Каверинський, І.Л. Бродецький А.І. Іценко
ЗАСТОСУВАННЯ КОМП'ЮТЕРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ДЛЯ РОЗРАХУНКУ
РАЦІОНАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ МОДИФІКУВАННЯ СТАЛЕЙ ДИСПЕРСНИМИ
ПОРОШКАМИ

На основі результатів комп'ютерного моделювання розчинення у середньовуглецевій сталі дисперсних карбідів і нитридів Nb, Ti та Zr встановлено, що за ступенем убавання ефективності у якості модифікаторів 2-го роду їх можна розмістити у ряд: NbC → TiN → NbN. Запропоновані оптимальні технологічні параметри модифікування з використанням як ультрадисперсних, так і більш великих частинок (розміром у декілька мікрометрів), здатних розчинятися і ставати додатковими центрами кристалізації. Показано, що ефективним модифікатором для сталі 40 є NbC з розміром часток 1...5 мкм при витраті 135 – 145 г/т, а також TiN тієї ж дисперсності при витраті 70 – 80 г/т, який може бути застосованим також у вигляді ультрадисперсного порошку.

Ключові слова: модифікування, моделювання, розчинення, сталь, розплав, дисперсні порошки.

A. Trotsan, V. Kaverinsky, I. Brodetsky, A. Itsenko
COMPUTER MODELLING APPLICATION FOR CALCULATION OF RATIONAL
PARAMETERS OF STEELS MODIFYING BY THE DISPERSE POWDERS

On the basis of results of disperse carbides and nitrides Nb, Ti and Zr dissolution in medium-carbon steel computer modelling it is fixed that in decrease of efficiency as modifying agents they can be rowed: NbC → TiN → NbN. Optimum technological parameters of modifying with use the ultra disperse and also larger particles (a size in some micrometers), capable to be dissolved and become additional crystallisation centres are offered. It is shown that the most effective modifying agent for a steel 40 is NbC with size of particles 1 ... 5 microns at the rate of flux 135 - 145 g/t, and also TiN the same dispersity at the rate of flux 70 - 80 g/t which let's apply also in the form of ultra disperse powder.

Keywords: modifying, modelling, dissolution, steel, melt, disperse powders.

Постановка проблеми. Одним из перспективных и высокоэффективных методов улучшения структурных характеристик литого металла является ввод в расплав дисперсных частиц тугоплавких, малорастворимых соединений (модификаторов второго рода) [1]. Указанный способ не только позволяет повысить качество литых изделий, но и получить более мелкозернистую структуру в деформированном металле, произведенном из модифицированного слитка [2]. При этом актуальной задачей является выбор рациональных типов модификаторов и разработка оптимальных параметров их ввода для различных марок сталей.

Анализ последних исследований и публикаций. Из анализа работ [1 - 4] следует, что материалы, используемые в качестве модификаторов второго рода, для обеспечения наибольшей эффективности должны обладать следующими характеристиками: высокая температура плавления (по сравнению с основным металлом), структуроподобие кристаллических решёток модификатора и кристаллизующегося металла, металлический тип проводимости, низкая растворимость модификатора в расплаве. В случае железоуглеродистых расплавов указанным характеристикам отвечают тугоплавкие карбиды и нитриды титана, циркония и ниобия [1,3,5]. Также установлено, что наибольший эффект достигается при использовании наноразмерных порошков, частицы которых соизмеримы с размерами центров кристаллизации [3,4]. Однако изготовление подобных порошков достаточно сложно и дорого, хранение и технологии ввода в расплав также затруднены, что снижает возможности их применения в условиях промышленного производства.

Поэтому представляется целесообразным определение таких условий модифицирования, при которых вводимые в расплав более крупные частицы будут способны растворяться до размеров центров кристаллизации к моменту ее начала, становясь тем самым дополнительными центрами затвердевания. Руководствуясь данным принципом использования растворимых инокуляторов, в работе [6] нами были разработаны оптимальные технологические параметры модифицирования низкоуглеродистых низколегированных сталей и чугунов. Но достаточно широко в машиностроении применяются также и среднеуглеродистые стали, задача получения качественной, мелкозернистой структуры в которых является актуальной и может быть решена применением рациональной технологии модифицирования.

Цель исследования – определить оптимальные технологические параметры модифицирования среднеуглеродистых сталей тугоплавкими дисперсными инокуляторами, способными при вводе в расплав растворяться и становиться дополнительными центрами кристаллизации.

Основные результаты исследования. Ранее в работе [6] была построена компьютерная модель поведения частиц тугоплавких карбидов и нитридов в железоуглеродистых расплавах. Модель позволяет описать процесс растворения модификатора в охлаждающемся расплаве сталей реальных составов как в период снятия перегрева над ликвидусом, так и в период кристаллизации. При этом учитывается гранулометрический состав порошка (тип распределения частиц по размерам), изменение концентрации растворённых компонентов в жидкости, изменение приповерхностных концентраций около частиц модификатора, изменение соотношения твёрдой и жидкой фазы и образование неметаллических включений из нерастворившихся частиц модификатора.

Сущность модели можно описать следующим образом. Интервал варьирования разбивался на небольшие интервалы с усреднено одинаковым размером частиц и их количеством, соответственно функции распределения. Процесс разбивался на временные шаги, в течение каждого из которых, принимая параметры среды неизменными, вычислялось изменение размеров частиц в каждой группе за счёт их растворения, с учётом определения меняющихся во времени параметров системы (температура, текущая и равновесная концентрации вводимых элементов в расплаве, вязкость, коэффициенты диффузии). Затем, приняв начальные условия равными конечным из предыдущего интервала, переходили к следующему временному шагу и вновь проводили расчёты до тех пор, пока вычисления не покажут растворение частиц из последнего интервала. Данные о размере и количестве частиц, а также об изменениях параметров среды на каждом шаге по времени выводились в файл результатов расчётов. Кроме того, выводилась информация об изменении распределения частиц по размерам с поправкой на изменение и возникающую неравномерность ширины интервалов.

Для реализации алгоритма была написана программа на языке Delphi-10. В качестве параметров системы задаются: состав расплава, начальная температура, скорость охлаждения до температуры ликвидуса и ниже температуры ликвидуса (выделяющаяся теплота кристаллизации существенно замедляет охлаждение). Температуры ликвидуса и солидуса вычисляются автоматически (аппроксимация линий диаграммы Fe-C). При расчётах интервал варьирования размеров разбивался на 250 малых интервалов, шаг по времени принимался от 0,01...0,1 секунд в зависимости от скорости и особенностей хода процесса растворения. Это позволило обеспечить точность расчётов, а также проследить растворение наиболее мелкой составляющей фракции, длящейся доли секунды и с высокой степенью точности учесть её влияние на поведение более крупных частиц. Более подробно физическая сущность модели изложена в работе [6].

Так как растворимость, а следовательно и устойчивость того или иного соединения в расплаве сильно зависит от содержания углерода и легирующих элементов, то для каждой марки стали имеются свои более и менее оптимальные варианты модификаторов. Данная работа посвящена анализу оптимальных параметров модифицирования среднеуглеродистых сталей, достаточно широко применяемых в машиностроении. Полупродуктом из таких сталей нередко являются штучные ковочные слитки, обеспечение дисперсной и однородной структуры которых представляется немаловажной задачей, которая может быть решена с применением рационального модифицирования тугоплавкими дисперсными частицами.

Рассмотрим, как наиболее типичный пример среднеуглеродистой стали – сталь 40 следующего состава: С – 0,40 %; Si – 0,25 %; Mn – 0,60 %, содержащую, кроме того Ti – 0,005 %; Nb – 0,005 %; Zr – 0,001 %; S – 0,008 %; P – 0,02 %, N – 0,005 %. Наличие сильных карбонитридообразующих элементов и азота может заметно сказываться на устойчивости

карбидних и нитридных частиц в расплаве, а, следовательно, и на параметры модифицирования, поэтому указание их содержания, принятого при расчётах, целесообразно. Одним из важнейших критериев, по которому оценивалась потенциальная эффективность модификатора, является время жизни его частиц в расплаве. Важность этого критерия обусловлена тем, что чем дольше взвесь из растворяющихся частиц пребывает в кристаллизующемся металле, тем в течение большего периода времени модификатором продуцируются новые наноразмерные частицы – наиболее эффективные с точки зрения образования центров кристаллизации. Следовательно, подбор оптимального типа модификатора и параметров модифицирования во многом сводится к максимизации этого периода времени. Однако указанный критерий не является единственным и достаточным. Другим важным критерием в рамках рассматриваемой парадигмы является предотвращение остановки процесса растворения и начала остальдовского созревания частиц модификатора, что неизбежно снизит пользу от применения инокуляторов, так как в таком случае большая доля частиц не сможет раствориться до размеров эффективных подложек (центров кристаллизации), а напротив – станет вредными неметаллическими включениями, размер которых к тому же увеличится в ходе коагуляции. Действие модификатора должно приходиться на начальные этапы кристаллизации, что обусловлено рядом факторов: достаточно низким процентом твёрдой фазы, снижающем вероятность образования из этих частиц неметаллических включений до растворения их до размеров центров кристаллизации; возможностью более равномерного распределения по объёму первичных кристаллитов; интенсивным зародышеобразованием на начальных этапах [7].

Как показали уточняющие расчёты по разработанной компьютерной модели, растворимость порошков ZrC, TiC и ZrN в стали указанного состава относительно высока (порядка нескольких кг/т). Следовательно, их частицы, введенные в расплав в малом количестве быстро растворяются, не образовав центров кристаллизации. Время их жизни можно увеличить, вводя крупнодисперсные порошки (от десятков до сотен микрометров), но количество частиц при этом окажется слишком мало, чтобы образовать достаточное количество центров кристаллизации, кроме того, возрастёт вероятность образования ими крупных включений, снижающих качество металла. Повышение расхода вводимого модификатора также не является в данном случае рациональным решением, так как заметно удорожает продукцию, приводит к значительному и не всегда желательному повышению содержания в стали азота и карбонитридообразующих элементов. Таким образом, применение порошков ZrC, TiC и ZrN для модифицирования среднеуглеродистых сталей, с нашей точки зрения, нерационально. Поэтому, основное внимание в данной работе сосредоточено на рассмотрении поведения в расплаве инокуляторов на основе TiN, NbN и NbC.

Таблица 1. Основные результаты расчёта растворения частиц TiN в расплаве стали 40

Скорость охлаждения расплава, * °C/с	Температура расплава при вводе, °C	Расход модификатора, г/т	Размер частиц, мкм	Время жизни частиц, с	Количество введённых частиц, $\Gamma^{-1} \times 10^{-11}$	Количество частиц через время: $\Gamma^{-1} \times 10^{-11}$ ****		
						10 с	30с	60 с
$\frac{0,5}{0,1}$	1507	120	1...2	0,8 - ... **	114	70,2	-«- ***	-«-
$\frac{0,5}{0,1}$		80	1...2	0,6 – 11,4	90,9	2,6	- ****	-
$\frac{0,5}{0,1}$		80	1...5	0,5 - ...	8,7	3,9	2,0	-«-
$\frac{0,5}{0,1}$		70	1...5	0,5 – 51,9	7,6	3,1	1,0	-
$\frac{0,1}{0,01}$		80	1...5	0,5 – 65,2	8,7	3,8	1,7	0,2
$\frac{0,5}{0,1}$	1510	150	0,05...0,50	<0,01- ...	24200	17800	-«-	-«-

* – числитель – скорость охлаждения выше ликвидуса, знаменатель – скорость охлаждения ниже ликвидуса; ** – полного растворения не происходит; *** – к данному моменту растворение на результаты работы [6], в которой показано, что наиболее благоприятная температура ввода модификатора близка к ликвидусу (в данном случае 1507 °C), а распределение частиц во фракции по размерам должно быть равномерным, так как оно обеспечивает сохранение в расплаве прекратилось и начался процесс коагуляции, расчёт которого не проводился вследствие отсутствия практического интереса; **** – прочерк означает, что введенных частиц в расплаве не осталось.

[авторская разработка]

Нитрид титана. С использованием разработанной компьютерной модели рассмотрен ряд вариантов ввода TiN в расплав стали 40. Начальные условия, задаваемые при расчетах, опираются значительно большего количества частиц, способных образовывать дополнительные центры кристаллизации на конечных этапах растворения, и, как следствие, большую эффективность модифицирования. Результаты расчёта (для ключевых точек) приведены в таблице 1.

Установлено, что при вводе 120 г/т порошка TiN фракцией 1...2 мкм в расплав охлаждающийся со скоростью 0,5 °С/с выше ликвидуса и со скоростью 0,1 °С/с в интервале ликвидус – солидус полного растворения частиц не происходит (таблица 1).

Раствориться при этом успевают $\sim 4,35 \cdot 10^{12} \text{ т}^{-1}$ частиц из $\sim 1,14 \cdot 10^{13} \text{ т}^{-1}$ введенных, то есть ~ 38 %. Оставшиеся 42 % оказываются неметаллическими включениями с размером от стремящихся к нулю до $\sim 1,5$ мкм. Наиболее мелкие из них могут стать зародышами. Но большая часть, как видно из рисунка 1, относительно крупные и не могут образовывать дополнительные центры кристаллизации. Указанная ситуация обусловлена установлением равновесия между расплавом и оставшимися частицами TiN примерно через 7 с от момента ввода. Гранулометрический состав частиц взвешенных в расплаве к указанному моменту приобретает вид, представленный на рисунке 1, и в дальнейшем изменение его возможно только за счёт процессов коагуляции. Следовательно, указанные параметры далеки от оптимальных.

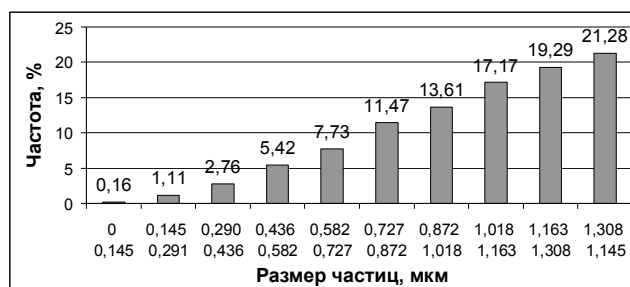


Рис. 1. Распределение взвеси частиц TiN в расплаве по размерам через 7 секунд от момента ввода (исходная фракция 1...2 мкм, расход 120 г/т) [авторская разработка]

Для предотвращения указанных процессов следует снизить расход модификатора. Ряд последовательно проведенных расчётов с различными значениями расхода TiN позволил установить, что при вводе ~ 80 г/т и менее прекращения растворения и начала коагуляции частиц фракции 1...2 мкм не наблюдается. Однако и в данном случае присутствует ряд отрицательных моментов. Низкое значение расхода модификатора приводит к меньшему количеству частиц, хотя это снижение незначительно (табл. 1). Время жизни фракции невелико: наиболее мелкие частицы растворяются через 0,6 с, наиболее крупные – через 11,4 с. Через 5 с в 1 т расплава сохраняется частиц размером до 1,03 мкм порядка 29 %, через 10 с – $< 5,2$ %. Таким образом, порошок TiN фракцией 1...2 мкм, введённый в расплав стали 40 при температуре, близкой к ликвидусу, способен оказать некоторое модифицирующее воздействие без существенного загрязнения металла неметаллическими включениями, но малое время жизни снижает его эффективность. Увеличить время жизни частиц можно увеличив их размер. При этом снизится их количество, но это уменьшение может быть компенсировано более длительным их пребыванием в расплаве, что повышает вероятность возникновения на них устойчивых центров кристаллизации.

Рассмотрим частицы TiN фракцией 1...5 мкм в тех же условиях. Расчёты по предложенной модели показали, что растворение идёт в течение первых 42 с, в этот период модификатор продуцирует центры кристаллизации. За указанное время расходуется 80,8 % введенных частиц (таблица 1). Оставшиеся 19,2 % частиц имеют размер до 2,65 мкм, и большая часть образует неметаллические включения вследствие прекращения к данному моменту растворения и начала коагуляции. В данном случае такой результат является следствием уменьшения равновесных концентраций по мере снижения температуры расплава. В предыдущем случае процесс растворения завершался быстрее, расплав к моменту окончания растворения остывал до меньших температур, следовательно, и равновесные концентрации были больше. В данном случае, несмотря на меньшее количество введенных в расплав частиц (примерно на порядок по сравнению с предыдущим), через 10 с при использовании фракции 1...5 мкм сохраняется большее их число. Процесс растворения и продуцирования центров кристаллизации занимает около 42, а не 11,4 секунд, как в случае ввода фракции 1...2 мкм. Таким образом, важно не столько начальное количество введенных частиц, сколько степень сохранности их количества в расплаве, по

которому фракция 1...5 мкм явно превосходит 1...2 мкм. Недостатком рассмотренного случая является высокий процент частиц, становящихся неметаллическими включениями. Его можно значительно снизить, избежав установления равновесия и начала процессов остальдовского созревания. Для этого необходимо либо сократить расход модификатора, либо уменьшить скорость охлаждения расплава.

Расчёты показали, что снижение расхода TiN до 70 г/т достаточно для предотвращения установления равновесия и, соответственно, начала процессов коагуляции. При этом время жизни частиц составляет 0,5 – 51,9 с. Некоторое снижение количества введенных частиц (на 12,6 %) при этом компенсируется отсутствием тех 19,2 % частиц, которые становятся неметаллическими включениями, как показано в предыдущем случае. Если расплав охлаждается более медленно $\sim 0,01$ °C/с, то применение порошка TiN с расходом 80 г/т не приведёт к остановке растворения и коагуляции. Время жизни фракции в этом случае будет ещё несколько больше 0,5 – 65,2 с, при большем количестве как введенных, так и сохранённых в расплаве частиц (таблица 1). Следовательно, в этом случае применение в качестве модификатора порошка TiN может дать наибольший эффект. Таким образом при разливке среднеуглеродистых сталей, порошок TiN фракцией 1...5 мкм и расходом 80 г/т, вводимый в расплав при температуре, близкой к ликвидусу (~ 1507 °C), может быть наиболее эффективно использован для модифицирования относительно медленно охлаждаемых ($\sim 0,01$ °C/с) отливок. Для отливок, охлаждаемых быстрее ($\sim 0,1$ °C/с), порошок TiN той же фракции так же может быть использован, но расход целесообразно уменьшить до 70 г/т.

Отдельного внимания заслуживает применение ультрадисперсных порошков TiN для модифицирования. Время жизни столь мелких частиц (размером десятые или даже сотые доли микрометра) крайне мало – доли секунды. Но они обладают рядом преимуществ: их размер уже близок к размеру зародыша, они не образуют грубых неметаллических включений, количество их при таком же расходе модификатора на несколько порядков больше. Как уже отмечалось, растворение частиц может быть остановлено вследствие насыщения расплава продуктами диссоциации и установления равновесия между частицами и жидким металлом.

Рассмотрим случай ввода в расплав ультрадисперсного порошка TiN фракцией 0,05...0,50 мкм. Расход примем заведомо большой – 150 г/т. Расчёт показал, что наиболее мелкие частички при этом растворяются менее чем за 0,01 с, но растворение быстро замедляется, и через 0,11 с останавливается. Количество частиц за этот период сокращается незначительно – с $2,42 \cdot 10^{15} \text{ т}^{-1}$ до $1,78 \cdot 10^{15} \text{ т}^{-1}$ (таблица 1). На рисунке 2 представлена диаграмма гранулометрического состава взвеси порошка TiN в расплаве к указанному моменту.

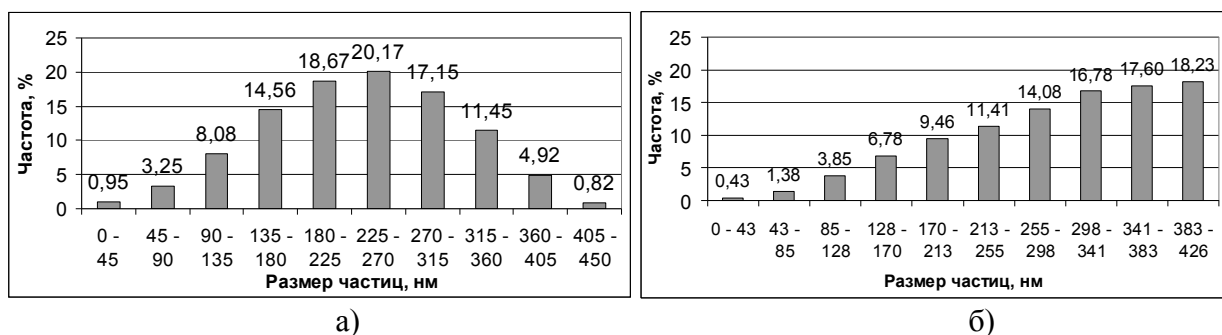


Рис. 2. Распределение взвеси частиц TiN в расплаве по размерам через 0,1 секунды от момента ввода (исходная фракция 0,05...0,50 мкм, расход 150 г/т):

а) исходное нормальное распределение; б) исходное равномерное распределение
[авторская разработка]

Из диаграммы видно, что лишь малая доля частиц к моменту прекращения растворения имеет размер десятки нанометров (оптимальный для образования дополнительных центров кристаллизации). Тем не менее, в абсолютном выражении количество частиц с размером не более 50 нм достаточно велико – почти $2,5 \cdot 10^{13} \text{ т}^{-1}$. Это число превышает даже общее количество введенных в предыдущих рассмотренных случаях частиц. Кроме того, они приобретают устойчивость. Нитридные включения, образованные оставшимися частицами, будут достаточно мелкими. Сравнивая диаграммы на рисунках 2 (а и б), можно заключить, что при использовании ультрадисперсных модификаторов исходное равномерное распределение по размерам частиц не

даёт преимуществ, более того, относительная доля наиболее мелкой фракционной составляющей при нём к моменту остановки растворения оказывается заметно меньше, в то же время доля наиболее крупной составляющей, напротив – значительно больше. Следовательно, для ультрадисперсных модификаторов, в отличие от рассматриваемых нами ранее более крупных частиц [6], оптимальным является распределение, близкое к нормальному. Но широкое применение ультрадисперсных порошков ограничено их высокой стоимостью и сложностью технологии ввода. Кроме того, даже после достижения в расплаве равновесных концентраций компонентов модификатора, частицы будут подвержены значительной коагуляции в случае длительного пребывания в расплаве (например, при кристаллизации крупной, медленноохлаждаемой отливки). Таким образом, ультрадисперсные порошки TiN целесообразно использовать только при производстве небольшого количества мелких, но ответственных отливок.

Нитрид ниобия. В таблице 2 приведены основные результаты расчёта процесса растворения порошков NbN в стали 40. Проведенный при помощи компьютерной модели ряд расчётов показал, что NbN растворяется в среднеуглеродистой стали сильнее и быстрее, чем TiN.

Таблица 2. Основные результаты расчёта растворения частиц NbN в расплаве стали 40 [авторская разработка]

Скорость охлаждения расплава, * °C/с	Температура расплава при вводе, °C	Расход модификатора, г/т	Размер частиц, мкм	Время жизни частиц, с	Количество введённых частиц, $T^{-1} \times 10^{-11}$	Количество частиц через время: $T^{-1} \times 10^{-11}$		
						1 с	5 с	10 с
$\frac{0,5}{0,1}$	1507	500	1...5	0,1 – 27,7	32,6	21,8	10,3	5,9
		520	1...2	0,1 – 6,8	354	144	26,8	**

* - числитель – скорость охлаждения выше ликвидуса, знаменатель – скорость охлаждения ниже ликвидуса; ** - прочерк означает, что введенных частиц в расплаве не осталось.

Для увеличения времени жизни частиц в расплаве при условии недопущения прекращения растворения и начала коагуляции необходим расход модификатора ~500 г/т. Это значительно больше, чем в случае TiN, а следовательно технология выходит более затратной. В то же время таким образом можно ввести большее количество частиц того же размера, избежав развития процесса их остальдовского созревания. Тем не менее, даже при указанном расходе, время жизни фракции не превышает полминуты в случае ввода частиц 1...5 мкм и совсем мало (0,1 – 6,8 с) при использовании порошка 1...2 мкм (таблица 2). Таким образом, для среднеуглеродистой стали, в отличие от низкоуглеродистой [6], NbN представляется менее оптимальным модификатором, чем рассмотренный ранее TiN.

Карбид ниобия. Рассмотрим процесс растворения и проанализируем применимость в качестве модификатора для среднеуглеродистой стали карбида ниобия. В таблице 3 приведены основные результаты расчётов по компьютерной модели процесса растворения NbC в стали 40.

Таблица 3. Основные результаты расчёта растворения частиц NbC в расплаве стали 40 [авторская разработка]

Скорость охлаждения расплава, * °C/с	Температура расплава при вводе, °C	Расход модификатора, г/т	Размер частиц, мкм	Время жизни частиц, с	Количество введённых частиц, $T^{-1} \times 10^{-11}$	Количество частиц через время: $T^{-1} \times 10^{-11}$		
						10 с	30 с	60 с
$\frac{0,5}{0,1}$	1507	130	1...5	0,3 – 38,2	12,1	4,1	0,8	**
		135		0,3 – 51,2	12,6	4,4	1,4	-
		145		0,3 – 74,6	13,5	5,0	2,3	0,6

* - числитель – скорость охлаждения выше ликвидуса, знаменатель – скорость охлаждения ниже ликвидуса; ** - прочерк означает, что введенных частиц в расплаве не осталось.

Расчёты показали, что NbC устойчивее в среднеуглеродистой стали, чем NbN и при использовании меньших значений расхода модификатора можно добиться большего времени жизни частиц. Так, при вводе частиц размером 1...5 мкм с расходом 130 г/т, время жизни фракции составляет 0,3 – 38,2 с. NbC допускает применение более высоких значений расхода модификатора, чем TiN, что позволяет ввести больше частиц (а, следовательно, больше дополнительных центров кристаллизации) при относительно близком значении времени их жизни. При скорости охлаждения в интервале ликвидус–солидус порядка 0,1 °C/с, максимальное значение расхода порошка NbC (с точки зрения недопущения коагуляции), обеспечивающее максимальное время существования вводимых частиц в расплаве, составляет 135 г/т. Время жизни фракции 1...5 мкм в расплаве составляет 0,3 – 51,2. Количество введенных частиц при этом составляет $1,26 \cdot 10^{12} \text{ г}^{-1}$. TiN в похожих условиях, как видно из сравнения данных таблицы 1 и 3, допускает максимальный расход ~70 г/т, а при этом в расплав вводится количество частиц почти в 1,7 раза меньше, что указывает на предпочтительность использования NbC по сравнению TiN.

Из анализа таблицы 3 видно, что NbC может быть эффективно использован и для модифицирования более медленно охлаждающихся отливок (~0,01 °C/с). Оптимальный его расход (обеспечивающий максимальное время жизни и количество вводимых частиц, способных образовывать дополнительные центры кристаллизации) при этом несколько выше и составляет 145 г/т. Указанный расход позволяет ввести почти в 1,6 раз больше частиц, чем в аналогичных условиях TiN той же фракции. Время жизни частиц составляет 0,3 – 74,6 с, что также выше, чем в рассмотренном ранее случае ввода TiN.

Из вышеизложенного следует, что модификаторы, применимые для среднеуглеродистой стали, по мере убывания их эффективности можно расположить в следующий ряд:



Таким образом, более эффективным из рассмотренных дисперсных модификаторов для среднеуглеродистой стали представляется NbC, частицы которого обладают наибольшим временем жизни в расплаве и способны образовывать максимальное количество дополнительных центров кристаллизации при относительно небольших расходах порошка (135 – 145 г/т). К тому же карбонитриды Nb, которые выделяются из твёрдого раствора при последующей термомеханической обработке, менее склонны охрупчивать границы зёрен (в отличие от соединений Ti) [8], а напротив, способствуют дисперсионному упрочнению металла в процессе термомеханической обработки. Менее оптимально, но достаточно эффективно, применение в качестве модификатора для среднеуглеродистых сталей TiN. NbN в указанных сталях растворяется заметно быстрее, поэтому менее эффективен, кроме того, он требует большего расхода порошка, что делает технологию более затратной.

Предложенный в настоящей статье подход к определению (с использованием математического моделирования) оптимальных технологических параметров модифицирования железоуглеродистых расплавов дисперсными порошковыми инокуляторами подтвержден в ходе опытно-промышленного опробования на чугунах и низкоуглеродистых сталях [6], что показывает целесообразность его дальнейшего применения при разливке сталей разного типа для улучшения (измельчения) структуры металла и повышения физико-механических свойств.

Выводы. Анализируя вышеизложенное, можно сделать следующие выводы:

1. С использованием компьютерного моделирования проведен анализ процессов растворения тугоплавких карбидов и нитридов Nb, Ti и Zr в расплаве среднеуглеродистой стали в период начала кристаллизации, оценена эффективность их применения в качестве модификаторов 2-го рода и определены оптимальные технологические параметры модифицирования.

2. Установлено, что оптимальными модификаторами для среднеуглеродистой стали представляются NbC и в меньшей степени TiN; применение NbN не эффективно. Соединения ZrC, TiC и ZrN не рекомендуется использовать в качестве инокуляторов, вследствие их относительно высокой растворимости в среднеуглеродистой стали.

3. Показано, что для модифицирования отливок и слитков из стали 40, охлаждаемых со скоростью ~0,1 °C/с следует использовать NbC с расходом 135 г/т или TiN с расходом 70 г/т; при более медленной скорости охлаждения (~0,01 °C/с) расход следует увеличить до значений 145 г/т для NbC и 80 г/т для TiN. Оптимальная фракция порошка составляет ~1...5 мкм. Ввод модификатора должен производиться при температуре, близкой к температуре ликвидуса, что для стали 40 составляет ~1507 °C. Применение предложенных рекомендаций обеспечивает образование в расплаве максимального числа дополнительных центров кристаллизации и, как

следствие, измельчение структуры и повышение всего комплекса физико-механических характеристик.

1. *Гаврилин В. И.* Плавление и кристаллизация металлов и сплавов / В. И. Гаврилин. – Владимир: Изд.- во Владимирского государственного университета, 2000. – 260 с.
2. *Бабаскин Ю. З.* Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой / Ю. З. Бабаскин, С. Я. Щипицин, И. Ф. Кирчу. – К.: Наукова думка, 2005. – 258 с.
3. Исследование модифицирования металла нанопорошковыми инокуляторами в кристаллизаторе сортовой машины непрерывного литья заготовок. Теоретическое обоснование / В.П. Комшуков, А.Н.Черепанов, Е.В.Протопопов и др.// Известия ВУЗ.-Чёрная металлургия. – 2008. – № 8. – С. 10 -11.
4. *Стеценко В. Ю.* Особенности процессов модифицирования чугуна и стали / В. Ю. Стеценко, Е. И. Марукович // Металлургия машиностроения. – 2006. – №3. – С. 10-13
5. *Панфилова Л. М.* Уникальные свойства сталей нового поколения, микролегированных ванадием и азотом / Л. М. Панфилова, Л. А. Смирнов // Сталь / 2010 №5, С. 116-121.
6. *Троцан А. И.* Модифицирование железоуглеродистых расплавов дисперсными порошками / А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий, В. В. Каверинский.– Саарбрюккен: Международный издательский дом «LAP Lambert Academic Publishing. GmbH & Co.KG», 2012.–182 с.
7. *Чуркин Б. С.* Теория литейных процессов/ Б.С. Чуркин, Э. Б. Гофман-Екатеринбург, 2006. – 454 с.
8. *Бродецкий И.Л.* О природе межзеренного излома и влиянии ниобия в сталях, упрочненных карбонитридообразующими элементами / Бродецкий И. Л., Троцан А. И., Белов Б. Ф., Крейденко Ф. С.// Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. научных трудов. – Вып.53. – Днепропетровск, ПГАСА. – 2010. – С. 24-28

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

УДК 621.793; 669.8; 621.762; 669.018.45; 532.696.1

М.С. Українець, О.П. Уманський, О.М. Полярус, О.В. Куцев, О.У. Стельмах
ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ВИПРОБУВАНЬ НА ТРИБОТЕХНІЧНІ
ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ СИСТЕМИ NiAl-CrB₂

У статті проаналізовано вплив температури випробувань на триботехнічні характеристики композиційних покриттів системи NiAl-CrB₂ із різним вмістом дибориду хрому. Проведено дослідження поверхонь тертя розроблених плазмових покриттів NiAl, NiAl-5% CrB₂ та NiAl-15% CrB₂. Показано, що на характер зношування суттєво впливає температура випробувань, а також кількість тугоплавкої домішки.

Ключові слова: композиційні покриття, інтерметалід NiAl, диборид хрому, зносостійкість, високотемпературні трибовипробування.

Рис. 5. Літ. 2.

М.С. Украинец, А.П. Уманский, Е.Н. Полярус, А.В. Куцев, А.У. Стельмах
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЙ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ
ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ NiAl-CrB₂

В статье проанализировано влияние температуры испытаний на триботехнические характеристики композиционных покрытий системы NiAl-CrB₂ с различным содержанием диборида хрома. Проведены исследования поверхностей трения разработанных плазменных покрытий NiAl, NiAl-5% CrB₂ и NiAl-15% CrB₂. Показано, что на характер износа существенно влияет температура испытаний, а также количество тугоплавкой составляющей.

Ключевые слова: композиционные покрытия, интерметаллид NiAl, диборид хрома, износостойкость, высокотемпературные трибоиспытания.

M. Ukrainets, O. Umanskyi, O. Poliarus, O. Kushev, O. Stel'mah
THE TESTS TEMPERATURE INFLUENCE ON TRIBOLOGICAL
CHARACTERISTICS OF NiAl-CrB₂ COMPOSITE COATINGS

The tests temperature influence on tribological characteristics of NiAl-CrB₂ composite coatings with various chromium diboride content has been investigated in this work. The friction surfaces of NiAl, NiAl-5% CrB₂ and NiAl-15% CrB₂, developed plasma spraying coatings has been studied. It was shown, that the tests temperature and refractory additives content are significantly influences on the wear pattern.

Keywords: composite coatings, NiAl-intermetallics, chromium diboride, wear resistance, high temperature tribotests.

Вступ. Проблема підвищення надійності та довговічності деталей ГТД завжди залишається актуальною. Існуючі матеріали для захисту деталей ГТД на даний час вичерпали свої можливості. У зв'язку з цим, необхідним вирішенням даної проблеми є розробка нових матеріалів, що працюють в умовах підвищених температур і навантажень. Такими матеріалами є композити, які представляють собою пластичну матрицю з рівномірно розподіленими в ній твердими включеннями. У даній роботі досліджуються триботехнічні властивості жаро- і зносостійких композиційних покриттів для захисту пари тертя «корпус ГТД-горіть лопатки». Раніше авторами роботи [1] було показано, що підвищити зносостійкість деталей проточного тракту турбіни ГТД можливо шляхом створення покриттів на базі чотирьохкомпонентних сполук Fe(Ni)-Cr-Al-Y або на базі Ni-Al з домішками тугоплавких оксидів HfO₂, ZrO₂. Однак, використання оксидів в якості функціонального наповнювача не забезпечує належної фізико-хімічної взаємодії компонентів (змочування) в системі «основний матеріал-наповнювач». Такі оксиди утримуються в матеріалі тільки за рахунок зв'язків механічного характеру. У процесі тертя вони будуть викришуватися із металевої матриці, що, в результаті буде призводити до більшого зносу матеріалу. Виходячи з цього, були розроблені композиційні матеріали на основі системи «інтерметалід-тугоплавка сполука». В роботі [2] показано, що при високотемпературних трибовипробуваннях плазмових покриттів із двох поширених в авіаційній промисловості інтерметалідів – NiAl і Ni₃Al, вищу зносостійкість має NiAl. Тому, в якості матриці композиту використовується інтерметалід NiAl, який забезпечує жаростійкість при високих температурах, а в якості тугоплавкої складової обрано CrB₂. Вибір дибориду хрому в якості зміцнюючої фази обґрунтований тим, що він має високу твердість, а також високу зносо- і жаростійкість. При змочуванні в системі NiAl-CrB₂ утворюються контактні кути $\Theta = 20^\circ$ і не спостерігається активної фізико-хімічної взаємодії між компонентами. Мета даної роботи – дослідити вплив початкової температури випробувань і складу композиційних покриттів на основі NiAl на механізми їх зношування.

Експериментальна частина. В якості базового порошку для напилення використовували серійний порошок ПН70Ю30, що відповідає інтерметаліду NiAl. Композиційні порошки для

нанесення покриттів були отримані шляхом змішування порошків вихідних компонентів в співвідношенні NiAl-5% CrB₂ та NiAl-15% CrB₂ (тут і далі мас.%) з подальшим їх конгломеруванням на органічній зв'язці і відсівом до фракції 70-100 мкм. Напилювання покриттів на торцеві поверхні зразків із Ст. 3 діаметром 10 мм проводилося у відкритій атмосфері за допомогою плазмової установки УПУ-3Д. В якості плазмоутворюючих газів використовувалася суміш аргону і водню, в якості транспортуючого газу – аргон. Для кращої адгезії між сталеву підкладку і покриттям, на підкладку було нанесено підшар із термореагуючого серійного порошку ПТЮ5Н. Товщина покриттів становила ~ 500 мкм.

Триботехнічні випробування зразків із композиційними плазмовими покриттями проводили на машині тертя, що обладнана високотемпературним модулем за схемою «стержень-диск» в парі з жаростійким сталевим контртілом із сталі Р18 без мастильних матеріалів при навантаженні 8 МПа. Швидкість обертання $V = 14$ м/с, пройдений шлях $S=1$ км. Початкова температура випробувань $T=20$ °С, $T=500$ °С. Коефіцієнт тертя для всіх випробовуваних покриттів склав 0,3-0,35. Мікроструктура напилених покриттів, а також структура і фазовий склад поверхонь тертя були досліджені на растровому електронному мікроскопі РЕМ – 106И та за допомогою мікроаналізатора JEOL JAMP – 9500F.

Результати та обговорення. За даними мікроаналізу структура композиційних плазмових покриттів є ламелеподібною (рис. 1). Розроблені покриття складаються з двох фаз: світло-сірої інтерметалідної матриці та рівномірно розподілених в ній включень боридів (чорні вкраплення).

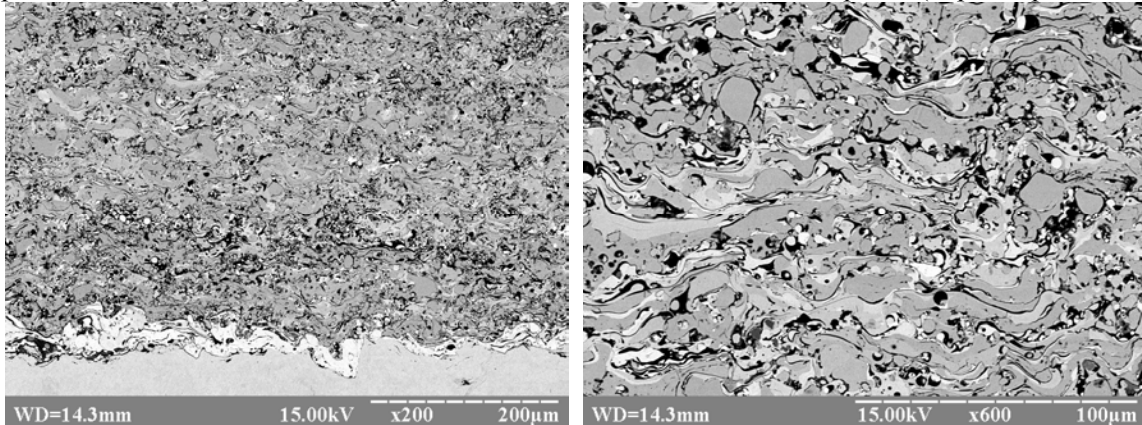


Рис. 1. Мікроструктура композиційних покриттів NiAl-CrB₂

Досліджувані матеріали призначені для роботи в діапазоні високих температур, тому трибовипробування зразків із покриттями проводили при початковому підігріві печі до $T = 500$ °С, а з метою виявлення впливу температури випробувань на механізми зношування, були проведені додаткові дослідження триботехнічної поведінки розроблених покриттів при початковій температурі випробувань $T = 20$ °С.

На рис. 2 наведені результати інтенсивності зношування плазмових покриттів при трибовипробуваннях.

Процес зношування всіх досліджуваних покриттів супроводжується втратою маси, яка, в перерахунку на лінійний знос, складає 2,31 і 0,75 мм/км для покриття NiAl (при $T=20$ °С і $T=500$ °С відповідно), 1,6 та 0,65 для покриття NiAl-5%CrB₂, 0,4 та 0,2 для покриття NiAl-15%CrB₂ (рис. 2).

Значення інтенсивності зношування покриття NiAl при $T=20$ °С обумовлені крихкістю даного матеріалу при низьких температурах. При підвищенні температури до $T=500$ °С знос даних покриттів зменшується у 3 рази. Такий результат може бути пов'язаний з окисними процесами, які призводять до утворення оксидних плівок на поверхні покриття та запобігають його інтенсивному зношуванню.

Для покриття, що містить 5% дибориду хрому спостерігається незначне підвищення зносостійкості в порівнянні з вихідним покриттям із NiAl. Зменшення зносу такого покриття при температурі випробувань $T=20$ °С обумовлено наявністю твердих включень боридів, які виконують роль зміцнюючої фази в покритті. Зменшення інтенсивності зношування покриття NiAl-5%CrB₂ при $T=500$ °С можна пояснити тим, що в процесі високотемпературних трибовипробуваннях поряд із утворенням оксидів на основі Ni та Al відбувається також утворення оксидів Cr та B.

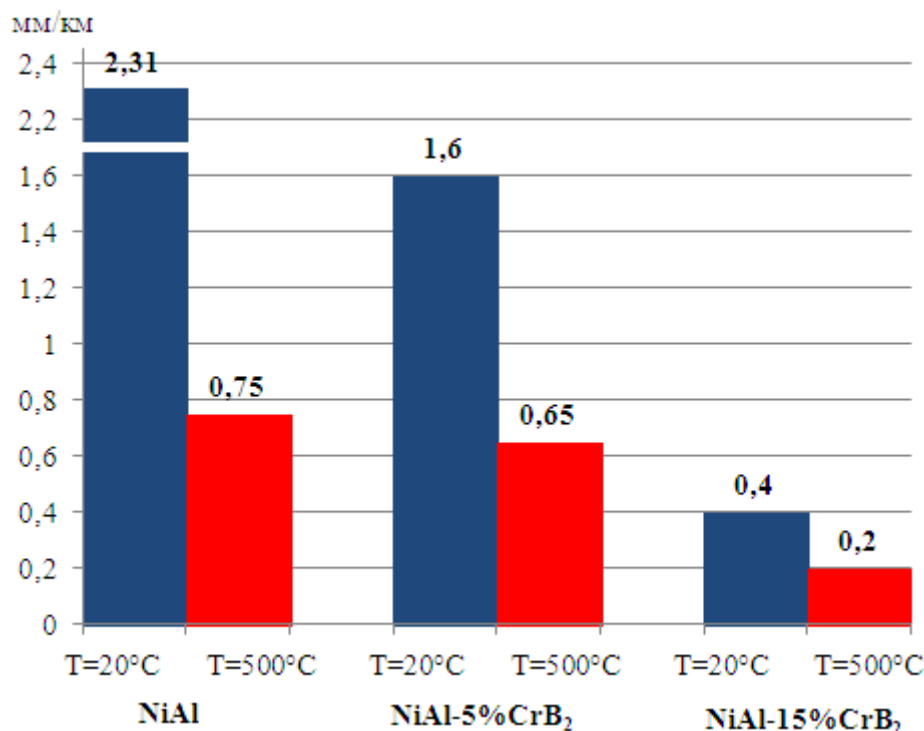


Рис. 2. Інтенсивність зношування плазмових покриттів

Із підвищенням вмісту тугоплавкої складової, значення інтенсивності зношування значно зменшуються. Так, при температурі випробувань $T=20^{\circ}\text{C}$ для покриття, що містить 15% дибориду хрому знос суттєво зменшується у порівнянні з покриттям NiAl (рис. 2). Це пояснюється наявністю у покритті досить великої кількості включень CrB₂. Така кількість тугоплавкої фази надає покриттю антифрикційних властивостей.

Отже, покриття, які містять тугоплавку складову, працюють значно ефективніше в порівнянні з вихідним покриттям з інтерметаліду NiAl. Отримані результати підтверджуються відповідними структурами поверхонь тертя покриттів (рис. 3, 4).

В роботі досліджено вплив складу покриттів на характер їх зносу при двох температурах. Вплив складу покриттів на характер їх зносу при початковій температурі випробувань $T=20^{\circ}\text{C}$. Структура поверхні тертя покриття NiAl, випробуваного при $T = 20^{\circ}\text{C}$, характеризується ділянками ушкодження у вигляді налипання матеріалу контртіла на поверхню покриття і складається із двох характерних фаз (рис. 3, I-a): світлої і темної. За даними МРСА світла фаза містить 69 % Ni та по 13 % Fe і Al, темна фаза складається в основному із заліза (75 %), а також містить 12% O та 8% Ni. Наявність таких фаз можна пояснити тим, що при випробуваннях за наведених умов в зоні тертя має місце захоплення матеріалу покриття із матеріалом контр тіла, а також часткове окиснення поверхні сталевого контртіла (в процесі тертя температура досягала 270°C) і перенесення (налипання) оксидів заліза на поверхню зразка із покриттям. В даному випадку реалізується в основному адгезійний механізм зношування.

Процес зношування покриття з інтерметаліду NiAl з добавкою 5% CrB₂ полягає в захопленні матеріалу покриття із матеріалом контртіла. Структура поверхні тертя NiAl-5%CrB₂ за даними МРСА складається із двох фаз на основі заліза (рис. 3, II-a): сіра фаза містить в собі 64% Fe, 14% W, по 4% Ni та Cr, 15% O. Це обумовлено перенесенням оксидів матеріалу контртіла на поверхню покриття. Для утворення оксидів Ni і Al потрібні більш високі температури. У білій фазі зафіксовано 83% Fe, 10% W та 5% Ni, що свідчить про інтенсивне перенесення матеріалу контртіла на поверхню покриття. Отже, для покриття, що містить 5%CrB₂ реалізуються адгезійний та адгезійно-окисний механізми зношування. Вочевидь, введення такої кількості твердої фази, хоча і підвищує зносостійкість інтерметаліду у 3 рази, але не запобігає захопленню матеріалу покриття з матеріалом контртіла.

Для покриття NiAl-15% CrB₂ при випробуваннях при $T=20^{\circ}\text{C}$ характерним є збереження вихідної структури покриття (рис. 1) без інтенсивного намазування на поверхню покриття матеріалу контртіла (рис. 3, III-a). За даними МРСА, виконаного по полю поверхні тертя,

структура поверхні містить 63 % Ni, 24 % Al, 6 % Cr і лише 2 % Fe та 3 % O. Для даного покриття реалізується абразивний характер зношування.

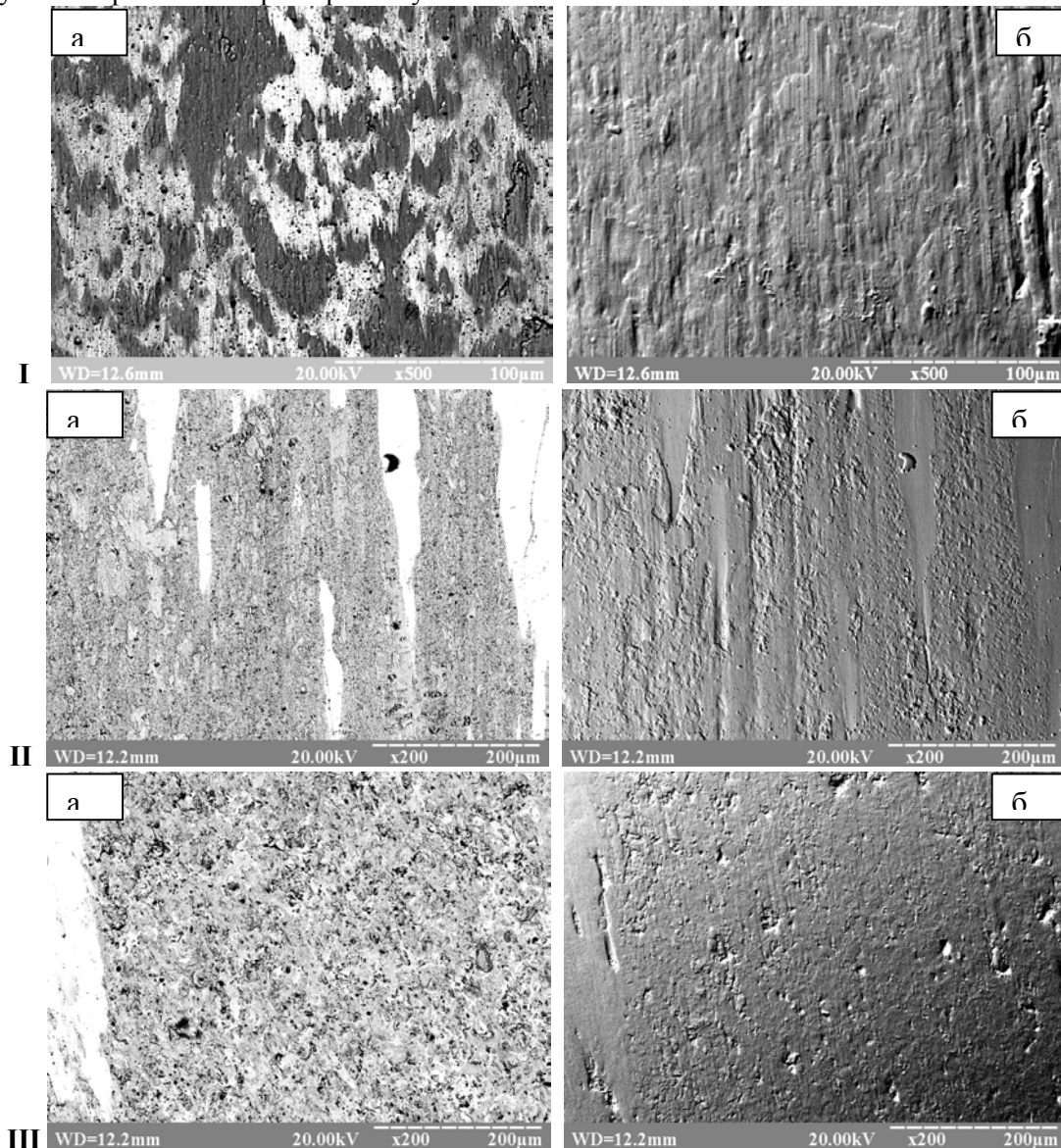
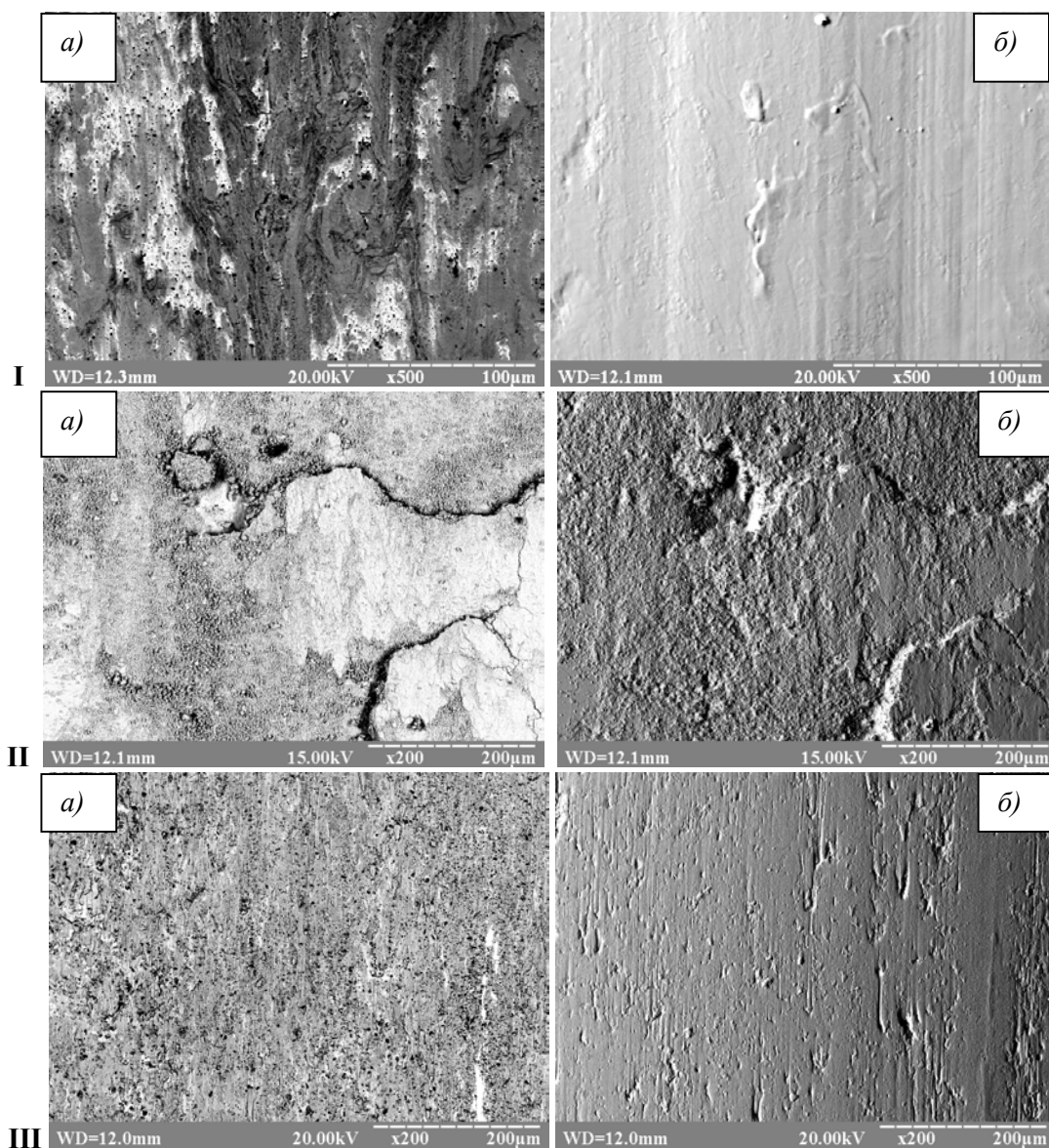


Рис. 3. Поверхні тертя плазмових покриттів I – NiAl, II – NiAl-5%CrB₂, III – NiAl-15%CrB₂ при випробуваннях в парі з контртілом Р-18 (Т= 20°С): а) мікроструктура, б) топографія

Таким чином, спостерігається наступна закономірність у механізмах зношування: з підвищенням вмісту тугоплавкої складової зменшується схоплювання між матеріалом покриття та матеріалом контртіла, що призводить до суттєвого підвищення зносостійкості.

Вплив складу покриттів на характер їх зносу при початковій температурі випробувань $T=500^{\circ}\text{C}$. Зона тертя покриття NiAl при випробуваннях при $T = 500^{\circ}\text{C}$ характеризується наявністю двох фаз: світлої і темної (рис. 4, I-а). Згідно з даними МРСА дані фази складаються з оксидів Fe, Ni і Al, але у світлій фазі вміст заліза в два рази більше, ніж у темній фазі та практично відсутні Ni і Al. Очевидно, що в результаті попереднього підігріву на поверхні тертя формується оксидна плівка на основі Ni і Al, а в процесі тертя відбувається інтенсивне перенесення оксиду заліза із контртіла на поверхню покриття, його налипання на поверхню тертя покриття. Для цього випадку характерний окисно-адгезійний механізм зношування.

Для покриття NiAl-5% CrB₂ характерним є часткове збереження структури вихідного композиційного покриття, але при цьому присутнє окиснення поверхні покриття та контртіла, взаємодія продуктів тертя з наступним налипанням на поверхню покриття. За даними МРСА поверхня тертя містить Fe, Ni, Cr, Al та O. Механізм зношування даного покриття також є окисно-адгезійним. Топографія поверхні тертя (рис. 4, II-б) дає більш повну картину пошкоджень.



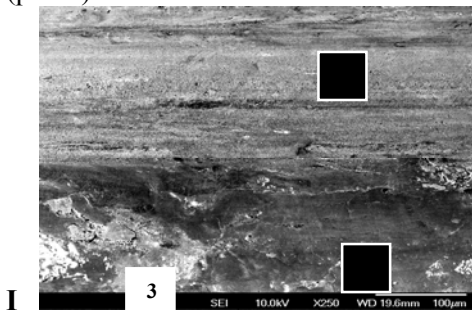
**Рис. 4. Поверхні тертя плазмових покриттів I – NiAl, II – NiAl-5%CrB₂, III – NiAl-15%CrB₂ при випробуваннях в парі із контртілом Р-18 (Т= 500°С):
а) мікроструктура, б) топографія**

На поверхні покриття NiAl-15% CrB₂ згідно МРСА фіксуються в основному фази на основі Al, Ni, Cr та O. Мабуть, оксидні плівки, що утворюються в процесі тертя, запобігають інтенсивному захопленню матеріалу покриття з контртілом. Поверхні тертя без значних зон ушкодження (рис. 4, III-б). Для даного покриття характерним є окисний механізм зношування.

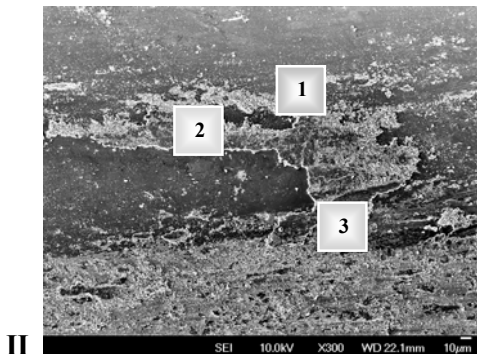
Для більш детального пояснення процесів утворення оксидних фаз в процесі трибовипробувань, додатково були проведені дослідження поверхонь тертя за допомогою мікроаналізатора Jeol Jamp – 9500F. Результати досліджень наведено на рис. 5.

Отже, на відміну від випробувань при Т=20°С, де основним є адгезійний механізм зношування, при високотемпературних випробуваннях переважним є окисний механізм зношування. Крім того, варто зазначити, що окрім температури випробувань, на процеси утворення оксидів також впливають склад та структура покриття. В процесі тертя, окисні плівки утворюються як на самій матриці, так і на зернах боридів. Останні, через свою твердість, зношуються менш інтенсивно, ніж матриця. Тобто, в першу чергу працюють окисні плівки, утворені на боридах. По мірі їх росту, вони відшаровуються та виносяться із зони тертя. Під час високотемпературних випробувань, утворення таких плівок відбувається більш інтенсивно в порівнянні з випробуваннями при Т=20°С, що в кінцевому результаті сприяє підвищенню

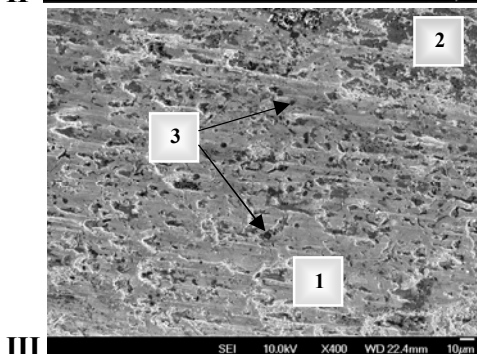
зносостійкості. Дане пояснення корелює з результатами інтенсивності зношування покриттів (рис.2).



Спектр	O	Al	Fe	Ni
1	27.97	12.39	18.54	32.92
2	31.80	14.92	16.33	28.56
3	30.39	1.53	42.35	4.93



Спектр	B	O	Al	Cr	Fe	Ni
1	0.00	27.90	1.85	2.62	47.37	6.96
2	0.43	29.70	4.79	2.81	41.54	15.41
3	0.00	9.74	14.54	1.27	8.91	61.99



Спектр	B	O	Al	Cr	Fe	Ni
1	24.08	0.39	0.13	68.0	0.75	2.69
2	0.00	28.52	5.20	3.85	33.95	15.30
3	1.39	1.01	17.73	3.91	0.42	74.22

a)

б)

Рис. 5. Мікροаналіз поверхонь тертя та плазових покриттів: I – NiAl, II – NiAl-5%CrB₂, III – NiAl-15%CrB₂ при випробуваннях в парі із контртілом Р-18 (T= 500°C): а) структура; б) хімічний склад

Отримані результати дослідження також можна пояснити наступним чином: оскільки NiAl має теплопровідність близько 70-80 Вт/м·К, а CrB₂ – 31,8 Вт/м·К, то, можна припустити, що в процесі трибовипробувань, завдяки порівняно високій теплопровідності інтерметаліду із зони тертя тепло активно йде у вузли машини тертя, сповільнюючи при цьому процес утворення оксидів. У разі додавання до інтерметаліду 5% CrB₂ картина зносу змінюється не сильно, так як частка боридів на поверхні тертя покриття низька, і тепловідвід із зони тертя залишається все ще досить інтенсивним.

При додаванні до інтерметаліду 15% CrB₂ кількість боридів на поверхні тертя покриття суттєво збільшується. Тобто, в процесі тертя бере участь не тільки інтерметалідна матриця, а й тугоплавкі зносостійкі частинки. Такі частинки мають теплопровідність набагато меншу, ніж матриця, а отже тепло в таких зернах накопичується в набагато більших кількостях. Це позитивно позначається на утворенні оксидних плівок на боридів і біля них. Ці плівки є захисними і запобігають схоплюванню покриття з матеріалом контртіла на даних ділянках. Крім того, при збільшенні кількості тугоплавкої складової збільшується число боридів, задіяних у процесі тертя, а це, завдяки гарній зносостійкості останніх, також сприяє зменшенню зносу покриття.

Логічним припущенням є те, що в разі додавання до інтерметаліду 30% CrB₂, знос такого покриття буде набагато меншим, оскільки процес утворення оксидів повинен бути більш інтенсивним через низьке тепловідведення. Однак, слід врахувати, що з підвищенням вмісту

тугоплавкої складової, збільшується крихкість матеріалу, що в процесі тертя може призвести до викришування зерен твердої фази.

Висновки. Досліджено вплив температури випробувань на триботехнічні характеристики плазмових покриттів. Встановлено, що при $T=20^{\circ}\text{C}$ для покриттів NiAl та NiAl-5% CrB₂ реалізується, переважно, адгезійний механізм зношування за рахунок схоплювання матеріалу контртіла з матеріалом покриття. При $T=500^{\circ}\text{C}$ для зазначених покриттів переважним є окисно-адгезійний механізм зношування.

Для покриття NiAl-15% CrB₂ при $T=20^{\circ}\text{C}$ реалізується механічний характер зношування, а при $T=500^{\circ}\text{C}$ – окисний. Утворення оксидів призводить до підвищення зносостійкості покриття.

Досліджено вплив кількості тугоплавкої складової на зносостійкість розроблених покриттів. Показано, що при введенні 5% дибориду хрому до складу вихідного інтерметаліду, несуттєво підвищується його зносостійкість. За результатами проведених досліджень встановлено, що оптимальним вмістом дибориду хрому в композиційному покритті на основі NiAl є 15% CrB₂. Введення такої кількості CrB₂ суттєво підвищує зносостійкість інтерметаліду.

1. В.П. Мигунов, Д.П. Фарафонов, М.Л. Деговец, Т.И. Ступина // Уплотнительные материалы для проточного тракта ГТД [Електронний ресурс]: ВИАМ/2012-206075 / Авиационные материалы и технологии. – 2012, – 9 с. Режим доступу до журн.: www.viam.ru/public.
2. Уманский А.П., Полярус Е.Н., Костенко А.Д., Терентьев А.Е. / Влияние состава покрытий на основе интерметаллидов никеля на механизмы их изнашивания в условиях высокотемпературных трибоиспытаний // Проблемы трибологии. – 2012. – № 3. – С. 123-127.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК. 620.198.533.9 (045)

А.П. Уманский, А.Е. Терентьев, М.С. Стороженко, И.С. Марценюк
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВЛИЯНИЯ МЕЛКОДИСПЕРСНЫХ ДОБАВОК
TiB₂ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА
КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ И ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ (Ni-Cr-Si-B) - TiB₂

В статье рассматриваются вопросы повышения износостойкости плазменных покрытий из эвтектических самофлюсующихся сплавов на основе никеля путём введения в состав серийного материала ПР-НХ16СР3 мелкодисперсной добавки диборида титана в количествах 10 – 40% мас. Установлено, что в процессе получения композиционных порошков методом высокотемпературного спекания в вакууме с последующим дроблением, в структуре материала матрицы синтезируются дополнительные фазы в виде зерен сложных боридов хрома легированных титаном с твёрдостью 22,9 – 25,4 ГПа. Плазменные покрытия из полученных материалов отличаются повышенной плотностью. Исследована зависимость количества и размера образующихся фаз от количества вводимой до-бавки - TiB₂. Определено оптимальное количество этой добавки в композиционных порошках для плазменных покрытий.

Ключевые слова: плазменные покрытия, композиционные порошки, микротвёрдость, самофлюсующийся сплав, износостойкость, фазовый состав.

Табл. 4. Рис. 6. Лит. 12.

О.П. Уманський, О.Є. Терентьєв, М.С. Стороженко, І.С. Марценюк
ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ВПЛИВУ ДРІБНОДИСПЕРСНИХ ДОМІШОК
TiB₂ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СКЛАДУ КОМПОЗИЦІЙНИХ
ПОРОШКІВ І ПОКРИТТІВ СИСТЕМИ (Ni-Cr-Si-B) – TiB₂

У статті розглядаються питання підвищення зносостійкості плазмових покриттів з евтектичних самофлюсівних сплавів на основі нікелю шляхом введення до складу серийного матеріалу ПР-НХ16СР3 дрібнодисперсної домішки дибориду титану в кількості 10 - 40% мас. Встановлено, що в процесі отримання композиційних порошків методом високотемпературного спікання у вакуумі з подальшим дробленням, у структурі матеріалу матриці синтезуються додаткові фази у вигляді зерен складних боридів хрому легованих титаном з твердістю 22,9 - 25,4 ГПа. Плазмові покриття з отриманих матеріалів відрізняються підвищеною щільністю. Досліджено залежність кількості та розміру утворюючихся фаз від кількості введеної домішки – TiB₂. Визначено оптимальну кількість цієї домішки в композиційних порошках для плазмових покриттів.

Ключові слова: плазмові покриття, композиційні порошки, микротвердість, самофлюсівний сплав, зносостійкість, фазовий склад.

O. Umanskyi, O. Terentjev, M. Storozhenko, I. Martsenjuk
INVESTIGATION OF INFLUENCE OF TiB₂ ADDITIONS ON THE FORMATION OF PHASE
COMPOSITION AND STRUCTURE OF COMPOSITE POWDERS AND COATINGS OF (Ni-
Cr-Si-B) - TiB₂ SYSTEM

The article is devoted to the improvement of wear-resistance of plasma-sprayed coatings from nickel self-fluxing alloy by insertion of 10 – 40 wt. % of titanium diboride particles. The composite powders of (Ni-Cr-Si-B) - TiB₂ system have been produced by mixing of initial powders, sintering of mixtures in vacuum and crushing of obtained bulk materials. It has been determined that additional phases such as grains of chromium borides with microhardness of 22.9-25.4 GPa are formed during sintering process. Plasma-sprayed coatings of (Ni-Cr-Si-B) - TiB₂ have high density. The influence of TiB₂ particles addition on the phase composition and structure of coatings has been studied to determine the optimal quantity of titanium boride content in powders.

Keywords: plasma-sprayed coatings, composite powders, microhardness, self-fluxing alloy, wear-resistance, phase composition.

Способы газотермического нанесения покрытий, являются весьма эффективным средством для повышения служебных характеристик поверхностного слоя деталей, работающих в агрессивных средах, в условиях интенсивного изнашивания при высоких удельных нагрузках, скоростях скольжения и повышенных температурах. Существует большой ассортимент порошковых материалов для плазменного, газопламенного и детонационного методов напыления, выпускаемых ведущими в этой отрасли отечественными и зарубежными фирмами, такими как Sulzer Metco (Швейцария), Castolin Eutectic (Швейцария), Höganäs (Голландия), ОАО «Полема» (Россия), ОАО «Твёрдосплав» (Украина). Из представленных на рынке металлических порошковых материалов для нанесения антикоррозионных износостойких покрытий широко используются высоколегированные самофлюсующиеся эвтектические сплавы на никелевой основе системы Ni-Cr-B-Si-C с различным соотношением компонентов. Изменяя соотношение процентного состава компонентов можно получать покрытия с различной твёрдостью (от 90-100 HRB до 62 HRC) и высокой вязкостью благодаря никелевой основе. Эти материалы используются для напыления и наплавки покрытий, стойких против коррозии, изнашиванию трением и

абразивними частинами [1,3]. Свойства покрытий системы Ni-Cr -Si-B, их структура и способы нанесения изучены и описаны в работах [2-6,8,11].

В ряде случаев, покрытия указанного состава оказываются недостаточно стойкими. В работе [7] проводили сравнительную оценку износостойкости плазменных покрытий: WC-17%Co, WC-10%Co4%Cr, Cr₃C₂-25% NiCr, WC-10%Co 4%Cr, (Ti,Mo)(C,N) -18.5%Ni18.5%Co и Ni-Cr-B-Si-C. Исследования показали, что покрытия из самофлюсующихся сплавов значительно уступают покрытиям на основе карбида вольфрама и карбида хрома в условиях трения скольжения без смазки при высоких нагрузках и скоростях, а также при абразивном изнашивании. Авторы считают, что в сплаве системы Ni-Cr-Si-B-C формируется недостаточное количество упрочняющих фаз из карбоборидов хрома и никеля, способных эффективно противостоять износу в парах трения и износу абразивными частицами.

Один из возможных вариантов повышения износостойкости покрытий из самофлюсующихся сплавов – добавление в состав исходных порошков карбидов вольфрама, титана и хрома [5,11]. Так известен серийный порошковый материал ПС-12НБК (ОАО «Твёрдосплав», Украина) состоящий из 65% сплава системы Ni-Cr-B-Si-C и 35% WC. Недостатками этого сплава является повышенная окисляемость WC при плазменном напылении в открытой атмосфере (APS), присутствие в составе вольфрамсодержащих добавок, которые повышают дефицитность и стоимость указанного материала, а также то, что указанный материал является механической смесью крупнодисперсной металлической и мелкодисперсной упрочняющей составляющих. В конечном итоге это приводит к неравномерному распределению упрочняющей фазы в напыленном покрытии.

Ещё одним существенным недостатком покрытий системы Ni-Cr-B-Si-C являются весьма высокие остаточные термические напряжения, особенно при больших толщинах покрытий, встречающихся в условиях ремонта и восстановления геометрических размеров деталей. Часто это приводит к растрескиванию и отслоению покрытия. Перспективным с точки зрения повышения износостойкости покрытий из самофлюсующихся сплавов на никелевой основе является введение в их состав добавки диборида титана. Он обладает высокой твёрдостью, термостойкостью и износостойкостью [9], менее дефицитен, имеет меньший удельный вес и дешевле, чем карбид вольфрама. Кроме того, введение в состав покрытия мелкодисперсной упрочняющей фазы позволит снизить остаточные термические напряжения и уменьшить склонность покрытия к растрескиванию.

Целью настоящей работы является создание композиционного порошкового материала для газотермических покрытий с повышенными эксплуатационными характеристиками, на основе самофлюсующегося сплава системы Ni-Cr-B-Si-C с мелкодисперсными добавками диборида титана в различном процентном соотношении и исследование закономерностей влияния этих добавок на формирование структурно-фазового состава порошков и получаемых из них покрытий.

Для получения композиционных порошковых материалов в качестве основы использовался промышленный самофлюсующийся сплав на никелевой основе марки ПР-НХ16СР3 (ОАО «Полема», Россия). В качестве упрочняющей фазы применяли порошок диборида титана (ТУ 6-09-03-7-75). Гранулометрический состав порошка ПР-НХ16СР3 контролировался методом ситового анализа и составлял - 40 мкм. Порошок TiB₂ измельчали на протяжении 7 минут в лабораторной планетарной мельнице в среде спирта, используя размольные тела из твердого сплава, соотношение массы смеси и шаров - 1:3. После размолы размер частиц TiB₂ определяли на лазерном анализаторе SK Laser Micron Sizer PRO 7000, средний размер составлял 2.5-2.7 мкм.

Конгломерированные порошки получали путем смешивания исходных компонентов в среде спирта с последующим брикетированием и спеканием в вакууме в печи СШВЛ. Полученные спекы дробили и затем классифицировали на ситах. Для плазменного напыления использовали фракцию - 100 + 63 мкм. Такая технология получения композиционных порошков более трудоёмкая по сравнению с конгломерированием на органических связующих. Однако, она позволяет получать материалы и покрытия из них со значительно меньшим количеством оксидных плёнок вокруг частиц, что приводит к увеличению когезионной прочности и плотности покрытий, а следовательно, снижает выкрашивание макрочастиц и повышает износостойкость покрытий. При жидкофазном спекании мелкодисперсные частицы TiB₂ оказываются внутри макрочастиц композиционного материала. Они прочно связаны с материалом матрицы и защищены от окисления в процессе плазменного напыления, тем самым обеспечивается высокая когезия упрочняющей фазы и твёрдость покрытия. Достоинством данной технологии является и то, что

ещё на стадии получения композиционного порошкового материала, варьируя режимами спекания можно управлять структурно-фазовым составом получаемых из него плазменных покрытий.

С целью исследования влияния мелкодисперсных добавок TiB_2 на структуру, фазовый состав и технологические свойства конгломерированных порошков и покрытий на основе Ni-Cr-Si-B в данной работе выбрано три состава с различным весовым процентным содержанием TiB_2 : НХТБ10 (ПР-НХ16СР3+10% TiB_2), НХТБ20 (ПР-НХ16СР3+20% TiB_2) и НХТБ40 (ПР-НХ16СР3 + 40% TiB_2). Объёмное соотношение соответственно составляет: НХТБ10 - 17% TiB_2 ; НХТБ20 – 32% TiB_2 ; НХТБ40 – 56% TiB_2 .

Важными технологическими свойствами порошков для напыления и наплавки являются насыпной вес и текучесть. Текучесть полученных порошков определялась с помощью калиброванной воронки (прибора Холла) в соответствии с ГОСТ 20899-98, а насыпной вес в соответствии с ГОСТ 19440-94. Результаты измерений представлены в таблице 1. Из таблицы видно, что с увеличением количества TiB_2 , снижается насыпной вес и текучесть порошков, однако все полученные составы обладают достаточно хорошей текучестью и пригодны для использования в технологии плазменного напыления.

Таблица 1. Насыпной вес и текучесть порошков НХТБ

Технологический параметр	Порошковый материал (-100 + 63 мкм.)			
	ПР-НХ16СР3	НХТБ - 10	НХТБ - 20	НХТБ - 40
Текучесть (с)	22	30	41	54
Насыпной вес (г/см ³)	4,8	4,4	3,9	3,6

Плазменное напыление покрытий из порошков ПР-НХ16СР3 и разработанных композиционных материалов НХТБ осуществляли на плазменной установке УПУ-3Д с камерой - манипулятором 15ВБ, в открытой атмосфере (APS), с использованием в качестве плазмообразующего газа смеси аргона и водорода. Покрытия наносили на подложки из стали, предварительно подвергая их струйно-абразивной обработке. Для увеличения адгезионной связи материала покрытия с подложкой использовали промежуточный слой из терморегулирующего материала ПТЮ5Н. Режимы нанесения покрытий представлены в таблице 2.

Химический состав и структуру порошков исследовали с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ-106), а фазовый состав и распределение элементов в покрытии при помощи анализаторов JEOL JAMP 9500 и Camebax SX50.

Микротвердость полученных покрытий определяли на приборе ПМТ-3 вдавливанием алмазной пирамиды Виккерса при нагрузке 0,05Н.

Таблица 2. Состав порошковых материалов и режимы их напыления

№ п/п	Материал покрытия	Состав, %.	Фракция, мкм	Напряжение, В	Ток, А	Расход плаз-мообр. газа, л/мин	Дистанция нап., мм	Толщина покр. мм.
1	ПР-НХ16СР3	Cr-16, В-2.7, Si-3.2, С-0.75, Fe<5, Ni – ост.	-100 +63	65	450	45	160	0,7
2	НХТВ-10	ПР-НХ16СР3 +10% TiB_2	-100 +63	65	450	40	160	0,6
3	НХТВ-20	ПР-НХ16СР3 +20% TiB_2	-100 +63	65	480	40	160	0,5
4	НХТВ-40	ПР-НХ16СР3 +40% TiB_2	-100 +63	70	500	40-42	160	0,25

Структура и химический состав порошков НХТБ 10 – 40 представлен на рисунках 1и 2 и таблице 3. Из таблицы 3 видно, что химический состав всех порошков соответствует заданному, незначительные отклонения связаны с тем, что в полном объёме не учтены лёгкие элементы – бор и углерод, а так же методическая ошибка измерительного прибора. Из рисунков хорошо видно, что частички композиционных порошков имеют неправильную форму, характерную для измельченных материалов, и представляют собой конгломераты металлической фазы на основе никеля и более

мелких зёрен упрочняющей фазы. Основная масса включений диборида титана имеет размер до 1 мкм, также присутствуют отдельные зерна TiB_2 размером 2-5 мкм (Рис.1-2, Табл.3, Спектр 1,6). В металлической фазе на основе никеля химическим анализом обнаружено наличие титана, а количество хрома в сплаве значительно меньше по сравнению с исходным содержанием (Рис.1-2, Табл.3, Спектр 3, 4). Это может свидетельствовать о том, что при жидкофазном спекании мелкие частички TiB_2 в небольших количествах растворяются в металлической матрице, а образовавшийся излишек бора взаимодействует с хромом образуя бориды, которые были обнаружены в виде отдельных частиц с небольшим содержанием никеля и титана (Рис.1-2, Табл.3, Спектр 2, 5). Очевидно, что при спекании порошков происходит рост карборидных фаз хрома из расплава, их консолидация в блоки с одновременным обеднением никелевой матрицы. Общее количество хрома по всей поверхности порошков практически соответствует его содержанию в исходном порошке (Табл. 3). С увеличением в исходных смесях количества TiB_2 и температуры спекания, содержание титана в никель-хромовом сплаве возрастает, что свидетельствует об интенсификации процессов растворения и образования сложных боридов.

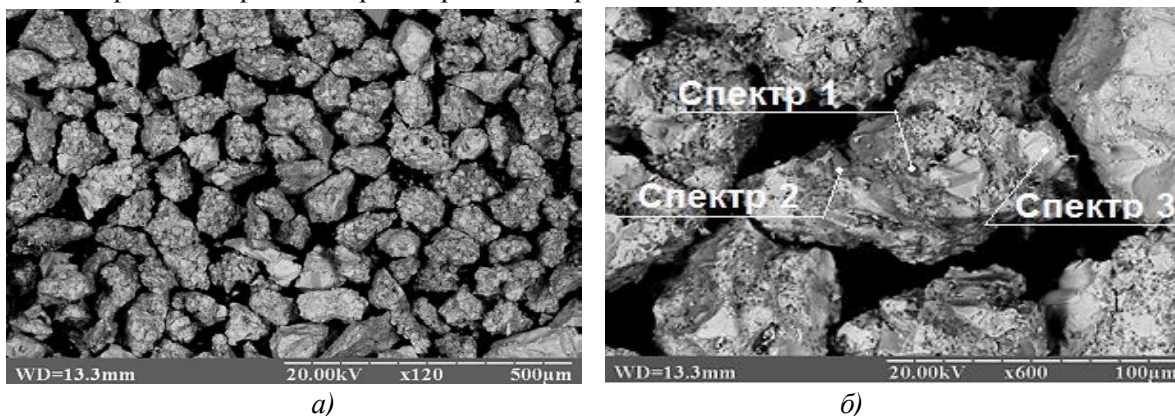


Рис. 1. Композиционный порошок НХТБ20: а) увеличение $\times 120$; б) увеличение $\times 600$

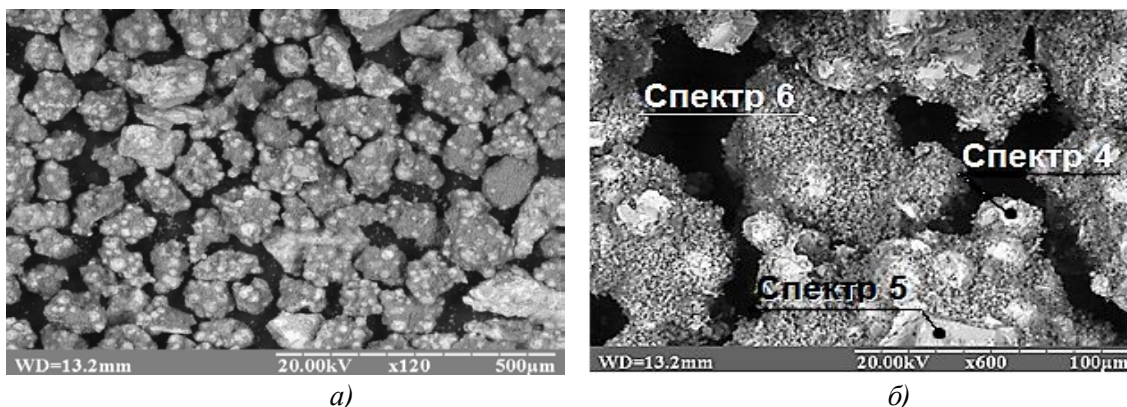


Рис. 2. Композиционный порошок НХТБ40: а) увеличение $\times 120$; б) увеличение $\times 600$

Таблица 3. Химический состав композиционных порошков НХТБ 10-40

Порошок	Концентрация элементов, мас.%				
	Ti	Ni	Cr	Fe	Si
НХТБ-10	12,5	64,4	15,7	4,4	3,0
НХТБ-20	22,9	54,1	14,8	5,1	3,1
НХТБ-40	49,8	36,0	9,7	3,0	1,5
Спектр 1	75,8	16,9	6,3	0,1	0,9
Спектр 2	16,5	28,5	50,5	3,1	1,4
Спектр 3	6,1	81,4	4,4	3,9	4,2
Спектр 4	16,0	73,4	5,2	4,6	0,8
Спектр 5	12,6	10,6	70,5	5,1	1,2
Спектр 6	89,1	5,2	2,5	3,0	0,2

Для изучения структуры плазменных покрытий были приготовлены поперечные шлифы. Структура и фазовый состав покрытия ПР-НХ16-СР3 представлен на рисунке 3, НХТБ10 – 40, на рисунке 4 а-е, химический состав в таблице 4, а распределение элементов на рисунке 5 а-г.

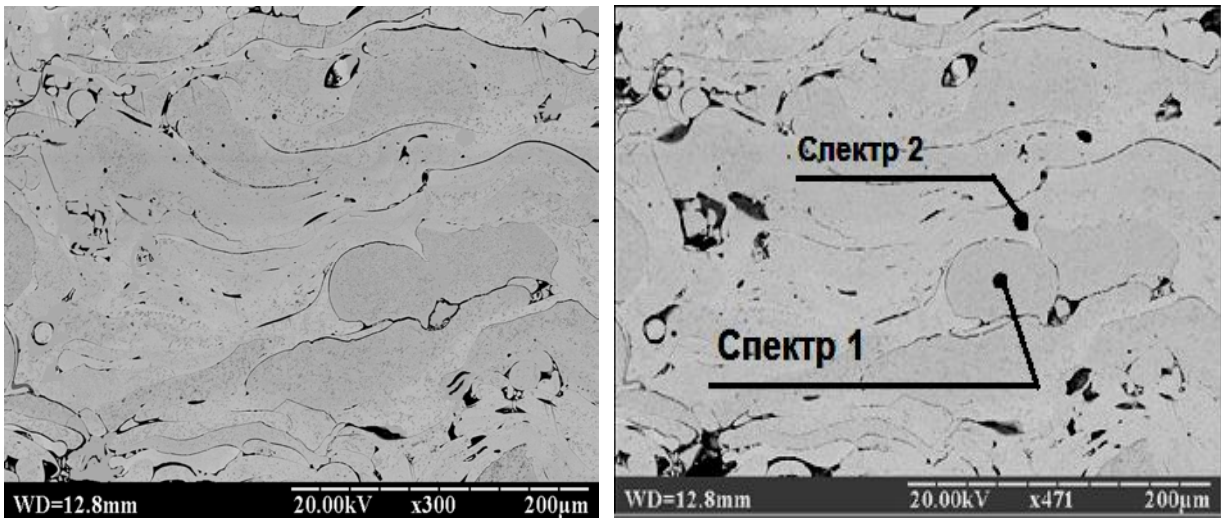
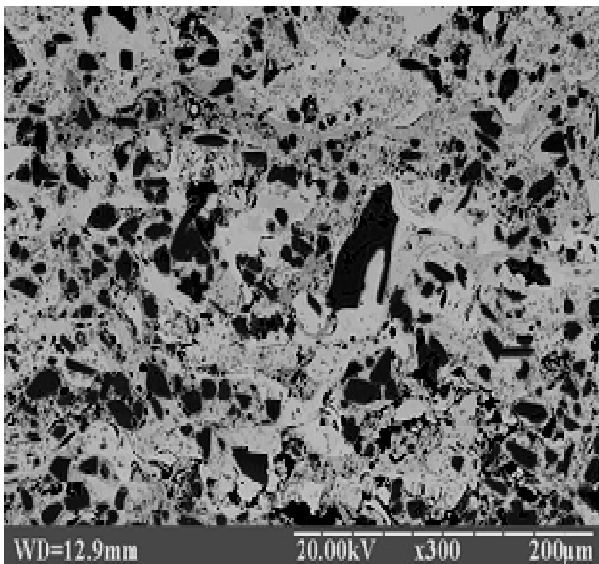
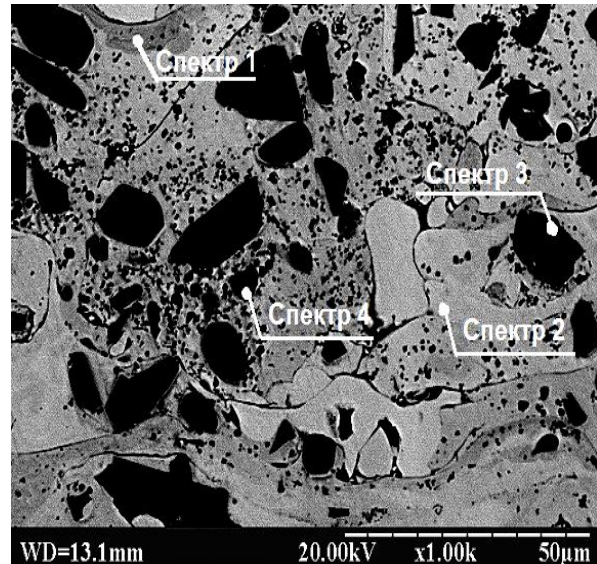


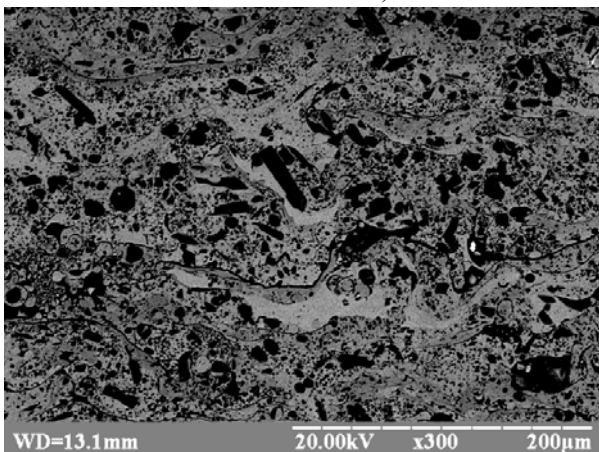
Рис. 3. Структура и фазовый состав плазменного покрытия ПР-НХ16СР3



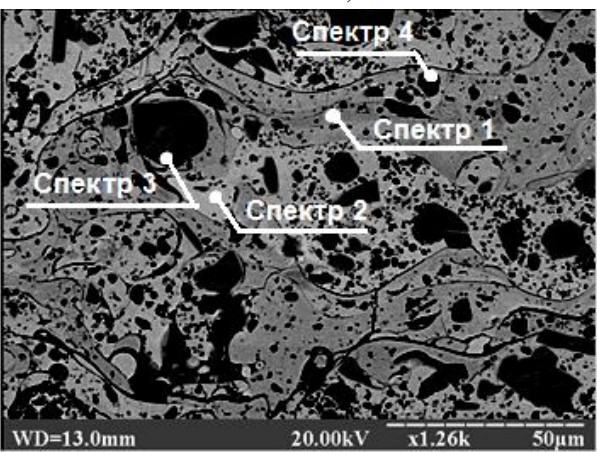
а)



б)



в)



г)

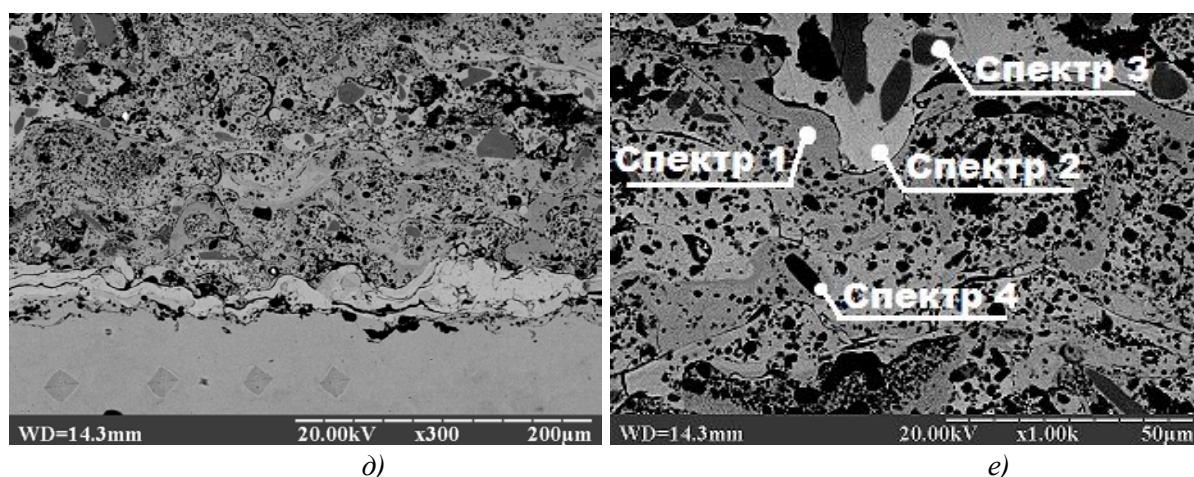


Рис. 4. Структура и фазовый состав плазменных покрытий:
а, б) НХТБ10; в, г) НХТБ20; д, е) НХТБ40

Металлографические исследования показали, что все покрытия довольно плотные, хорошо прилегают к основе, имеют типичную для плазменного напыления волнистую ламелеобразную структуру, однако в покрытии из сплава ПР-НХ16СР3 ламели более ярко выражены, подчеркнуты оксидными плёнками.

Таблица 4. Химический состав покрытий ПР-НХ16СР3, НХТБ

Материал	Спектры	Концентрация элементов, масс. %						
		В	С	Ti	Ni	Cr	Fe	Si
ПР-НХ16СР3	Спектр 1	2,5	0,7	-	73,3	15,5	3,9	4,1
	Спектр 2	2,2	0,5	-	74,8	15,7	3,0	3,8
НХТБ10	Спектр 1	2,3	0,4	4,5	65,7	15,8	5,3	6,0
	Спектр 2	0,5	0,5	0,9	82,0	2,3	5,3	8,5
	Спектр 3	13,6	0,5	0,6	2,1	81,6	1,6	0,0
	Спектр 4	25,3	0,5	70,8	1,5	0,7	1,2	0,0
НХТБ20	Спектр 1	3,3	0,9	5,6	71,8	14,7	2,9	0,8
	Спектр 2	0,5	0,5	0,6	84,2	0,9	2,7	10,6
	Спектр 3	14,8	0,6	1,5	2,8	79,0	1,3	0,0
	Спектр 4	28,0	0,9	69,6	0,6	0,6	0,3	0,0
НХТБ40	Спектр 1	2,2	0,6	8,4	62,6	15,6	6,2	4,4
	Спектр 2	0,6	0,3	7,3	74,7	7,5	6,9	2,7
	Спектр 3	14,2	0,3	1,4	2,2	80,1	1,8	0,0
	Спектр 4	26,5	0,5	70,5	1,4	0,7	0,4	0,0

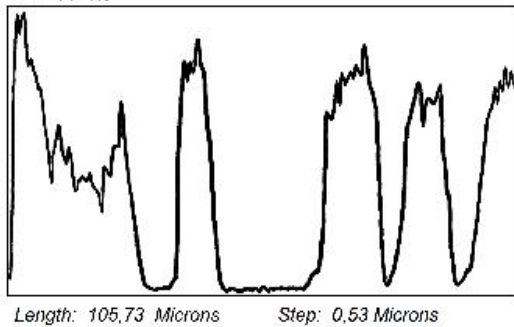
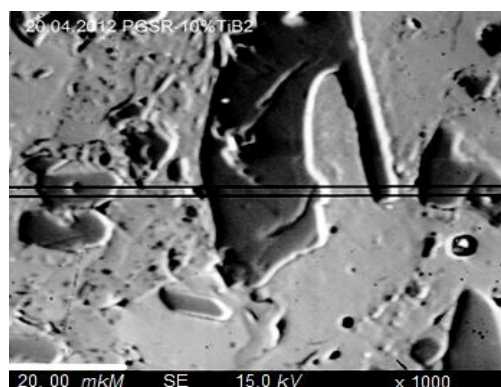
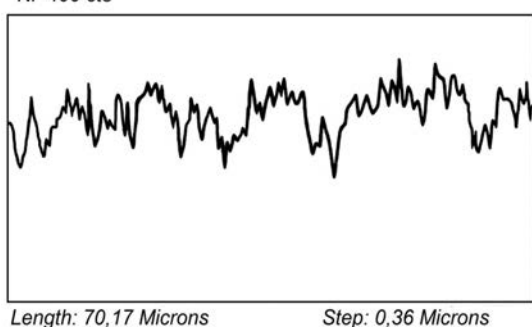
Это связано с наличием оксидов никеля и хрома на поверхности частиц, образовавшихся при промышленном производстве порошков методом распыления воздухом, с процессами окисления частичек порошка при напылении из-за подсоса воздуха из атмосферы в плазменную струю, а так же из-за взаимодействия при нагреве с кислородом адсорбированным на их поверхности. Порошки НХТБ, прошедшие жидкофазное спекание в вакууме, очистились при переплавке и вследствие этого в покрытиях оксидных плёнок меньше. Таким образом улучшается когезионная связь микрочастиц в покрытии и снижается склонность к их выкрашиванию в процессе трения. Структура покрытия ПР-НХ16СР3, как видно из рисунка 3 и таблицы 4, однофазная, крупнозернистая. Микротвёрдость на разных участках примерно одинаковая и находится в пределах $7,1 \pm 0,18$ ГПа. Покрытия НХТБ (рисунок 4, а-е) отличаются тем, что имеют гетерофазную структуру, характерную для композитов – в металлической матрице равномерно распределены зёрна светло-серого и тёмно-серого цвета. Металлическая матрица неоднородна, в ней наблюдаются тёмные и светлые участки. Их микротвёрдость изменяется в пределах 10,8 – 12,6 ГПа и 6,6 – 7,7 ГПа., соответственно. Из таблицы 4 видно, что более тёмные участки (спектр 1) по химическому составу представляют собой исходный сплав ПР-НХ16-СР3 легированный титаном. Светлые участки (спектр 2) – исходный сплав на никелевой основе обеднённый хромом и

легированный титаном в незначительных количествах. Уменьшение количества хрома в сплаве связано с образованием новой фазы светло-серого цвета, отсутствующей в покрытии из исходного материала.

Микродюротрические исследования, химический и спектральный анализ (рисунок 4 б, г, е, таблица 4 – спектр 3 и рисунки 5 б-г, 6 а, б) позволяют идентифицировать эту фазу как сложный борид хрома, легированный титаном, железом и, предположительно, углеродом.

Микротвёрдость светло-серой фазы составляет – 22,9 – 25,4 МПа, что значительно выше микротвёрдости чистых боридов и карбидов хрома согласно литературным данным [9, 12]. Таким образом, в покрытии увеличилось количество упрочняющих фаз не только за счёт вводимой упрочняющей добавки, но и за счёт синтеза новых фаз сложного состава повышенной микротвёрдости. Из рисунка 4 так же видно, что количество и средний размер образовавшихся фаз меняется в зависимости от процентного содержания TiB_2 в покрытии. В материале НХТБ10 их размер находится в пределах 10 - 60 мкм., а объёмное количество, измеренное методом секущих (метод Розиваля) – 16%, НХТБ20 – 5 - 40 мкм. и 19%, НХТБ40 – 5 – 25 мкм. и 10% соответственно. Видно что с увеличением в составе количества TiB_2 от 10 до 20% увеличивается и количество новых фаз. При дальнейшем увеличении TiB_2 до 40% в композиции уменьшается количество металлической составляющей и начинает сказываться нехватка хрома – основного фазообразующего элемента и объём новых фаз уменьшается. Уменьшение размера зерна боридных фаз можно объяснить тем, что с увеличением количества включений TiB_2 в металлической матрице значительно увеличивается количество мелких частиц, механически препятствующих росту зерна, а так же, возможно, увеличивается количество центров кристаллизации при охлаждении при одновременном уменьшении количества хрома.

Микротвёрдость тёмно-серой фазы измерить не удалось из-за малого размера (основной размер до 5 мкм.), однако микроспектральный анализ (таблица 4-спектр 4, рисунок 4 б,г,е.) позволяет утверждать что это зёрна TiB_2 . В покрытии НХТБ40 (рисунок 4 д,е) в процессе приготовления шлифа на отдельных участках наблюдается выкрашивание целых блоков, очевидно из-за низкой когезионной связи частиц в плазменном покрытии. Это связано с тем, что объём вводимой в металлическую матрицу упрочняющей фазы имеет своё оптимальное значение и очевидно, что в данном случае количество в 40% масс. TiB_2 (объёмных - 57%) больше оптимального для плазменных покрытий. Металлического связующего недостаточно чтобы связать все частицы TiB_2 . Таким образом, меняя технологические параметры получения порошков системы (Ni-Cr -Si-B) - TiB_2 (температуру спекания, время выдержки, скорость нагрева и охлаждения и т.д.), а так же количество и размер вводимой добавки, можно управлять химическим составом фаз в покрытии, их микротвёрдостью, количеством и размером, тем самым добиваться повышенной износостойкости покрытий.



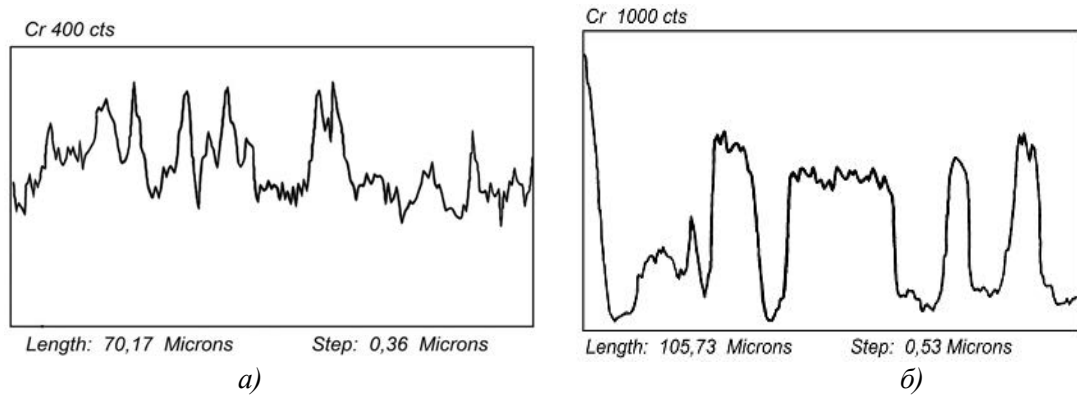


Рис. 5. Структура и распределение элементов Cr, Ni в покрытиях:
а) ПР-НХ16-СР3; б) НХТБ10

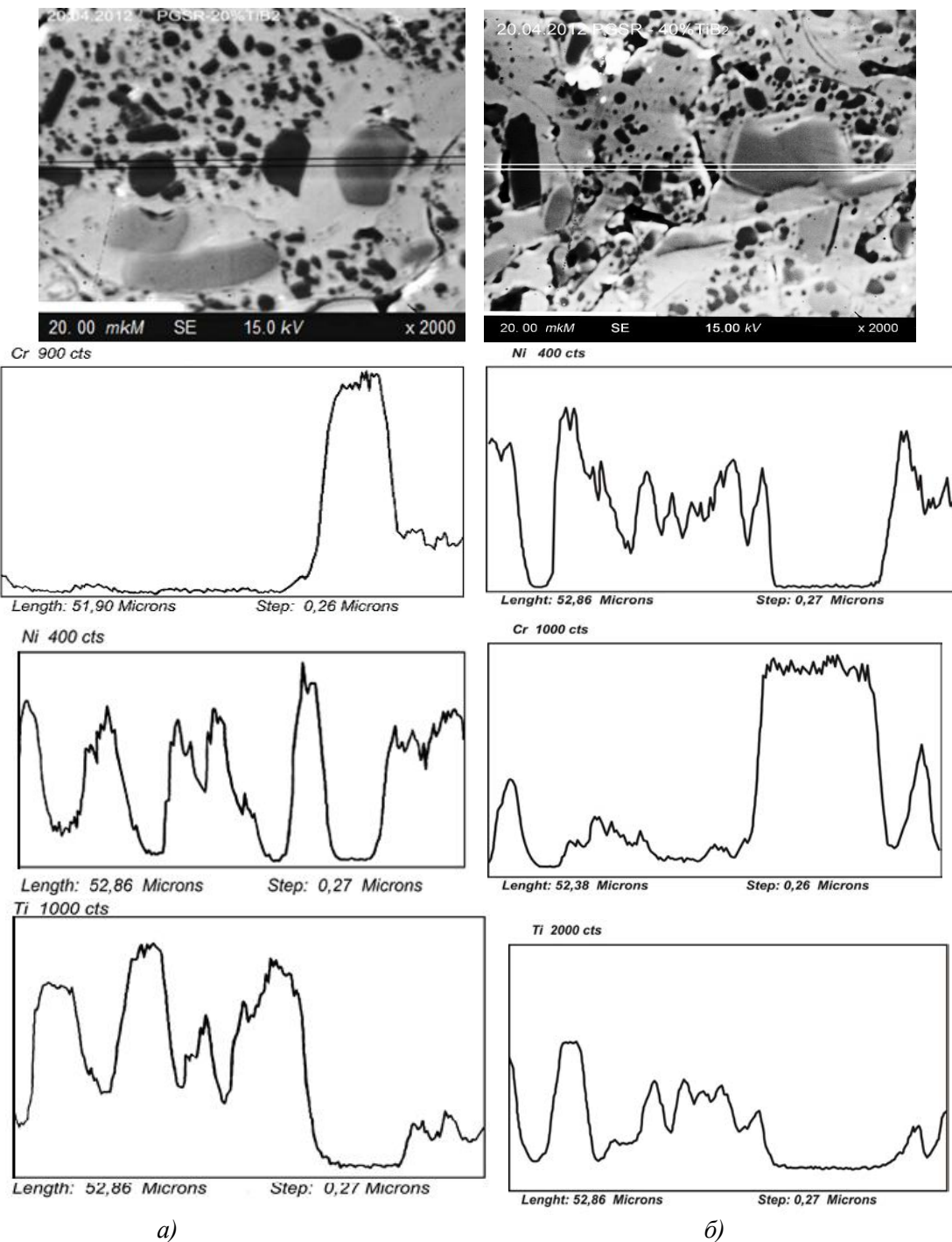


Рис. 6. Структура и распределение элементов Cr, Ni, Ti в покрытиях: а) НХТБ20; б) НХТБ40
© О.П.Уманський, О.Є.Терентьев, М.С. Стороженко, І.С. Марценюк

Выводы: В результате выполнения данной работы методами порошковой металлургии получены композиционные порошковые материалы для газотермического напыления на основе самофлюсующегося сплава (Ni-Cr-Si-B-C) с добавками TiB_2 в количестве 10 – 40%, а так же отработаны оптимальные режимы их нанесения плазменным способом и получены опытные образцы покрытий. Исследованы закономерности влияния этих добавок на формирование структурно-фазового состава порошков и получаемых из них покрытий.

Установлено, что порошки НХТБ, прошедшие жидкофазное спекание в вакууме, очищаются при переплавке, вследствие чего в покрытиях уменьшается содержание оксидных плёнок и улучшается когезионная связь микрочастиц в покрытии, что приводит к снижению их выкрашивания в процессе трения.

Установлено, что во время высокотемпературного жидкофазного спекания порошковых материалов НХТБ, в расплаве металлической составляющей композиции (Ni-Cr-Si-B-C) - TiB_2 происходит образование и консолидация в блоки новых фаз на основе сложных боридов хрома с повышенной микротвёрдостью. Эти процессы обусловлены частичным растворением диборида титана и появлением в расплаве избыточного количества бора, который взаимодействует с хромом матрицы. Таким образом меняя технологические параметры спекания порошков, количество и состав добавок можно управлять составом и количеством этих фаз, а значит и служебными характеристиками плазменных покрытий.

Определено оптимальное количество вводимой упрочняющей добавки TiB_2 для плазменных покрытий в системе (Ni-Cr-B-Si-C) - TiB_2 . Для порошков НХТБ - это состав НХТБ20 с содержанием TiB_2 20% весовых (32% объёмных). Дальнейшее увеличение количества упрочняющей фазы может привести к повышению хрупкости плазменных покрытий из-за недостатка в сотаве пластичной металлической связки. Кроме того, уменьшение в композиции металлического связующего приводит к снижению количества синтезированных карбоборидных фаз с повышенной микротвёрдостью.

Покрытия из материалов НХТБ отличаются высокой плотностью, обладают гетерофазной структурой с большим количеством высокопрочных и твёрдых дисперсноупрочняющих включений и могут быть рекомендованы для использования в узлах трения с повышенной износостойкостью. Изучение стойкости к износу разработанных покрытий в различных условиях эксплуатации, является предметом дальнейших исследований авторского коллектива.

1. Гадалов В.Н., Самойлов В.В., Лыткин А.И. Электроискровые покрытия из самофлюсующихся материалов на никелевой основе на быстрорежущей стали // Успехи современного естествознания. – 2009. – № 5 – С. 43-45
2. Борисов Ю.С., Борисова А.Л. Плазменные порошковые покрытия / Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова. – К.: Техніка, 1986. – 233 с.
3. Борисов Ю.С. Газотермические покрытия из порошковых материалов: справочник / Ю.С. Борисов, Ю.А. Харламов, С.А. Сидоренко, Е.Н. Ардатовская. – К.: Техніка, 1987. – 544 с.
4. Гершензон С.М., Толстов Н.А., Клинская Н.А. и др. Исследование износостойких покрытий на основе никелевых сплавов в условиях гидроабразивного изнашивания // В сб. Повышение качества и эффективности процессов сварки и наплавки. Киев. – 1984. С. 58-59.
5. Клинская-Руденская Н.А., Кузьмин Б.П. О влиянии тугоплавких добавок на структуру и свойства покрытий из самофлюсующихся сплавов ПГ-10К-01 и ПГСР-3 // Физика и химия обработки материалов. 1996. – №1. С. 55-61.
6. Ютиская-Руденская Н.А., Копысов В.А., Коцот С.В. Особенности композиционных покрытий на основе Ni-Cr-B-Si сплавов. Исследование износостойкости покрытий // Физика и химия обработки материалов. 1994. – № 6. С. 52-57.
7. Kulu P. Recycled hard metal-base wear-resistance composite coatings [Text] / P. Kulu, J. Halling. // Journal of Thermal Spray Technology. – 1998. – V.7. – P. 173-178.
8. Клинская-Руденская Н.А., Копысов В.А. Сравнительный анализ композиционных покрытий на основе сплавов Ni-Cr-B-Si с тугоплавкими боридами, полученными различными способами // Физика и химия обработки материалов. 1995. №3. С. 63-68.
9. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения: справочник / Г.В. Самсонов, И.М. Винницкий – М.: Металлургия, 1976. – 557 с.
10. Кудинов В.В. Плазменные покрытия, - М., Наука, 1977. – 184 с.
11. Хасуй А. Наплавка и напыление/ Хасуй А., Моригаки О. – М. Машино-строение, 1985. – 238 с.
12. Иванько А.А. Твёрдость. Справочник. – Киев, Наукова думка, 1968. – 127 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК.669.15., 536.413

В.В. Федоров, І.В. Наговська

ВПЛИВ ДОМІШОК ВТІЛЕННЯ НА МАГНІТНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В НІКЕЛІ, СПЛАВАХ СИСТЕМИ Fe - Ni ТА ІНТЕРМЕТАЛІЧНИХ СПОЛУКАХ SmCo₅ І Dy₂Fe₁₇

У статті проведено дослідження впливу водню на параметри магнітних перетворень у Ni та сплавах системи Fe-Ni за наявності в них атомного впорядкування. Встановлено сумісний вплив водню та вуглецю на температуру Кюрі та магнітну і фононну складові електроопору інвару (сплав H36). Показано вплив водню на міжатомну взаємодію у гідридотвірних феро- та ферромагнітних сполуках SmCo₅ і Dy₂Fe₁₇.

Ключові слова: водень, вуглець, магнітне перетворення, температура, інвар, електроопір, магнітострикція. Форм. 6. Табл. 2. Рис. 6. Літ. 18.

В.В. Федоров, И.В. Наговска

Влияние примесей внедрения на магнитные превращения в никеле, сплавах системы FeNi и интерметаллических соединениях SmCo₅ и Dy₂Fe₁₇

В статье проведено исследование влияния водорода на параметры магнитных превращений в Ni и сплавах системы Fe-Ni при наличии в них атомного упорядочения. Установлено совместное влияние водорода и углерода на температуру Кюри, а также магнитную и фононную составляющие электросопротивления Показано влияние водорода на межатомное взаимодействие в гидридообразующих ферро- и ферромагнитных соединениях SmCo₅ и Dy₂Fe₁₇.

Ключевые слова: водород, углерод, магнитное превращение, температура, инвар, электросопротивление, магнитоотрицательность.

V. Fedorov, I. Nagovska

Hydrogen effect on magnetic transformation of nickel, alloys Fe-Ni and intermetallic compounds SmCo₅ and Dy₂Fe₁₇

In this article has been investigated hydrogenation effect on magnetic transformation parameters in Ni and alloys of system FeNi with existence of atomic ordering in them. It was also found influence of H and C on Curie temperature and of both magnetic and phonon components of electric resistance of invar (alloy H36). It was shown influence of hydrogen on interatomic interaction in ferromagnetic and ferrimagnetic hydrides SmCo₅ and Dy₂Fe₁₇.

Keywords :hydrogen, carbon ,magnetic transformation, temperature, invar, electric resistance, magnetostriction.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Застосування водню як технологічного середовища у процесі обробки функціональних матеріалів на основі d-перехідних і рідкісноземельних металів (РЗМ) ґрунтується на закономірностях його впливу на існуючі в них магнітні і поліморфні перетворення та процеси атомного впорядкування [1]. Такі матеріали, маючи особливу електронну структуру, володіють низкою цінних фізичних властивостей і знайшли широке застосування у техніці як сталі магніти, інвари, магнітостриктори тощо. Тому для оптимізації умов проведення їх водневої обробки необхідно послідовно розглянути закономірності формування магнітного порядку при переході від чистих наводнених металів до сплавів.

Об'єктом дослідження вибрали нікель (як модельний матеріал), сплави систем Fe-Ni (до 50 мас.% Ni) та інтерметалічні сполуки SmCo₅ і Dy₂Fe₁₇.

Залізонікелеві сплави інварної області концентрацій (30...45% Ni) характеризуються аномаліями фізичних властивостей, найважливішими з яких є "інварне зміцнення" - різке зростання міцнісних параметрів внаслідок фазового переходу парамагнетик - феромагнетик та низькі значення температурного коефіцієнта лінійного розширення (ТКЛР) в інтервалі 73...373 К [2]. Вказані аномалії пояснюють феромагнітною природою інварів. Припускають [3], що в області існування магнетизму теплове стискування кристалічної ґратки під час охолодження практично повністю компенсується її розширенням в результаті появи спонтанної намагніченості і залежить від величини ефективної обмінної взаємодії в сплавах. Тому вивчення процесів магнітного впорядкування має важливе значення для прогнозування і розробки нових матеріалів з заданим ТКЛР. Крім того, фізико-механічні властивості інвару значною мірою залежать від його термічної обробки і вмісту домішок. В першому випадку необхідно враховувати можливість утворення впорядкованих атомних структур, які впливають на температурний інтервал існування феромагнетизму, в другому - домішки втілення, зокрема вуглець, викликають зміну намагніченості і магнітної проникливості [2]. Отже, комбінуючи відповідну термообробку з процентним вмістом домішок, можна покращити службові характеристики інварних сплавів.

Сьогодні особлива увага дослідників спрямована на розроблення нових магнітних матеріалів на основі сплавів d-перехідних (Fe, Co) та рідкісноземельних металів (Nd, Sm, Dy, Tb), які використовуються як постійні магніти та магнітостриктори. При цьому їх наводнювання може

приводити як до зростання, так і до зменшення величини обмінної електронної взаємодії, яка визначає магнітні характеристики матеріалу. Їх величина залежить не тільки від хімічного складу сплаву, існуючих в ньому фазових перетворень, але й від умов проведення хіміко-термічної обробки у водні [4]. Крім того, за взаємодії з воднем ці сплави можуть утворювати гідриди. Тому встановлення закономірностей формування гідридних фаз і їх впливу на функціональні властивості феро- та феримагнітних сплавів на основі РЗМ має важливе значення для подальшого розвитку гідридного матеріалознавства.

Мета дослідження – визначити закономірності впливу водню на параметри магнітних перетворень в Ni і сплавах системи Fe–Ni, встановити взаємовплив втілених атомів водню і вуглецю на температуру точки Кюрі і ТКЛР в інварному сплаві НЗ6 та дослідити вплив розчиненого водню на формування магнітного порядку в інтерметалічних сполуках на основі РЗМ.

Методика експерименту. Процеси магнітного впорядкування в Ni та досліджуваних сплавах вивчали методом електропровідності на змінному струмі з використанням автоматичного компенсатора [5], який дозволяє отримувати неперервні залежності зміни електроопору від температури в широкому діапазоні частот вимірювального струму (до 200 кГц). Вибір цього методу зумовлений тим, що застосування високих частот приводить до появи на температурних залежностях $R(T)$ аномалії (максимуму) електроопору, параметри якої характеризують феромагнітне перетворення [6], а електроопір зразків на змінному струмі 50 Гц може служити індикатором формування як магнітних, так і впорядкованих атомних структур [7]. Зміну параметра кристалічної ґратки під час науглецьовування інвару визначали на рентгенівській установці ДРОН 3,0 в FeK_{α} -випромінюванні, а ТКЛР вимірювали високотемпературним дилатометром. Вплив домішок втілення на міцнісні властивості інвару досліджували на установці ИМАШ (20-75) згідно з методикою, описаною в [8].

Досліджували вплив вуглецю (до 0,3 мас.%) та термічної обробки у водні на кінетику магнітного і атомного впорядкування в інварному сплаві НЗ6, який виплавляли в високочастотній індукційній печі і насичували вуглецем, додаючи в тигель графіт з наступною розливкою металу. Попередньо зразки після 30 хв. відпалу при 1173 К загартовували у воді. Дослідження електроопору проводили в інтервалі температур 293...573 К із середньою швидкістю нагріву та охолодження 20 град./хв. у вакуумі (10^3 Па) і атмосфері газоподібного водню (0,1 МПа).

Інтерметалічні сполуки $SmCo_5$ і Dy_2Fe_{17} , які за наводнювання гідридно окрихчуються, виплавляли в дуговій печі і проводили їх попередній помел у планетарному млині "Pulverisette-6" (Німеччина), після чого отриманий порошок пресували і спікали зразки для вимірювання електроопору і константи магнітострикції, яку визначали оптичним методом за допомогою лазерного інтерферометра.

Результати досліджень та їх обговорення. Основні результати роботи отримані методом електропровідності на змінному струмі, який дає можливість чітко зафіксувати критичні температури фазових перетворень у феромагнітних металах та сплавах і виділити магнітну складову ρ_m з повного питомого електроопору ρ_T [9], який згідно правила Матіссена можна записати у вигляді суми

$$\rho_T = \rho_0 + \rho_{\phi} + \rho_m \quad (1)$$

Тут ρ_0 – залишковий опір, зумовлений розсіянням електронів провідності на домішках, який можна знайти екстраполяцією температурної залежності ρ_T до $T = 0$ К. Фононна частка електроопору ρ_{ϕ} зумовлена тепловим рухом атомів і з великою точністю за температур менших точки Кюрі T_c описується інтерполяційною формулою Грюнайзена

$$\rho_{\phi} = A(T/\Theta)^5 \cdot \int_0^{\Theta/T} y^5 (e^y - 1)^{-1} (1 - e^{-y})^{-1} dy \quad (2)$$

де Θ – температура Дебая, A – постійна для даного металу. Оскільки за температур вище точки Кюрі магнітна складова електроопору не залежить від температури [3], а формула (2) скорочується до $AT/4\Theta$, то повний високотемпературний електроопір феромагнетиків запишеться у вигляді

$$\rho_T = \rho_0 + \rho_m + AT/4\Theta \quad (3)$$

де ρ_0 і ρ_m постійні. Це дозволяє за кутовим коефіцієнтом $d\rho/dT$ при високих температурах з рівняння прямої (3) розрахувати $A/4\Theta$, а за низькотемпературним електроопором визначити ρ_0 . Таким чином, графічно віднявши суму фононного і залишкового опорів як функцію температури від повного електроопору, можна отримати температурну залежність зміни його магнітної складової. Ця методика була застосована нами для розділення відносної зміни електроопору $Z = \Delta R/R_0$ феромагнетиків змінному струму частотою 50 Гц.

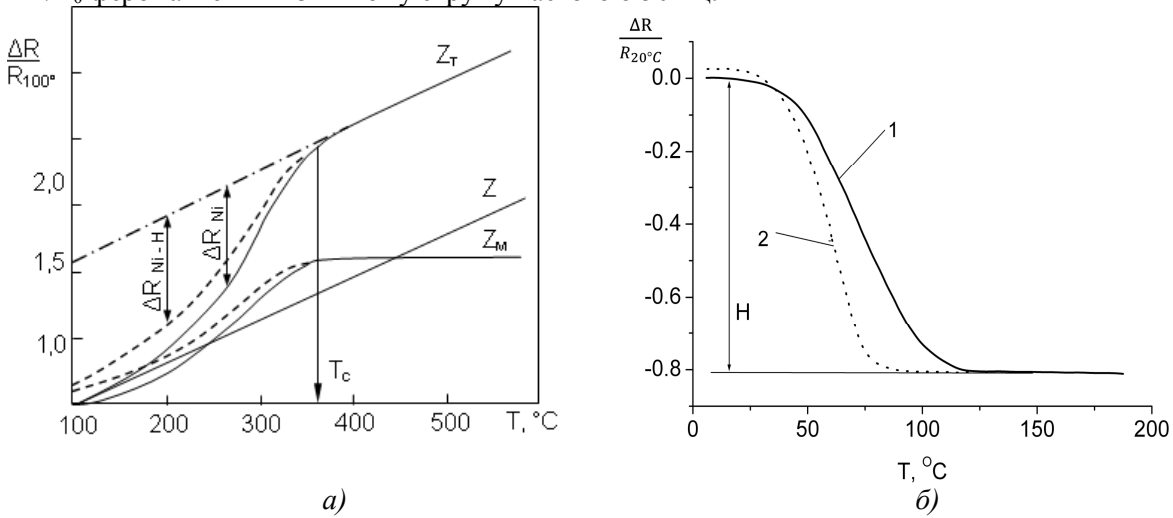


Рис.1. Температурні залежності зміни повного електроопору Z_T , та фононної Z_ϕ і магнітної Z_M складових нікелю (а) [4] та сплаву FeNi(30%) на частоті змінного струму 15 кГц у вакуумі (1) та водні (2) (б)

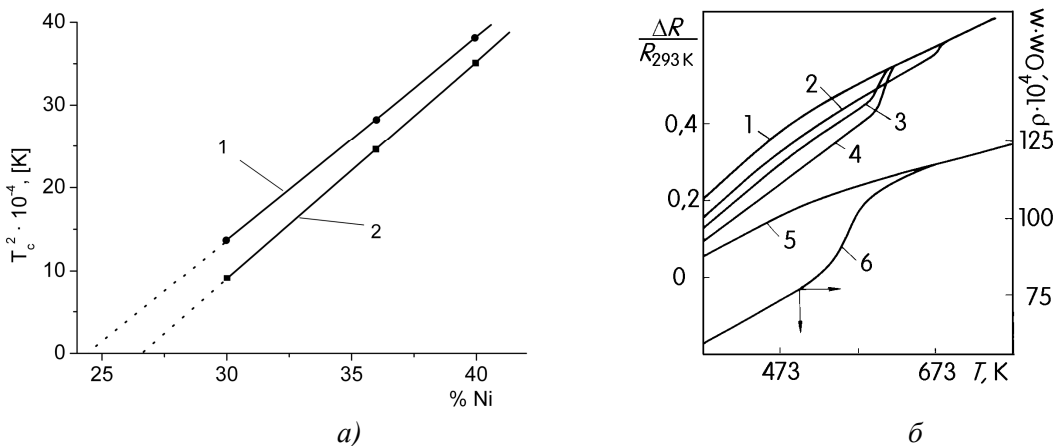


Рис.2. Зміна T_c^2 сплавів системи Fe-Ni в залежності від концентрації Ni у вакуумі (1) і водні (2) (а) [10] та температурні залежності електроопору монокристалічних зразків сплаву Н36 у вакуумі (1, 5), водні (2-4) та після нейтронного опромінення (б) [1].

Модельним об'єктом дослідження впливу водню на магнітну і фононну складові електроопору вибрали нікель. Вимірювання температурної зміни його електроопору показало (рис.1а, пунктир), що у наводненому металі ця характеристика зростає. При цьому всі зміни обмежені температурною областю існування феромагнетизму. Оскільки зменшення електроопору феромагнітних металів порівняно з неферомагнітними (штрих пунктир на рис.1а) пропорційне квадрату величини спонтанної намагніченості ($\Delta R / R_0 = J_s^2 / 9$) [3] і при підході до температури точки Кюрі T_c вплив водню поступово зникає, це свідчить, на нашу думку, про зміну J_s в системі Ni-H. Причому зростання електроопору за наводнювання вказує на її зменшення. Підтвердження цього висновку отримано при розділенні електроопору наводненого нікелю – всі зміни пов'язані з магнітною складовою Z_M , а фононна у всьому дослідженому температурному інтервалі залишається без змін (рис. 1а).

Згідно літературних даних [3], максимальних змін фізичних властивостей слід очікувати, коли вміст одного з компонентів у сплаві є критичним з точки зору існування феромагнетизму.

Для системи Fe-Ni – це концентрація нікелю 30...50 мас.%. Такі сплави досліджували з використанням змінного струму звукового діапазону частот (5...30 кГц). В цьому випадку на температурних залежностях електроопору з'являється аномалія – різке зменшення $\Delta R / R_0$ при підході до температури точки Кюрі T_c , що дозволяє визначити її зміну за наводнювання (рис.1б). Для пояснення отриманих результатів використали лінійну залежність квадрату температури точки Кюрі від вмісту нікелю, яка має місце в досліджуваній області діаграми стану системи Fe-Ni (рис.2а) [10]. Порівняння залежностей T_c^2 у вакуумі і водні показало, що критична концентрація нікелю, за якої середній магнітний момент сплаву перетворюється в нуль, швидше досягається у водні. Оскільки ефективна обмінна енергія в точці Кюрі рівна тепловій енергії, що надається зразкам за нагрівання ($A_{\text{еф.}} = K_B \cdot T_c$), де K_B – стала Больцмана, це дозволило розрахувати її зменшення за наводнювання чистого нікелю. Встановлено [10], що за вмісту водню $H/Me = 10^{-4}$ $\Delta A_{\text{еф.}}$ рівне 0,006 еВ.

Оскільки існує тісний зв'язок між процесами атомного впорядкування на вузлах та в міжвузлях кристалічної ґратки, вивчали вплив домішок втілення на кінетику формування впорядкованих атомних надструктур у сплаві НЗ6 (Fe – осн., Ni – 35,7, Mn – 0,50, Si – 0,26, С – 0,01, S – 0,005, Р – 0,001). В інварній області концентрацій системи Fe-Ni однозначно встановлено утворення впорядкованої надструктури FeNi з критичною температурою Курнакова T_k біля 573 К та мікрообластей ближнього атомного порядку типу Fe_3Ni [11]. Теоретичне вивчення впливу домішок втілення на процес їх формування показало [12], що тут температура Курнакова зростає і описується формулою

$$T_{kc} = T_k + \frac{1 + 3\tau_0}{K} \cdot \frac{\omega_{ABC}^2}{W} \cdot C_c, \quad (4)$$

де параметр τ_0 залежить тільки від складу сплаву, ω_{ABC} - енергія зв'язку втілених атомів з атомами на вузлах, W - енергія впорядкування, C_c - концентрація домішки, K - постійна Больцмана. Таким чином, якщо відомі експериментальні дані про залежність T_k від вмісту домішки, то, виходячи з формули (4), можна розрахувати енергії впорядкування і міжатомної взаємодії в сплаві:

$$W = -\frac{k \cdot T_k}{C_A(1 - C_A)(1 + \tau_0)}, \quad \omega_{ABC}^2 = \frac{k(T_{kc} - T_k) \cdot |W|}{C_c(1 + 3\tau_0)} \quad (5)$$

Дослідженням кінетики атомного впорядкування у сплаві НЗ6 встановлено, що вуглець зумовлює зростання T_k надструктури FeNi, яке при максимальній концентрації С 0,26 мас.% складає 12...15 К. Для водню температура Курнакова залишається незмінною [7], що можна пояснити його малою концентрацією $H/Me = (5...8) \cdot 10^{-4}$. Незмінність T_k після водневої обробки можна також трактувати, виходячи з того, що складові, які входять у рівняння енергії міжатомної взаємодії $\omega_{FeNiH} = V_{FeH} - V_{NiH}$ [12], рівні між собою, що свідчить про однаковий антиферромагнітний механізм фізичної взаємодії атомів водню з компонентами сплаву. Розрахунки за формулами (5) показали, що енергія атомного впорядкування у сплаві НЗ6 складає $W = -3,35 \cdot 10^{-20}$ Дж, а результуюча енергія міжатомної взаємодії для вуглецю $\omega_{FeNiC} = -4,45 \cdot 10^{-20}$ Дж.

Вплив наводнювання на кінетику формування надструктури FeNi вивчали, порівнюючи температурні залежності електроопору після термообробки в вакуумі ($10^{-3} \dots 10^{-4}$ Па) та водні ($P_{H_2} = 10^5$ Па). Встановлено (рис. 2б), що відпал монокристалічних зразків сплаву НЗ6 у вакуумі при 573 К протягом 30 год. не змінює монотонного характеру залежності $R(T)$ (крива 1), хоча для появи ознак атомного впорядкування у водні (різкий спад електроопору) достатньо 30 хв. витримки при тій же температурі (крива 2). Із збільшенням часу ізотермічного відпалу до 1 год. (крива 3) температура фазового переходу зміщується від 683 до 573 К. При цьому має місце підвищення ступеня дальнього атомного порядку η , на що вказує подальше зниження електроопору в результаті впорядкування (крива 4, відпал у водні 30 год), величина якого пропорційна η^2 [13]. Перші ознаки утворення впорядкованої структури у полікристалічних зразках сплаву НЗ6 спостерігаються після 6 год водневого відпалу. Слід відмітити, що отримані залежності зміни електроопору якісно збігаються із встановленими раніше [1] після нейтронного опромінення (криві 5, 6). Спостережувані відмінності в температурних залежностях електроопору після водневої обробки і нейтронного опромінення зумовлені, на наш погляд, неадекватним впливом вказаних факторів на кінетику впорядкування сплаву НЗ6 – під опроміненням збільшується кількість дефектів кристалічної структури, а в присутності розчиненого водню зростає їх рухливість [14]. Основний

результат проведених досліджень полягає у незмінності T_K в процесі водневої обробки за інтенсифікації атомного впорядкування, на що вказує зменшення електроопору (рис. 2б).

У феромагнітних сплавах, що впорядковуються, існує тісний зв'язок між енергією атомного впорядкування, спонтанною намагніченістю і температурами Кюрі та Курнакова [15]. Причому спонтанна намагніченість зменшує коефіцієнти самодифузії і взаємодифузії компонентів у сплавах, а взаємозв'язок між температурою Кюрі T_C і ступенем дальнього атомного порядку якісно виражається співвідношенням

$$T_C = 2(3R + \alpha \cdot \eta^2) / K_B, \quad (6)$$

де $\alpha = 2J_{AB} - J_{AA} - J_{BB}$, $R = a^2J_{AA} + b^2J_{BB} + 2abJ_{AB}$ – параметри, що характеризують обмінну взаємодію в бінарному сплаві АВ, а a і b – атомні концентрації компонентів. Знаючи зміну T_C під час впорядкування, можна оцінити зміну параметра дальнього атомного порядку η . Вимірювання температурних залежностей електроопору дозволило встановити, що T_C після водневої обробки на впорядкування підвищується на 18...20 К. Враховуючи, що $J_{Fe-Fe} = -9$ МеВ, $J_{Ni-Ni} = 52$ МеВ, $J_{Fe-Ni} = 39$ МеВ [15], на основі співвідношення (6) визначили, що під впливом розчиненого водню концентрацією $H/Me = (5...8) \cdot 10^{-4}$ величина η у сплаві НЗ6 зростає майже на 25%.

Необхідною умовою існування феромагнетизму в металах є наявність обмінної електронної взаємодії, позитивний знак якої досягається лише в певному інтервалі значень параметра ґратки. Змінюючи його величину шляхом легування, можна впливати на спонтанну намагніченість сплавів і, тим самим, розширити температурні границі застосування інвару як матеріалу з мінімальним ТКЛР. В досліджуваному інтервалі концентрацій вуглецю (до 0,3 мас.%) параметр ґратки сплаву НЗ6 лінійно зростає (рис. 3, крива 1). Щоб в'яснити, як тут змінюється кінетика феромагнітного перетворення, вивчали аномалію електроопору, яка з'являється в околі температури точки Кюрі при вимірюванні на змінному струмі частотою 15 кГц (рис. 1б). Для інтерпретації отриманих результатів використані наступні параметри [6]:

- висота максимуму H (див. рис.1б), яка являє собою різницю його значень у початковій та кінцевій точках феромагнітного перетворення і є пропорційною поверхневій магнітній проникливості матеріалу;
- температура феромагнітного перетворення T_C , яку визначали як точку перетину дотичної, проведеної на ділянці найбільш різкого спаду електроопору і проектрапольованої з парамагнітної області залежності $R(T)$;
- різниця температур ΔT максимуму аномалії і точки Кюрі, яка характеризує структурну однорідність досліджуваного матеріалу (збіг цих температур відповідав би ідеальному кристалу).

Температурні залежності відносної зміни електроопору зразків з різним вмістом вуглецю характеризуються гістерезисом під час нагріву і охолодження (рис.4а). Визначені на їх основі температури Кюрі наведено в табл. 1. Отримані результати однозначно вказують на ріст температури феромагнітного перетворення при науглецьовуванні сплаву, що є наслідком зростання ефективної обмінної взаємодії зі збільшенням параметра ґратки.

З ростом концентрації вуглецю ефект від впливу водню, який полягає у зменшенні температури Кюрі, посилюється, що можна пояснити і антиферомагнітною взаємодією розчинених атомів водню з атомами компонентів сплаву, і знеуглецьовуванням зразків, що в наших умовах мало ймовірно - низькі температури нагріву. Збільшення у водні висоти максимуму електроопору зумовлене прискоренням релаксації ґартувальних та магнітострикційних напружень, а також зміною поверхневого магнетизму під час хемосорбції і втілення атомів водню у ґратку металу [16]. Однак найважливішу інформацію із вимірювань у водні можна отримати, досліджуючи зміну параметра ΔT , на концентраційній залежності якого (див. рис.3, крива б) спостерігається мінімум при вмісті вуглецю 0,17 мас.%. Це свідчить про покращення структурної однорідності сплаву, очевидно, внаслідок дифузійного переміщення атомів вуглецю в γ -твердому розчині інвару і пришвидшення цього процесу розчиненим воднем [1].

На основі проведених досліджень можна припустити, що науглецьовування сплаву НЗ6 повинно розширити температурну область існування низьких значень ТКЛР. Безпосередні вимірювання (табл. 2) підтвердили це припущення, причому встановлено, що максимальне зростання верхньої границі температурного інтервалу, де зберігається значення ТКЛР $\alpha = 3 \cdot 10^{-6} K^{-1}$, має місце при концентрації вуглецю 0,17 мас.%. При цій же концентрації спостерігається мінімальне значення ТКЛР науглецьованого інвару, визначене при температурі 500 К (див. рис 3, крива 4). Щоб встановити фізичну природу знайденого ефекту, вимірювали електроопір на частоті

змінного струму 50 Гц. З метою виділення вкладу втілених атомів вуглецю у зміну обмінної взаємодії в сплаві НЗ6 використовували описану вище методику розділення електроопору на магнітну і фононну складові [4].

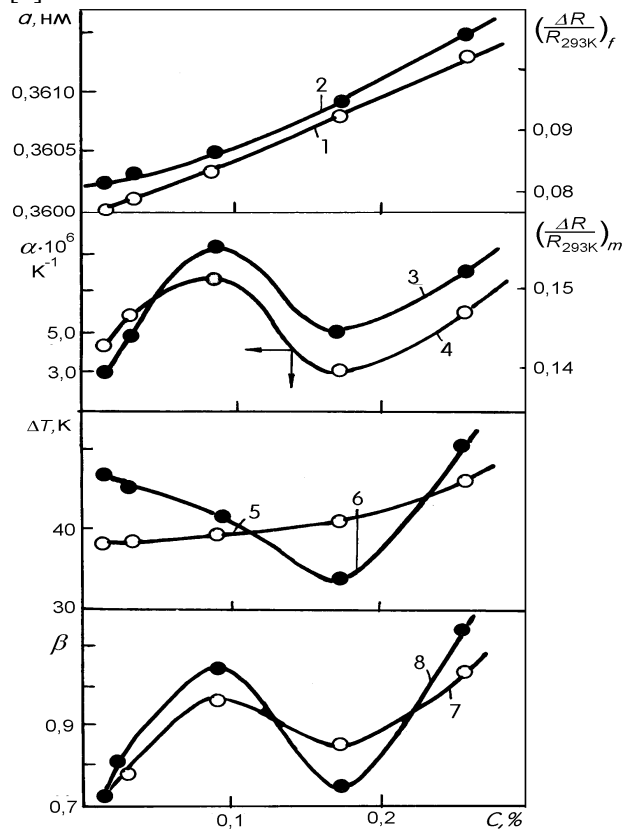


Рис. 3. Вплив вуглецю на параметр ґратки α (1), ТКЛР α (4), магнітну (2) і фононну (3) складові електроопору, параметр однорідності ΔT (5, 6) та коефіцієнт впливу обробки β (7, 8) сплаву НЗ6

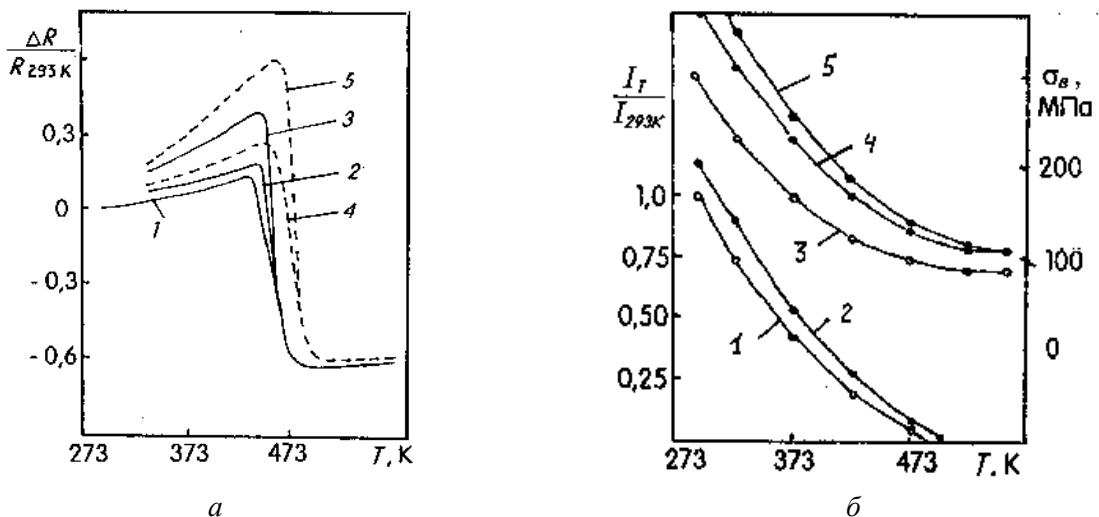


Рис. 4. Температурні залежності зміни електроопору під час нагріву (1) та охолодження у вакуумі (2, 4) та водні (3, 5) (1-3 вміст вуглецю 0,01%; 4, 5 - 0,17%) (а) та намагніченості (1, 2) і границі міцності (3-5) сплаву НЗ6 у вихідному стані (1, 3) та легованого 0,17 мас. % вуглецю до (2, 4) та після (5) водневої обробки на атомне впорядкування

Із результатів випробувань сплаву НЗ6 слідує, що зі збільшенням вмісту вуглецю магнітна складова електроопору (див. рис. 3, крива 2) монотонно зростає пропорційно зміні ефективної обмінної взаємодії і корелює з ростом параметра ґратки при навуглецьовуванні (крива 1), а фононна (крива 3) проходить через мінімум, якісно змінюючись, як і ТКЛР (крива 4).

Такий характер отриманих залежностей вказує на те, що причину появи оптимальної концентрації вуглецю (0,17 мас.%), яка покращує експлуатаційні властивості інвару, слід шукати не в зміні електронної структури під час легування, а в процесах, які відбуваються на атомному рівні і зумовлені дифузією атомів вуглецю по міжвузлях кристалічної ґратки. При цьому ріст магнітної складової електроопору пояснює підвищення верхньої температурної границі мінімального ТКЛР сплаву Н36 при науглецьовуванні.

Таблиця 1. Вплив вуглецю на температуру Кюрі сплаву Н36

Вміст вуглецю, мас. %	Температура Кюрі, К			
	На грів		Охолодження	
	вакуум	водень	вакуум	водень
0,01	475	471	475	474
0,03	478	475	479	478
0,09	486	484	496	493
0,17	491	492	503	498
0,26	504	502	520	512

Таблиця 2. Вплив вуглецю на температурну границю існування мінімального ТКЛР

Вміст вуглецю, мас. %	0,01	0,03	0,09	0,17	0,26
$T_{г.}, K$	470	455	420	500	445

Для встановлення взаємозв'язку між дифузійною рухливістю атомів вуглецю і ТКЛР проведені ізотермічні відпали загартованих зразків інвару при 393 К протягом 20 год. у вакуумі та водні. Як бачимо (крива 4), ТКЛР відпалених зразків зростає пропорційно вмісту втіленого вуглецю до його концентрації 0,09%, що корелює з даними [17], далі на залежності коефіцієнта впливу термічної обробки ($\beta = (\alpha_T - \alpha_3) / \alpha_3$, де α_T і α_3 - ТКЛР відпалених і загартованих зразків, спостерігається мінімум (крива 7). У присутності водню дифузійні процеси в інварі інтенсивніші, що підтверджується ростом β при 0,9 та 0,26 мас.% С (крива 8). Однак при 0,17% С зростання α , порівняно з вакуумом, сповільнюється. Отриманий результат можна пояснити, керуючись тим, що за вказаної концентрації вуглецю відбувається впорядкування його атомів по міжвузлях кристалічної ґратки. Цей процес стабілізує зміну ТКЛР інвару з відпалом і пришвидшується розчиненням воднем, що корелює з даними дослідження параметра ΔT (криві 5, 6).

Щоб виявити вплив атомного впорядкування на теплофізичні властивості сплаву Н36, безпосередньо вимірювали ТКЛР зразків, впорядкованих водневою обробкою. Показано, що незалежно від вмісту вуглецю, з формуванням надструктури FeNi ТКЛР зростає більш ніж на порядок (при 500 К $\alpha = (7...8) \cdot 10^{-4} K^{-1}$). Отже, застосовувати інвар як матеріал з мінімальним тепловим розширенням слід у неупорядкованому стані, легуючи його 0,17 мас.% вуглецю.

Під час дослідження впливу домішок втілення на інварне зміцнення сплаву Н36 встановлено (рис.4б), що границя міцності при науглецьовуванні зростає (крива 4) пропорційно зміні намагніченості (криві 1, 2). Фізичний механізм цього процесу полягає в наступному [18]. З охолодженням нижче температури Кюрі в залізникелевих сплавах з ГЦК-ґраткою формується неоднорідна магнітна структура, в якій присутні флуктуації спінової густини, викликані утворенням сегрегацій (1...3 нм), що складаються лише з атомів заліза. При цьому результуючий магнітний момент цих сегрегацій не збігається з напрямком спонтанної намагніченості в зразку. В області існування феромагнетизму об'єм ГЦК-ґратки інвару збільшується внаслідок появи спонтанної магнітострикції. Це приводить до виникнення значних структурних напружень навколо парамагнітних сегрегацій, збагачених атомами заліза, що й викликає зміцнення сплаву. Крім того, через магнітну неоднорідність інвару феромагнітне перетворення в ньому відбувається не в точці Кюрі, а розтягнуте за температурою. Тому з віддаленням від T_c кількість спотворених структурних мікрообластей у феромагнітній матриці зростатиме пропорційно росту спонтанної намагніченості при охолодженні, що і викликає зміну σ_B . Пластичність зразків при цьому майже не міняється ($\delta=20\%$). Легування вуглецем, змінюючи параметр ґратки інвару, посилює ефективну обмінну взаємодію в сплаві, а отже, інтенсифікує зростання границі міцності.

Оскільки склад компонентів у сплаві Н36 не відповідає стехіометричному для надструктури FeNi, то під час її формування об'ємна частка збагачених залізом мікрообластей зростатиме, посилюючи магнітну неоднорідність інвару. Експериментальна перевірка цього припущення

показала (див. рис. 4б, крива 5) що впорядкований сплав Н36 додатково зміцнюється. Отже, воднева обробка стимулює процеси атомного впорядкування не тільки на вузлах, а й у міжвузлях кристалічної ґратки інвару і дозволяє керувати його теплофізичними та міцнісними властивостями.

При вивченні впливу водню на фазово-структурний стан магнітних матеріалів на основі гідридотвірних РЗМ встановлено [4], що водень, як технологічне середовище, в якому проводять хіміко-термічну обробку, здійснює позитивний вплив на їх експлуатаційні характеристики. Однак

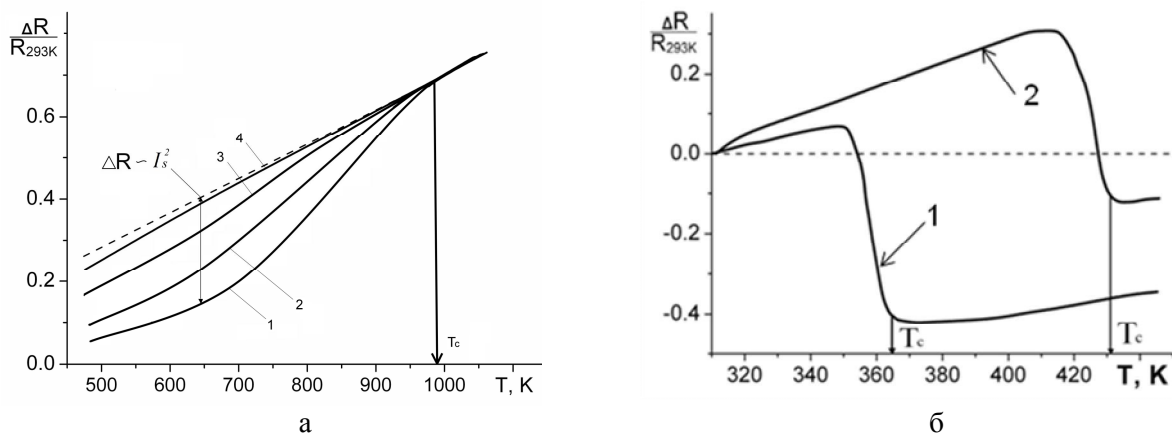


Рис. 6. Вплив термоцикування у водні на електроопір сплаву SmCo_5 : 1–вихідний; 2–1 цикл; 3–3 цикли; 4–5 циклів (а) та температурна зміна електроопору сполуки $\text{Dy}_2\text{Fe}_{17}$ (1 – вакуум, 2 – водень)

вимірювання температурних залежностей електроопору феромагнітного сплаву SmCo_5 на змінному струмі частотою 50 Гц показали (рис.6а), що за наводнювання ця характеристика зростає і її зміни обмежені температурною областю існування феромагнетизму, що свідчить про зменшення спонтанної намагніченості J_s в системі $\text{SmCo}_5 - \text{H}$ (криві 2–4). Отже, термоцикування у водні різко погіршує магнетизм феромагнітних сплавів на основі РЗМ. Тому для цього класу функціональних матеріалів застосовують інший спосіб водневої обробки – процес ГДДР (гідрування–диспропорціонування–десорбція–рекомбінація) [4], суть якого полягає у тому, що після водневої обробки здійснюють дегазацію зразків.

На відміну від феромагнітних сплавів системи Sm-Co, які є основою створення сталей магнітів, феромагнітні інтерметалічні сполуки, наприклад, $\text{Dy}_2\text{Fe}_{17}$, широко застосовуються в якості магнітострикційних матеріалів. У цьому випадку процес ГДДР описується реакцією: $\text{Dy}_2\text{Fe}_{17} + \text{H}_2 \rightarrow \text{Dy}_2\text{Fe}_{17}\text{H}_x \rightarrow \text{DyH}_y + \text{Fe}$ і досліджувану сполуку не потрібно дегазувати, а навпаки – слід зупинити процес ГДДР на стадії гідрування – диспропорціонування. Це зумовлено тим, що її електронна структура складається з двох магнітних підґраток – заліза і диспрозію з протилежно спрямованими магнітними моментами, різниця яких створює результуючу намагніченість $M_{\text{Fe}} - M_{\text{Dy}} = J_s$, якій відповідає температура точки Кюрі $T_c = 363 \text{ K}$. При цьому після наводнювання константа магнітострикції зростає від 540 до $660 \cdot 10^{-6}$. Фізичний механізм її поліпшення у наводненій сполуці $\text{Dy}_2\text{Fe}_{17}$ полягає у наступному. За утворення гідриду DyH_y 5d – електрони Dy, які до цього взаємодіяли з 3d – електронами Fe, утворюють хімічні зв'язки з 1s – електронами H, що призводить до зростання кількості некомпенсованих 3d – електронів Fe, наслідком чого є збільшення температури точки Кюрі з 363 до 433 K (рис.6б).

Висновки. Розчинення водню призводить до зменшення спонтанної намагніченості, температури магнітного перетворення та ефективної обмінної взаємодії в Ni та сплавах систем Fe-Ni і Sm-Co, що є наслідком зменшення кількості некомпенсованих d – електронів, які відповідають за ковалентну складову сил міжатомного зв'язку, внаслідок чого спостерігається пришвидшення дифузійних процесів.

Вперше встановлено, що під впливом розчиненого водню ступінь атомного порядку η впорядкованої структури FeNi у сплаві Н36 зростає майже на 25%.

Показано, що легування сплаву Н36 вуглецем (до 0,3 мас.%) призводить до зростання температур Кюрі T_c і Курнакова T_k . При цьому за наводнення T_c зменшується, а T_k залишається без змін. Визначена оптимальна концентрація вуглецю (0,17 мас.%), яка поліпшує експлуатаційні властивості інвару.

Встановлено, що наводнювання інтерметалічної сполуки Du_2Fe_{17} призводить до зростання температури точки Кюрі. При цьому константа магнітострикції зростає від 540 до $660 \cdot 10^{-6}$.

1. *Похмурський В.І., Федоров В.В.* Вплив водню на дифузійні процеси в металах. – Львів: ФМІ НАНУ, 1998. – 207 с.
2. *Захаров А. И., Захаров Е. Х., Жуков Л. Л.* Прецизионные сплавы с упругими, тепловыми и электрическими аномалиями // *Металлургия: стали, сплавы, процессы.* – М.: *Металлургия.* – 1982. – С. 136-144.
3. *Вонсовский С.В.* Магнетизм. – М.: *Наука,* 1971. – 1024 с.
4. *Федоров В.В., Булик І.І., Панасюк В.В.* Водень як технологічне середовище для виготовлення сталих магнетів на основі сплавів РЗМ // *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* – 2009. – №2. – С. 111-120.
5. *Приборы и устройства для измерения, контроля и автоматизации производственных процессов.* – К.: *Наук. думка,* 1976. – 58 с.
6. *Похмурский В.И.* Применение метода электропроводности для исследования термостабильности систем "металл-покрытие" / В. И. Похмурский, В. В. Федоров, О. Р. Соколовский и др. // *Физ.-хим. механика материалов* - 1986. - №2. – С. 73-75.
7. *Федоров В. В., Антонец П. Н., Никифоров Ю. Д.* Влияние водорода на процессы атомного упорядочения в сплавах на основе переходных металлов. – Львов, 1988. – 53 с. – (Препр./ АН УССР. Физ.-мех. ин-т ; №146).
8. *Максимович Г.Г.* Микромеханические исследования свойств металлов и сплавов. – К.: *Наук. думка,* 1974. – 240 с.
9. *Федоров В.В., Сидоренко В.М.* Влияние водорода на магнитную и фононную составляющие относительного изменения электросопротивления никеля и железа // *Физ. – хим. мех. материалов.* – 1978. – №2. – С. 118–120.
10. *Похмурский В.И., Федоров В.В.* Некоторые особенности влияния водорода на магнитные и структурные превращения в переходных металлах и сплавах на их основе // *Физ. – хим. мех. мат.* - 1981. – №1. – С. 3–11.
11. *Алиев С.С.* Низкотемпературные фазовые превращения в железоникелевых сплавах при облучении электронами / С. С. Алиев, П. Л. Грузин, А. З. Меньшиков и др. // *Металлофизика.* -1985. - №5.-С. 80-86.
12. *Бугаев В.Н.* Упорядочение атомов в бинарном сплаве замещения с ГЦК-решеткой при наличии примеси внедрения / В. Н. Бугаев, З. А. Матисина, М. И. Милян и др. // *Изв. вузов. Физика.* – 1983. -№7. – С. 90-96.
13. *Смирнов А.А.* Теория электросопротивления сплавов.- К.: *Изд-во АН УССР,* 1960. – 48 с.
14. *Сидоренко В.М.* Ускорение процессов самодиффузии в металлах под влиянием растворенного водорода / В. М. Сидоренко, В. В. Федоров, Л. В. Барабаш, В. И. Похмурский // *Физ.-хим. механика материалов.* – 1977. – №6. – С. 27-30.
15. *Смирнов А.А.* Теория сплавов внедрения. – М.: *Наука,* 1979. – 365 с.
16. *Федоров В.В.* Исследование поверхностной активности газов методом электропроводности на переменном токе / В. В. Федоров, Б. Ф. Качмар, П. Н. Антонец, А. Л. Бичуя // *Физ.-хим. механика материалов.* – 1979. – №5. – С. 112-113.
17. *Захаров А.И.* Изменение температурного коэффициента линейного расширения и периода решетки инвара в результате искусственного старения / А. И. Захаров, Б. В. Мологиллов, Л. В. Пастухова и др. // *Изв. АН СССР. Метал.* – 1976. – №2. – С. 145-146.
18. *Сагарадзе В.В.* Влияние магнитного упорядочения на свойства аустенитных сплавов / В.В. Сагарадзе, Н.Д. Земцова, Е.И. Старченко и др. // *Физика металлов и металловед.* – 1983. – №1. – С. 113-124.

Стаття надійшла до редакції 01.05.2013.

УДК 627.762

О.І. Хоменко, Г.А. Баглюк

ОСОБЛИВОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ АКУСТИЧНИХ МЕТОДІВ ВИЗНАЧЕННЯ ОБ'ЄМУ ПОРОШКОВИХ ДЕТАЛЕЙ ДОВІЛЬНОЇ ФОРМИ

У статті розглянуто методи вимірювання об'єму пористих порошкових деталей, основані на пружних властивостях стовпа повітря у замкненому об'ємі. Ці методи принципово не потребують занурення деталей у рідину, як при гідростатичному зваженні. Проаналізовані причини малого розповсюдження таких методів та типові помилки при практичній реалізації пристроїв, що базуються на таких методах. Наведені результати лабораторних випробувань робочого макету пристрою для вимірювання об'єму порошкових деталей.

Ключові слова: порошкова металургія, гідростатичне зважування, пористість, акустичний резонанс, амплітудно-частотна характеристика, фазочастотна характеристика.

Форм. 6. Рис. 4. Літ. 2.

А.И. Хоменко, Г.А. Баглюк

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ АКУСТИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОБЪЕМА ПОРОШКОВЫХ ДЕТАЛЕЙ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ФОРМЫ

В статье рассмотрены методы определения объема пористых порошковых деталей, основанные на упругих свойствах столба воздуха. Эти методы принципиально не требуют погружения деталей в жидкость, как при гидростатическом взвешивании. Проанализированы причины малого распространения таких методов и типичные ошибки при практической реализации устройств, базирующихся на них. Приведены результаты лабораторных испытаний рабочего макета устройства для измерения объема порошковых деталей.

Ключевые слова: порошковая металлургия, гидростатическое взвешивание, пористость, акустический резонанс, амплитудно-частотная характеристика, фазочастотная характеристика.

A. Khomenko, G. Baglyuk

FEATURES OF ACOUSTIC METHODS USAGE FOR ARBITRARY SHAPE POWDER DETAILS VOLUME MEASUREMENT

This paper deals with porous powder details volume measurement based upon the column of air elastic properties. These methods in principle don't expect immersing details into liquid like hydrostatic weighting do. The reasons of low propagation of such methods as well as typical faults of their practical realization are analysed. Results of volume measuring device model laboratory tests are done.

Keywords: powder metallurgy, hydrostatic weighting, porosity, acoustic resonance, gain-frequency characteristics, phase-frequency variation.

Постановка проблеми. Густина тіла є базовою характеристикою матеріалу, яку, в свою чергу, неможливо визначити без вимірювання об'єму деталі, виробу чи дослідного зразку. Стандартним методом визначення об'єму тіл довільної або неправильної форми є гідростатичне зважування. Недоліками цього методу є складність, копіткість та необхідність занурювати тіло у рідину. Останній недолік є дуже суттєвим і принципово неусувним, особливо якщо з якихось причин занурювати зразок, деталь чи виріб у рідину не можна. Геометричний метод є прийнятним тільки тоді, коли тіло можна розподілити на деяку кількість геометричних примітивів, але навіть у такому випадку він дає суттєву похибку, особливо у разі використання пористих матеріалів. Це ж саме зауваження стосується стереологічної реконструкції. Бажано мати методи та пристрої для вимірювання об'єму, які не пов'язані з зануренням тіл у рідину.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Акустичні методи вимірювання об'єму посудин, що базуються на пружних властивостях стовпа повітря, широко відомі з літератури, у тому числі патентної, але пропозицій використання цих методів для вимірювання об'єму твердих тіл відомо не так багато. Зокрема, використання акустичного методу для визначення об'єму тіла, що розташоване у посудині, запропоновано у праці [1]. Схема пристрою для визначення об'єму зображена на рис. 1а. Пристрій містить пневмоциліндр 1 для надійного піджиму піддонів 2 та 12 відповідно до вимірювальної камери 4, у яку вміщено зразок 3, об'єм якого треба виміряти, та компенсаційної камери 11. До камер 4 та 11 приєднані горловини 5 і 10, на інших кінцях яких розміщені акустичні приймачі 6, 9 та акустичні збудники 7, 8. До вказаних збудників та приймачів приєднано електронний блок (на схемі не показаний), який живить акустичні збудники синусоїдальним сигналом, а також містить підсилювачі сигналів акустичних приймачів та детектори. Різниця вихідних сигналів детекторів подається на вольтметр. Сукупність горловини та камери являє собою коливальну систему, частота резонансу якої, згідно [1], становить

$$f_p = \frac{c}{2\pi} \sqrt{\frac{F_T}{V l_T}}, \quad (1)$$

де f_p - частота резонансу системи, Гц, c - швидкість звуку в повітрі, м/с F_T і l_T - переріз та довжина горловини, m^2 і м, відповідно, V - об'єм посудини, m^3 .

Амплітудно-частотні характеристики вимірювальної (крива 1) та еталонної (крива 2) коливальних систем наведені на рис. 1б.

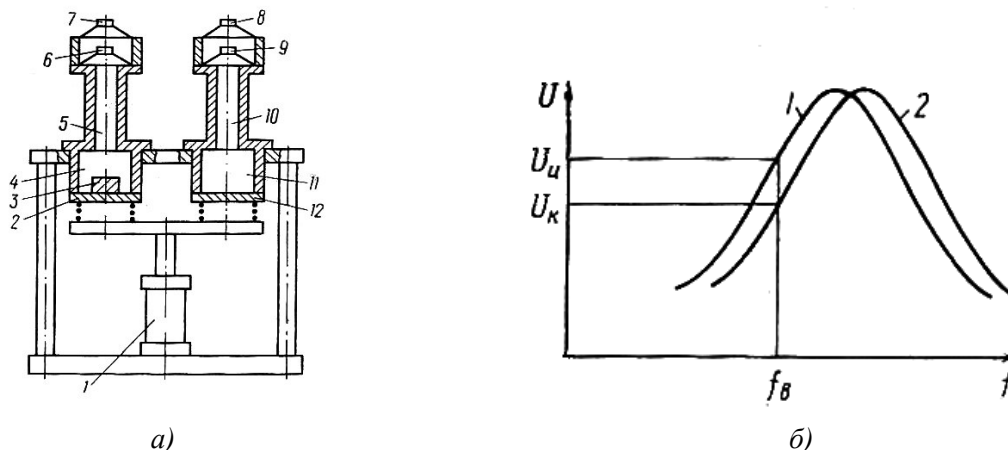


Рис. 1. Прилад для вимірювання об'єму акустичним методом: а) схема, б) амплітудно-частотні характеристики коливальних систем

Ідея побудови пристрою полягає в тому, що в обох коливальних системах збуджуються звукові коливання однакової частоти. За рахунок наявності у вимірювальній камері зразку, об'єм повітря у ній буде меншим, ніж в еталонній, тож, згідно (1), частота власного резонансу вимірювальної системи буде дещо вищою за еталонну. Тому амплітуда сигналу на виході акустичного приймача вимірювальної коливальної системи буде відрізнятися від амплітуди сигналу на виході акустичного приймача еталонної коливальної системи, і ця різниця буде тим більшою, чим більша різниця об'ємів повітря у вимірювальній та еталонній камерах, тобто, чим більший об'єм зразку.

Невирішені частини проблеми. При розгляданні запропонованого приладу одразу виникає низка запитань. По-перше, якщо вираз (1) є справедливим для розглянутої коливальної системи, то будь-яке зменшення об'єму повітря у вимірювальній камері призведе до підвищення частоти власного резонансу системи. З рис. 1б, наведеного у [1], випливає протилежна картина. З цього ж рисунку виходить, що вимірювання відбуваються чи мають відбуватися не на частоті резонансу еталонної камери, а на схилі амплітудно-частотної характеристики коливальної системи, тобто відношення сигнал/завада при вимірюванні свідомо погіршують. З іншого боку, стабільність вказаних амплітудно-частотних характеристик, а значить і сталість різниці вихідних напруг детекторів при фіксованому об'ємі зразку ніяк не обговорюється. По-друге, у якості основного джерела похибок у запропонованому приладі автори вказують різницю температур у коливальних системах, зумовлену внесенням зразку у вимірювальну камеру. Дійсно, загальновідомо, що швидкість звуку у повітрі збільшується лінійно на 0,6 м/с при підвищенні температури на $1^{\circ}C$. Але це джерело похибок, на наш погляд, є суттєвим тільки при дослідженні зразків та деталей з температурою, що значно відрізняється від кімнатної. Крім того, температурна похибка може бути легко врахована. Набагато більш суттєвим здається вплив низькочастотних акустичних та електричних завод. Адже автори статті [1] вказують робочу частоту приладу 100 ... 160 Гц, а саме у цьому діапазоні зосереджені акустичні шуми побутового та технологічного обладнання, транспорту, гармоніки індустриальних електричних завод, тощо. Ці фактори авторами згаданої статті навіть не розглядаються як потенційне джерело похибок. По-третє, з опису принципу дії приладу зрозуміло, що він реєструє не об'єм зразку, як такий, а об'єм повітря у вимірювальній камері, тим менший, чим більший об'єм зразку, що міститься в цій камері. Такий підхід залишає відкритим питання про вплив співвідношення об'ємів камери та зразку на точність вимірювання та про межу чутливості приладу. По-четверте, незрозуміло, чи обов'язковим елементом коливальної системи є камера, адже сама горловина вже є коливальною системою, причому умови резонансу в ній є значно простішими, ніж співвідношення (1). І, нарешті, не обгрунтовано доцільність ускладнення

приладу за рахунок використання диференційної схеми. Тож незважаючи на згадування деяких особливостей технічної реалізації приладу, праця [1] не може претендувати на повноту вирішення проблеми та сприяти широкому втіленню акустичних методів вимірювання об'єму у науку і виробництво.

Метою дослідження є вибір та обґрунтування акустичного метода вимірювання об'єму тіла довільної форми та створення працездатного пристрою, що реалізує такий метод.

Основні результати дослідження. Для оцінки можливостей акустичного вимірювання об'єму тіл довільної форми було створено лабораторний макет, структурну схему та зовнішній вигляд якого представлено на рис.2. Компромісу між невіправданими затратами на виготовлення та можливою непрацездатністю пристрою, пов'язаною з недостатньою точністю виготовлення деталей, було досягнуто за рахунок використання у якості елементів коливальної системи відрізків типових пластмасових труб діаметром 50 мм у якості горловин та перехідників діаметром 72 мм у якості камер. Матеріал труб є достатньо жорстким та міцним, труби виготовлено з технологічними допусками, що забезпечують їх легкий монтаж та надійне з'єднання. Таке рішення виявилось виправданим ще й з точки зору використання головок навушників "Солінг" вітчизняного виробництва у якості акустичного оформлення випромінювачів (динамічні гучномовці 05ГД-54) та приймачів (електретні мікрофони), бо внутрішній діаметр вказаної головки точно дорівнює зовнішньому діаметру труби. З'єднання має бути додатково герметизоване.

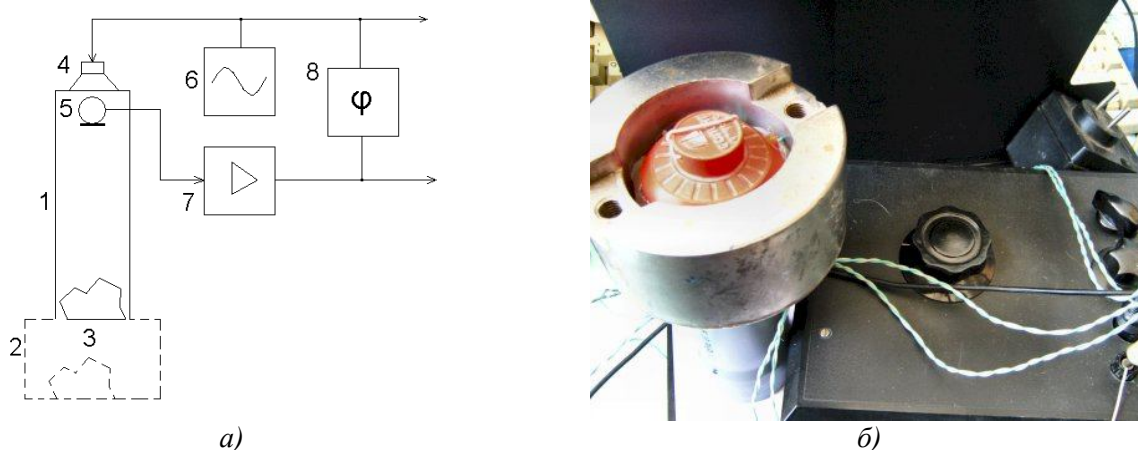


Рис. 2. Лабораторний макет для дослідження акустичних методів вимірювання об'єму, а) структурна схема, б) зовнішній вигляд [авторська розробка]

Макет складається з горловини 1, до якої може бути під'єднана вимірювальна камера 2. Зразок матеріалу 3, об'єм якого треба виміряти, розміщується або у вимірювальній камері, або безпосередньо у головині. В останньому випадку кінець горловини, на якому розміщено зразок, герметично закривається. На іншому кінці труби розташовано акустичну головку, що містить випромінювач 4 та приймач 5. Синусоїдальний сигнал на акустичний випромінювач подається з універсального генератора коливань звукової частоти 6 [2], а сигнал з акустичного приймача подається на підсилювач 7, виготовлений на мікросхемах 140УД7 за схемою неінвертуючого підсилювача змінної напруги з закритим входом. Ємність роздільного конденсатора вибрано таким чином, щоб сигнал з частотою резонансу коливальної системи проходив практично без ослаблення, а сигнал з частотою індустриальних завод - з ослабленням не менше 20 дБ за напругою. Сигнали з виходів генератора та підсилювача підключено до входів двоканального осцилографа С1-93 (на схемі не показаний) та до фазометра 8, що разом з генератором та підсилювачем входить до єдиного електронного блоку макета (рис. 2б). Наявність фазометра зумовлена потребою чітко фіксувати момент настання резонансу, бо, як буде показано нижче, амплітудно-частотна характеристика системи в області резонансу є майже пласкою. Частота генератора контролюється цифровим частотоміром (на схемі не показаний).

Перш за все було знято амплітудно- (АЧХ) та фазочастотну (ФЧХ) характеристики самої горловини. Відомо, що у закритій трубі при резонансі вміщується чверть періоду стоячої хвилі, тож довжина звукової хвилі $\lambda_p = 4l_{\Gamma}$ або резонанс має виникати на частоті:

$$f_p = \frac{c}{4l_{\Gamma}}, \quad (2)$$

При довжині відрізка труби 150 мм та швидкості звуку 344 м/с при температурі 20°C розрахункова резонансна частота складає 573,33 Гц. Експериментально виміряна частота резонансу коливальної системи, що складається з відрізка пластикової труби, один кінець якої заглушено прокладкою з жорсткої вакуумної гуми, а на другому розміщено акустичну головку, описану вище, дорівнює 997 Гц. Це означає, що цю резонансну систему не можна розглядати, як класичну закриту трубу. Експериментально визначене значення суттєво відрізняється також від розрахункової частоти резонансу відкритої труби, для якої:

$$f_p = \frac{c}{2l_T}, \quad (3)$$

або для вказаної довжини горловини 1146,67 Гц. Середнє значення частот резонансу, розрахованих згідно (2) і (3), складає 860 Гц і виявляється меншим за експериментально визначене приблизно в 1,16 рази. Для того, щоб визначити, чи можна користуватися цим значенням у якості емпіричного коефіцієнту, потрібні додаткові експерименти.

Якщо вважати початкову фазу сигналу збудження звукових коливань нулевою, то вихідний сигнал з підсилювача акустичного приймача можна уявити у вигляді

$$U_g = a(f)U_a \sin(2\pi ft + k(f)\pi), \quad (4)$$

де $a(f)$ і $k(f)$ - коефіцієнти, що враховують залежність відповідно амплітуди та початкової фази коливання від частоти f . Введення цих коефіцієнтів дає змогу побудувати АЧХ і ФЧХ наскрізного каналу "акустичний випромінювач - коливальна система - акустичний приймач - підсилювач" у відносних одиницях. На рис. 3 наведені ці характеристики, отримані експериментально для описаної вище горловини.

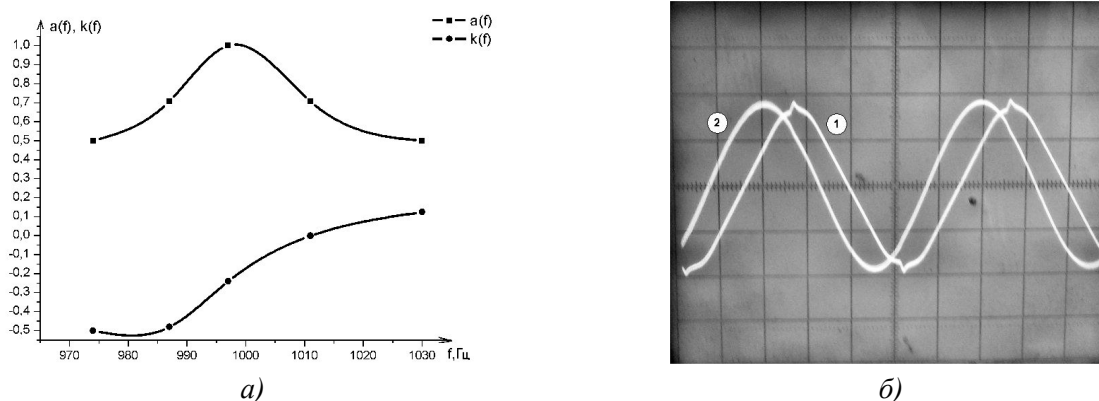


Рис. 3. а) амплітудно-частотна та фазочастотна характеристики наскрізного акустичного каналу, б) осцилограма сигналів на акустичному випромінювачі (1) і виході підсилювача (2) [авторська розробка]

Якщо отримана експериментально АЧХ виявляється типовою для вузькосмугової коливальної системи, то ФЧХ дещо відрізняється від класичної. Звертає на себе увагу ненульовий зсув фаз на частоті резонансу. Закритий вхід підсилювача, тобто наявність конденсатора на його вході, не може привести до такого зсуву фаз: при обраному значенні ємності конденсатора він може дорівнювати одиницям градусів, тоді як експериментально отримане значення досягає $-\pi/4$, тобто десятків градусів. Цей зсув може бути зумовлений або акустичним випромінювачем, бо фазові характеристики стандартних гучномовців не нормуються у зв'язку з особливостями людського вуха, або особливостями акустичного оформлення випромінювача і приймача, або особливостями електричної схеми акустичного приймача: відомо, що електретні мікрофони містять вбудований каскад попереднього підсилення на польовому транзисторі. Для подальших експериментів суттєво те, що цей постійний фазовий зсув не залежить помітно ні від частоти, ні від коливань температури навколишнього середовища у межах 5 ... 10°C.

Такий самий експеримент, проведений для коливальної системи, що складається з горловини та вимірювальної камери, дає дещо несподіваний результат. На частоті 327,7 Гц, розрахованій згідно (1) при об'ємі вимірювальної камери $2,89 \cdot 10^{-5} \text{ м}^3$, резонанс не зафіксований, але його знайдено на частоті 610 Гц, що не є гармонікою розрахункової частоти резонансу системи. АЧХ і ФЧХ наскрізного каналу подібні наведеним на рис. 3 з шириною смуги пропускання на рівні 0,707 (3 дБ) від 605 до 624 Гц. Фазовий зсув на резонансній частоті, як у

попередньому випадку, складав близько $-\pi/4$. Залишається припустити, що формула (1), отримана для ідеалізованого випадку акустичного резонансу у системі горловина - камера, не є прийнятною для кожної конкретної реалізації приладу.

Для дослідження залежності частоти акустичного резонансу від об'єму тіла, розміщеного у горловині чи вимірювальній камері, було виготовлено шість випробувальних зразків з порошку заліза, що мали об'єм 4, 8, 12, 16, 20 та 25 cm^3 і відносну пористість у межах 12,54 ... 14,85 %. При розташуванні цих зразків безпосередньо у горловині були відзначені зміни амплітуди та фазового зсуву вихідного сигналу відносно сигналу на акустичному випромінювачі тим більші, чим більший об'єм зразку. Це дало підстави сподіватися на існування залежності частоти акустичного резонансу у горловині та/або зсуву фаз сигналів від маси зразку, розміщеного у ній. Експеримент показав, що така залежність дійсно існує, а зміна зсуву фаз виявилася зумовленою зміною частоти акустичного резонансу у горловині, причому на резонансній частоті горловини зі зразком зсув фаз залишався таким самим, як у горловині без зразку. Таким чином, постійне значення зсуву фаз, зафіксоване при акустичному резонансі у пустій горловині, виявилось надійним критерієм акустичного резонансу при наявності зразку. Амплітуда вихідного сигналу при резонансі зі зростанням об'єму зразку у горловині від найменшого до найбільшого слабо зменшується (у експерименті до 10 ... 15 %), що, можливо, пов'язано зі зменшенням добротності коливальної системи по мірі збільшення об'єму зразку у ній. Залежність частоти резонансу від об'єму зразку у горловині наведено на рис. 4. Ця залежність в інтервалі об'ємів 4 ... 25 cm^3 досить добре апроксимується квадратичною параболою (максимальна похибка не перевищує 0,025%).

$$f = -0,04506V^2 + 3,5697V + 994,2887. \quad (5)$$

З рис. 4 помітно, що в інтервалі 0 – 4 cm^3 залежність відрізняється від параболічної, наближаючись до лінійної. Спроба параболічної апроксимації всієї кривої приводить до зростання максимальної похибки апроксимації до 0,086% , і тоді апроксимуючий поліном матиме наступний вигляд

$$f = -0,03565V^2 + 3,2670V + 996,3302. \quad (6)$$

Спроба визначити об'єм зразку форми, близької до циліндричної, за допомогою макета пристрою з використанням наведеної залежності призвела до наступних результатів. Об'єм зразку, визначений геометричним методом, склав 1,1431 cm^3 , об'єм, визначений методом гідростатичного зважування, склав 1,12 cm^3 . Скориставшись лінійною інтерполяцією залежності частоти акустичного резонансу від об'єму зразку на ділянці від 0 до 4 cm^3 , отримали значення 1,0932 cm^3 , а, скориставшись залежністю (6) – 1.137411 cm^3 . Приймавши за дійсне значення об'єму середнє між виміряним геометричним методом та виміряним методом гідростатичного зважування, тобто 1,13155 cm^3 , отримуємо відносну похибку вимірювання акустичним методом 3,4% у разі лінійної інтерполяції початкової ділянки кривої та 0,52% у разі параболічної апроксимації усієї кривої. Ці значення задовольняють вимогам технічної точності, але, ймовірно, їх можна поліпшити за рахунок більш точної апроксимації залежності частоти резонансу при малих значеннях об'єму.

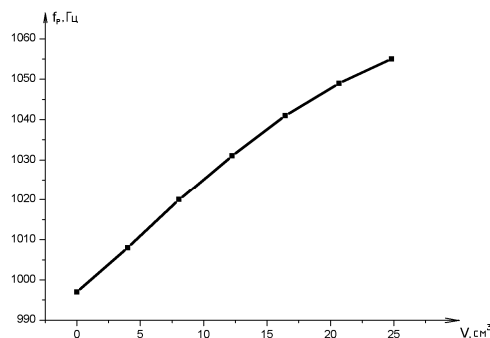


Рис. 4. Залежність частоти акустичного резонансу від об'єму зразку у горловині
[авторська розробка]

Проте, незважаючи на обнадійливі результати, залежність частоти акустичного резонансу від об'єму має суттєвий недолік, бо вона змінюється зі зміною температури навколишнього середовища. Саме залежність акустичних резонансних явищ від температури намагаються компенсувати застосуванням диференціальних схем вимірювання. Проте невелике ускладнення

методики вимірювання дає змогу компенсувати вплив температури. Незважаючи на те, що частота акустичного резонансу у розглянутій горловині не підпорядковується ні співвідношенню (2), ні співвідношенню (3), вона має залежати від швидкості звуку у повітрі. Тоді температура зоанішнього середовища має впливати однаково як на пусту горловину, так і на горловину зі зразком. Якщо побудувати залежність абсолютної чи відносної різниці резонансних частот пустої горловини та горловини зі зразком від об'єму зразка, така залежність повинна бути менше схильною, а в ідеалі зовсім нечутливою до змін температури. Саме в цьому полягає основна ідея використання диференційних схем, але за рахунок різниць у характеристиках акустичних випромінювачів, приймачів і коливальних систем може з'явитися додаткова похибка. Питання про можливість її повної компенсації лишається відкритим, тоді як два вимірювання у сталих умовах ненабагато ускладнює процес визначення об'єму.

Спроба знайти залежність резонансної частоти системи горловина – вимірювальна камера наштовхнулася на неможливість встановити помітні відхилення для випробувальних зразків об'ємом 4, 8 і 12 см³, взятих поодиноці, хоча такі відхилення чітко фіксуються для зразків об'ємом 16, 20 і 25 см³ та їх сполучень. Логічно припустити, що у цьому випадку має місце вплив співвідношення об'ємів зразку та вимірювальної камери на чутливість пристрою. Не виключено, що при більш чутливій вимірювальній апаратурі або більш ретельному виготовленні елементів коливальної системи бажану залежність можна отримати, але у будь-якому разі використання коливальної системи з горловини та вимірювальної камери для визначення об'єму акустичним методом потребує додаткових досліджень, між тим резонансні явища у самій горловині вже дають змогу отримати практичний результат принаймні для зразків і деталей об'ємом до 25 см³.

Висновки:

1. Експериментально встановлено, що частота акустичного резонансу у коливальній системі, що складається з труби круглого перерізу, на одному кінці якої розташовано акустичний випромінювач з акустичним приймачем, а інший кінець закрито наглухо, не підпорядковується ні класичній залежності для закритої труби, ні класичній залежності для відкритої труби, а знаходиться у проміжку між значеннями, розрахованими згідно цим залежностям.

2. Фазовий зсув між напругою збудження звукових коливань і підсиленою напругою з виходу акустичного приймача може бути використаний як критерій настання акустичного резонансу.

3. Встановлено існування залежності частоти акустичного резонансу в коливальній системі у вигляді труби з круглим перерізом від об'єму розміщеного в ній зразку або деталі. Така залежність може бути апроксимована квадратичною параболою з максимальною похибкою 0,025%.

4. Встановлено, що вказана частота акустичного резонансу не залежить від способу розташування зразку: він може бути повернутий до акустичного випромінювача будь-якою стороною.

5. Встановлено, що при розміщенні всередині коливальної системи декількох зразків частота акустичного резонансу визначається сумарним об'ємом зразків і не залежить від способу їх розташування.

6. Виявлено, що зразок, який займає до 10% внутрішнього об'єму вказаної коливальної системи, знижує добротність резонатора не більш, ніж на 10%. Визначення верхньої межі об'єму, що може бути виміряний потребує подальших експериментів.

7. Встановлено, що частота резонансу у коливальній системі, що складається з вимірювальної камери, приєднаної до труби круглого перерізу суттєво відрізняється від розрахованої згідно співвідношення (1).

8. Виявлено, що ускладнення коливальної системи за рахунок додавання вимірювальної камери зменшує чутливість пристрою для вимірювання об'єму і може бути виправдане лише бажанням використовувати одну і ту ж саму горловину з акустичними випромінювачем і приймачем для визначення об'єму зразків, що не можуть бути розміщені у горловині.

9. Аналіз експериментальних результатів привів до висновку про технічну недоцільність використання диференційних схем вимірювання при визначенні об'єму акустичним методом.

1. *Мирюк Ю.П.* Прибор для измерения объема образцов / Ю.П.Мирюк, С.М.Монастырский, Ю.Л.Полунов, Р.И.Янбулатов // Порошковая металлургия. – 1985. - №5. – С. 100 – 102.
2. *Алексенко А.Г.* Применение прецизионных аналоговых микросхем / А.Г. Алексенко, Е.А.Коломбет, Г.И.Стародуб. – М.: Радио и связь, 1985. – 304 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

УДК 621.762

О.В. Хоменко, Р.В. Мінакова

ДОСЛІДЖЕННЯ ОСОБЛИВОСТЕЙ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПОРОШКОВИХ КОМПОЗИЦІЙ Cr-Cu-Fe, ОТРИМАНИХ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ РІДКОФАЗНОГО СПІКАННЯ

Досліджено особливості структуроутворення порошкових композицій потрійної системи Cr-Cu-Fe при спіканні у присутності рідкої фази у вакуумі $(2-4) \cdot 10^{-3}$ Па при 1200°C . Встановлено, що вже на початковій стадії спікання (7 хв.) на межі тугоплавкої та легкоплавкої структурних складових утворюється перехідний шар за участю всіх основних компонентів системи. Кінетичні закономірності змін геометричних параметрів мікроструктури композиції 50Cr-49Cu-1Fe узгоджуються з модельними уявленнями в рамках теорії Ліфшиця-Сльозова-Вагнера росту частинок по механізму, що контролюється дифузією атомів твердої фази через розплав. Утворення перехідного шару на першому етапі спікання не перешкоджає розвитку коалесценції частинок і в подальшому формуванню тугоплавкого каркасу.

Ключові слова: мідь, хром, залізо, спікання в присутності рідкої фази, структуроутворення.

Табл. 4. Рис. 4. Літ. 19.

Е.В. Хоменко, Р.В. Мінакова

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ Cr-Cu-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ ЖИДКОФАЗНОГО СПЕКАНИЯ

Изучены особенности структурообразования композиций Cr-Cu-Fe при спекании в присутствии жидкой фазы в вакууме $(2-4) \cdot 10^{-3}$ Па при 1200°C . Установлено, что на начальной стадии спекания (7 мин) на границе тугоплавкой и легкоплавкой структурных составляющих образуется переходной слой с участием всех основных компонентов системы. Кинетические закономерности изменений геометрических параметров микроструктуры композиции 50Cr-49Cu-1Fe в процессе спекания согласуются с модельными представлениями в рамках теории Лифшица-Слезова-Вагнера о механизме роста частиц, контролируемом диффузией атомов твердой фазы через расплав. Образование переходного слоя на начальном этапе спекания не препятствует развитию процессов коалесценции частиц и формированию в дальнейшем тугоплавкого каркаса.

Ключевые слова: медь, хром, спекание в присутствии жидкой фазы, структурообразование.

O. Khomenko, R. Minakova

INVESTIGATION OF CR-CU-FE POWDER COMPOSITE STRUCTURE PECULIARITIES, OBTAINED BY LIQUID PHASE SINTERING TECHNOLOGY

Triple Cr-Cu-Fe system composite structure formation features in presence of the liquid phase are examined under $(2...4) \cdot 10^{-3}$ Pa vacuum at 1200°C . It was found that transition layer including all basic elements of the system was formed at the refractory and low-melting structure components boundary. 50Cr-49Cu-1Fe composite microstructure geometric parameters kinetic behaviour during sintering was found to be in accordance with Lifshitz – Slezov - Wagner's model of diffusion-controlled particle growth. Transition layer formation at the initial stage of sintering does not prevent further particles coalescence and refractory skeleton formation.

Keywords: copper, chromium, iron, liquid-phase sintering, structure formation.

Матеріали на основі Cr-Cu показали ряд переваг у порівнянні з відомими електроконтактними матеріалами, зокрема в умовах вакууму, що сприяло поширенню їх використання в якості контактних матеріалів вакуумних вимикачів [1]. Метод порошкової металургії в порівнянні з традиційною металургією має суттєво більше можливостей для управління структурою та структурно-залежними властивостями, зокрема тепло- та електропровідністю, механічною міцністю, твердістю, пластичністю та експлуатаційними характеристиками цих матеріалів [2]. Схильність композицій системи Cr-Cu до формування каркасної структури [3] обмежує можливості регулювання фізико-механічними властивостями цих матеріалів. Необхідною умовою досягнення максимальної міцності межі розподілу фаз є адгезійна взаємодія між тугоплавкою та легкоплавкою складових, що досягається легуванням шляхом введення добавок, які утворюють із компонентами системи розчини та хімічні сполуки [4]. Елементи сімейства заліза є перспективними міжфазно активними добавками для системи Cr-Cu, оскільки характеризуються різним типом взаємодії з компонентами даної системи. Відповідно до рівноважних діаграм стану у системах Cu-Cr та Cu-Fe встановлено наявність незмішуваності в широкому інтервалі концентрацій у рідкій фазі та температурно-залежної взаємною розчинності компонентів у твердій фазі [5]. У зв'язку з цим науковий і практичний інтерес має дослідження впливу фізико-хімічних факторів на закономірності структуроутворення при рідкофазному спіканні композицій Cr-Cu, в тому числі при введенні заліза в легкоплавку складову композиції.

Метою дослідження є вивчення особливостей структуроутворення порошкових композицій потрійної системи Cr-Cu-Fe в умовах рідкофазного спікання у вакуумі при 1200 °С.

Матеріали та методи дослідження. Експерименти проводили у високотемпературній вакуумній установці [3] при спільному нагріванні досліджуваних об'єктів. Вихідними матеріалами були порошки відновленого хрому (99,93 % мас. Cr), електролітичної катодної міді (99,999% мас. Cu), карбонільного заліза (99,95% Fe). Мідь рафінували у вакуумі не гіршому за $(2...5) \cdot 10^{-3}$ Па при 1300°C протягом 2 год, а порошок заліза перепплавляли у аргоно-дуговій печі. Спочатку виготовляли подвійні сплави на основі міді з добавкою заліза (до 8 % мас.) у вакуумі при 1370 °С з наступним гомогенізуючим відпалом для усунення концентраційної неоднорідності. Подвійні сплави шихтували з попередньо дегазованим порошком хрому у рівному співвідношенні та спікали в присутності рідкої фази (рідкофазне спікання - РФС) при температурі 1200 °С у вакуумі $(2-4) \cdot 10^{-3}$ Па протягом 7-90 хв. Для збереження високотемпературного стану мікроструктури зразків їх охолодження від температури РФС до температури кристалізації проводили зі максимально можливою швидкістю (50-70 град/хв.). Масові втрати елементів під час одержання подвійних та потрійних сплавів складала від 10 до 15 %. Остаточний склад спечених композицій визначали за даними хімічного та рентгено-флюоресцентного аналізу.

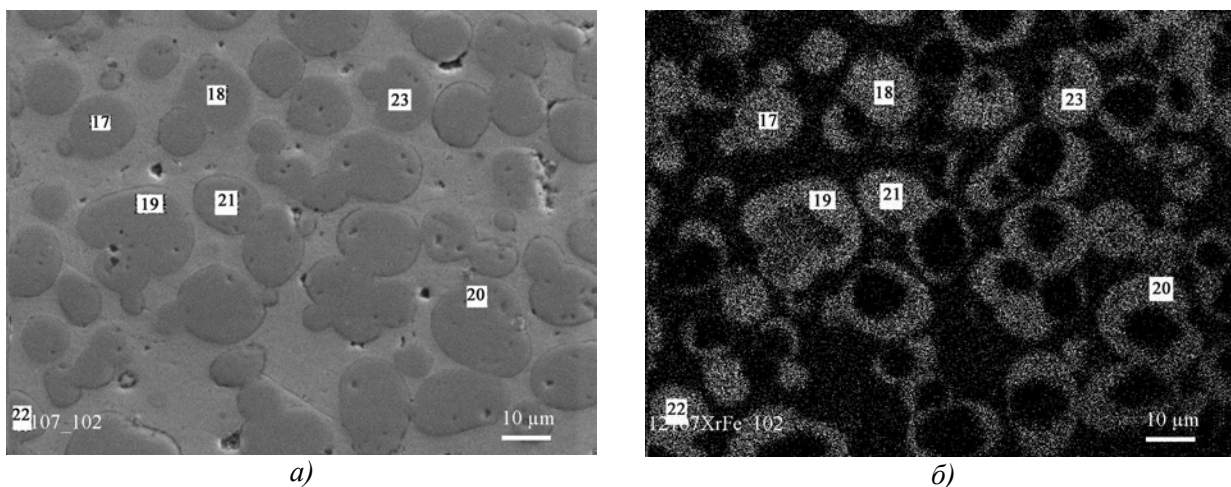
Мікроструктуру спечених композицій вивчали на стандартно виготовлених шліфах методами кількісної металографії ([6], табл.1) автоматичним аналізатором зображень «АМИС» [7]. Статистична похибка вимірів на шліфах складала 4-5 % з довірчою ймовірністю 0,9 (1200 вимірів на кожному шліфі, [6]), при необхідності обсяг вимірів збільшували до стабілізації середнього значення досліджуваної характеристики. Апроксимацію експериментальних залежностей здійснювали методом найменших квадратів. Розподіл компонентів у мікроструктурі композицій

Таблиця 1. Розрахункові формули для визначення геометричних параметрів мікроструктури на шліфі [6, 7]

Параметр	Розрахункова формула
Об'ємна доля тугоплавких частинок,	$V_p = \sum_{i=1}^n X_i / L$, де X_i - хорда, що відтинається контурами і-тої частинки на січній; n - загальне число перетинів частинок, пересічних січною; L - загальна довжина січної (метод січної).
Питома площа поверхні міжчастинкового контакту (в одиниці об'єму), S_{s-s} , мм ⁻¹	$S_{s-s} = 4m_{s-s}$, де m_{s-s} - число перетинань з поверхнями суміжних частинок на межах міжчастинкового контакту на одиниці довжини січної
Питома площа міжфазової поверхні (в одиниці об'єму), S_{s-l} , мм ⁻¹	$S_{s-l} = 2m_{s-l}$, m_{s-l} - число перетинань з поверхнями частинок, що межують з легкоплавкою складовою на одиниці довжини січної.
Усереднений діаметр Фере, F_i мкм	Усереднене значення лінійного розміру частинки у площині шліфа. Визначається як середньоарифметичне значення всіх хорд, що відсікаються на січній контурами частинки, при поверненні зображення на кут 0...360 град з шагом 3 град.
Коефіцієнт суміжності частинок, C_{s-s}	$C_{s-s} = \frac{S_{s-s}}{S_{s-s} + S_{s-l}}$ - доля площі межчастинкової поверхні в загальній поверхні частинок в одиниці об'єму.
Число контактів на 1 частинку, N_k	$N_k = \frac{8}{\pi^2} \left(\frac{n_{s-s}}{n_{\Sigma}} \right)^2 \frac{2}{C_{s-s}}$, n_{s-s} и n_{Σ} - число перетинів контактуючих частинок і загальне число перетинів частинок на одиниці площі шліфа відповідно.
Число частинок в одиниці об'єму композиції, N_v , мм ⁻³	$N_v = \sum_{j=1}^k N_{jv}$; де $N_{jv} = \frac{A_j n_j - A_{j+1} n_{j+1} - \dots - A_k n_k}{\Delta}$ A_j, A_{j+1} , - табульовані коефіцієнти; n_j и n_{j+1} - число частинок на одиниці площі шліфа з еквівалентними діаметрами j-тої та j+1-тої розмірним фракціям відповідно; Δ - крок розбивки, мм (метод Салтикова)
Середній діаметр частинок в об'ємі композиції, \bar{D}_v , мкм	$\bar{D}_v = \frac{\sum_{j=1}^k \bar{D}_j N_{jv}}{\sum_{j=1}^k N_{jv}}$, \bar{D}_j - середній еквівалентний діаметр частинок j-ої фракції* (метод Салтикова).

вивчали методами растрової електронної мікроскопії в характеристичних променях $K_{\alpha}Fe$ та $K_{\alpha}Cr$ на обладнанні «Superprob-733» Jeol (Японія) та "Phenom proX" Phenom-World (Нідерланди), елементний склад структурних складових визначали за допомогою приставки-аналізатора із вбудованим ЕДС-детектором (енерго-дісперсійний спектрограф) з діаметром фокальної плями електронного променя 1 мкм.

Основні результати дослідження та їх обговорення. Металографічний аналіз спечених зразків показав, що в мікроструктура композицій складається з частинок на основі хрому, диспергованих в фазі на основі міді (рис.1). Частинки мають округлу форму і переважно груповані в лінійні або замкнені ланцюжки, які ймовірно є елементами тугоплавкого каркасу, який руйнується під час просочення розплавом на основі міді. На поверхні частинок спостерігається перехідний шар, в складі якого виявлено хром, залізо і мідь (табл.2). Ці данні узгоджуються з розрахунками фазових рівноваг системи Cr-Cu-Fe [8, 9], у відповідності до яких при 1200°C в області хромового кута існує твердий потрійний розчин на основі хрому. Вміст перехідному шару частинок змінний, максимальна кількість заліза та міді накопичена на поверхні, а в напрямку до центру частинок концентрація цих елементів монотонно зменшується. Із збільшенням концентрації заліза в композиції його вміст в перехідному шарі суттєво збільшується, на відміну від міді, однак характер розподілу цих елементів вздовж перехідного шару аналогічний зазначеному вище. В легкоплавкій складовій вміст залізу на 1-2 порядки менше рівноважної розчинності цього компоненту в подвійній системі Cu-Fe в зазначених умовах (7-8 % мас.), а кількість хрому близька до рівноважної розчинності у подвійній системі Cu-Cr (3-4 % мас.) [5]. Необхідно відзначити, що вміст перехідного шару на різних ділянках мікроструктури відрізняється більше ніж склад легкоплавкої складової, котрий є відносно стабільним. Відомо, що дифузія компонентів у рідині зазвичай на кілька порядків вища ніж у твердій фазі ($10^{-(9 \div 10)}$ та $10^{-(11 \div 18)}$ м²/с відповідно, [10, 11]), що пояснює концентраційну неоднорідність твердої фази, за умови її утворення на початковій стадії РФС. Це дає право припустити, що в процесі РФС має місце осадження атомів заліза із розплаву міді на поверхню хромових частинок і подальша їх дифузія у твердій фазі в напрямку до центру частинок.



(а) – во вторинних електронах; (б) - у $K_{\alpha} Fe$ випромінюванні

Рис. 1. Електронно-мікроскопічне зображення структури зразків складу 50Cr-42Cu-8Fe після РФС при 1200 °С протягом 7 хв. (на фото зображено деякі точки визначення елементного складу).

Таблиця 2. Розподіл елементів в структурі композицій Cr-Cu-Fe після РФС протягом 7 хв

Склад композиції, % мас.	Елементний склад, % мас.					
	Тугоплавка складова (у напрямку від поверхні до центру частинок)			Легкоплавка складова		
	Cr	Fe	Cu	Cu	Fe	Cr
50Cr-49Cu-1Fe	97÷100	3÷0	0,5÷0	97,0÷97,5	0,06-0,08	2,4÷2,9
50Cr-42Cu-8Fe	87÷100	12÷0	0,9÷0	96,5÷97,5	0,4÷0,6	2,5÷3,0

Аналіз змін геометричних параметрів мікроструктури зразків в залежності від їх складу показав, що із зростанням вмісту заліза у складі композиції збільшуються об'ємна доля частинок V_p , площини міжфазової і міжчастинкової поверхонь S_{s-l} і S_{s-s} , коефіцієнт суміжності, C_{s-s} та число контактів, N_k (табл.3). Водночас з цим, середній розмір частинок практично не міняється (коливання в межах похибки) і, ймовірно, перелічені зміни є наслідком збільшення кількості частинок в одиниці об'єму матеріалу.

Таблиця 3. Геометричні параметри мікроструктури композицій Cr-Cu-Fe після РФС протягом 7 хв, в залежності від вмісту заліза у рідкій фазі на початку РФС

Склад композицій (% мас.)	Геометричні параметри мікроструктури						
	V_p	$N_v, \cdot 10^4, \text{мм}^{-3}$	$D_v, (\text{max}), \text{мкм}$	$S_{s-l}, \text{мм}^{-1}$	$S_{s-s}, \text{мм}^{-1}$	C_{s-s}	N_k
50Cr-49Cu-1Fe	0,62±0,0 3	34,3 0	11,39±0,20	177,8±8,0	65,5±5,9	0,2692±0,0 4	3,7
50Cr-42Cu-8Fe	0,67±0,0 3	47,9 6	10,23±0,20	201,1±8,0	92,1±8,3	0,3141±0,0 4	4,9

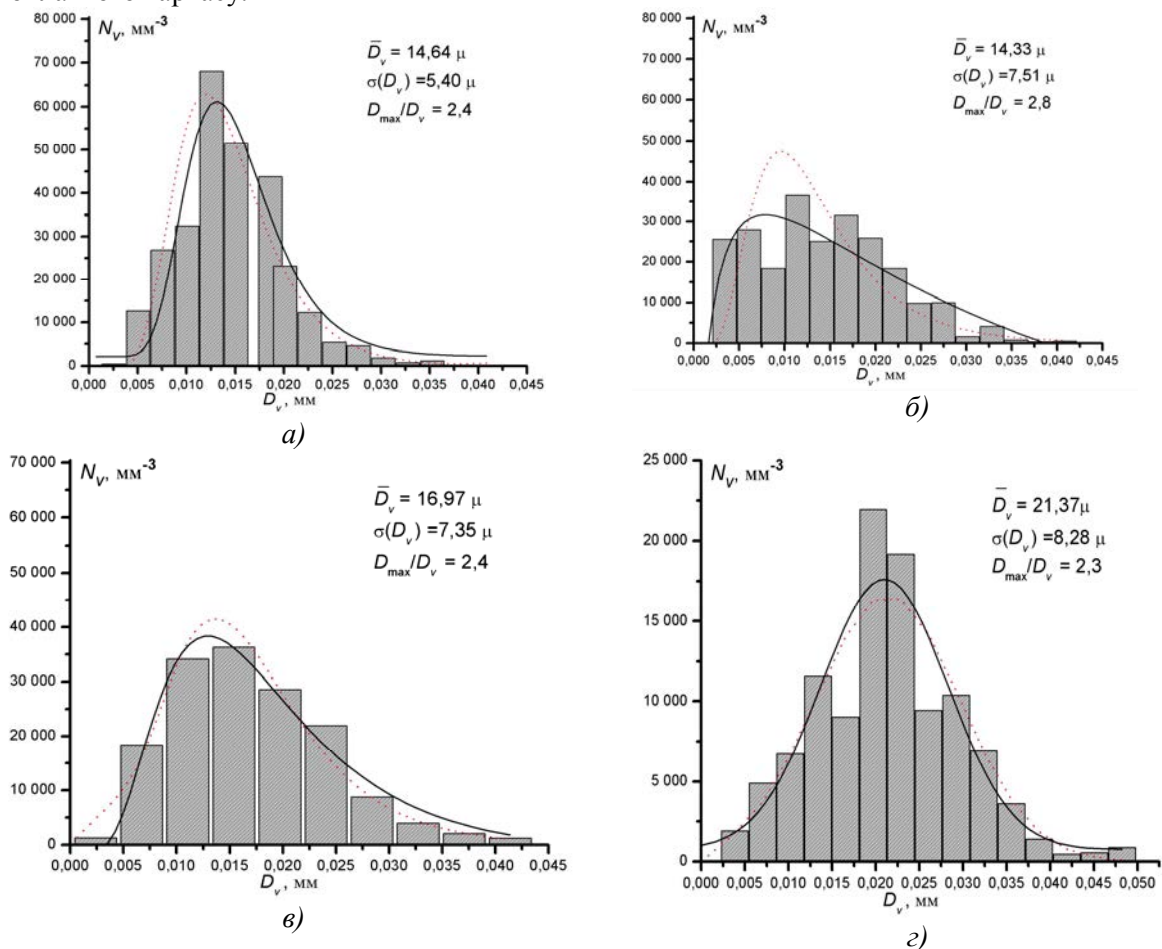
Аналіз змін гістограми розподілу частинок за розмірами в залежності від часу РФС композиції 50Cr-49Cu-1Fe вказує на поступове наближення до метастабільного стану: на початку спікання розподіл апроксимується логарифмічно нормальним законом (рис.2, а); після 15 хв. ізотермічної витримки збільшується кількість малих фракцій, що обумовлює зменшення середнього діаметру \bar{D}_v , збільшення дисперсії середнього значення $\sigma(\bar{D}_v)$, та співвідношення максимального значення до середньої величини D_{max}/\bar{D}_v (рис.2. б); надалі, дрібні фракції зникають, значення \bar{D}_v зростає, а параметри $\sigma(\bar{D}_v)$ і D_{max}/\bar{D}_v зменшуються (рис.2, в). Після 90 хв. РФС крива розподілу наближається до симетричного вигляду і відповідає нормальному закону (рис.2, г).

Поступове зростання середнього розміру частинок супроводжується зменшенням їх кількості, зниженням значень площин міжфазової та міжчастинкової поверхонь і стабілізацією параметрів зв'язаності тугоплавкої складової (табл. 4). Згідно класичної теорії РФС [12], це відбувається через збільшення розчинності твердої фази на межі з криволінійною поверхнею у порівнянні з рівноважною розчинністю (на межі з прямолінійною поверхнею). Рухомою силою цього процесу є різниця хімічних потенціалів на межах з різною кривизною, яка визначається відомим співвідношенням Гіббса: $C_\infty - C_o \approx \frac{\sigma_{s-l}}{R} \frac{\Omega_s}{kT} C_o$ (де C_∞ і C_R - рівноважна розчинність (над пласкою поверхнею) та розчинність частинки радіусу R у розплаві, відповідно; σ_{s-l} - поверхнева енергія на межі розділу фаз тверде-рідина; Ω_s - атомний об'єм твердої фази; k - константа Больцмана; T - температура). Розчинення малих частинок призводить до пересичення атомами твердої фази розплаву біля крупних частинок з малою кривизною. Таким чином, крупні частинки зростають за рахунок осадження атомів твердої фази із розплаву на їх поверхні. З енергетичних позицій цей процес відображає прагнення системи до рівноважного стану з мінімумом енергії, яке на початковому етапі РФС реалізується шляхом зменшення поверхневої енергії частинок.

Таблиця 4. Геометричні параметри мікроструктури композицій складу 50Cr-49Cu-1Fe в залежності від часу РФС

Час РФС, хв	Геометричні параметри мікроструктури композицій				
	$N_v, \cdot 10^4, \text{мм}^{-3}$	$S_{s-l}, \text{мм}^{-1}$	$S_{s-s}, \text{мм}^{-1}$	C_{s-s}	N_k
7	28,50	153,9±6,1	42,1±3,8	0,2147±0,03	2,7
15	23,65	143,6±5,7	35,4±3,1	0,1978±0,03	2,34
30	15,65	132,1±5,3	37,6±3,4	0,2216±0,03	2,22
60	10,89	123,5±4,9	36,2±3,2	0,2267±0,03	3,33
90	6,88	105,98±4,2	32,24±2,9	0,2331±0,03	3,20

Водночас з цим, при РФС можливо створення умов стабільності існування міжчастинкової поверхні, зокрема при виконанні нерівності $\frac{\sigma_{m-p}}{\sigma_{m-m}} \geq 0,5$ (де σ_{m-m} - поверхнева енергія на межі розділу фаз тверде-тверде [12]). Схильність системи до формування міжчастинкових контактів проявляється високими значеннями таких параметрів зв'язаності структури як C_{s-s} та N_k , і залежить, в першу чергу, від складу матеріалу. Раніше нами було показано, що в подвійній системі Cr-Cu виконується термодинамічна умова існування тугоплавкого каркасу, який обмежує можливості управління такими структурно чутливими характеристиками матеріалу як електро- та теплопровідність [3]. З термодинамічних позицій добавка міжфазноактивного компонента, зокрема, заліза в цю систему повинна привести до зменшення вірогідності формування контактів тверде-тверде за рахунок зменшення енергії міжфазової поверхні. І дійсно, на початку часу РФС в мікроструктурі потрібних композицій Cr-Cu-Fe має місце дезинтеграція тугоплавкої складової за рахунок просочення рідини в зони міжчастинкових меж, на що вказує тимчасове збільшення кількості малих фракцій і зменшення середнього розміру частинок (див. рис.2). В цей же час, спостерігається коливання значень параметрів C_{s-s} і N_k , (див. табл.3), а із збільшенням часу РФС їх рівень збільшується до величини, що відповідає умові існування тугоплавкого каркасу (при $N_k \geq 1,5$ [6]). Ймовірно, з часом РФС, водночас з дезинтеграцією частинок, розвивається процес їх коалесценції, тобто формування енергетично вигідного контакту між частинками. За даними локального рентгеноспектрального аналізу елементний склад на межах контактуючих частинок здебільшого подібний складу перехідного шару на поверхні частинок (рис.3). Це вказує на те, що існування перехідного шару на першому етапі РФС не перешкоджає подальшому формуванню тугоплавкого каркасу.



(a - z) – 7, 15, 60 та 90 хв. відповідно

Рис. 2. Гістограми розподілу частинок за розмірами в мікроструктурі зразків 50Cr-49Cu-1Fe в залежності від часу РФС (суцільна лінія – апроксимуюча крива; пунктир – теоретична крива нормального або логарифмічно нормального розподілу, розрахованих з використанням експериментальних значень середнього діаметру частинок \bar{D}_v та середньоквадратичного відхилення від середнього значення

Згідно моделі Лівшиця-Слезова-Вагнера (ЛСВ-модель) зростання сферичних частинок на асимптотичній стадії контролюється швидкістю процесів реакції на межфазній границі (хімічні реакції, розчинення твердої фази у рідині), або дифузією через розплав. Кінетика змін середнього радіусу частинок підкорюється закону виду: $\overline{R}^n - \overline{R}_0^n = Kt$ (де R_0 і R - початковий радіус та радіус на момент часу t відповідно; K - константа швидкості процесу). При $n=2$ рост частинок контролюється реакцією на межі фаз; при $n=3$ - дифузією через розплав. Крім того, закономірність зменшення кількості частинок описується залежністю виду $N_v \sim t^{-3/2}$ або $N_v \sim t^{-1}$ за умов реакційно або дифузійно-контрольованого механізмів відповідно [15]. Незважаючи на те, що математично строго модель була розроблена для пояснення кінетики розпаду пересиченого твердого розчину за умов малої кількості частинок другої фази (тобто при $V_p \rightarrow 0$), справедливність основних висновків процесу росту частинок було підтверджено для багатьох металевих систем при РФС [15- 17].

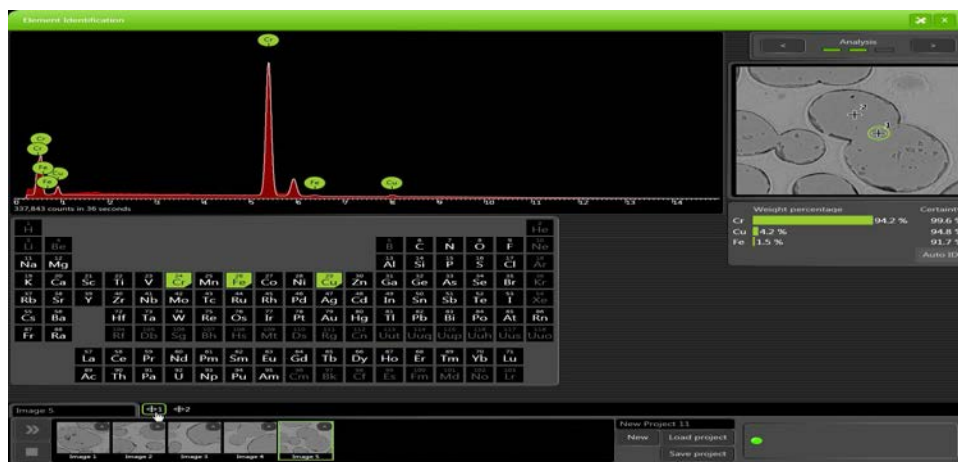


Рис. 3. Інтерфейс програмного пакету для визначення хімічного складу в точці (Elemental Identification) настільного електронного мікроскопу "Phenom proX" (фірма PhenomWorld, Нідерланди): спектральні лінії та елементний склад на межі 2-х частинок в т.1 (% мас.): 99,6Cr; 4,2Cu; 1,5Fe (композиція 50Cr-49Cu-1Fe, після РФС протягом 7 хв.)

З метою виявлення основного механізму росту частинок в досліджуваних умовах було проаналізовано зміни середнього радіусу частинок та їх кількості в мікроструктурі зразків в залежності від часу РФС (рис.4). Експериментальна залежність збільшення середнього радіусу частинок в логарифмічних координатах апроксимується лінійною функцією виду $D_v \sim t^{0,29}$, що з урахуванням статистичної похибки можна вважати близькою до кубічного закону (рис.3, а). Це дає підстави для припущення щодо дифузійно-контрольованого процесу росту частинок.

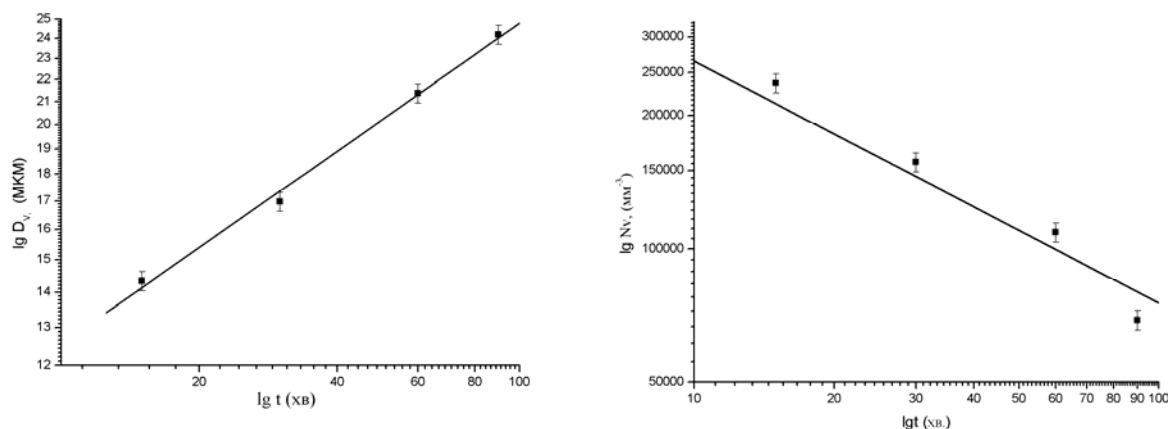


Рис. 4. Зміни середнього діаметру частинок (а) та їх кількості (б) в мікроструктурі композиції 50Cr-49Cu-1Fe в залежності від часу РФС

Оціночні розрахунки показали, що в досліджуваних умовах константа швидкості дорівнює $K = (0,315 \pm 0,007) \cdot 10^{-18} \text{ м}^3/\text{с}$, що приблизно втричі більше, ніж при РФС композицій Cr-Cu в аналогічних умовах ($K = (0,1306 \pm 0,013) \cdot 10^{-18}$ та $K = (0,15 \pm 1,8) \cdot 10^{-18} \text{ м}^3/\text{с}$ при $V_p=0,4$ та $V_p=0,6$ відповідно [18]). Залежність змін кількості частинок з часом РФС в логарифмічних координатах апроксимується лінійною функцією типу $N_v \sim t^{-0,5}$, що, враховуючи оціночний характер визначення цієї залежності в рамках ЛСВ-моделі [19], можна вважати ознакою механізму дифузійно-контрольованого росту.

На основі даних, отриманих при дослідженні особливостей формування мікроструктури композицій Cr-Cu-Fe в процесі РФС при 1200°C у вакуумі протягом 7-90 хв. зроблено висновок щодо спрямованості масопереносу атомів заліза із розплаву на основі міді на поверхню хромових частинок і формування на межі фаз перехідного шару за участю всіх основних компонентів композицій. Закономірності змін середнього радіуса частинок та їх кількості в мікроструктурі композицій в залежності від часу РФС узгоджуються з модельними уявленнями росту частинок в рамках теорії Ліфшиця-Слезова-Вагнера по механізму, що контролюється дифузійною твердої фази через розплав. Утворення перехідного шару на першому етапі РФС не перешкоджає в подальшому формуванню тугоплавкого каркасу.

1. Slade P. G. Advances in material development for high power vacuum interrupter contacts / P. G. Slade // IEEE Trans. Compon. Packag. and Manuf. Technology. Part A. – 1994. – Vol.17. – No.1. – P. 96-106.
2. Peng L. Property and thermal stability of in situ composite Cu-Cr alloy contact cable / L. Peng, X. Mao, K. Xu, Ding W. // J. Mater. Proces. Technology. – 2005 – Vol.166. – Issue 2. – P.193-198.
3. Гетьман О.И. Формирование структуры при спекании в присутствии жидкой фазы в системах Cr-Cu-металл семейства железа./ О.И. Гетьман, Н.Д. Лесник, Р.В. Минакова, Е.В. Хоменко // Порошковая металлургия, 2006. – №7/8. – С.19-25.
4. Физическая химия неорганических материалов: Справ. В 3-х тт. /под ред. В.Н. Еременко. – К. : Наук. думка, 1988. –Т.3. – 192 с.
5. Massalski B. Binary alloy phase diagrams. Printed Int USA, ASM, Metal Park, Ohio 044073. –1986. – 1100 p.
6. Чернявский К. С. Стереология в металловедении./ К. С. Чернявский. – М. : Металлургия, 1977. – 268 с.
7. Хоменко А.И. Программа автоматизации анализа микроструктур. / А.И. Хоменко, Е.В. Хоменко // Порошковая металлургия – 2007. – №1/2. – С. 122-127.
8. Ohtani H. Solid /Liquid Equilibria in Fe-Cu based Ternary Systems / H. Ohtani, H.Suda, K.Ishida; ISIJ Intern., V.37.– 1997.–№3.– PP. 207-216.
9. Ragavan V. Cr-Cu-Fe (Chromium-Copper-Iron) / V. Ragavan // J. Equilibria, – 2002. – Vol. 23. – P. 257 – 258.
10. Ejima T. Diffusion of iron and cobalt in liquid copper / T. Ejima, M. Kameda // J. Japan Inst. Metals. – 1970. – Vol. 34. – P. 96-103.
11. Смитлз К. Дж. Металлы. / (Справ.) пер. с англ. – М. : Мир, 1980.– 447 с.
12. Кинжери В.Д. Спекание в присутствии жидкой фазы. Кинетика высокотемпературных процессов. М.: Мир, пер. с англ. , 1967. – С. 271-285.
13. Лифшиц И. М. О кинетике диффузионного распада твердых растворов / И. М. Лифшиц, В. В. Слезов // ЖЭТФ.– 1958. – Вып. 2(8). – Т. 35. – С. 479-492.
14. Wagner C. Theorie der Alterung von Niederschlagen durch Umlosen / C. Wagner // Zeitschrift fur Electrochemie.– 1961. – Bd.6. – No. 7/8. – P. 581-591.
15. Fischmeister H. Ostwald Ripening – A Survey / H. Fischmeister and G. Grimvall // Sintering and related Phenomena. Materials Science Reseach. ed. by ed. G.C. Kuczynski. – Plenum Press. Y.N. London.– 1973. –Vol. 6. – P.P. 119–149.
16. Watanabe R. The growth of solid particles in Fe-20 wt% Cu alloy during sintering in the presence of a liquid phase / R. Watanabe, Y. Masuda // Trans. Japan Inst. Metal. – 1973, – Vol. 14. – P. 320-326.
17. Bender W. Ostwald ripening of liquid phase sintered Cu-Co dispersions at High volume fractions / W. Bender and L. Ratke // Acta materialia. – 1998. – Vol.46. – No. 4. – P.P. 1125-1133.
18. Хоменко Е. В. Эволюция микроструктуры композитов Cr-Cu при жидкофазном спекании / Е.В. Хоменко, Р. В. Минакова, Н. Д. Лесник // Порошковая металлургия – 2013. – №1/2. – С. 29-42.
19. Sarian S. Kinetic of coarsening of spherical particles in a liquid matrix /S. Sarian, H.W. Weart // J. Appl. Physics. – 1966.–Vol. 37.–No. 4.–P. 1675-1681.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

УДК 004.94

А.В. Цейко

АНАЛІЗ ІСНУЮЧИХ CAD/CAM/CAE – СИСТЕМ, ЇХ ПОТЕНЦІЙНІ МОЖЛИВОСТІ ПРИ ПОСТАНОВЦІ ЕКСПЕРИМЕНТУ

Метою роботи є аналіз існуючих CAD/CAM/CAE – систем, обґрунтування важливості комп'ютерного моделювання при дослідженні властивостей реальних об'єктів, предметів і явищ, і того, що експеримент, який базується на комп'ютерних моделях, являється ефективною технологією наукових досліджень.

Ключові слова: САПР, CAD/CAM/CAE – системи, комп'ютерне моделювання, програмний комплекс, обчислювальна техніка, метод кінцевих елементів (МКЕ).

Рис. 1. Літ 9.

А.В. Цейко

АНАЛИЗ СУЩЕСТВУЮЩИХ CAD/CAM/CAE - СИСТЕМ, ИХ ПОТЕНЦИАЛЬНЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИ ПОСТАНОВКЕ ЭКСПЕРИМЕНТА

Целью работы является анализ существующих CAD/CAM/CAE- систем, обоснование важности компьютерного моделирования при исследовании свойств реальных объектов, предметов и явлений, и того, что эксперимент, основанный на компьютерных моделях, является эффективной технологией научных исследований.

Ключевые слова: САПР, CAD/CAM/CAE – системы, компьютерное моделирование, программный комплекс, вычислительное оборудование, метод конечных элементов (МКЕ).

A. Tseiko

ANALYSIS OF EXISTING CAD/CAM/CAE - SYSTEMS AND THEIR POTENTIAL IN THE FORMULATION OF THE EXPERIMENT

The aim is to analyze the existing CAD/CAM/CAE – systems, justification of the importance of computer modeling in the study of the properties of real objects and phenomena, and that an experiment, which is based on computer models, is an effective technology of researches.

Keywords: CAD / CAM / CAE - systems, computer modeling, software system, computer engineering, finite element method (FEM).

Економіка будь-якої держави не може спиратися лише на вичерпні матеріальні ресурси, бо тільки реалізуючи інтелектуальний потенціал, напрацювання у високих технологіях, країна може мати перспективи в майбутньому.

Розвиток науки і техніки є основним чинником прогресу і розвитку суспільства, підвищення добробуту, духовного та інтелектуального зростання. Цим обумовлена необхідність пріоритетної державної підтримки розвитку науки, забезпечення матеріальної і моральної стимуляції, престижності й пріоритетності цієї сфери людської діяльності. Через обмеженість інтелектуальних ресурсів в межах окремої країни, велика увага відводиться «імпорту інтелекту». Як наслідок полювання за інтелектом перетворюється на вигідний вид бізнесу.

Обов'язковою складовою успішних реформ у всіх країнах є випереджаючий розвиток інтелектуального потенціалу. Світовий досвід показує, що життєвий рівень усіх верств населення соціально-економічна ситуація в країні визначаються ступенем освіченості суспільства і його відношенням до інтелектуальних цінностей. Так у двадцяти розвинених країнах працює 95% учених світу, прибуток на душу населення тут зростає щорічно на 200 доларів США, а в країнах з низьким науковим потенціалом – лише на 10 доларів.

Інтелектуальний потенціал нації включає: систему освіти та науки, комп'ютерне забезпечення, бази даних і електроніку, системи зв'язку, інтелектуальну власність.

Одним із основних критеріїв розвитку є рівень технологій, що використовується у всіх сферах суспільства. В свою чергу розвиток технології залежить від розвитку виробництва, як безпосередньо так і опосередковано, оскільки технології є основою виробництва.

Сучасні підприємства стикаються з необхідністю створення складного комплексного інженерного виробу, який працює в складних умовах і взаємодіє з іншими складними деталями. Крім цього на більшості підприємств застосовують щільний графік розробки і запуск виробів у виробництво. Подолати ці труднощі інженерам допомагають системи автоматичного проектування (CAD - Computer Aids Design), автоматичного виробництва (CAM - Computer Aids Manufacturing) і автоматичного інженерного аналізу (CAE - Computer Aids Engineering).

САПР системи займають особливе місце серед інших програм, оскільки представляють індустріальні технології, безпосередньо спрямовані в найбільш важливі області матеріального виробництва. В даний час загально визнаним фактом є неможливість виготовлення складної

наукомісткої продукції (кораблів, літаків, танків, різних видів промислового обладнання тощо) без застосування CAD/CAM/CAE - систем. За останні роки САПР - системи пройшли шлях від порівняно простих креслярських додатків до інтегрованих програмних комплексів, які забезпечують єдину підтримку всього циклу розробки, починаючи від ескізного проектування і закінчуючи технологічною підготовкою виробництва, випробуваннями і супроводом. Сучасні CAD/CAM/CAE-системи не тільки дають можливість скоротити термін впровадження нових виробів, а й чинять істотний вплив на технологію виробництва, дозволяючи підвищити якість і надійність продукції (підвищуючи, тим самим, її конкурентоспроможність). Зокрема, шляхом комп'ютерного моделювання складних виробів проектувальник може зафіксувати нестиковку і економити на вартості виготовлення фізичного прототипу. Навіть для такого відносно нескладного виробу, як телефон, вартість прототипу може становити кілька тисяч доларів, створення моделі двигуна обійдеться в півмільйона доларів, а повномасштабний прототип літака буде коштувати вже десятки мільйонів доларів.

Як приклад можна розглянути проект розробки компанією Shorts Brothers фюзеляжу для літака бізнес-класу Learjet 45 за допомогою сучасних CAD/CAM/CAE-систем. Результати виконання проекту просто вражають. Раніше у створюваних Shorts Brothers фюзеляжах літаків зазвичай налічувалося до 9500 структурних деталей. Подібні проекти могли зажадати більш 440000 людино-днів (до 4-х років для завершення проекту). Фюзеляж Learjet 45 виявився не тільки найбільш складним серед існуючих, а й був розроблений в значно менші терміни (на 40%), ніж його попередники. Крім того, приблизно в 10 разів було покращено якість деталей і складання фюзеляжу, а загальне число деталей скорочено на 60% (при зниженні обсягу основних переробок на 90% порівняно з попередніми проектами). У цілому, компанія Shorts змогла зменшити число компонентів з 9500 до 3700 (на 60%). Повний час на проектування і технологічну підготовку виробництва було скорочено до 125000 людино-днів. Загальний час розробки та технологічної підготовки виробництва до 60000 людино-днів, а весь цикл розробки типового фюзеляжу скоротився з 4-х років до 1,5-2 років.

За останні роки обчислювальна техніка та CAD/CAM/CAE технології зробили значний крок вперед, постійно збільшується кількість функціональних можливостей, а отже і галузь застосування - цей швидкий розвиток призвів до впровадження їх практично у всі сфери життя.

CAE – системи застосовуються у таких галузях: автомобільна промисловість, аерокосмічна промисловість, енергетика, машинобудування і верстатобудування, суднобудування, оборонна промисловість, напівпровідникова промисловість, цивільне та промислове будівництво, хімічна промисловість, виробництво товарів масового споживання, медична промисловість, телекомунікаційна галузь.

Функції CAE – систем досить різноманітні, основні з них: розрахунок сталей і перехідних процесів, моделювання полів фізичних величин, аналіз міцності, розрахунок власних частот і форм коливань, аналіз стійкості, рішення завдань теплопередачі, дослідження акустичних явищ, аналіз нелінійних статичних процесів, аналіз нелінійних динамічних процесів, розрахунок критичних частот і вібрацій роторних машин, аналіз частотних характеристик, спектральний аналіз.

Такі CAD/CAM – системи як AutoCAD, DUCT, Pro/Engineer, Unigraphics, SolidsWorks, SprutCAM, ADEM, NX CAM широко використовуються для комп'ютерного моделювання виробів складної форми, з подальшим випуском креслень і генерацією керуючих програм для верстатів з ЧПУ. Однак ці спеціалізовані пакети чисельного моделювання не володіють розвиненими засобами інженерного аналізу. CAE-системи інженерного аналізу (ABAQUS, ANSYS, COSMOS, I-DEAS, NASTRAN та інші) дозволяють не тільки виконати якісне моделювання систем різної фізичної природи, але і досліджувати взаємодію цих систем із зовнішніми видами впливу у вигляді розподілу напруг, температур, швидкостей, електромагнітних полів і т.д. Використання таких програм допомагає проектним організаціям скоротити цикл розробки, знизити вартість виробів і підвищити якість продукції. У зв'язку з цим однією з нових задач, що постає перед вищою школою є підготовка фахівців, які володіють сучасними програмними комплексами інженерного аналізу.

Метод кінцевих елементів (МКЕ) є основним потужним інструментом для аналізу на міцність складних лінійних і нелінійних інженерних задач. Метод широко застосовується при дослідженні складних нелінійних динамічних процесів. В даний час розроблено велику кількість CAE - систем в яких застосовуються методи кінцевих елементів: NASTRAN, ADAMS, Dytran, MARC, ANSYS, LS-DYNA, ABAQUS, COSMOS. Такі програмні комплекси включають в себе ряд

програм, орієнтованих на різні завдання, і відрізняються функціональністю і спеціалізацією. Різні модулі дозволяють виконувати аналіз міцності, теплопровідності, динаміки рідин і газів, акустичних хвиль і електромагнітних полів. Між системами CAE і CAD (Computer Aided Design) існує інтеграція та передбачено експорт та імпорт геометричних моделей.

У порівнянні з історією розвитку обчислювальної техніки історія розвитку автоматизованих систем дуже коротка, вона не налічує і п'ятдесяти років. Однак без цих систем комп'ютери ніколи б не стали тим, чим вони є зараз - знаряддям праці мільйонів фахівців, зайнятих проектуванням в найрізноманітніших сферах.

Ідея автоматизувати проектування зародилася в кінці 50-х років минулого століття, майже одночасно з появою комерційних комп'ютерів, а на початку 60-х років створено системи підготовки виробництва.

Історію САПР в машинобудуванні зазвичай поділяють на етапи:

На першому етапі (до кінця 70-х років) було отримано ряд науково-практичних результатів, які довели принципову можливість автоматизованого проектування складних промислових виробів. Так, теорія В-сплайнів була представлена І. Шоенбергом (IJSchoenberg) в 1946 р., пізніше призвела до широкого використання в геометричному моделюванні нерівномірних раціональних В-сплайнів (NURBS), запропонованих К. Веспріллом (KJVersprille, 1975 р.). Моделюванню кривих і поверхонь будь-якої форми були присвячені роботи П. Безье (PEBezier), виконані на рубежі 60-70-х років минулого століття.

Можливості систем на першому етапі значною мірою визначалися та обмежувалися наявними у той час не розвиненими графічними апаратними засобами. Переважно використовувалися графічні термінали, що підключаються до мейнфреймів, в якості яких застосовувалися комп'ютери компаній IBM і CDC, або до міні-ЕОМ типу PDP/11. За даними Dataquest на початку 80-х рр. вартість однієї ліцензії САД-системи доходила до 90000 у.о.

На другому етапі (80-ті роки) з'явилися і почали використовуватися графічні робочі станції компаній Intergraph, Sun Microsystems з архітектурою SPARC або автоматизовані робочі місця на комп'ютерах VAX від DEC під управлінням ОС Unix. До кінця 80-х років вартість САД - ліцензії знизилася, приблизно, до 20000 у.о. Тим самим були створені передумови для створення САД/САМ/САЕ - систем більш широкого застосування.

На третьому етапі (починаючи з 90-х років) бурхливий розвиток мікропроцесорів призвів до можливості використання робочих станцій на персональних ЕОМ, що помітно знизило вартість впровадження САПР на підприємствах. На цьому етапі триває вдосконалювання систем і розширення їх функціональності. Починаючи з 1997 р., робочі станції на платформі Wintel не поступаються Unix-станціям за обсягами продажів. Вартість ліцензії знизилася до кількох тисяч доларів.

Четвертий етап (починаючи з кінця 90-х років) характеризується інтеграцією САД/САМ/САЕ-систем з системами управління проектними даними PDM і з іншими засобами інформаційної підтримки виробів.

Прийнято ділити САД/САМ - системи за їх функціональними характеристиками на три рівні (верхній, середній і нижній). У 80-ті роки і на початку 90-х такий розподіл ґрунтувався на значному розходженні характеристик використовуваного для САПР обчислювального обладнання. Апаратною платформою САД/САМ - систем верхнього рівня були дорогі високопродуктивні робочі станції з ОС Unix. Така техніка дозволяла виконувати складні операції як твердотілого, так і поверхневого геометричного моделювання. САД-системи нижнього рівня призначалися тільки для автоматизації креслярських робіт, що виконувалися на низькопродуктивних робочих станціях і персональних комп'ютерах.

У міру поліпшення характеристик персональних комп'ютерів вдавалося створювати порівняно недорогі системи з можливостями параметричного та асоціативного 3D - моделювання. Такі системи стали відносити до САД/САМ - систем середнього рівня. На сьогоднішній день розподіл САД/САМ-систем на САПР верхнього, середнього і нижнього рівнів ще зберігається, однак межі між ними є нечіткими.

Проектування механічних виробів полягає насамперед у конструюванні, тобто у визначенні геометричних форм тіл і їх взаємного розташування. Тому історія автоматизації проектування в машинобудуванні пов'язана з історією комп'ютерної графіки і практично почалася зі створення першої графічної станції. Це була станція Sketchpad з використанням дисплея і світлового пера, представлена в 1963 р. І. Сазерлендом. Згодом він працював у ARPA, очоливши в цьому агентстві

департамент аналізу та обробки інформації, а пізніше став професором Гарвардського університету. Растрові дисплеї почали використовувати в 70-х роках.

До 1982 твердотільне моделювання починають застосовувати у своїх продуктах компанії Computervision, IBM, Prime і ін, однак методи отримання моделей тіл складної форми ще не розвинені, відсутнє поверхнєве моделювання. У наступному році розроблена техніка створення 3D моделей з показом або видаленням прихованих ліній. У 1986 р. компанія Autodesk випускає свій перший CAD-продукт Autocad, версію на мові C з підтримкою формату IGES. У 1988 р. створюється апаратура для прототипування виробів за допомогою лазерної стереолітографії за даними, отриманим в MCAD. Також в 1988 р. компанія PTC вперше реалізує параметризацію моделей.

Розвиток комп'ютерної графіки визначався не тільки можливостями апаратних засобів, але і характеристиками програмного забезпечення. Воно повинно було бути інваріантним по відношенню до використовуваних апаратних засобів введення і виведення графічної інформації. Тому значна увага з 70-х років приділяється питанням стандартизації графічних програм. Стандарт на базисну графічну систему включає в себе функціональний опис і специфікації графічних функцій для різних мов програмування.

У 1977 р. ACM публікує документ Core, що описує вимоги до апаратно-незалежних програмних засобів. А з початку 1982 р. з'являється система Graphical Kernel System (GKS), що задає примітиви, сегменти і перетворення графічних даних і стала стандартом в 1985 р. У 1987 р. розроблений варіант GKS-3D з орієнтацією на 3D графіку. У 1986 р. з'являється ряд нових стандартів. Серед них CGI (Computer Graphics Interface) і PHIGS P (Programmer's Hierarchical Interactive Graphics System) - стандарт ANSI, що став стандартом ISO в 1989 р. У 1993 році компанією Silicon Graphics запропонований стандарт OpenGL (SGI Graphical Language), який широко використовується в даний час.

У цих системах використовуються графічні формати для обміну даними, що представляють собою опис зображення у функціях віртуального графічного пристрою. Графічний формат (метафайл) забезпечує можливість запам'ятовувати графічну інформацію, передавати її між різними системами і інтерпретувати для виведення на різні пристрої. Такими форматами стали CGM - Computer Graphics Metafile, PostScript - Adobe Systems 'Language, GEM - GEM Draw File Format та ін.

Роботи по стандартизації були спрямовані на розширення функціональності графічних мов і систем, включення до них засобів опису не тільки даних креслень і 3D - моделей, а й інших властивостей і характеристик виробів. В області автоматизації проектування уніфікація основних операцій геометричного моделювання призвела до створення інваріантних геометричних ядер, призначених для застосування в різних САПР. Поширення набули два геометричних ядра: Parasolid (продукт фірми Unigraphics Solutions) і ACIS (компанія Spatial Technology). Ядро Parasolid розроблено в 1988 р. і в наступному році стає ядром твердотільного моделювання для CAD/CAM Unigraphics, а з 1996 р. - промисловим стандартом .

Паралельно проводилися роботи по стандартизації описів геометричних моделей для обміну даними між різними системами на різних етапах життєвого циклу промислової продукції. Спочатку з'явився стандарт IGES (Initial Graphics Exchange Specification). Фірма Autodesk у своїх продуктах стала використовувати формат DXF (Autocad Data eXchange Format). Потім були розроблені мову Express і прикладні протоколи AP203 і AP214 в групі стандартів ISO 10303 STEP (Standard for Exchange Product Model Data).

Прикладами CAD/CAM-систем верхнього рівня є CATIA (компанія Dassault Systemes), Unigraphics (Unigraphics Solution), Pro/Engineer (PTC). Продукти цих фірм доступні з 1981, 1983 і 1987 р. відповідно. До числа САПР верхнього рівня в 90-ті роки входили також EUCLID3 (Matra Datavision), I-DEAS (UGS), CADD55 (Computervision), але їх розвиток було припинено у зв'язку зі злиттям компаній. Так, в 2001 р. відбувається злиття компанії Unigraphics Solution з SDRC, що означало поступове припинення розвитку I-DEAS і використання вдалих рішень двох систем I-DEAS і Unigraphics (UG) в нових версіях системи Unigraphics NX. Ще раніше система CADD55 була придбана компанією PTC (Parametric Technology Corp.). Ця компанія, штаб-квартира якої розташована в США, заснована в 1985 р. колишнім професором Ленінградського університету Семеном Гейзбергом.

Найбільш відомими CAD/CAM-системами середнього рівня на основі ядра ACIS є AutoCAD 2000, Mechanical Desktop і Autodesk Inventor (Autodesk Inc.); Cimatron (Cimatron Ltd.); ADEM (Omega Technology); Mastercam (CNC Software, Inc.); Powermill (DELCAM) та ін. До числа

CAD/CAM-систем середнього рівня на основі ядра Parasolid належать, зокрема, Solid Edge і Unigraphics Modeling (Unigraphics Solutions); SolidWorks (SolidWorks Corp.); MicroStation Modeler (Bentley Systems Inc.); Pro/Desktop (Parametric Technology Corp.); Anvil Express (MCS Inc.) та ін.

У 1992 році корпорація Intergraph, один з провідних на той момент виробників CAD-систем для машинобудування, прийняла рішення про розробку нового програмного продукту, цілком побудованого на базі платформи Wintel. У результаті в кінці 1995 року з'явилася система геометричного моделювання Solid Edge. У 1998 році до Unigraphics перейшли всі відділення Intergraph, що займається САПР. В цей же час Solid Edge змінює геометричне ядро ACIS на ядро Parasolid. У 1999 року з'являється 6-а версія Solid Edge російською мовою.

У 1993 р. в США створюється компанія Solidworks Corporation і вже через два роки вона представила свій перший пакет твердотільного параметричного моделювання Solidworks на базі геометричного ядра Parasolid. Система Solidworks увійшла до числа провідних систем середнього рівня.

Ряд CAD/CAM систем середнього та нижнього рівнів розроблений в СРСР і Росії. Найбільшого поширення серед них отримали Компас (компанія Аскон) і T-Flex CAD і деякі інші системи. Компанія Аскон заснована в 1989 р. До неї увійшов колектив розробників, який до цього в Коломенському конструкторському бюро машинобудування проектував систему Каскад. Перша версія Компас для 2D проектування на персональних комп'ютерах з'явилася в тому ж 1989 р. У 2000 р. САПР Компас поширена на 3D проектування. У 2003 р. випущена 6-я версія Компас та PDM система Лоцман PLM.

Автоматизація технологічної підготовки виробництва в системах САМ не була настільки жорстко прив'язана до апаратних засобів машинної графіки, як автоматизація конструювання в системах САД. Серед перших робіт з автоматизації проектування технологічних процесів потрібно відзначити створення мови АРТ (Automatic Programming Tools) в 1961 р. в США. Ця мова став родоначальником багатьох інших мов програмування для обладнання з числовим програмним управлінням.

У СРСР Г.К. Горанский створює програми для розрахунків режимів різання в першій половині 60-х років. В.Д. Цветков, Н.М. Капустін, С.П. Мітрофанов та ін розробляють методи синтезу технологічних процесів в 70-і роки. У системах інженерних розрахунків та аналізу САЕ центральне місце займають програми моделювання полів фізичних величин, насамперед це програми аналізу міцності за методом кінцевих елементів (МКЕ). Метод кінцевих елементів розроблено до 1950р. фахівцями, що працюють в областях будівельної механіки і теорії пружності. У 1963 р. був запропонований порівняно простий спосіб застосування МКЕ для аналізу міцності шляхом мінімізації потенційної енергії. Тоді ж з'явилися програмно-методичні комплекси для аналізу і моделювання на основі МКЕ.

У 1965 р. NASA для підтримки проектів, пов'язаних з космічними дослідженнями, ставить завдання розробити програмний пакет, що використовує метод кінцевих елементів. До 1970 р. такий пакет під назвою NASTRAN (Nasa STRuctural ANalysis) був створений і почав експлуатуватися. Вартість розробки, що тривала 5 років, склала 3-4 млн доларів. Однією з компаній, що брали участь у розробці, була MSC (MacNeal-Schwendler Corporation). З 1973 р. MSC (з 1999 р. компанія називається MSC Software Corporation) самостійно продовжує розвивати пакет MSC. NASTRAN, який став світовим лідером у своєму класі продуктів.

У 1976 р. розроблено комплекс DYNA3D (пізніше названий LS-DYNA), призначений для аналізу ударно-контактних взаємодій структур, що деформуються.

До числа лідерів програм САЕ слід віднести також комплекс Ansys. Цікаво відзначити, що в 2000 р. за допомогою засобів багатоаспектного моделювання, реалізованих у Ansys, продемонстрована можливість спільного моделювання електромагнітних, механічних і теплових процесів при проектуванні мікроелектромеханічних пристроїв.

Світовим лідером серед програм аналізу на макрорівні вважається комплекс Adams, розроблений підприємством Mechanical Dynamics Inc. (MDI). Компанія створена в 1977 р. Основне призначення Adams (Automatic Dynamic Analysis of Mechanical Systems) - кінематичний і динамічний аналіз механічних систем з автоматичним формуванням і вирішенням рівнянь руху. Для проектування систем, функціонування яких засноване на взаємовпливі процесів різної фізичної природи, важливе значення має можливість багатоаспектного моделювання.

Теоретичні основи багатоаспектного моделювання на базі аналогій фізичних величин розглядалися Г. Ольсоном (1947 р.), В.П. Сігорским (1975 р.) і були реалізовані в програмах моделювання ПА6 - ПА9, розроблених в МВТУ ім. Н.Е. Баумана в 70-80-ті роки. Основні

положення багатоаспектного моделювання в 1999 р. були закріплені в стандарті IEEE, присвяченому мови VHDL-AMS.

Не можна залишити без уваги програмний комплекс Abaqus. Сімейство продуктів Abaqus розробляється і підтримується компанією Abaqus, Inc. (USA) з 1978 року. З 2005 Abaqus, Inc. входить в компанію Dassault Systemes (розробник CAD системи CATIA і систем управління життєвим циклом виробів PLM SmarTeam і Enovia). Як стратегія подальшого розвитку компанією Abaqus було створено нове середовище моделювання SIMULIA, яке узагальнює не тільки всі рішення компаній Dassault Systemes і Abaqus, Inc. в галузі розрахунків на міцність, але і об'єднує кращі рішення третіх фірм, що дозволяє значно покращувати споживчі якості створюваного виробу, зменшувати число необхідних експериментів і сприяти впровадженню інновацій.

Для прикладу, нижче наведено основні можливості програмного комплексу Abaqus. Основний вид середовища моделювання наведено на рисунку 1.

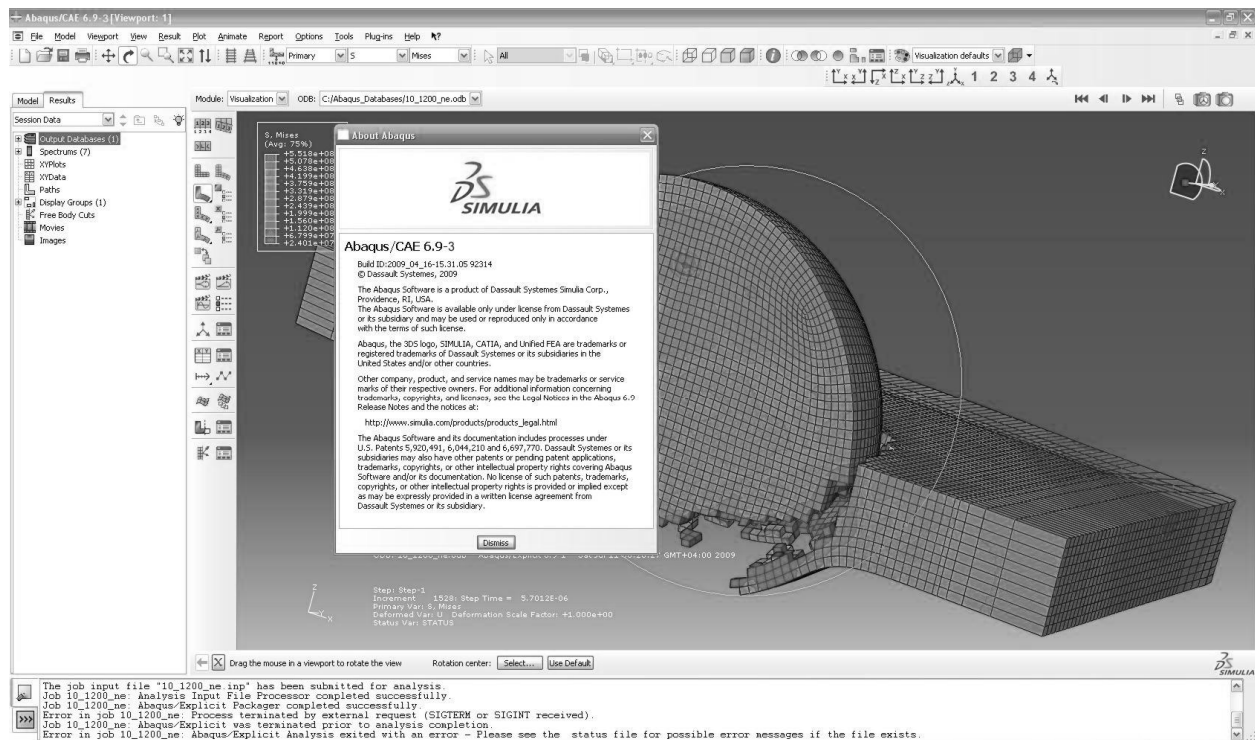


Рис. 1. Вид середовища моделювання ABAQUS

ABAQUS включає в себе такі основні модулі: ABAQUS/Standard, ABAQUS/Explicit, ABAQUS/CAE, FE-Safe, ABAQUS for CATIA V5.

Модуль ABAQUS/Standard призначений для вирішення завдань кінцево-елементного аналізу, таких як, статика, динаміка, теплопередача в сукупності з контактними взаємодіями і нелінійними властивостями матеріалів, і заснований на неявній схемі інтегрування.

ABAQUS/Standard має додаткові модулі та інтерфейси: модуль дослідження чутливості конструкції до геометричних змін

Модуль ABAQUS/Standard дозволяє проводити наступні типи аналізу: статичний аналіз напружень і переміщень, перехідний динамічний аналіз напружень і переміщень, перехідний або усталений аналіз теплопередачі, перехідний або усталений аналіз дифузії, завдання тепло – електрики, аналіз потоків у пористому середовищі, аналіз напруг, завдання п'єзоелектрики, контактний аналіз, завдання акустики і вібрації.

Модуль ABAQUS/Explicit заснований на явній схемі інтегрування і призначений для розрахунку нестационарної динаміки, квазостатики, швидкоплинних процесів, таких як, завдання падіння, зіткнення, руйнування та моделювання технологічних процесів.

Модуль ABAQUS/Explicit дозволяє проводити наступні види аналізу: короткочасних динамічних процесів і квазостатики, повністю зв'язаний аналіз термоміцності, моделювання вибухового навантаження.

ABAQUS/CAE – модуль пре- і постпроцесора програмного комплексу ABAQUS, призначений для моделювання та візуалізації результатів розрахунку з модулів аналізу ABAQUS/Standard і ABAQUS/Explicit.

Висновки: Аналіз існуючих CAD/CAM/CAE – систем показав, що сучасні САПР системи є ефективними при дослідженні властивостей реальних об'єктів, предметів і явищ. Експеримент, який базується на комп'ютерних моделях, являється ефективною технологією наукових досліджень. Також показано актуальність САПР як позитивного явища сучасного світу, та вплив на прогрес людства. CAD/CAM/CAE – системи пройшли шлях від порівняно простих креслярських додатків до інтегрованих програмних комплексів, які забезпечують єдину підтримку всього циклу розробки, починаючи від ескізного проектування і закінчуючи технологічною підготовкою виробництва, випробуваннями і супроводом. Саме тому вони справляють істотний вплив на технологію виробництва, дозволяючи підвищити якість і надійність продукції, дають можливість скоротити термін впровадження нових виробів.

1. Конспект лекцій з курсу «Планування і обробка результатів експерименту» (для магістрів денної форми навчання спец. 8.090605 – «Світлотехніка і джерела світла»). Авт.: Назаренко Л.А. – Харків: ХНАМГ, 2008. – 163 с.
2. *Иванов С.Е.* «Интеллектуальные программные комплексы для технической и технологической подготовки производства /Часть 5. Системы инженерного расчета и анализа деталей и сборочных единиц» Под ред. Куликова Д. Д. Учебно-методическое пособие. – СПб: СПбГУ ИТМО, 2011. – 48 с.
3. *Ли К.* Основы САПР (CAD/CMA/CAE). – СПб.: Питер, 2004. – 560 с.
4. Козырев А. Ю. История развития систем проектирования / А. Ю. Козырев, А. Я. Клочков // Технические науки: традиции и инновации: материалы междунар. заоч. науч. конф. (г. Челябинск, январь 2012 г.). — Челябинск: Два комсомольца, 2012.— С. 64-66.
5. Математична освіта інженерів у комп'ютерному моделюванні. Губаль Г.М., Міжвузівський збірник "Комп'ютерно-інтегровані технології: освіта, наука, виробництво", Луцьк, 2012. Випуск №8.
6. *Савула Я.Г.* Метод скінчених елементів. – Львів: Н.У. ім. Франка. 1993 р.
7. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике. – М.: Мир, 1975. – 541 с.
8. *Колодницький М.М., Чайковський С.С.* Огляд інтегрованих систем автоматизованого проектування для машинобудування. Частина 1. // Вісник ЖІТІ, 1998.– № 7. – С. 219-229.
9. *Колодницький М.М., Чайковський С.С.* Огляд інтегрованих систем автоматизованого проектування для машинобудування. Частина 2. // Вісник ЖІТІ, 1998. – № 8. – С. 181-190.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

УДК 548.74:681.723

О.П. Чепугов, С.О. Івахненко, М.О. Цисар, О.О. Лещук
ОСОБЛИВОСТІ ПІДГОТОВКИ ЗОНДА З НАПІВПРОВІДНИКОВОГО МОНОКРИСТАЛУ
АЛМАЗУ, ЛЕГОВАНОГО БОРОМ

Стаття присвячена виготовленню зондів скануючого тунельного мікроскопу (СТМ) з вістрям із монокристалічного напівпровідникового алмазу. Розглянуто методики відбору, підготовки алмазних зразків, придатних для виготовлення зондів. Проведена атестація отриманих зондів та наведено оцінку їх працездатності.

Ключові слова: скануюча тунельна мікроскопія, алмаз типу ІІb, зонд СТМ, алмазне вістря, графен.

Рис. 5 Літ. 15.

А.П. Чепугов, С.А. Івахненко, Н.А. Цысарь, А.А. Лещук
ОСОБЕННОСТИ ПОДГОТОВКИ ЗОНДА ИЗ ПОЛУПРОВОДНИКОВОГО
МОНОКРИСТАЛЛА АЛМАЗА, ЛЕГИРОВАННОГО БОРОМ

Статья посвящена изготовлению зондов сканирующего туннельного микроскопа (СТМ) с острием из монокристаллического полупроводникового алмаза. Рассмотрены методики отбора, подготовки алмазных образцов, пригодных для изготовления зондов. Проведена аттестация полученных зондов и дана оценка их работоспособности.

Ключевые слова: сканирующая туннельная микроскопия, алмаз типа ІІb, зонд СТМ, алмазное острие, графен.

A. Chepuhov, S. Ivakhnenko, M. Tsysar, A. Lyeschuk
FEATURES OF SEMICONDUCTOR SINGLE CRYSTAL BORON DOPED DIAMOND PROBE
PREPARATION

The article describes production of scanning tunneling microscope (STM) probes with semiconductor single crystal diamond tip. Methods of selection and preparation of diamond samples, suitable for the probes manufacture, were considered. Certification of received probes were conducted and their performance were rated.

Keywords: scanning tunneling microscopy, type ІІb diamond, STM probe, diamond tip, graphene.

Вступ. У більшості випадків для виготовлення вістря зонду СТМ використовується дріт з металів W, Ta, Au, Pt, а також сплавів PtIr, PtRh [1, 2]. Зазначимо, що тунелювання відбувається тільки між найближчими атомами в парі вістря – досліджувана поверхня. Оціночним параметром вістря є кут при вершині, згідно величини якого можна розрахувати ширину зони контакту. Її форма і розмір безпосередньо впливають на роздільну здатність приладу, а також на достовірність відображення рельєфу досліджуваної поверхні.

Самими розповсюдженими методами виготовлення зондів СТМ є електрохімічне травлення та механічна обробка [1, 2]. Наприклад, для отримання зондів з W, Au, Pt проводять такі операції як зсув або зріз металевого дроту, в результаті яких формується витягнуте вістря з нерівним краєм з декількох моноатомних щетинок [1]. Використання електрохімічного травлення дозволяє надати зондам з Ta, PtIr, PtRh конічної форми зануренням дроту у відповідний електроліт [2]. Підбір параметрів травлення дозволяє отримати зонд необхідної форми та гостроти заточки. Зонд, отриманий даним методом з вольфрамового дроту діаметром 0,2 мм, може мати вістря з радіусом закруглення вершини порядку 100 Å [2]. Дані технології виготовлення вістря СТМ-зонду застосовуються в теперішній час практично у всіх лабораторіях і майже завжди забезпечують гарантовану атомарну роздільну здатність при дослідженнях поверхні різноманітних об'єктів.

Проте є й альтернативні методи. Відомий метод виготовлення вістря за допомогою іонно-променевого травлення [3]. При цьому зонд розміщується в потоці іонів аргону, який спрямований по дотичній до вістря, поверхня якого шліфується пучком іонів. В публікації [3] зазначено, що в процесі травлення отримували кінчик зонда з радіусом ~ 5 нм. Також виготовляли зонди СТМ з використанням вуглецевих нанотрубок, вирощених на зрізі ніхромового дроту. Згідно експериментальних даних, отриманих на тестовій ґратці, радіус заокруглення і кут збіжності при вершині вістря склали 60 нм і 20°, відповідно [4].

Однак такі вістря мають низьку формо- та хімічну стійкість та непридатні для експериментів по індентуванню. Одним із шляхів вирішення проблеми є використання для виготовлення вістря матеріалу, стійкого до механічного, теплового, електричного, хімічного впливів, а саме – алмазу [5, 6].

На даний час комерційно доступні зонди для атомно-силового мікроскопу виготовлені з використанням полікристалічного алмазу. Запропоновані на ринку моделі DD-АСТА, DD-FORTA,

DD-SICONA [7], DT-FMR та CDT-FMR [8] являють собою кремнієві монокристалічні зонди пірамідальної форми, на яких в якості захисного покриття формується полікристалічна алмазна плівка товщиною 100 нм. Нанесення алмазного шару, легованого бором, дозволяє отримати зносостійкі зонди з провідними властивостями, проте це призводить до значного збільшення радіусу вістря (із 100 до 300 нм). Такі зонди також мають підвищену зносостійкість. Також цікавою можна вважати пропозицію UNCD NaDiaProbes від Advanced Diamond Technologies [9] з заявленим електроопором менше 1 Ом·см. Такі зонди демонструють значно більшу зносостійкість в порівнянні з аналогічними зондами з Si і SiN, а також хімічно більш інертні. Крім того, в них принципово неможливе зниження зносостійкості або електропровідності внаслідок відшарування поверхневого покриття, як у випадку нанесення алмазної плівки. Таким чином, використовувати їх можна не тільки для сканування, а й для нанолітографічних операцій на досліджуваній поверхні.

У роботі [10] провідність алмазного вістря зонду СТМ була отримана методом іонної імплантації. Було встановлено можливість багаторазового використання такого зонду завдяки низькому зносу навіть при контакті з поверхнею.

Також відомо багато інших прикладів застосування природного та штучного алмазу для виготовлення зондів, однак недоліком всіх запропонованих методів їх виготовлення є низька повторюваність і нестабільність експлуатаційних характеристик таких зондів. Таким чином, використання алмазу в тій чи іншій формі дозволяє значно підвищити експлуатаційні характеристики зондів, а тому розробка методики відбору кристалів, виготовлення та атестації таких зондів є актуальною.

У даній роботі в якості матеріалу вістря було запропоновано використання монокристалів напівпровідникового алмазу типу IIb, легованого бором.

Методика підготовки зразків та експерименту. Для виготовлення зондів СТМ було використано кілька партій монокристалів алмазу типу IIb різного рівня легування. Вирощування монокристалів алмазу проводили методом температурного градієнту в апараті високого тиску типу «тороїд ТС-40» і відповідній ростовій комірці [11]. Для отримання кристалів алмазу з напівпровідниковими властивостями використовували попередньо виготовлені джерела вуглецю з порошку ГСМ-1 та легуючу добавку бору. Процес вирощування алмазів проводили в діапазоні температур 1350÷1450 °С при $p=6\pm 0,3$ ГПа. Тиск і температуру в ростовій зоні визначали по зусиллю пресу і значенню потужності змінного струму, що пропускали крізь систему резистивного нагріву, згідно з попередньо проведеними калібруваннями [12]. Фотолюмінесцентні зображення отримували на приладі DeBeers DiamondView, що дозволяє проводити експрес аналіз кристалів алмазу протягом декількох хвилин. Секторіальна структура алмазу, отримана за допомогою даного приладу, повністю співпадає з результатами його ІК-картографування.

Кристали, що отримали в області термодинамічної стабільності алмазу методом температурного градієнту, характеризуються складною зонально-секторіальною будовою (рис. 1). Вони можуть містити дефекти, залишкові напруження, включення сплаву-розчинника вуглецю. Через такі дефекти кристалічної будови не всі кристали придатні для виготовлення зондів СТМ.

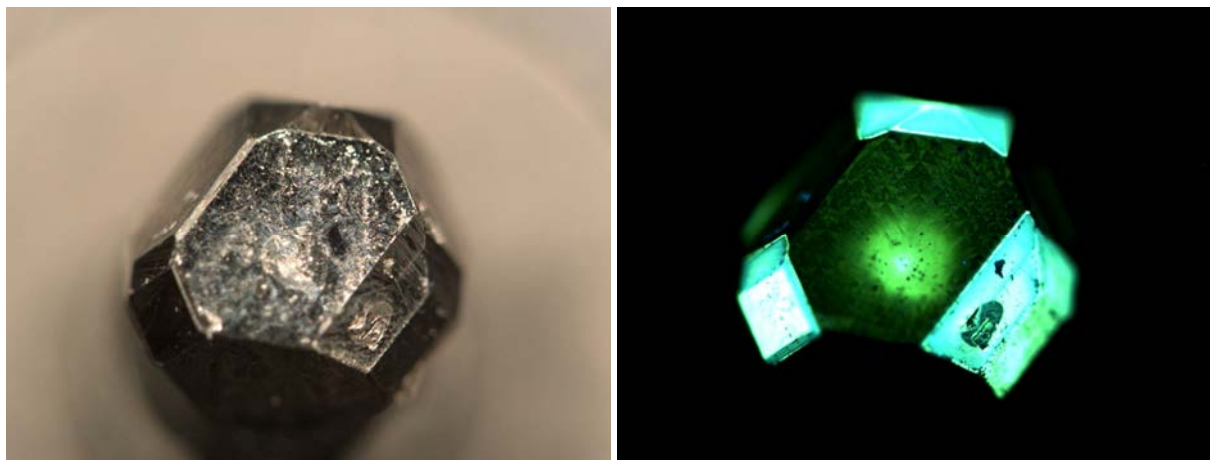


Рис. 1. Зображення і фотолюмінесцентне світіння кристалу алмазу типу IIb, у якого присутні грані форм {111}, {100}, {113} і {110}

Виходячи з умов експлуатації зондів СТМ і технологічних вимог їх виготовлення, розроблено методику відбору та попередньої обробки кристалів алмазу. Для виготовлення зондів

обирали зразки монокристалу алмазу з найбільш однорідною зонально-секторіальною будовою та розподілом домішок бору і азоту, що його компенсує. Умови вирощування обирали такими, за яких в кристалах типу Па не містилося візуально видимих включень сплаву-розчинника вуглецю.

Згідно з проведеними раніше дослідженнями електрофізичних властивостей [13] і внутрішньої будови [14] напівпровідникових монокристалів алмазу, вирощених методом температурного градієнту, можливим є отримання кристалів різного габітусу. Варіювання умов вирощування дозволяє керувати розвитком пірамід росту, що належать різним ростовим формам, і, відповідно, значно впливає на властивості кристалів. Було визначено, що найбільш доцільно з міркувань зменшення опору застосовувати кристали, у формуванні об'єму яких найбільшу роль відіграють піраміди росту $\{111\}$. Тому для виготовлення заготовок для вістря зондів відбирали кристали, найбільш близькі за своїм габітусом до представленого на рис. 2.

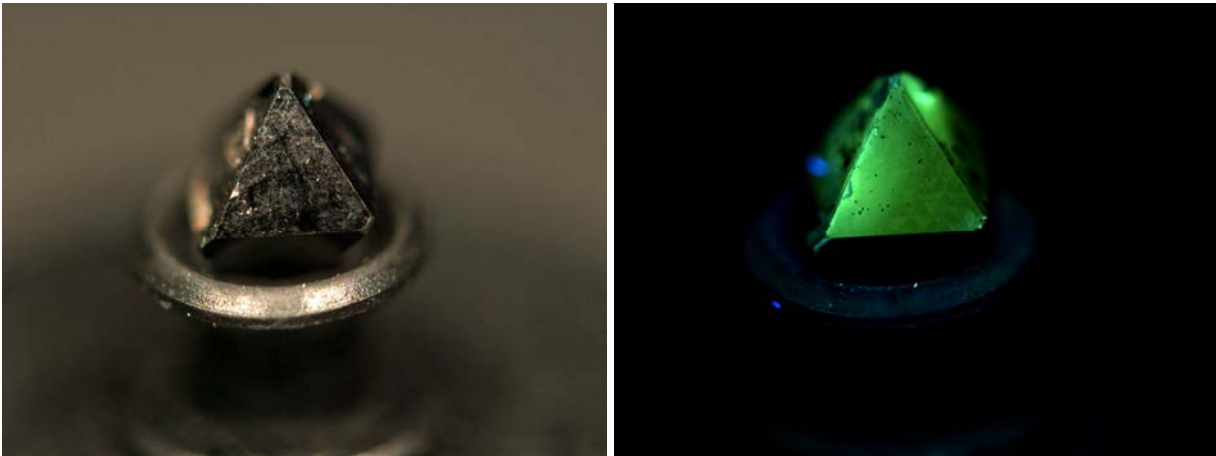


Рис. 2. Зображення і фотолюмінесцентне світіння кристалу алмазу типу Пв з практично 100% розвитком граней форми $\{111\}$

Надалі для виготовлення алмазних заготовок циліндричної форми, твірна лінія яких перпендикулярна до поверхні однієї з граней форми $\{111\}$, використовували найбільш відповідні за структурою кристали. Наявність великої кількості включень і напружень в області вістря зонда призводить до нестабільної роботи в процесі тунелювання. Тому для формування вістря кращої якості обирали ділянку заготовки без включень або з мінімальною їх кількістю. Відбір грані, на якій буде розміщено робоча частина вістря зонду, базувався на візуальній оцінці наявності в приповерхневому шарі дефектів будови і включень.

Проведення проміжного контролю на етапі формування вістря структури дозволило відібрати заготовки, весь об'єм яких був повністю сформований пірамідою росту $\{111\}$ вихідного кристалу (рис. 3). Такий додатковий відбір проводився тому, що використання зонду, вістря якого виготовлено з такого зразка, дозволяє досягти найбільш стабільного процесу тунелювання.



Рис. 3. Зображення і фотолюмінесцентне світіння алмазної заготовки для вістря СТМ

Для створення стабільного електричного контакту, між корпусом зонду (рис. 4) і алмазною заготовкою вістря, поверхню відібраних заготовок очищають від пилу, металів, графіту і жирів, що утворилися на попередніх етапах підготовки. Потім на заготовку проводиться напилення покриттям, що забезпечує омичний контакт. При цьому дуже важливим є рівномірне покриття всіх частин заготовок, які будуть контактувати з частинами корпусу, що проводять струм. Для отримання зондів, що мають однакові характеристики, важливо проводити напилення одночасно партії зразків. Після підготовки заготовки вістря вищезазначеним методом і перевірки механічної міцності та якості покриття проводять її закріплення в корпусі зонду. Заготовку фіксують у попередньо висвердленому отворі в корпусі зонду і припаюють припоями на основі срібла [15], що дає якісне механічне закріплення та низький електричний опір з'єднання алмазне вістря–корпус. Зафіксований в корпусі зразок огранюють у вигляді тригранної піраміди Берковіча, оскільки вона дозволяє отримувати вістря з зоною контакту, найбільш близькою за своєю геометрією до точкової.

Останнім етапом у виготовленні зонда є отримання його кінцевих розмірів і створення необхідних елементів кріплення. Геометричні розміри отриманих зондів склали: довжина – 10 мм; діаметр в частині, що утримує алмаз, – 5 мм, а в частині кріплення – 1 мм. Інтегральний опір зонду СТМ не перевищує 10 Ом.

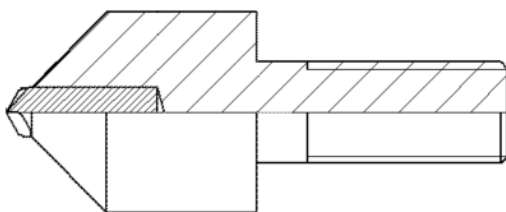
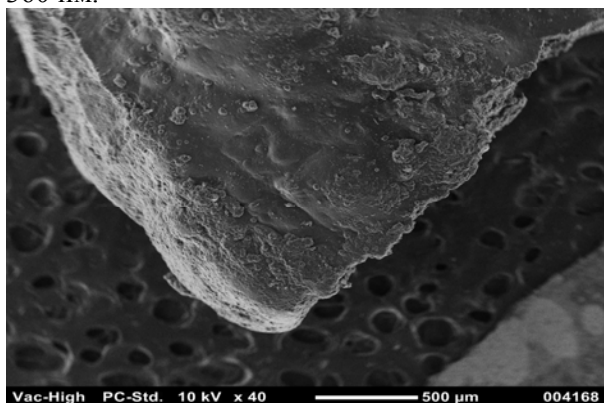


Рис. 4. Ескіз зонду СТМ, вістря якого виготовлено з монокристалу алмазу типу ІІв

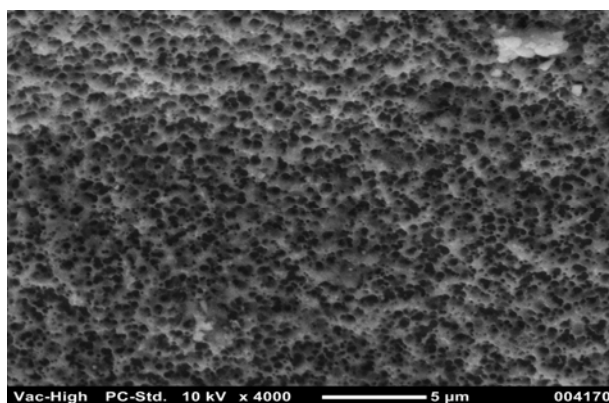
У порівнянні із запропонованим в [10] використаний у даній роботі спосіб для виготовлення зондів СТМ дозволив отримати партію зондів, робочі характеристики яких були близькі, і розкид характеристик не впливав на процес зняття СТМ-зображення.

Результати та їх обговорення. Для атестації зондів в якості еталонних поверхонь з розвинутою топологією були взяті зразки графену, сформовані на компактi з ультрадисперсного алмазу (УДА). Такі зразки отримували їх спіканням в газотермічному реакторі установки фізико-хімічного синтезу при температурі 1370–1470 К та тиску нижче атмосферного в середовищі метану. На попередньому етапі підготовлювали порошок суміші УДА в розчині полівінілового спирту в воді з додаванням фенолформальдегідної смоли СФ-34ФА. А для іншого методу підготовки суміші УДА використовували ацетон, клей БФ2, етиловий спирт, розчин желатину в дистильованій воді. Холодне пресування брикетів здійснювали в прес-формах при тиску 10–15 МПа на гідро- або гвинтовому пресі. Базовими параметрами, що характеризують процес отримання зразків, були температура, тиск, витрати газу в реакторі, час процесу.

Дослідження поверхні зразку здійснювали на скануючому тунельному та електронному JEOL JSM-5000 NeoScore™ мікроскопах. Результати, що отримані на електронному мікроскопі (рис.5а), показали, що поверхня зразку має доволі неоднорідну топологію, проте поряд з цим присутні плоскі ділянки, придатні для СТМ-дослідження. Збільшення до 4000 крат (рис.5б) показало наявність мозаїчної структури із острівцевими утвореннями, середній розмір яких склав 360 нм.



а)



б)

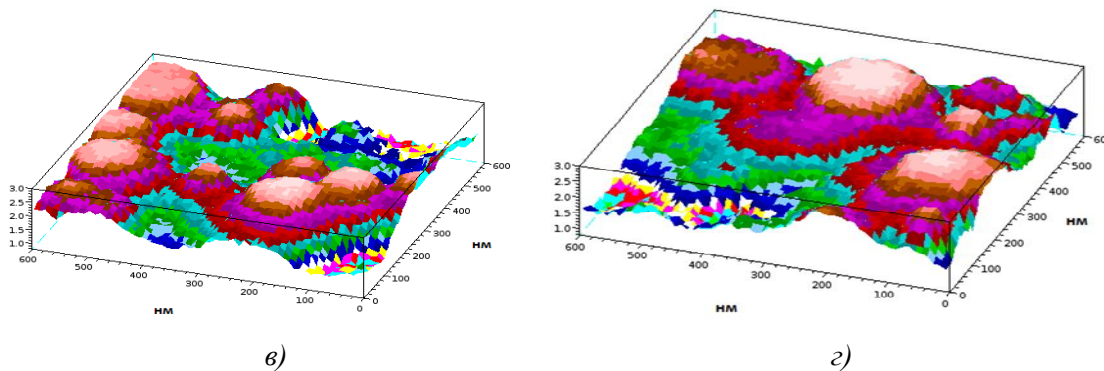


Рис. 5. Зображення поверхні з графеновим покриттям на компактї УДА, отримане на електронному мікроскопі JEOL JCM-5000 NeoScope™, із збільшенням 40 (а) та 4000 (б) крат; СТМ-зображення, отримане із використанням зонду 41,1, при наступних параметрах тунелювання: $U_t=0,3$ В; $I_t=1$ нА (в); СТМ-зображення, отримане із використанням зонду 44,8, при наступних параметрах тунелювання: $U_t=0,5$ В; $I_t=1$ нА (г).

СТМ дослідження топології поверхні компактї УДА з графеновим покриттям (рис.5 в, г) підтвердили наявність острівцевих структур, проте при цьому використовували різні параметри сканування. Збільшення напруги тунелювання у другому випадку (рис.5 г) було незначне, що підтверджує високу повторюваність робочих характеристик алмазного вістря. Розмір перетину острівцевих структур середньою площиною на СТМ зображеннях співпадає з розміром аналогічних острівцевих групувань на зображеннях, отриманих на електронному мікроскопі (рис.5 б), що характеризує високу придатність розроблених зондів.

Висновки: Відбір найбільш придатних зразків кристалів необхідної структури дозволяє отримувати зонди з близькими параметрами і стабільними робочими характеристиками. Порівняльний аналіз зображень, отриманих на СТМ та електронному мікроскопі, показав високу збіжність експериментальних даних. Досягнута роздільна здатність сканування дозволяє проводити аналіз структури поверхні зразків в нанометровому діапазоні. Повторюваність результатів при скануванні дозволяє зробити висновок про високі експлуатаційні характеристики вістрів зондів СТМ та підтвердити можливість відбору придатних кристалів експрес-методом дослідження фотолюмінесцентного світіння.

1. Миров В. Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. – Нижний Новгород: ИФМ РАН, 2004. – 114 с.
2. Холстинина Н. Н., Сурнин Д. В. Методика изготовления и аттестация вольфрамовых игл для СТМ // Вест. Удмуртского ун-та. – 2007. – № 4. – С. 142–145.
3. Дедков Г. В., Рехвиашвили С. Ш. Метод контроля формы иглы микроскопа с помощью спектрометрии обратного рассеяния // Письма в ЖТФ. – 1997. – Т. 23. – № 11. – С. 88–92.
4. Технологии производства новых материалов и устройств с углеродными нанотрубками в качестве рабочих элементов / О. Силицына, Г. Мешков, Н. Пискунов и др. // Наноиндустрия. – 2008. – № 4. – С. 20–23.
5. Васильев А., Данилин В., Жукова Т. Новое поколение полупроводниковых материалов и приборов. Через GaN к алмазу // Электроника: Наука, Технология, Бизнес. – 2007. – № 4. – С. 68–76.
6. Вавилов В. С. Алмаз в твердотельной электронике // Усп. физ. наук. – 1997. – 167, № 1. – С. 17–22.
7. Applied NanoStructures, Inc. // <http://www.appnano.com/>.
8. NanoWorld AG // <http://www.nanoworld.com/>.
9. Advanced Diamond Technologies (ADT), Inc. // <http://www.thindiamond.com/>.
10. Kaneko R., Oguchi S. Ion-implanted diamond tip for a scanning tunneling microscope // Jap. J. Appl. Phys. – 1990. – 29, No. 9 (Part 1). – С. 1854–1855.
11. Пат. 47797 А. Апарат високого тиску і температури. / О. А. Будяк, С. О. Івахненко, І. С. Білоусов. - Опубл. 05.07.02.
12. Методика дифференциального термического анализа при давлениях до 8 ГПа / С.А. Иващенко, Г.В. Чипенко, И.С. Белоусов, О.А. Заневский. – Ин-т сверхтв. матер., 1989. – 16 с.
13. Особенности электрофизических свойств полупроводниковых алмазов, выращенных методом температурного градиента / А. П. Чепугов, А. Н. Катруша, Л. А. Романко и др. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения. – Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2011. – Вып. 14. – С. 254–261.
14. Особенности внутренней структуры крупных полупроводниковых монокристаллов алмаза, выращенных методом температурного градиента / А. П. Чепугов, И. А. Емельянов, В.В. Лысаковский и др. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент - техника и технология его изготовления и применения. – Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2012. – Вып. 15. – С. 277–282.
15. Припои серебряные. Марки // ГОСТ 19738-74. – 1974.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

© О.П. Чепугов, С.О. Иващенко, М.О. Цисар, О.О. Лещук

В.А. Шабайкович

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ТА КОНКУРЕНТОСПРОМОЖНОСТІ УКРАЇНСЬКОЇ ПРОМИСЛОВОЇ ПРОДУКЦІЇ

Названі зовнішні та внутрішні причини низької конкурентоспроможності української продукції, розкриті основи механізму її підвищення. Описані концептуальні основи забезпечення конкурентоспроможності продукції, її якості, як головного чинника її підвищення, зменшення супутніх витрат, основи управління конкурентоспроможністю та методи виготовлення конкурентоспроможної продукції.

Ключові слова: якість, конкурентоспроможність, причини, продукція.

Табл. 1. Літ. 4.

В.А. Шабайкович

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА И КОНКУРЕНТОСПОСОБНОСТИ УКРАИНСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОЙ ПРОДУКЦИИ

Названы внешние и внутренние причины низкой конкурентоспособности украинской продукции, раскрыты основы механизма ее повышения. Описаны концептуальные основы обеспечения конкурентоспособности продукции, ее качества, как главного фактора ее повышения, снижения сопутствующих расходов, основы управления конкурентоспособностью и методы изготовления конкурентоспособной продукции.

Ключевые слова: качество, конкурентоспособность, причины, продукция.

V. Shabaykovych

IMPROVING COMPETITIVENESS AND UKRAINIAN INDUSTRIAL PRODUCTS

Identified internal and external reasons for the low competitiveness of Ukrainian products, disclosed bases of the mechanism of its increase. Describes the conceptual basis for ensuring the competitiveness of the products, its quality as a major factor of raising it, reduce associated costs, management framework competitiveness and methods of manufacturing competitive products.

Keywords: quality, competitiveness, reasons, products.

Постановка проблеми. Конкурентоспроможність промислової продукції в умовах ринкової економіки забезпечує ефективність виробництва та реалізацію виготовлених виробів. Конкурентоспроможність є тонким, вибірковим і гнучким механізмом, який вимагає раціональної поведінки, як умови перебування на ринку і представляє собою динамічний процес, дякуючи якому появляються нові виробничі процеси, і продукція. Конкурентоспроможність продукції не є лише економічною проблемою, як дехто вважає, а за своєю сутністю це в першу чергу технічно-організаційна проблема, яка і вирішується їх методами. Технічна проблема вирішується при проектуванні, виготовленні, експлуатації, обслуговуванні та ремонті виробів і процесів [1]. Саме на цих етапах зароджується як якість, так і конкурентоспроможність продукції. Організаційна проблема вирішується чіткою організацією необхідних проектних, технологічних і виробничих процесів. До речі, низька конкурентоспроможність багато в чому завдячує застарілій організації робіт.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. В останній час по конкурентоспроможності промислової та непромислової продукції появилось досить багато літератури, яка в більшості присвячена теоретичним підставам, що розробляється в основному економістами, і має обмежене практичне застосування. Економічна проблема вирішується через стан економіки, ринку, ціну, котра тільки відображає споживчі властивості продукції. При цьому використовуються суто економічні методи. Тому проблема конкурентоспроможності продукції в першу чергу має вирішуватися безпосередньо на виробництві, а не на ринку чи в інших місцях і тому технічно-організаційна сторона є першочерговою, котра вирішується комплексно у тісному взаємозв'язку з різними функціями виробництва, а все решта є похідним. Неякісну продукцію ніякі економічні методи не зроблять конкурентоспроможною, вони зможуть лише зафіксувати цей її стан. Та й більшість економістів мають слабе представлення про технічну сторону проблеми, що унеможливило успішність рішень. Склалася навіть досить цікава ситуація: падіння економіки в країні, а значить якості та конкурентоспроможності української продукції пропорційне зростанню захищених кандидатських і докторських дисертацій по економіці.

У порівнянні з 133 країн світу *Україна* посідає 94 місце в рейтингу глобальної конкурентоспроможності і знаходиться в сусідстві з слаборозвинутими країнами *Африки*, маючи при тому значно вищий потенціал, а значить і можливість зайняття кращих місць. Склалася дивна ситуація, коли з одного боку є непогане чинне законодавство, наприклад, закон *України* «Про

захист економічної конкуренції», який мабуть не тільки не виконується, але і не читається, про що крім поганого рейтингу, свідчать і статистичні дані. В той же час ставляться грандіозні завдання про якусь модифікацію форм і методів конкуренції в трансформаційний період, обмеження можливостей суб'єктів господарювання в досягненні монополістичного домінуючого становища, кількісні межі монополізації, формування видів добросовісної конкуренції, якісь стратегії, проблеми інтернаціоналізації української економіки і інший поки що передчасний та непотрібний непотріб, так як тепер відсутній сам об'єкт конкуренції, тобто якісні виробни.

Сучасний стан повністю доводить постійне сповзання *України* на кінець світових рейтингів за глобальною конкурентоспроможністю та якістю. Так, наприклад, часто результатами досліджень конкурентоспроможності в *Україні* є банальні загальновідомі твердження, що «в умовах економічної ситуації конкурентоспроможність є комплексною характеристикою потенційних можливостей забезпечення конкурентних переваг в перспективі, їх джерелами – прогресивна організаційно-технологічна база підприємства, вміння аналізувати і своєчасно здійснювати заходи щодо укріплення конкурентних переваг, а оцінку рівня конкурентоспроможності слід проводити на всіх ступенях процесу». Навряд чи такі загальновідомі речі щось дадуть корисного в вирішенні цієї важливої практичної проблеми, а саме, підняття конкурентоспроможності продукції та зайняття *Україною* достойного місця у відповідності з потенційними можливостями у світовому рейтингу за глобальною конкурентоспроможністю.

Метою дослідження є розробка практичних питань, які дадуть можливість майбутнім фахівцям з якості та конкурентоспроможності продукції оволодіти методиками вивчення та застосування прогресивних методів проектування продукції, виробничих процесів виготовлення, де формується конкурентоспроможність, особливо технологічних і організаційних [2].

Основні результати дослідження. Для придання конкурентоспроможності продукції практичного напрямку в першу чергу необхідно звернути увагу на чотири стовпи, на яких вона опирається: якість – витрати – ціна – експлуатація або: розробка – виробництво – продаж – експлуатація. Ці сторони найкраще висвітлюють механізми забезпечення конкурентоспроможності продукції на вказаних етапах з відповідною методикою виконання. Механізм забезпечення якості продукції повинен розкрити технологічну та методологічну сутність формування конкурентоспроможності через якість, витрати і ціну при розробці та виготовленні продукції, тобто показати як практично зароджується конкурентоспроможність продукції. Етап охоплює маркетинг, технічну підготовку виробництва і т.д., тобто всі чинники, що забезпечують конкурентоспроможність через якість продукції. На другому етапі повинні розкриватися основи виготовлення якісної продукції в умовах конкуренції. Тут на перше місце висуваються технологічні процеси і організація виробництва, виробничі та позавиробничі витрати, які у порівнянні з сучасним виробництвом *Заходу* та і *Сходу* є значно більшими. Такі витрати мусять бути зменшеними, інакше про конкурентоспроможність продукції навіть говорити буде зайво. До цієї проблеми відноситься також застаріла матеріально-технічна база і низька ефективність праці та не ефективні технології. Аналізуючи такий провальний занепад, стає зрозуміло, що його причини лежать в різних площинах, але в першу чергу - економічній та політичній. Це вимагає додаткового фахового дослідження, але замовчувати, як часто робиться, значить нічого конкретного про конкурентоспроможність продукції не сказати, а головне не отримати ніякої практичної користі.

Україна зі своїм технічним рівнем за 22 роки незалежності, дякуючи керівництву, залишилася відкинутою на останні місця. У другій половині 90^х років в *Україні* можновладці побудували таку систему управління, яка прирєкла державу на бідність, а їх на збагачення. *Україна* не змогла скористатися з шансів, які відкривалися під час розпаду *СРСР*, через потенційну неспроможність цілого ряду можновладців. Причин тому багато, але серед основних - це розвал економіки, непомірне та дике збагачення за будь-яку ціну, поганий соціально-психологічний клімат, низька духовність, подальша відсутність відчуття господаря та інші супутні чисельні негативні явища, породжені невмілим керівництвом і іншими причинами. Тут переплелися і «прихвати́зація», корупція, рейдерство, бандитизм, хабарництво та «відкати», відмивання грошей, уникання сплати податків, вивід грошей в офшорні зони, розкрадання державних коштів і багато іншого. Тепер лише офіційні статки 100 українських олігархів вже становлять 38% *ВВП*, а олігархізація погано впливає на конкурентоспроможність продукції.

Прикладом не конкурентоспроможності продукції та неможливості просування її на світові ринки з метою одержання валюти є справжній імпортерний бум, тобто зворотній процес руху

(викачування) валюти з *України*. Так, всупереч відомим правилам ведення господарства та економіки в країні протягом 10 місяців 2011 року сальдо торгівлі погіршилось на 6 млрд. 493,3 млн. доларів, порівняно з аналогічним періодом 2010 року. Основну частину імпорту склали: нафта (35%), газ (17,4%), машинне обладнання (14,8%), автомобілі (7,2%), добрива (9,8%). Характерні ознаки ресурсної та сировинної країни. При цьому, експорт становлять: метали (33,3%), зерно (7%), м'ясо, риба (5%), продукція хімічної промисловості (8%), машинобудування (18%). У 2012 році імпорт товарів перевищив експорт на \$ 158482, говориться в повідомленні Державної служби статистики, тобто погіршився на 16511 в порівнянні з 2011 роком. Експорт товарів склав 68,8 млрд. доларів, при цьому він збільшився на 0,6% порівняно з 2011 роком, а імпорт товарів склав 846581 млрд. доларів, збільшившись на 2,5%, тобто імпорт товарів перевищив експорт на 13776 млрд. За підсумками 2012 року дефіцит зведеного платіжного балансу *України* становив 4,2 млрд. доларів (у 2011 році - 2,5 млрд. доларів). Таким чином, конкурентоспроможності української продукції було нанесено та продовжує наноситися ряд свідомих ударів, від яких конкурентоспроможність різко впала і падає далі, що підтверджується світовими рейтингами, які регулярно проводяться. Звучить дивно, але на жаль це незаперечна сума правда.

Перший удар по конкурентоспроможності української продукції був нанесений при розвалі економіки країни на початку здобуття незалежності в 90^х роках. Були розірвані внутрішні та зовнішні зв'язки між окремими підприємствами, особливо з *Росією* та країнами *СНГ*. Значно зменшувався випуск самої продукції, а до її якості та конкурентоспроможності нікому не було діла. Потрібно було зберегти хоча б мінімальний випуск продукції при загальному розвалі економіки, коли всі, кому не було лінки, почали займатися політикою та бізнесом. Також зрозуміло, що таку «політику» можна було лише з великими потугами назвати політикою, оскільки нею займалися у більшості випадкові люди, які її навіть не розуміли і ніколи не були фахівцями. Постраждала сама якість політики, а її результати не забарились проявитися. Це також підтверджується статистикою.

Другий удар було нанесено ваучерною приватизацією, коли масово скуповувались у населення ваучери, і банкрутною приватизацією (вірніше «*прихватизацією*») за схемою доведення підприємства до занепаду та банкрутства, а потім його придбанням у власність за безцінь. Тому питаннями конкурентоспроможності продукції займатись було нікому. При цьому, «*обслуговуючі*» клани для такої приватизації, зрозуміло не безкоштовно, видумали чергову неправду, що тільки приватні підприємства зможуть випускати якісну, а значить і конкурентоспроможну продукцію, так як появиться господар, який про це подбає. На початку це суперечить максимальному збагаченню понад усе і не дивлячись ні на що, коли інші навипередки захоплюють капітал. Який же власник буде підвищувати якість і конкурентоспроможність продукції, коли при цьому треба вкладати гроші, відірвані від прибутку, а про майбутнє він думає с призми збільшення капіталу.

Третій удар був нанесений самими виробничниками, які на фоні загального розвалу економіки країни не зуміли зберегти інженерно-технічних працівників і робочу силу, тобто виробництво. Єдине це вдалося зробити лише військово-промислового комплексу, але там були свої особливості. Більшість спеціалістів, як годувальники родин, пішли у бізнес, виїхали за кордон, або вийшли на пенсію, обладнання та оснащення було розкрадено, продано чи здано на металобрухт. Цікаво, але на багатьох непрацюючих підприємствах на робочих місцях з високими зарплатами залишилась малочисельна групка «*фахівців*» на чолі з директором. Відмерла спеціалізація та кооперування, поставки матеріалів, напівфабрикатів, комплектуючих і будь-яка виробнича діяльність. Такого не було навіть з часів війни.

Четвертий удар був нанесений регіональною та верховною владою шляхом ненадання ніякої допомоги виробництву, що розвалювалося. Зникла гостро необхідна фінансова допомога, інвестиції, замовлення продукції (ринку ще не було!), можливість придбання необхідного технологічного обладнання та оснащення, поставка матеріалів, комплектуючих. Проте організовувались корпоративні групи, започаткувалося пряме зайняття владою бізнесом з метою збагачення, створювались відповідні умови і закони «*під себе*». Була підірвана система підготовки як робітничих, так і інженерно-технічних кадрів, започаткувалася деформація системи підготовки спеціалістів шляхом надання переваг не виробничим спеціальностям (економісти, юристи, менеджери, тощо), впровадження болонської системи освіти і загальним зниженням рівня їх підготовки у вишах. Пройшла зміна цінностей і на перше місце висунулося здобуття чистого прибутку за всяку ціну.

П'ятий удар нанесло законодавство, а оскільки проблем відкрилося багато, а фахівців-законодавців мало, то воно просто захлинулося в мутному потоці в першу чергу за рахунок дилетантства та базікання. Справдилась байка *Крилова І.А.* «Беда, коль пироги начнет печи сапожник, а сапоги тачать пирожник». І в наслідку посипались, як з дрявого мішка, недолугі реформи, закони, постанови, ухвали, інструкції, роз'яснення та інший бюрократично-паперовий вал, користь від якого навіть не нульова, а навіть шкідлива. Так і хочеться згадати фрігійського царя *Мідаса* з VII століття д.н.е, який до чого не доторкався, перетворював усе у золото. Напрошується порівняння з точністю до навпаки: до чого не доторкнулися наші сучасні *антимідаси* - законодавці, влада, чиновники і інші бюрократи, все перетворюється у непотріб, який гальмує будь-який розвиток країни, але при цьому вони збагачуються. Підтверджується це їх 22-річною «діяльністю», в результаті якої *Україна* постійно займає останні місця в рейтингах країн світу за корисними показниками, зате перші за поганими (корупція, рівень життя, тривалість життя, бандитизм і т.п.).

Шостий удар по конкурентоспроможності української продукції нанесла низька духовність, поганий соціально-психологічний клімат, зміна цінностей, прагнення до збагачення за всяку ціну. Особливе місце займає падіння демократії, хоча добре відомо, що ніякого економічного процвітання без демократії не буває.

Сьомий удар по конкурентоспроможності нанесло повне ігнорування корисного зарубіжного досвіду. Його аж забагато, але він зовсім не використовується, в кращому випадку про нього згадують хіба що в пропагандистських цілях. А це багатий досвід *Японії, США, країн Західної Європи*, хоча б близької *Польщі* та країн *Прибалтики*. які зуміли створити правильні моделі економіки і сприятливий соціально-психологічний клімат. Стабільність польської економіки пов'язують з тим, що на початку 1990 року в країні зробили ставку на мале підприємництво, швидко та прозоро провели приватизацію, ліквідували державні монополії. Умови ведення бізнесу, податкова та регуляторна політика були реформовані таким чином, що підприємці не мали причин іти ні в політику, ні у владу для лобювання власних інтересів і збагачення. В державі є контроль за прибутками чиновників і їх родин, що запобігає розповсюдженню корупції. Середня зарплата більша, ніж 1000 доларів при нижчих цінах, як в *Україні*. Ще більш цікавий досвід в *Сінгапурі*, де основою успіху було заохочення до підприємницької діяльності та всебічна підтримка малого бізнесу, довіра інвесторів. Саме довіра інвесторів дала змогу досягти всього, не маючи власних ресурсів. 92% підприємств – це малий і середній бізнес, який забезпечує 25% річного ВВП та зростання зайнятості на 7% в рік. Якщо в 1959 році на особу населення в *Сінгапурі* припадало лише 400 доларів ВВП, то вже в 1990 – 12,2 тис. доларів ВВП, 1999 – 22 тис. доларів, 2011 – до 50,1 тис доларів *США*. *Сінгапур* на першому місці в рейтингу світового банку за показниками конкурентоспроможності. В цьому напрямку велике значення має також справжній патріотизм. Ці приклади також чомусь в законодавчій та виконавчій владі є поза увагою і не використовуються.

Ринок і ринкові відносини повинні підвищувати конкурентоспроможність продукції, але сучасний деформований та корумпований ринок цього зробити не може. Загальновідомі положення, що високі податки і інші платежі знижують конкурентоспроможність продукції, вимагають великої кількості людей для їх виконання, відриваючи їх з виробничої сфери, не застосовуються. Відомі шість відмітних ознак підприємництва, направлених на підвищення конкурентоспроможності продукції: готовність до ризику, винахідливість, комунікабельність, вміння програвати, вміння делегувати, здоровий скептицизм, але і це залишається поза увагою виробництва [3].

Таким чином в результаті склалася чорна тріада: невміле керівництво з-за відсутності спеціалістів і справжніх господарів, дилетантство, розвал економіки країни, занепад виробництва. І це все прогресує. Без усунення цього ніякого підвищення конкурентоспроможності не буде [4].

З наведеного видно, що проблема надзвичайно складна, запущена, пов'язана з економічними, соціальними і політичними чинниками, але її необхідно вирішувати. Шлях один: виявити і сформулювати чинники негативного впливу на конкурентоспроможність продукції та почати їх поступово та планомірно усувати. Іншого шляху просто немає. Просто дивно, що можновладці цього не розуміють. Такі чинники наведені в табл. 1. Тільки усунення негативної дії вказаних чинників і є основним шляхом підвищення конкурентоспроможності продукції в країні.

При цьому треба майже все переробити, усунувши негативний вплив чинників на конкурентоспроможність української продукції, але в першу чергу усунути олігархічно-люмпенську модель економіки. Тут, до речі, корисними будуть слова давньогрецького філософа

Антисфена (IV століття д.н.е., «Найнеобхідніша наука – це наука забувати непотрібне»), а його в нас забагато.

Табл. 1. Чинники, що впливають на якість і конкурентоспроможність продукції

№	Внутрішні чинники	№	Зовнішні чинники
1	Відсутність сучасної нової продукції	1	Низький рівень економіки країни
2	Відсутність новітніх технологій виготовлення сучасної продукції	2	Наслідки олігархічно-люмпенської моделі економіки
3	Застарілість і зношеність матеріально-технічної бази виробництва	3	Суперечність між конституційним і реальним механізмом владних відношень
4	Несучасна організація виробництва	4	Недолугість приватизації
5	Відсутність технологічної дисципліни	5	Зосередженість на політичній боротьбі
6	Слабке кадрове забезпечення виробництва	6	Значний вплив політики на економіку
7	Низький професійний рівень спеціалістів, робітників, службовців	7	Недолуге законодавство
8	Малопридатність керівної ланки підприємства, яка має іншу мету	8	Свербіж проведення непродуманих, суперечливих і непотрібних реформ
9	Неналежний контроль виконання прийнятих рішень	9	Величезні податки і додаткові платежі
10	Велика затратність виробництва	10	Відсутність фінансування та незначне інвестування
11	Значні ціни на технологічне обладнання, оснащення	11	Відсутність підтримки виробництва державою
12	Високі ціни на матеріали, сировину, покупні вироби	12	Відсутність підтримки малого бізнесу
13	Непомірно високі ціни на енергоносії	13	Відсутність фахівців в керівній ланці, низький їх професійний рівень
14	Відсутність систематичного навчання персоналу, підвищення кваліфікації	14	Відсутність практичних заходів стимулювання конкурентоспроможності продукції
15	Відсутність дієвих форм заохочення	15	Використання владних функцій для збагачення, злиття влади з бізнесом
16	Відсутність коштів на відновлення виробництва	16	Корупція, хабарництво, відкати, рейдерство, розкрадання бюджетних коштів і т.п.
17	Низька свідомість інженерів і робітників	17	Необґрунтованість цін, прибутків
18	Низька якість і продуктивність продукції	18	Наскрізна бюрократична організація функціонування держави
19	Систематичні та непотрібні перевірки контрольними органами	19	Корупційність і непорядкованість ринків
20	Великі позавиробничі витрати виробництва продукції	20	Використання будь-якої ситуації для збагачення, її постійне створення
21	Значна кількість проміжних невиробничих організацій	21	Вивіз олігархами капіталу за рубіж
22	Відсутність умов для європейської інтеграції	22	Низька свідомість, духовність, ментальність, поганий соціально-психологічний клімат суспільства
23	Відсутність відповідальності за допущені помилки	23	Розповсюдження неправдивої інформації на різних рівнях і з різних джерел
		24	Низький рівень демократії, тоталітаризм
		25	Посилення конкурентоспроможності в світі
		26	Часте та необґрунтоване використання майбутнього часу
		27	Кругова порука влади, олігархів, кланів
			Радянська спадковість

Висновок. Мабуть найцікавіше питання: коли можна очікувати суттєвого покращення ситуації з конкурентоспроможністю української продукції? Якщо активно почати усувати вплив вказаних негативних чинників, які впливають на конкурентоспроможність, то це може зайняти десятиріччя, якщо ж ситуація залишиться сьогоднішньою, то мабуть в найближчому майбутньому - проблематично. Це підтверджується рейтингами, які показують постійне зниження якості та конкурентоспроможності продукції. При цьому виникне велика проблема формування команди,

яка дійсно зможе це вирішити. Відповідь також однозначна: це повинні бути справжні патріоти, кваліфіковані спеціалісти, які не спричинилися до занепаду економіки країни за час її незалежності. Це особливо, а може і в основному, відноситься до вищих щаблів місцевої та державної влади. Такі приклади також відомі в світовій практиці, але їх використання в сучасних умовах стало вже неможливе, оскільки влада і надалі практично нічого не робить.

1. *Божидарнік В.В.* Технологія виготовлення виробів: [навч. посібник] / В.В. Божидарнік, Н.С. Григор'єва, В.А. Шабайкович. - Луцьк: Надтир'я, 2006. - 592 с.
2. *Шабайкович В.А.* Управління забезпеченням конкурентоспроможності продукції. - Луцьк: ЛНТУ, 2013. - 284 с.
3. *Портер М.* Конкуренция: Пер. с англ. - М.: Издательский дом «Вильямс», 2005.-608 с.
4. *Технология автоматической сборки* / [А.Г. Холодкова, М.Г. Кристаль, А.С. Зенкин и др.]; под ред. А.Г. Холодковой. - М.: Машиностроение, 2010. - 560 с.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

С.П. Шимчук

ПРИЛАД ТЕРТЯ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ І МАСТИЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ОДНОСТОРОННЬОМУ І РЕВЕРСИВНОМУ ТЕРТІ

На основі глибокого аналізу широкого асортименту трибовипробувального обладнання в статті висвітлено принцип дії та технологічні можливості пристрою тертя для дослідження конструкційних і мастильних матеріалів на тертя та зношування при односторонньому і реверсивному терті ковзання.

Ключові слова: машина тертя, трибовипробування, конструкційні та мастильні матеріали, знос, контактування.

Рис. 3. Літ. 6.

С.П. Шимчук

ПРИБОР ТРЕНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ И СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ОДНОСТОРОННЕМ И РЕВЕРСИВНОМ ТРЕНИИ

На основе глубокого анализа широкого ассортимента трибоиспытательного оборудования в статье освещены принцип действия и технологические возможности устройства трения для исследования конструкционных и смазочных материалов на трение и износ при одностороннем и реверсивном трении скольжения.

Ключевые слова: машина трения, трибовипробування, конструкционные и смазочные материалы, износ, контактирования.

S. Shymchuk

FRICITION DEVICE FOR THE STUDY OF STRUCTURAL AND LUBRICANTS IN ITS SOLE AND REVERSE FRICTION

Based on thorough analysis of a wide range of equipment in trybovyprobuvanno article the principle of technological capabilities of the device and friction to study the structural and lubricants on friction and wear in its sole and reverse sliding friction.

Keywords: car friction trybovyprobuvannya, construction, lubricants, wear, contact.

Вступ. Сучасні машини та механізми являють собою сукупність трибосистем. Сила тертя, інтенсивність зношування трибоповерхонь, шум, вібрація – це ті фактори, які впливають на експлуатаційні показники і, як наслідок, на довговічність роботи трибовузлів. Основні експлуатаційні характеристики будь-якої трибосистеми значною мірою залежать від правильного підбору, якості та властивостей конструкційних і мастильних матеріалів, шорсткості поверхонь (зокрема об'ємної просторової конфігурації) та макрогеометричних показників. Усі підняті вище питання повинні вирішуватись на стадії проектування трибовузла необхідними конструкторськими розрахунками (які на жаль є недостатньо точними та повними в області трибології) та методами і засобами лабораторних досліджень.

Постановка проблеми. За однією з найвідоміших класифікацій Крагельського І.В. [1], усі машини і установки для трибовипробувань поділяють на два класи за кінематичною ознакою:

- машини поступального руху;
- машини зворотньо-поступального руху.

Групи, залежно від коефіцієнту взаємного перекриття ($K_{вп}$), поділяються на дві підгрупи:

- в яких $K_{вп}$ контактуючих поверхонь наближається до одиниці;
- в яких коефіцієнт взаємного перекриття наближається до нуля.

Проте більшість лабораторних та промислових приладів тертя підпадають під класифікацію Матвієвського Р.М. [2], згідно якої установки для дослідження триботехнічних характеристик конструкційних і мастильних матеріалів поділяють за принципом контактування поверхонь тертя модельних трибовузлів. Виділяють три групи машин за геометрією контакту:

- з точковим контактом;
- з лінійним контактом;
- з контактом поверхонь тертя по площині.

При цьому розрізняють вузли тертя з вищими і нижчими кінематичними парами. Згідно класифікації Рело [3], трибовузли з контактом у вигляді точки або лінії відносяться до вищих кінематичних пар, з площинним контактом – до нижчих.

На сьогодні єдиним стандартним методом трибовипробувань мастильних матеріалів є випробування на чотирьохкульковій машині тертя ЧМТ-1 згідно ГОСТ 9490 де реалізується точковий контакт при однонаправленому терті ковзання. Дослідження триботехнічних властивостей на чотирьохкульковій машині тертя виконуються шляхом визначення протизносних та протизадирних властивостей. Критеріями оцінки мастильних середовищ вибрані критичні

навантаження, при яких відбувається схоплювання та зношування поверхонь, яке відповідає середньому арифметичному результатів шести замірів слідів зносу на трьох нерухомих кулях. Проте цей метод має ряд суттєвих недоліків:

- модельна трибопара (кульки, які використовуються при терті) є стандартизована, що ускладнює дослідження трибохарактеристик широкого спектру конструкційних матеріалів;
- складність забезпечення постійної макрогеометрії куль впливає на стабільність початкових умов випробувань та відтворюваність результатів.

Крім стандартної ЧМТ-1 по принципу точкового контактування побудовано та успішно використовуються трибологами машини МАСТ-1, УПС та ін.

Згідно статистичних даних, найпоширенішим контактом, який зустрічається у вузлах тертя сучасної техніки, є лінійний. Як показано у роботі [4], при цьому виді контакту найкраще можна забезпечити стабільні початкові умови контактування та їх відтворення незалежно від серії випробувань, що свідчить про коректність проведення трибовипробувань. Представники машин цього класу: СМЦ-2, МИ-1М, 2070СМТ-1, RFL Optimol Test System і тд.

Задачі дослідження. На основі аналізу широкого асортименту трибовипробувальних пристроїв та комплексів показати переваги висвітленої в статті розробки порівняно з аналогами.

Виклад основного матеріалу. Прилад тертя для дослідження конструкційних і мастильних матеріалів при односторонньому і реверсивному терті ПТЛК(ор) ковзання побудовано по принципу лінійного контактування поверхонь модельного трибовузла (пара тертя виготовлена по схемі кільце-площина, рис. 1). У роботах Хлистуна Л.П. показано, що якщо трибосистема в одному й тому ж середовищі при реверсивному ковзанні має високу зносостійкість, то це зовсім не свідчить про таку ж поведінку при односторонньому ковзанні. Відмічено також, що ніколи не спостерігалось зворотного явища.



Рис. 1. Деталі модельної пари тертя при схемі контактування кільце-площина

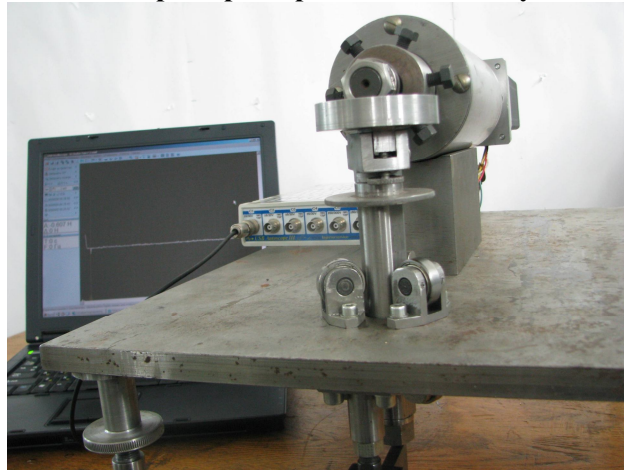


Рис. 2. Загальний вигляд приладу тертя ПТЛК(ор)

Технічні характеристики приладу тертя ПТЛК(ор)

Швидкість обертання контрзразка м/с	0 – 1
Похибка регулювання частоти обертання, %	≤ 1
Максимальне контактне навантаження, Н	3500
Контрольована температура досліджуваного середовища, °С	до + 100
Діапазон задання можливих величин радіальних відхилень, мкм	0 – 500

Тобто, якщо зносостійкість трибосистеми підвищується при односторонньому ковзанні, то завжди це спостерігається при реверсивному терті. Тому найбільш коректним видом лабораторних випробувань є одностороннє тертя, але іноді доцільно моделювати і реверсивне тертя ковзання. Крім цього конструктивними та технологічними можливостями приладу тертя передбачено проводити трибовипробування при контрольованих радіальних відхиленнях модельного контрзразка, оскільки радіальні відхилення, поряд з мікрогеометрією та фізико-хімічними і механічними властивостями матеріалів, суттєво впливають на параметри трибоконтакта та стабільність початкових умов випробувань на що неодноразово звертали увагу трибологи, в тому числі й автор [5-7]. Загальний вигляд приладу тертя приведено на рис. 2. При виготовленні цього приладу тертя крім автора безпосередню участь приймали провідні наукові співробітники лабораторії «Нанотриботехнологій» НАУ Стельмах О.У., Бондар В.С. та доцент кафедри машин легкої промисловості Луцького НТУ Селезньов Е.Л. Загальний вигляд приладу тертя приведено на рис. 2.

Управління роботою приладу здійснюється за допомогою персональної ЕОМ (ПК, рис. 3). При подачі впливу з ПК на кроковий двигун КД здійснюється його обертання в односторонньому чи реверсивному режимах в заданих діапазонах швидкостей.

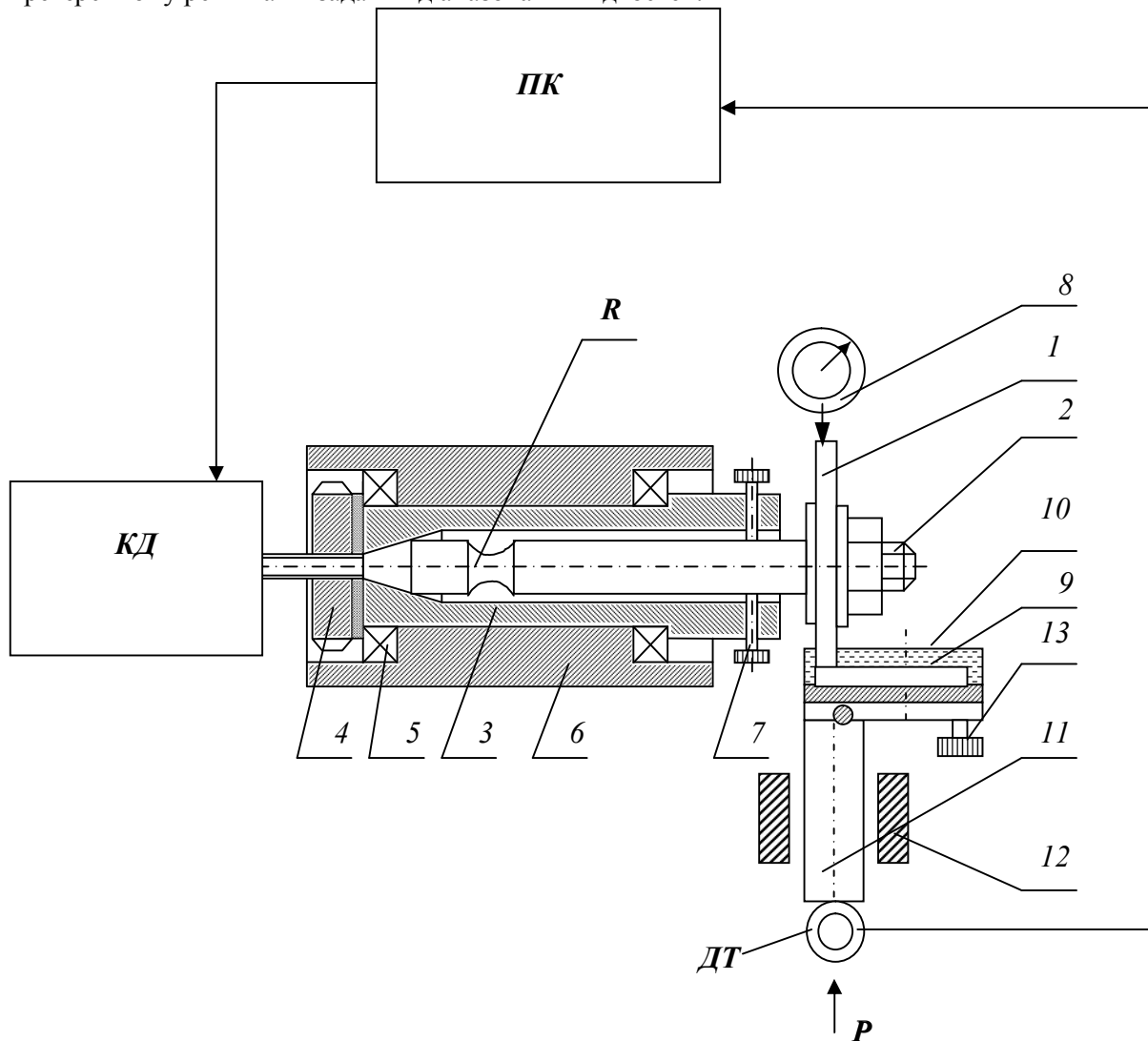


Рис. 3. Принципова схема основних вузлів приладу тертя:

- 1 – контрзразок; 2 – гнучкий вал; 3 – вал; 4 – гайка; 5 – підшипники; 6 – корпус; 7 – гвинти; 8 – індикатор годинникового типу; 9 – плоский зразок; 10 – ванночка; 11 – система навантаження; 12 – направляючі; 13 – гвинти; P – прикладене навантаження; ПК – персональний комп'ютер; КД – кроковий двигун; ДТ – датчик тиску

Вузол навантаження важільного типу, оснащено ємністю для дослідження конструкційних і змащувальних матеріалів. Прилад оснащено системами контролю та автоматичної підтримки

частоти обертання. Функціональними можливостями приладу ПТЛК(ор) передбачено проводити випробування широкого спектру конструкційних і мастильних матеріалів при контрольованих величинах радіальних відхилень.

Контрзразок 1 жорстко кріпиться на посадочній поверхні гнучкого валу 2, що конусною поверхнею базується в порожнистому валу 3, який, в свою чергу, на двох конічних підшипниках 5 кріпиться в корпусі 6. Методом піджиму підшипників гайкою 4 вибирається необхідне чи мінімальне радіальне відхилення валу відносно осі обертання. Гнучкий вал виготовлено із сталі 50 ХФА, гартований на твердість 40 HRC. Це дозволяє максимально ефективно використовувати пружні властивості матеріалу. Піджимаючи гвинти 7, гнучкий вал деформується в місці виточки радіуса R і таким чином вибирається необхідне радіальне відхилення δ контрзразка 1.

Нерухомих плоский зразок 9 кріпиться у ванночці 10, яка розміщена на штоку 11. Піджимаючи шток створюється необхідне контактне навантаження. До штоку кріпиться датчик тиску ДТ, який дозволяє відслідковувати зміну контактного навантаження у вигляді осциляцій сили тертя, що можна спостерігати та зберігати з допомогою ПК.

Конструкцією штока передбачено на робочій поверхні виточки з метою запобігання провртання його відносно направляючих 12 при терті. Відхилення штока відносно осі обертання ≤ 1 мкм. Ванночка заповнюється досліджуванним мастильним матеріалом. Гвинтами 13 вибирається перпендикулярність поверхні плоского зразка відносно осі штока та паралельність відносно утворюючої циліндр плоского зразка, забезпечуючи таким чином постійність контактних напружень.

Методика контролю амплітуди радіальних коливань полягає у контролі величин радіальних відхилень індикатором годинникового типу 8 з ціною поділки 1 мкм жорстко закріпленим у магнітному тримачі та встановленим заокругленим наконечником доведеним до високого класу чистоти на робочу поверхню контрзразка 1.

Висновки

1. На основі літературного огляду та аналізу класифікацій машин тертя відомих трибологів показано, що при лінійному контакті найкраще забезпечуються стабільні початкові умови контактування та їх відтворення незалежно від серії випробувань, що свідчить про коректність проведення трибовипробувань на приладах тертя побудованих по цьому принципу.

2. Приведено принцип дії та технологічні можливості приладу тертя для дослідження конструкційних і мастильних матеріалів при односторонньому і реверсивному терті ковзання ПТЛК(ор), що дозволяє проводити трибовипробування в широкому діапазоні швидкостей і навантажень.

1. Крагельский И.В. Трение и износ. М.: "Машиностроение", – 1968. – 480 с.
2. Батурич А.Т. Детали машин / А.Т. Батурич, Г.М. Ицкович, Б.Б. Панин и др. – М.: Машиностроение, 1966. – 467 с.
3. Стельмах А.У., Сидоренко О.Ю., Костюник Р.Е. Методика идентификации ГСМ по противоизносным и антифрикционным свойствам с учетом реальных условий их работы // Технологические системы. – 2002. – №3. – С. 96-101.
4. Шимчук С.П. Вплив радіальних відхилень розмірів валу на зносостійкість трибосистеми ковзання // Наукові нотатки. – Луцьк: 2004. – С. 315-320.
5. Аксьонов О.Ф., Стельмах О.У., Шимчук С.П., Коба В.П., Джамаль Ібрагім Мансур. Методологія визначення протиспрацьовувальних властивостей мастил за критеріями трибохарактеристик утворюваних у них вторинних структур // Вісник НАУ. – 2006. – С. 62-64.
6. Шимчук С.П., Зайчук Н.П. Характеристики спрацювання зразків сталі ШХ 15 при терті з радіальними відхиленнями// Наукові нотатки. – Луцьк: 2011. – № 33 – С. 301-302.

УДК 539.62

В.В. Широков, А.І. Білюк

ФОРМУВАННЯ ТА ВПЛИВ ІНТЕРМЕТАЛІДНИХ І НІКЕЛЕВИХ ДИФУЗІЙНИХ ПОКРИТТІВ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ХРОМОНІКЕЛЕВИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ

Наведено результати вивчення особливостей формування в розплавах лужних металів дифузійного нікелевого та інтерметалідних покривів на його основі та оцінено вплив обробки і деяких технологічних середовищ на механічні і корозійні властивості хромонікелевих сталі 08X16H11M3 і сплаву ЕП 202 (08X18H66M4B4T2Ю).

Ключові слова: покриття, хромонікелеві сталі, сплави, нікель, металеві розплави, температура, механічні властивості, жаротривкість, структура, інтерметаліди, фазовий склад.

Рис. 5. Табл. 1. Літ. 5.

В.В. Широков, А.І. Білюк

ФОРМИРОВАНИЕ И ВЛИЯНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ И НИКЕЛЕВЫХ ДИФУЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ И СПЛАВОВ

Приведены результаты изучения особенностей формирования в расплавах щелочных металлов диффузионного и интерметаллического покрытий на его основе и оцінено влияние обработки и некоторых технологических сред на механические и коррозионные свойства хромоникелевых сталей 08X16H11M3 и сплава ЕП 202 (08X18H66M4B4T2Ю).

Ключевые слова: покрытия, хромоникелевые стали, сплавы, никель, металлические расплавы, температура, механические свойства, жаростойкость, структура, интерметаллиды, фазовый состав.

V. Shyrokov, A. Byluk

FORMATION AND INFLUENCE AND NICKEL INTERMETALLIC DIFFUSION COATINGS ON MECHANICAL PROPERTIES OF CHROMIUM - NICKEL STEELS AND ALLOYS

The results of the study of the features of formation in molten alkali metals and intermetallic diffusion of nickel coatings on its basis and the influence of processing and some technological environments on the mechanical and corrosion properties of chromium-nickel steel alloy 08H16N11M3 and EP 202 (08H18N66M4V4T2YU).

Keywords: coatings, hromonikel steel alloys, nickel metal melts, temperature, mechanical properties, structure, intermetallics, phase composition..

Розвиток і удосконалення всіх галузей техніки неможливий без застосування нових матеріалів з відповідним комплексом властивостей. Проте, рівень їх застосування на сьогодні ще не відповідає тим потенціальним можливостям, які в них закладені і могли б ефективно реалізуватись. Аналіз умов роботи конструкційних матеріалів високотемпературного призначення свідчить про те, що вже на сучасному етапі розвитку людства, а тим більше до кінця ХХІ сторіччя, вони повинні відзначатись не лише високою температурою плавлення, а як правило бути багатофункціональними, мати сукупність певних фізичних, хімічних і механічних властивостей, їх комбінацій, бути стійкими до дії агресивних середовищ, зберігати властивості тривалий час стабільними. Яскравим прикладом цього свідчать найбільш чітко прописані вимоги до матеріалів що застосовуються в авіакосмічній, енергетичній, зокрема ядерній, та багатьох інших галузях [1].

Як свідчить практика, в усіх випадках важливу роль відіграють властивості поверхневих шарів металу, особливо стосовно тонколистового, коли незначні пошкодження можуть призводити до катастрофічного руйнування всієї конструкції. Тому зміна їх властивостей спрямована в потрібному напрямку є актуальною проблемою сьогодення. Одним із найбільш прийнятних методів – нанесення відповідних покриттів. Такі покриття формуються різними технологічними прийомами. Проте, в процесі нанесення, вплив температурно – часових факторів, супутні процеси наприклад, наводнення в електролітах, тощо, можуть призводити до недопустимих та незворотніх змін властивостей матеріалу, зокрема міцності та пластичності.

Відомо, що покриття на основі нікелю суттєво підвищують жаростійкість та корозійну стійкість жароміцних сплавів і сталей, які застосовуються для виготовлення атомно-енергетичного обладнання, оскільки мають високу теплопровідність, а інтерметаліди на його основі стабільні у більшості металевих теплоносіїв, але вплив процесу нанесення і середовищ в яких він реалізується, як і самих покриттів, на механічні властивості практично не описаний.

Мета роботи вивчити особливості формування в розплавах лужних металів дифузійного нікелевого та інтерметалідних покривів на його основі та оцінити вплив обробки на механічні і корозійні властивості хромонікелевих сталі 08X16H11M3 і сплаву ЕП 202 (08X18H66M4B4T2Ю).

© В.В. Широков, А.І. Білюк

Методика нанесення покриттів полягала ось у чому. Зразки для механічних випробувань та зразки-свідки після вакуумного відпалу промивали бензином та етиловим спиртом і вкладали в ампули (реакційні посудини), виготовлені із сталі Х18Н10Т з наважкою порошку дифузанта (1...30 мас. %). Ампули заповняли транспортним середовищем (літєм чи натрієм) й герметизували зваркою в атмосфері спектрально чистого аргону, застосовуючи спеціальну барокамеру з додатковою системою очистки. Ізотермічно витримували в електропечах типу СШОЛ. З метою пришвидшення насичення і отримання рівномірних за товщиною покриттів розплав перемішували обертанням ампул. Закінчивши дифузійне насичення, ампули вивантажували з печі, охолоджували на повітрі і відкривали. Розплав виливали в тій же камері, де заповнювали ампули. Остаточні зразки вилужували у воді і промивали етиловим спиртом.

Взаємодію реагентів зі сплавами та кінетику формування дифузійних шарів оцінювали за результатами вагового, металографічного, мікрорентгенівського аналізів, а також за профілями і числовими значеннями мікротвердості по товщині покриттів. Для встановлення оптимальних режимів нанесення проводили в діапазоні температур 923...1273 К протягом 3...110 год. Характеристики міцності й пластичності оцінювали, піддаючи розтягові плоскі зразки (перерізом 1×3 mm) після рекристалізаційного відпалу або стандартної термообробки та нанесення покриттів для порівняння, зі швидкістю $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Випроби покриттів на жаростійкість на повітрі проводили методом диференційного термічного аналізу на дериватографі марки "Q" фірми "Paulik" з автоматичним записом в процесі нагріву температурних і гравіметричних даних, швидкості їх змін. Нагрів проводився до температури 1100°C із швидкістю 10 град./хв. В якості еталону використовувався окис алюмінію, в якому відсутні поліморфні і фазові перетворення в температурному діапазоні досліджень.

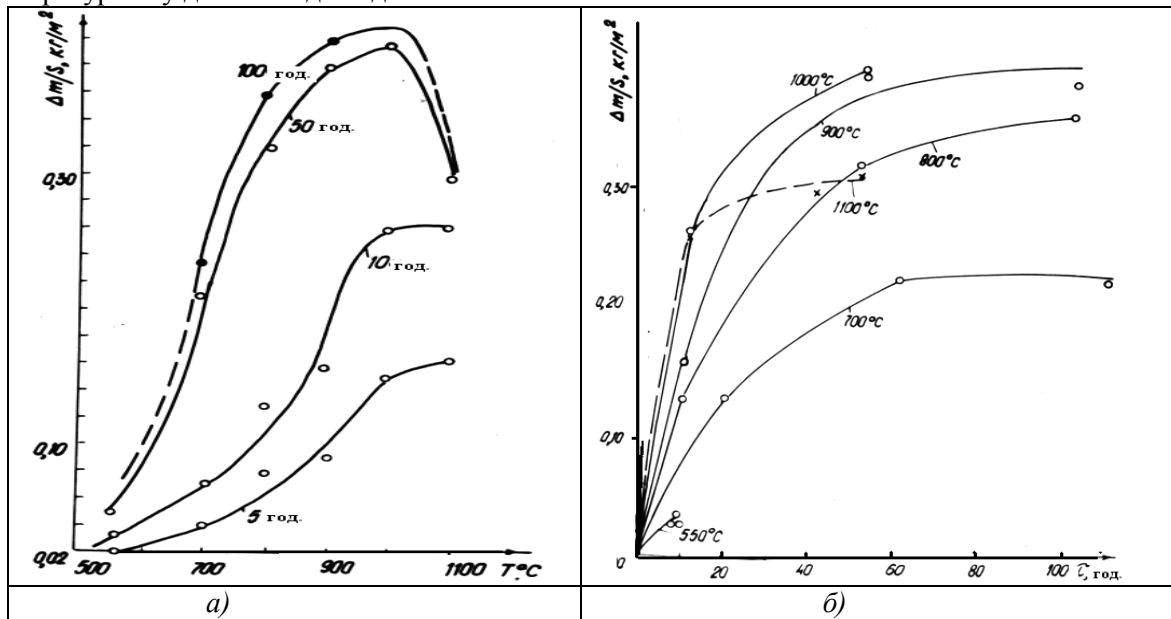


Рис. 1. Вплив часу експозиції (а) та температури (б) процесу нанесення нікелю у розплаві Li-Ni на відносні зміни маси сплаву EP202

На рис.1. наведено ізотерми відносної зміни маси зразків із сплаву EP202 з часом, згідно з яким за всіх температур нанесення максимальний приріст відбувається в початковий період, тривалістю 60 год. при 700 °C. З підвищенням температури до 1100°C він зменшується і відповідає такому як після 10 год. експозиції. Максимальну привагу зафіксовано за 1000°C.

Температурна залежність приросту маси має максимум на базисах ~ 10 год. Гравіметричні дані узгоджуються з дюрOMETричним аналізом і металографічними спостереженнями. Привага зразків після експозиції при 550°C протягом 10 год. складає всього 0,0286...0,0374 kg/m^2 . Змін мікроструктури у поверхневих шарах металу не вичвлено. Після обробки протягом такого ж часу за 700°C на поверхні формується тонкий шар із зниженою мікротвердістю. З тривалістю відбувається потовщення цього шару та утворення дрібнозеренної структури зі сторони матриці. При 800°C формується рівномірне суцільне покриття. Після 5 і 10 год. покриття одношарове (рис.2 А), в подальшому утворюється проміжковий шар з відмінною від матриці структурою.

Підвищення температури обробки до 1000°C мало впливає на структуру шарів. На загал їх товщина зростає (рис.2 Б).

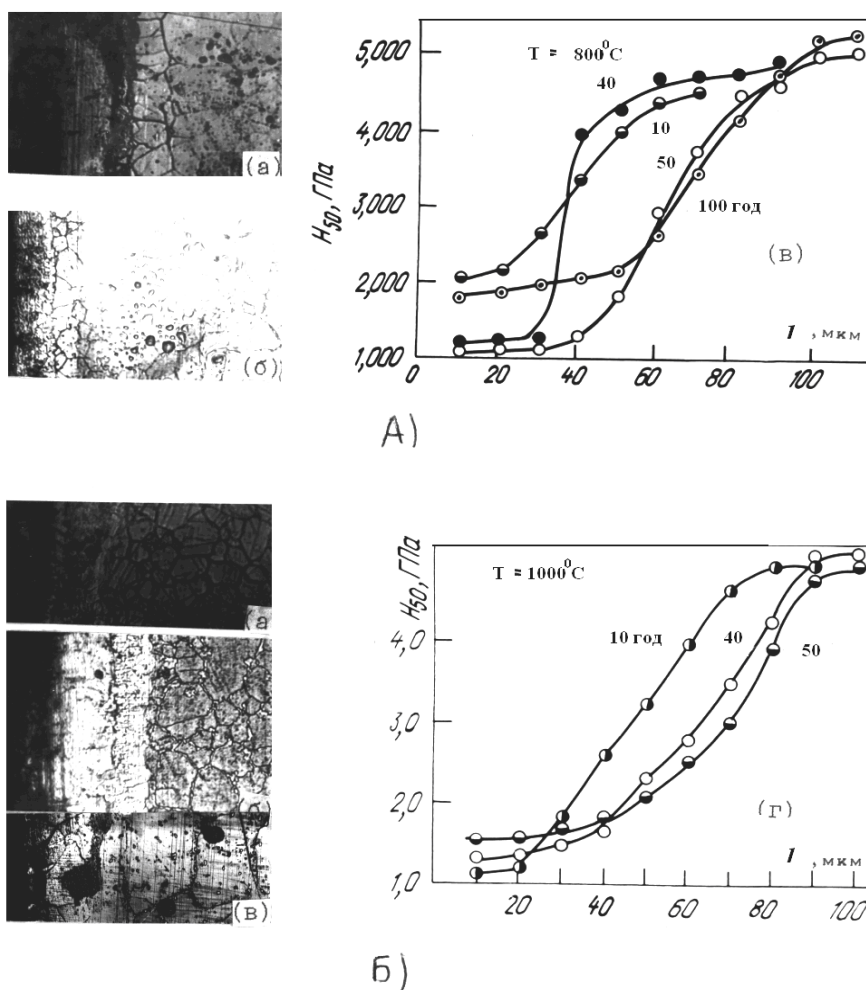


Рис. 2. Структура ($\times 250$) покриттів, отриманих із розплаву Li-Ni при 750°C (А) протягом 5 (а), 50 год (б) і їх мікротвердість (в) та при 1000°C (Б) протягом 1 (а), 50 (б), 100 год. (в) і їх мікротвердість (г)

За 1100°C час отримання задовільних покриттів досягає лише 100 год. Згідно з температурними і кінетичними залежностями зміни маси сплаву EP202 вони узгоджуються з результатами металографічних спостережень динаміки структурних змін і дозволяють встановити кінетику змін геометричних параметрів покриттів (рис.3).

Слід зауважити, що результати щодо визначення товщини покриттів металографічним методом не завжди співпадають із змінами профілів мікротвердості по перерізу зразків. Так згідно рис. 3 максимальна товщина покриття складає 60 μm після обробки протягом 100 год. при 1000°C , а за кривими змін мікротвердості вона повинна бути значно більшою - 90...100 μm . Така невідповідність свідчить про характер протікання дифузійних процесів у матриці. Аналіз кривих мікротвердості по перерізу зразків дозволив виявити ділянки (починаючи від поверхні), які характеризуються наступними її значеннями: 1...3 ГПа (1), 2...5 ГПа (2-проміжковий) і 5...5,25 ГПа (3-відповідає твердості матриці). Перша ділянка у більшості випадків дуже тонка і не має структурних деталей. Друга - відповідає проміжковому шару (рис.2) і має дрібнозеренну структуру. Значення мікротвердості першої ділянки близькі до таких для нікелю [2]. Випробування на жаростійкість (рис.4) показали у температурному діапазоні $300\text{...}600^{\circ}\text{C}$ і вище 600°C зміни у ході кривих ДТА. Згідно [3] при окисленні нікелю, а також сплавів з його високим вмістом, на поверхні металу повинна утворюватись плівка NiO, закон утворення якої має параболічну залежність від часу в області $600\text{...}1400^{\circ}\text{C}$ і логарифмічну для інтервалу $300\text{...}570^{\circ}\text{C}$. Ці температурні діапазони добре співпадають із відповідними змінами в ході кривих на рис.4. Характерно, що реакція окислення йде із значним виділенням тепла.

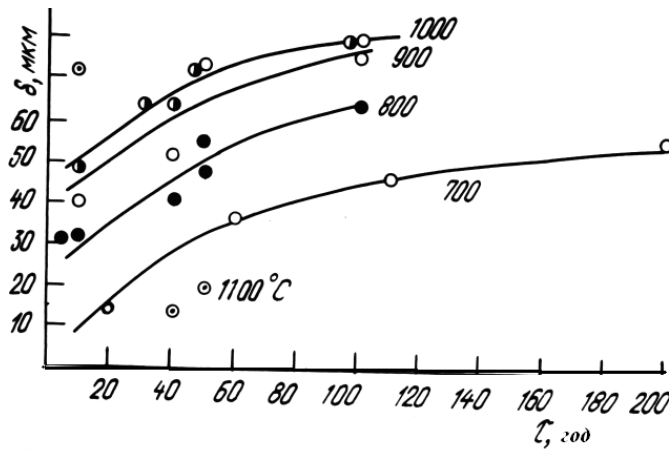


Рис. 3. Зміна товщини шару покриття на ЕП202 з часом нанесення

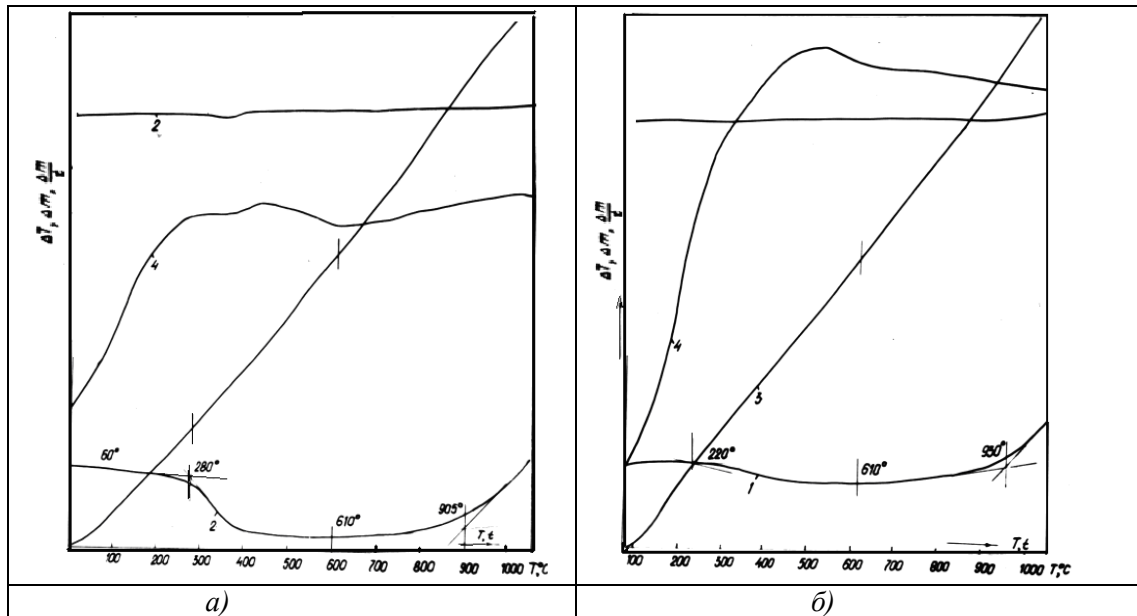


Рис. 4. Комплексні дериватограми сплаву ЕП202 з нікелевим покриттям, отриманим при 1000 К на протязі 30 (а) і 50 год. (б)

Тепловиділення також зафіксовано авторами [3], які показали, що залежно від складу сплавів на основі нікелю, на їх поверхні можливе утворення летких складних окисних сполук. Згідно з рис.4 за швидкого нагріву на повітрі, в певних температурних інтервалах, можливі як втрати маси металу з нікелевим покриттям на поверхні, так і її збільшення. Це свідчить про те, що при взаємодії з повітрям протікають конкуруючі процеси: формування оксидної плівки і її випаровування.

З метою встановлення зміни механічних властивостей хромонікелевих сплавів внаслідок ХТО в розплаві літію, були проведені випробування розтягом після їх обробки у чотирьох середовищах за одним температурно-часовим режимом: у вакуумі (10^{-5} мм рт. ст.), розплаві літію, розплаві літій-нікель та на повітрі. Температура і час обробок співпадали із стандартними - нагрів до 1100°C і експозиція протягом 3,5 год. з наступним охолодженням до 1000°C та витримкою при цій температурі протягом 5,5 год. Після обробок у вакуумі і розплавах охолодження проводилося разом з піччю.

Після контакту з літієм поверхня металу набуває характерного сірого кольору, а сплав втрачає масу. Втрати складають 0,047...0,055 кг/м. Металографічним аналізом встановлено, що відбувається інтеркристалідна корозія поверхневих шарів металу на глибину 30...40 мкм. Випробування статичним розтягом за кімнатної температури свідчать, що відносне видовження зразків після термообробки у розплавах літію та літій нікелю складає 20...25% і близьке для металу після стандартної термообробки (25...28%). Деяко підвищена пластичність у зразках після вакуумної обробки (33%).

У таблиці наведено дані щодо механічних властивостей хромонікелевого сплаву ЕП202 після обробок. Встановлено, що σ_B , σ_T практично не залежать від природи середовища, в якому проводилась операція термообробки. Незначне падіння пластичності зразків з покриттям, очевидно, пов'язане з утворенням проміжкового інтерметалідного шару між покриттям і матрицею.

Таблиця 1. Механічні властивості сплаву ЕП202 після термообробки за режимом 1100⁰С, 3,5 год. + 1000⁰С, 5 год. у різних середовищах

Температура випробувань, °С	Середовище							
	повітря		розплав Li		розплав Li+Ni		вакуум	
	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
25	1200	28	1190	23	1210	22	1190	33
600	1100	18	1100	-	1190	11	1080	-
700	1050	15	1030	15	1060	14	1050	15

Відомо [4], що інтерметаліди, особливо нікель-алюмінієві, - корозійностійкі в рідких лужноземельних металах і можуть використовуватись як захисні покриття. У зв'язку з цим досліджувалась можливість формування на поверхні сталі 08Х16Н11М3 дифузійного інтерметалідного нікель-алюмінієвого покриття, вивчались його структура і корозійні властивості. Покриття отримували рідко фазним способом, поетапно. Алітували за температури 1000⁰С у розплаві Na-Al. Алітовані зразки нікелювали у розплаві Li-Ni (за 900⁰С).

Внаслідок алітування сформувалось суцільне, нерівномірне за товщиною (150...200 мкм), пористе, у приповерхневих шарах, покриття (рис.5 а). У покритті металографічно виявлено не менше 4 структурних шарів з різним ступенем розтравлюваності. За даними фазового і дюрOMETричного аналізів, алюміній в покритті знаходиться, переважно, у складі інтерметалідів NiAl₃, Ni₂ Al₅, NiAl, FeAl, Fe₂ Al₅, FeAl₂, FeAl₃, крім того виявлено карбіди типу Me₂₃C₆. Поширені ітерметаліди типу CrAl₇, Cr₂ Al₁₁ ідентифікувати не вдалося.

Твердість усіх шарів покриття приблизно однакова і на багато перевищує мікротвердість матриці (рис. 5г). Середнє значення мікротвердості покриття складає ~ 6 ГПа, що відповідає табличному значенню для сполук NiAl₃ і FeAl. Визначення точного фазового складу ускладнене у зв'язку із частковою заміною заліза в інтерметаліді FeAl нікелем і хромом.

Корозійна стійкість в літій алюмінієвого покриття низька. Так, після витримки у розплаві при 973 К протягом 100 год. воно повністю розчиняється (рис.5 б). Нікелювання у розплаві Li-10% мас. Ni за 900⁰С протягом 10 год. дозволяє отримати рівномірне, суцільне по всій поверхні покриття товщиною 60 мкм. Його мікротвердість зменшується від границі розділу матриця-покриття в напрямі поверхні і становить 0,15...0,20 ГПа (рис.5 в, г). Це свідчить про високу концентрацію нікелю у покритті.

Після нікелювання витримка у розплаві Na-5%масAl дає можливість отримати багатокомпонентне покриття. Металографічним і дюрOMETричним аналізами встановлено, що воно також складається з 4-ох шарів. Вони відрізняються фазовим складом і твердістю. Шар покриття товщиною ≤15 мкм на межі з матрицею має твердість 7,5...8,0 ГПа, що відповідає табличним даним для фаз NiAl₃, NiAl, FeAl. Його структура складається з витягнутих у напрямі до поверхні стовпчатих зерен. Другий шар, товщиною від 20 до 25 мкм складається з більших зерен неправильної форми. Його мікротвердість 9,5...11,0 ГПа. До його складу входять NiAl₃, Ni₂ Al₅, Fe₂ Al₅, FeAl₂, FeAl₃. Максимальна мікротвердість (до 13 ГПа) наступного тонкого (10...15 мкм) шару зумовлена присутністю у покритті карбідних і нітридних фаз, зокрема нітридів алюмінію. Поверхневий шар покриття має найнижчу мікротвердість - 8,5 ГПа. Його структура формується внаслідок дифузійного насичення Al збагаченого нікелем шару і складається з інтерметалідів нікелю і заліза з підвищеним вмістом алюмінію. Мікрорентгеноспектральний аналіз показав аномалії у розподілі нікелю і хрому по перерізу покриття (рис.5). Зокрема вміст нікелю в напрямі від межі розділу матриця - покриття до поверхні збільшується, досягаючи максимуму (~ 48%мас.) на глибині ~ 30 мкм. Очевидно такий характер розподілу нікелю у покритті зумовлений поетапністю його формування. Під час дифузійного насичення нікельованих зразків алюмінієм останній як би відтісняє концентраційний максимум нікелю вглиб покриття.

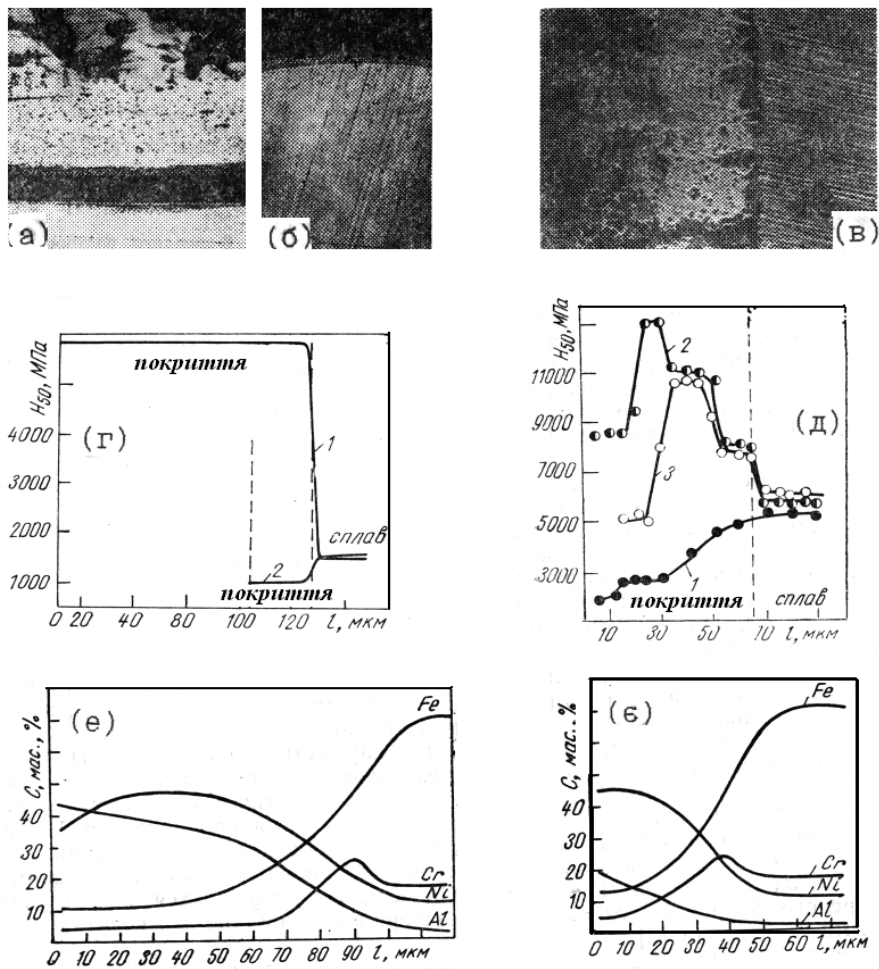


Рис. 5. Мікроструктура сталі 08X16N11M3 після алітування

Витримка зразків з нікель-алюмінієвим покриттям у розплаві літію при 700⁰С протягом 100 год. приводить до розчинення поверхневого шару покриття. Його твердість стає сумірною з твердістю матриці (рис.5 д). У напрямі від поверхні характер зміни мікротвердості покриття такий, як і до корозійних випробувань. По даних мікрорентгеноспектрального аналізу вміст алюмінію у покритті падає до 15 %мас (рис.5 е). Концентрація нікелю в покритті і матриці близька. Дещо підвищується (на 3...4%) у покритті вміст хрому.

Отримані результати свідчать про те, що у процесі випробувань в літії, відбувається переважне розчинення алюмінію з покриття даного типу. В цілому, покриття з інтерметалідною складовою здатні суттєво знижувати розчинність в літії нікелю та інших компонентів залізохромонікелевих сплавів, підвищуючи їх корозійну стійкість. На високонікелевих сплавах типу ЕП202 інтерметалідне покриття можна отримати в процесі лише одного етапу обробки - алітування з натрію [5].

1. Земсков. Г.В., Коган Р.А. Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов и сплавов.-М.:Металлургия, 1978. – 208 с.
2. Іванько А.А. Твердость. Справочник. – Киев: Наук. думка, 1968. – 127 с.
3. Фромм Е., Гейхарт Е. Газы и углерод в металлах. - М.: Металлургия, 1980. – 711 с.
4. Шатинский В.Ф., Збожняя О.Н., Максимович Г.Г. Получение диффузионных покрытий в среде легкоплавких металлов. – Киев: Наук. думка, 1976. – 97 с.
5. Chogn W. Strengthening of refractory metals // Refractory Metals and Alloys. AIME Met. Soc. Conf. - N.Y., 1961. – V.11. – P. 83-117.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

УДК 620.186 (084.127)

А.В. Шостак, В.В. Божидарнік, О.В. Мельник, С.В. Синій, Ю.І. Дрозд
ЗАСТОСУВАННЯ ВЕКТОРНОГО АНАЛІЗУ В РЕМ-ФОТОГРАММЕТРІЇ

У статті викладені теоретичні засади застосування векторів Гіббса в РЕМ-фотограмметрії, розглянуті питання визначення результуючих та комп'ютерно-програмованих диференціальних нахилів, вдосконалено методику кількісної рентгенографії в РЕМ.

Ключові слова: вектор Гіббса, фотограмметрія, растровий електронний мікроскоп. Форм. 21. Рис. 1. Літ. 10.

А.В. Шостак, В.В. Божидарнік, А.В. Мельник, С.В. Синій, Ю.І. Дрозд
ПРИМЕНЕНИЕ ВЕКТОРНОГО АНАЛИЗА В РЭМ - ФОТОГРАММЕТРИИ

В статье изложены теоретические основы применения векторов Гиббса в РЭМ-фотограмметрии, рассмотрены вопросы определения результирующих и компьютерно-программируемых дифференциальных наклонов, усовершенствовано методика количественной рентгенографии в РЭМ.

Ключевые слова: вектор Гиббса, фотограмметрия, растровый электронный микроскоп.

A. Shostak, V. Bozhydarnyk, A. Melnik, S. Synii, J. Drozd
APPLICATION OF VECTOR ANALYSIS IN REM PHOTOGRAMMETRY

In article the theoretical bases of Gibb's vectors using in REM-photogrammetry is interpreted. The questions of determination of resulting and computer-programmed differential gradients are considered. The methods quantitative X-ray is improved in REM.

Keywords: Gibb's vectors, photogrammetry, scanning microscope.

Постановка проблеми. В растровій електронній мікроскопії (РЕМ) при вивченні процесів росту кристалів, наприклад, біогенної генези, дослідженнях їх кристалічної структури (рис. 1) і властивостей важливу роль відіграє коректне встановлення орієнтації кристала стосовно фіксованої системи координат (ФСК), а також розорієнтації сусідніх зерен [1, 6]. Якщо базис, використовуваний для опису ФСК, тотожний кристалографічному, тобто обидва вони є кубічними, гексагональними або якимись іншими, то взаємну їхню орієнтацію доцільно характеризувати оператором повороту \mathcal{B} , а для кількісної інтерпретації використовувати одне з можливих представлень цього оператора: матрицями або векторами Гіббса, кватерніонами, кутами Ейлера [3].

В електронній мікроскопії одержання матриці орієнтування, що забезпечує кристалографічну прив'язку не гірше як $0,1^\circ$, досягається обмірюванням координат значного числа відображень (опорних векторів), з наступним рішенням надлишкової системи нелінійних рівнянь [4]. Реалізація цієї схеми розрахунку виконується на основі громіздких чисельних методів і не завжди ефективна, принаймні в тих випадках, коли бажано оперативно обробляти й аналізувати одержувану інформацію, наприклад, при вивченні внутрізернової розорієнтації, статистичних дослідженнях границь зерен у полікристалах, тощо [9]. Постановку цих питань і шляхи їх вирішення можна простежити за матеріалами конференцій останніх років [2, 9].

Аналіз останніх досліджень і публікацій.

Аналізуючи відомі досягнення електронної мікроскопії, зокрема мікро-дифракції (SAED) за останнє десятиліття, правомірно віднести методи електронної мікроскопії до розряду аналітичних, високотехнологічних і наукоємних. Інтеграція аналітичних методів просвітлювальної, растрової та комп'ютерної технологій – основа поглиблених досліджень на субмікронному рівні.

Не дивлячись на потенційні можливості, інтегральний підхід не знайшов на сьогодні ще

© А.В. Шостак, В.В. Божидарнік, О.В. Мельник, С.В. Синій, Ю.І. Дрозд

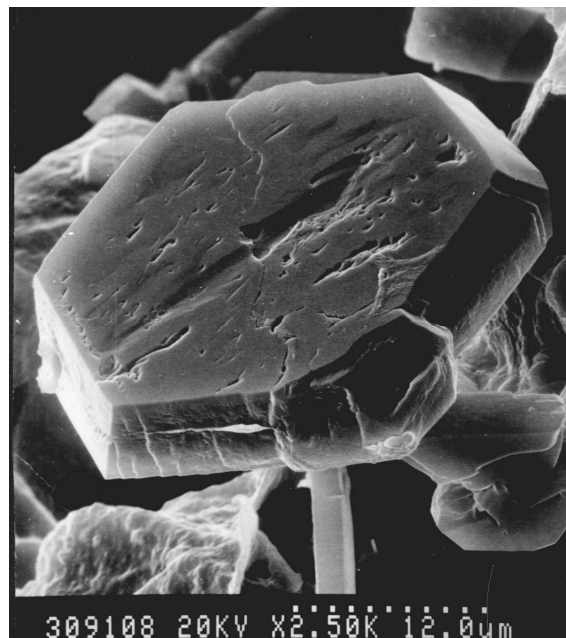


Рис. 1. Мікрофотографія кристалічної структури біогенного походження
Збільшення – 2500

широкого практичного застосування. Тому вдосконалення окремих його аспектів – актуальна задача.

Невирішені раніше частини загальної проблеми. Коли досліджується значна кількість міжзернових та міжфазних границь, то використання матриці повороту як функції послідовних поворотів недоцільне, оскільки при такому підході розв'язок задачі починається з вибору кутів повороту, їх послідовності і напрямку обертання. В результаті розв'язок виявляється залежним від вибраних параметрів і може суттєво змінюватися при зміні, наприклад, послідовності поворотів. Тому доцільно, по можливості, відмовлятися від кутів послідовних поворотів як оцінюючих параметрів.

Найбільш економно представляти просторовий поворот у формі тривимірного вектора Гіббса [3], оскільки він є функцією трьох елементів і в явному вигляді містить три незалежних параметри орієнтації. Окрім цього, векторне вираження просторового орієнтування безпосередньо пов'язане з кватерніонним, яке найбільш зручне для геометрично-кристалографічних та деяких інших задач. Однак в РЕМ-фотограмметрії такий підхід не розглядався і потребує окремого дослідження.

Метою дослідження є розв'язок теоретичних та прикладних задач в РЕМ-фотограмметрії із застосуванням векторів Гіббса, шляхом послідовного вирішення наступних завдань:

- Отримати за МНК аналітичне рішення проблеми із застосування формалізму векторів Гіббса.
- Обґрунтувати методику реалізації такого підходу.
- Отримати в явній формі вирази для розрахунку оптимальних параметрів орієнтування в РЕМ (ПЕМ)–рентгенографічних дослідженнях.

Виклад основного матеріалу.

1. Визначення в РЕМ операторів повороту на основі векторів Гіббса.

В операторному вигляді математичний опис взаємного просторового розвороту (обертання) двох базисів (вихідного $\{\vec{e}_i\}$ і поверненого $\{\vec{e}'_i\}$) представляється як

$$\vec{e}'_i = \hat{\Pi} \vec{e}_i, \quad i = 1, 2, 3. \quad (1)$$

З фізичної точки зору будь-яке обертання – це поворот на кут Ω навколо осі, що характеризується одиничним вектором \vec{C} з напрямними косинусами (C_1, C_2, C_3) .

Експериментальні методи визначення орієнтації кристала ґрунтуються на реєстрації координат вибраного опорного i -го вектора: $i=1, 2, \dots, N$ (звичайно це нормаль до площини, що дала відображення) до (позначимо цей вектор $\vec{g}(i)$) і після ($\vec{r}(i)$) здійснення повороту об'єкта (кристала) як цілого. Математично перетворення $\vec{g}(i)$ в $\vec{r}(i)$ записується наступним чином:

$$\vec{r}(i) = \hat{\Pi} \vec{g}(i). \quad (2)$$

Визначення координат вектора $\vec{r}_i \{(r_{i1}, r_{i2}, r_{i3})\}$ завжди пов'язано з деякими похибками, рівень яких лімітується як можливостями приладу (класом шкал гоніометрів), так і ступенем досконалості самого об'єкта дослідження – кристала. Тому в ліву частину рівняння (2) реально підставляють не математично точне значення $\vec{r}(i)$, а його експериментальну оцінку. Позначимо її через $\tilde{r}(i)$.

Оператор повороту незалежно від способу його представлення описується трьома незалежними параметрами, а інші шість отримують з умови ортогональності і нормованості її рядків. Отже, для обчислення параметрів повороту необхідно експериментально поміряти як мінімум три незалежні величини. В кристалографії орієнтація вектора $\tilde{r}(i)$ визначається двома незалежними параметрами, наприклад кутами $\tilde{\omega}$ і $\tilde{\varphi}_i$, тому для однозначного розрахунку трьох компонентів повороту необхідно поміряти координати щонайменше двох опорних векторів: $i=1, 2$. Однак для підвищення точності необхідно знати якомога більше опорних векторів. Надлишкові системи рівнянь звичайно розв'язують методом найменших квадратів шляхом мінімізації квадрата відхилення поміряних величин від розрахункових $(\tilde{r}(i) - \vec{r}(i))$:

$$\sum_{i=1}^N [\tilde{r}_{(i)} - \hat{\Pi} \cdot g_{(i)}]^2 \xrightarrow{\hat{\Pi}} \min. \quad (3)$$

У будь-якому представленні оператора $\hat{\Pi}$ мінімізація функціонала (3) зводиться до рішення системи нелінійних рівнянь, для чого необхідна попередня лінеаризація та ітеративний метод розв'язку. Водночас застосування формалізму векторів Гіббса G дозволяє отримати розв'язок в явному вигляді.

Вектори Гіббса, як відомо [3], задаються трьома компонентами G_1, G_2, G_3 . Так, для вищезгаданих базисів $\vec{G} = G_1 \vec{e}_1 + G_2 \vec{e}_2 + G_3 \vec{e}_3 = G_1' \vec{e}'_1 + G_2' \vec{e}'_2 + G_3' \vec{e}'_3$. Компоненти вектора \vec{G} за визначенням пов'язані з кутом повороту Ω і напрямними косинусами (C_1, C_2, C_3) одиничного вектора \vec{C} , орієнтованого уздовж осі повороту. Цей зв'язок має вигляд [1]:

$$\vec{G} = \vec{C} \operatorname{tg} \frac{\Omega}{2}. \quad (4)$$

Закон перетворення вектора $\vec{g}_{(i)}$ в $\vec{r}_{(i)}$ записується в такий спосіб:

$$\vec{r}_{(i)} = \cos^2 \frac{\Omega}{2} \left[\left(1 - |G|^2 \right) \vec{g}_{(i)} + 2(\vec{G} \cdot \vec{g}_{(i)}) \vec{G} + 2\vec{G} \times \vec{g}_{(i)} \right]. \quad (5)$$

Тут векторний і скалярний добутки слід розписувати за звичайними формулами, а вектори $\vec{g}_{(i)}$, $\vec{r}_{(i)}$ і \vec{G} задавати в єдиній системі координат.

Для рішення системи (5) можна застосувати наступний прийом, недостатньо строгий математично, але задовольняючий за точністю кінцевого результату більшість практичних задач.

Використаємо для розрахунку компонентів \vec{G} не рівняння (5), а наступну властивість векторів Гіббса, що безпосередньо випливає з визначення:

$$\vec{G} \times (\vec{r}_{(i)} + \vec{g}_{(i)}) = (\vec{r}_{(i)} - \vec{g}_{(i)}). \quad (6)$$

Відповідно до цієї властивості будемо мінімізувати різницю

$$F(G_1, G_2, G_3) = \sum_{i=1}^N \left[\vec{G} \times (\vec{r}_{(i)} + \vec{g}_{(i)}) - (\vec{r}_{(i)} - \vec{g}_{(i)}) \right]^2 \xrightarrow{G_1, G_2, G_3} \min. \quad (7)$$

Співвідношення (7) – лінійне стосовно G_1, G_2 і G_3 .

Після переходу від векторної до координатної форми і покомпонентної мінімізації, отримуємо:

$$\sum_x^N \{ [G_2(r_{i3} + g_{i3}) - G_3(r_{i2} + g_{i2})] - [r_{i1} - g_{i1}] \}^2 \Rightarrow \min.$$

$$\sum_y^N \{ [G_3(r_{i1} + g_{i1}) - G_1(r_{i3} + g_{i3})] - [r_{i2} - g_{i2}] \}^2 \Rightarrow \min.$$

$$\sum_z^N \{ [G_1(r_{i2} + g_{i2}) - G_2(r_{i1} + g_{i1})] - [r_{i3} - g_{i3}] \}^2 \Rightarrow \min.$$

Із виконання умов екстремуму $\frac{\partial F}{\partial G_1} = \frac{\partial F}{\partial G_2} = \frac{\partial F}{\partial G_3} = 0$ і відповідних перетворень система нормальних рівнянь має вигляд:

$$\begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} G_1 \\ G_2 \\ G_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} b_1 \\ b_2 \\ b_3 \end{bmatrix}, \quad (8)$$

$$\begin{aligned} \text{де: } a_{11} &= \sum_{i=1}^N [(\bar{r}_{i2} + g_{i2})^2 + (\bar{r}_{i3} + g_{i3})^2]; \quad a_{22} = \sum_{i=1}^N [(\bar{r}_{i1} + g_{i1})^2 + (\bar{r}_{i3} + g_{i3})^2]; \\ a_{33} &= \sum_{i=1}^N [(\bar{r}_{i1} + g_{i1})^2 + (\bar{r}_{i2} + g_{i2})^2]; \quad a_{lm} = \sum_{i=1}^N [(\bar{r}_{il} + g_{il})^2 + (\bar{r}_{im} + g_{im})^2], \quad l \neq m; \\ b_1 &= 2 \sum_{i=1}^N (g_{i2}\bar{r}_{i3} - g_{i3}\bar{r}_{i2}); \quad b_2 = 2 \sum_{i=1}^N (g_{i3}\bar{r}_{i1} - g_{i1}\bar{r}_{i3}); \quad b_3 = 2 \sum_{i=1}^N (g_{i1}\bar{r}_{i2} - g_{i2}\bar{r}_{i1}). \end{aligned}$$

У праві частини входять тільки параметри опорних векторів в двох системах координат, що визначаються експериментально, тобто $\tilde{r}_{[i]}$ і $\bar{g}_{[i]}$. За оцінку точності доцільно використовувати середньоквадратичне розсіювання помірених величин, тобто:

$$S = \frac{1}{N-1} \sum_{i=1}^N (\tilde{r}_{(i)} - \bar{r}_{(i)})^2, \quad (9)$$

де $\bar{r}_{(i)}$ обчислюється за формулою (2).

2. *Результуючий нахил* має принципове значення при дослідженні кристалів і просторової структури складних дислокаційних конфігурацій, коли зразку необхідно придати заздалегідь вибрані нахили. Це питання розглянемо в наступній постановці.

Нехай поворот навколо жорсткої осі характеризується вектором \vec{w} , напрямком якого збігається з віссю обертання, а модуль дорівнює $|\vec{w}| = tg \Omega/2$, то вектор результуючого нахилу визначається за формулою:

$$\vec{w} = \frac{\vec{w}_1 + \vec{w}_2 - \vec{w}_1 \times \vec{w}_2}{1 - \vec{w}_1 \cdot \vec{w}_2}. \quad (10)$$

Якщо послідовність поворотів $\varphi \rightarrow \psi$, тобто здійснюється навколо взаємно перпендикулярних осей, то:

$$\begin{aligned} \vec{w}^2 &= \vec{w}_1^2 + \vec{w}_2^2 + (\vec{w}_1 \times \vec{w}_2)^2 - 2\vec{w}_1(\vec{w}_1 \times \vec{w}_2) - 2\vec{w}_2(\vec{w}_1 \times \vec{w}_2) = \\ &= \vec{w}_1^2 + \vec{w}_2^2 + (\vec{w}_1 \times \vec{w}_2)^2, \end{aligned}$$

оскільки $\vec{w}_1 \cdot \vec{w}_2 = \vec{w}_1(\vec{w}_1 \times \vec{w}_2) = \vec{w}_2(\vec{w}_1 \times \vec{w}_2) = 0$.

Остаточно

$$tg \Omega/2 = |\vec{w}| = \sqrt{tg^2 \varphi/2 + tg^2 \psi/2 + tg^2 \varphi/2 \cdot tg^2 \psi/2}. \quad (11)$$

Знаючи результуючий нахил, подальші перетворення можна обчислити за формулою (5).

3. *Комп'ютерно-програмовані диференціальні нахили*. В даний час в електронній мікроскопії ведуться розробки по створенню систем повністю автоматизованого аналізу РЕМ-зображень [7, 10]. Такі системи аналізу особливо потрібні, наприклад, при РЕМ-дослідженнях зразків, коли необхідно обстежити дуже велику площу в пошуках декількох мікрооб'єктів, і 2) дослідженні зразків з високою щільністю мікрооб'єктів, коли потрібно виконати надзвичайно велику кількість вимірів. Прикладами таких робіт можуть бути: аналіз і пошук мікрослідів вогнепальної зброї, включення в сплавах, геологічних зразках та ін.

Серед низки питань по автоматизації РЕМ для нас найбільший інтерес представляють особливості програмованих нахилів. Припустимо, що одиничний вектор \vec{N}_0 , що співпадає у вихідному положенні з віссю Z одиничної сфери, обертається навколо X і Y осей у послідовності $\varphi \rightarrow \psi$. Цим поворотам відповідає перетворення координат

$$\begin{bmatrix} X \\ Y \\ Z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos \psi & 0 & \sin \psi \\ 0 & 1 & 0 \\ -\sin \psi & 0 & \cos \psi \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos \varphi & -\sin \varphi \\ 0 & \sin \varphi & \cos \varphi \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos \varphi \cdot \sin \psi \\ -\sin \varphi \\ \cos \varphi \cdot \cos \psi \end{bmatrix} \quad (12)$$

З іншої сторони. Із диференціальної геометрії відомо, що $dS^2 = dx^2 + dy^2 + dz^2$, тому згідно (11) $dS^2 = d\varphi^2 + \cos^2 \varphi d\psi^2$. Позначимо $\Psi' = \frac{d\psi}{d\varphi}$. Тоді запишемо:

$$dS = (1 + \Psi'^2 \cdot \cos^2 \varphi)^{1/2} d\varphi \quad (13)$$

Це відомий в математиці [3] еліптичний інтеграл 2-го роду, табличне значення якого має вигляд:

$$S = (1 + a^2)^{1/2} \cdot E(k, \varphi), \quad (14)$$

де $a - const$; $k = a(1 + a^2)^{-1/2}$; $E(k, \varphi) \Rightarrow$ табульовані значення еліптичних інтегралів 2-го роду.

Диференціальні зміни координат dX, dY, dZ обумовлені малими змінами кутів $\Delta\varphi$ і $\Delta\psi$, можна розглядати як нескінченно малий приріст вектора \vec{N} в тривимірному просторі. Їх неважко визначити за відомими правилами векторної алгебри [3]. Це загальне рішення. Для прикладу розглянемо застосування керованих нахилів у рентгенографії шорсткуватих зразків.

4. *Кількісна рентгенографія в РЕМ* майже завжди здійснюється в режимі "in situ" і на плоских полірованих поверхнях. Як стандартні, так і невідомі зразки мають першокласне полірування й утримуються у фіксованій орієнтації стосовно до електронного зонда до рентгенівського спектрометру. Коли здійснюється рентгенографія (рентгенівський аналіз) на шорстких поверхнях, отриманих, наприклад, у результаті зламу, то виникають ускладнення [5, 8], що ставлять результати в залежність скоріше від мікрорельєфу, ніж від концентрації досліджуваних елементів, оскільки виділення і поглинання рентгенівської енергії в зразку сильно залежить від орієнтації потрібної локальної області стосовно напрямку електронного зонду.

Використовуючи стереоскопічні методи в РЕМ, адаптовані до режиму "in situ", можливо визначити точну орієнтацію локальної поверхні маленької плоскої області на шорсткуватому зразку, а потім реорієнтувати її таким чином, щоб ця область була рівнобіжною стандартним положенням. Якщо це виконано, то можна виміряти інтенсивність рентгенівських променів і точно визначити кількісний склад.

Рішення задачі визначення просторової орієнтації площини в режимі реального часу простіше виконати, скориставшись циліндричною системою координат (r, φ, z) , у якій рівняння площини приймає вид:

$$z = A \cdot r(\varphi) \cos \varphi + B \cdot r(\varphi) \sin \varphi + C. \quad (15)$$

Положення шуканої площини будемо визначати за МНК, мінімізуючи функцію

$$\Phi = \sum_{i=1}^n [A \cdot r(\varphi_i) \cos \varphi_i + B \cdot r(\varphi_i) \sin \varphi_i + C - z_i]^2 \quad (16)$$

Тут z_i, φ_i ($i = \overline{1, n}$) - апліката і полярний кут i -ої точки, визначені стереометодом; n - кількість точок.

Необхідною умовою мінімуму функції Φ є виконання рівностей:

$$\frac{\partial \Phi}{\partial A} = 0, \quad \frac{\partial \Phi}{\partial B} = 0, \quad \frac{\partial \Phi}{\partial C} = 0, \quad (17)$$

які з врахуванням (15) приймають вигляд:

$$\begin{aligned} A \sum_{i=1}^n x_i^2 + B \sum_{i=1}^n x_i y_i + C \sum_{i=1}^n x_i &= \sum_{i=1}^n z_i x_i, \\ A \sum_{i=1}^n x_i y_i + B \sum_{i=1}^n y_i^2 + C \sum_{i=1}^n y_i &= \sum_{i=1}^n z_i y_i, \\ A \sum_{i=1}^n x_i + B \sum_{i=1}^n y_i + nC &= \sum_{i=1}^n z_i, \end{aligned} \quad (18)$$

де $x_i = r(\varphi_i) \cos \varphi_i$; $y_i = r(\varphi_i) \sin \varphi_i$

Якщо рішення системи (18) відомо, то рівняння шуканої площини має вид:

$$z = A \cdot r \cos \varphi + B \cdot r \sin \varphi + C \quad (19)$$

Потім визначаються напрямні косинуси:

$$\cos \alpha = A / \sqrt{A^2 + B^2 + C^2}; \quad \cos \beta = B / \sqrt{A^2 + B^2 + C^2}; \quad \cos \gamma = C / \sqrt{A^2 + B^2 + C^2}; \quad (20)$$

Напрямні косинуси (20) використовуються для обчислення кутів обертання і нахилу, що повинні бути застосовані до зразка для того, щоб привести досліджувану область у стандартне положення (під кутом 45°). Ці кути легко одержати з простих геометричних співвідношень:

$$\rho_1^\circ = \arctg \frac{\cos \alpha}{\cos \beta}; \quad \tau_q^\circ = 45^\circ - \varphi^\circ. \quad (21)$$

Висновки.

1. Викладений метод має ту перевагу, що перехід від матричного представлення обертання до формалізму векторів Гіббса дозволяє значно простіше вирішувати прикладні РЕМ-фотограмметричні задачі і дає можливість їх наочної картографічної інтерпретації, наприклад, в стереографічній проекції.

2. Реалізація стереометодів в РЕМ-рентгенографії дозволяє оперативно, тобто в режимі "in situ", визначати просторову орієнтацію досліджуваних зразків, виконувати їх поворот навколо заданих просторових напрямків, здійснювати коректний рентгенівський аналіз шорсткуватих поверхонь.

(Робота виконана за підтримки МОН України (держреєстраційний номер теми № 0112U000290)).

1. *Валиев Р.* Кристалло-геометрический анализ межкристаллитных границ в практике электронной микроскопии [Текст] / Р. Валиев, А. Вергасов, В. Герцман. – М.: Наука. – 1991. – 230 с.
2. *В. Календин, Ю. Новиков, А. Раков, П. Тодуа* // Растровая электронная микроскопия. Дальнейшие пути развития [Текст] // Всероссийская конф. по электр. микроскопии. Черногловка. – 2004. – С. 96-97.
3. *Корн Г., Корн Т.* Справочник по математике [Текст] / Г. Корн, Т. Корн – М.: Наука. – 1974. – 830 с.
4. *В. Рыбин, У. Литвинов, А. Самойлов, Ю. Титовец* // Использование формализма векторов Гиббса для описания ориентировок и розориентировок [Текст] // Зав. лаб. – 1990. – №6. – С. 65-69.
5. *Bomback J.* Stereoscope techniques for SEM specimens [Text] / J. Bomback // Proc. of Sixth Annual Scanning Electron Microscope Symposium. Chicago. – 1973. – pp. 97-104.
6. *Chon C., Dicks K., Rolland P.* Interactive and Quantitative Pole Figures [Text] / C. Chon, K. Dicks, P. Rolland // Materials Science Forum. – 2002. – V.408-412. – С. 131-136.
7. *Edwards R.* Fully Automated SEM Image Analysis [Text] / R. Edwards, J. Lebiezick, G. Stone // Scanning. – 1986. – V.8. – С. 221-231.
8. *Fecher K.* The Determination of Surface orientation – a simple AID in Quantitative Analysis on Rough Surfaces [Text] / K. Fecher // Scanning. – 1985. – V.7. – P. 297-302.
9. *Frosch G.* Texture analysis using EBSD-automated, quantitative method using consecutive inverse pole figures [Text] / G. Frosch // XX Российская конф. по электр. микроскопии. Черногловка. – 2004. – P. 131.
10. *Konitz H.* Mathematische Gesichtspunkte beim Gebrauch von Doppelkippeinrichtungen in der Elektronenmikroskopie [Text] / H. Konitz // Optic. – 1975. – V. 43-41. – №1. – С. 71-78.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.

УДК 621.891.78

Н.М. Яворська, С.Я. Підгайчук, О.С. Дробот, Г.А. Покришко
КОРОЗИЙНІ ДОСЛІДЖЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ЕЛЕКТРОХІМІЧНИХ
ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ З ДОБАВКОЮ НАНОДИСПЕРСНОЇ СУМІШІ
ПОРОШКІВ TiN і Si₃N₄

В роботі досліджено корозійну стійкість композиційних електрохімічних покриттів (КЕП) з включеннями нанопорошків і покриттів, отриманих дифузійним відпалом КЕП на основі нікелю з добавкою суміші нітриду титану та силіцію. Також показано їх переваги над гальванічними нікелевими покриттями в корозійній стійкості. Обробка поляризаційних кривих проводилась з застосуванням апарату аналітичної геометрії.

Ключові слова: композиційні електрохімічні покриття, термічна обробка, нанопорошки, нітриди титану, нітриди силіцію, корозійна стійкість.

Форм. 3. Табл. 2. Рис. 1. Літ. 10

Н.М. Яворская, С.Я. Пидгайчук, О.С. Дробот, Г.А. Покрышко
КОРРОЗИОННЫЕ ИСЛЕДОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ
ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ С ДОБАВЛЕНИЕМ НАНОДИСПЕРСНОЙ
СМЕСИ ПОРОШКОВ TiN і Si₃N₄

В работе исследовано коррозионную стойкость композиционных электрохимических покрытий (КЭП) с включениями нанопорошков и покрытий, которые получены диффузионным отжигом КЭП на основе никеля с добавлением смеси нитрида титана и силиция. Также показано их преимущества перед гальваническими никелевыми покрытиями в коррозионной стойкости. Обработка поляризационных кривых проводилась с использованием аппарата аналитической геометрии.

Ключевые слова: композиционные электрохимические покрытия, термическая обработка, нанопорошки, нитриды титана, нитриды силиция, коррозионная стойкость.

N. Yavorska, S. Pidgaychuk, O. Drobot, H. Pokrushko
THE CORROSIVE INVESTIGATION OF THE COMPOSITIONAL ELECTROCHEMICAL
COVERAGES ON THE BASIS OF NICKEL WITH THE ADDITION OF THE COMPOUND OF
TiN Si₃N₄

In the article the corrosion stability of the compositional electrochemical coverages (CEC) with the addition of nanopowders and by the diffusive annealing of the preliminary inflicted CEC on the basis of nickel with the addition of the compound of titanium and silicium nitrides is studied. Also their advantages in comparison to the galvanic nickel coverages by corrosion stability are shown. The processing of polarizing curves was conducted with the categorical device of analytical geometry.

Keywords: compositional electrochemical coverages, heat treatment, nanopowders, titanium nitrides, silicium nitrides, corrosion stability.

Постановка проблеми. В сучасних умовах актуальними є питання підвищення надійності та довговічності деталей машин, приладів, підвищення їх якості та ефективності роботи, а відповідно і питання економії металів, боротьби з корозією та зносом деталей машин. Розв'язок таких проблем невід'ємно пов'язаний із зміцненням поверхневих шарів виробів.

Змінювати властивості поверхні в необхідному напрямку можна декількома способами: нанесенням на поверхню деталі нового матеріалу з необхідними експлуатаційними властивостями (гальванічні, хімічні, наплавочні та ін. покриття) та зміною складу поверхнього шару матеріалу деталі за рахунок виконання дифузійної хіміко-термічної обробки (ХТО). Поєднанням цих методів є електролітичне осадження композиційних електролітичних покриттів (КЕП) з наступним дифузійним відпалом отриманих гальванічних шарів. Такий спосіб отримання покриттів дозволяє усунути недоліки електролітичного способу: наводнювання основи, виникнення внутрішніх напружень, низька адгезія покриття з основою та дає можливість отримати поверхневий шар виробу визначеного складу, а відповідно, забезпечити комплекс необхідних експлуатаційних властивостей.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Відомі склади КЕП на основі нікелю, запропоновані Кіндрачуком М.В., Корнієнком А.О., Лучкою М.В., Мардаревичем Р.С., Похмурським В.І., Федорчуком С.В. та інш. В якості дисперсної складової використовувались гранули жаростійких сплавів, наночастинки SiC, аморфний бор структури Me-Me₂-3B, та інші добавки [1...3].

Невирішені частини проблеми. Науковцями пропонується дисперсне зміцнення нікелевої матриці тугоплавкими сполуками карбідів, нітридів, оксидів. За рахунок такого зміцнення КЕП отримують вищу твердість, зносостійкість і корозійну стійкість в порівнянні з традиційними

гальванічними покриттями. Особливо це стосується КЕП, в яких у якості дисперсних матеріалів використані нанопорошки.

Метою дослідження є визначення корозійної тривкості композиційних електролітичних покриттів на основі нікелю з добавкою суміші нанопорошків нітриду титану і силіцію та вплив термічної обробки на корозійну стійкість отриманих КЕП.

Основні результати дослідження. Визначення стаціонарних потенціалів та струмів корозії дає можливість отримати порівняльну характеристику корозійної стійкості досліджуваних покриттів. Для цього був використаний потенціостатичний метод. В його основі лежить визначення залежності швидкості анодного розчинення металу від потенціалу поверхні досліджуваних покриттів. Зміщення потенціалу корозії при поляризації від зовнішнього джерела струму в анодну або катодну область дозволяє вивчати швидкість анодної та катодної реакції, шляхом вимірювання струму в колі поляризації. Для отримання поляризаційних кривих було використано потенціостат П-5827М.

Досліди проводились в середовищі хлору (вода водопровідна). Дане середовище найбільш часто використовується для дослідження покриттів, які застосовуються для захисту від корозії теплообмінних труб та їх з'єднувальних елементів в атомній та тепловій енергетиці, а також деталей виробів харчової промисловості. Присутність в електроліті іонів хлору (сильних депасиваторів) є шкідливим для металів, корозійна стійкість яких зумовлена пасивним станом їх поверхні. Іони хлору призводять до локальних та місцевих руйнувань півки пасивації, що в свою чергу призводить до точкової (пітингової) корозії [4...6].

Визначення потенціалів корозії та зняття потенціостатичних кривих проводили за допомогою трьохелектродної скляної комірки, яка містила робочий електрод з осадженим покриттям, допоміжний електрод та електрод порівняння. Електродом порівняння слугував хлор-срібний електрод, допоміжним електродом – пластина платини. Значення потенціалу фіксували через кожні 5 хв, після занурення досліджуваного покриття в корозійне середовище.

В результаті потенціостатичних досліджень, отримали залежність величини струму поляризації від потенціалу електрода (поляризаційні криві). За отриманими даними визначили показник зміни маси покриття K_m^- (г/м²год), глибинний показник корозії K_n (мм/рік) та групу і бал корозійної стійкості покриття. Схема обробки залежностей струму корозії від потенціалу покриття наведена на рис. 1.

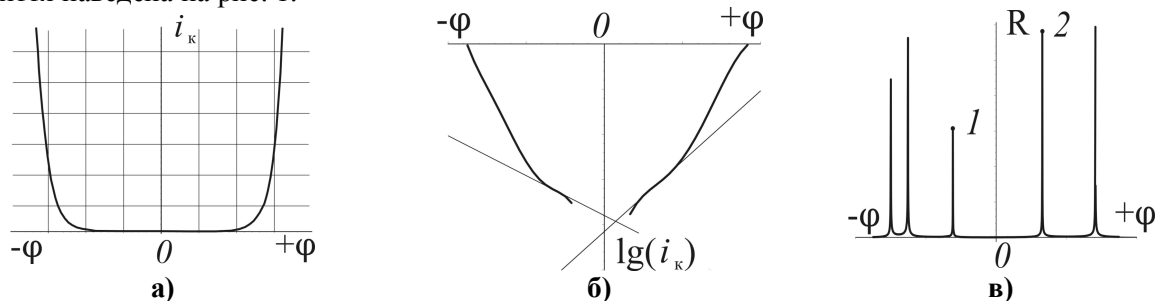


Рис. 1. Схема обробки поляризаційних кривих: а) поляризаційні криві; б) залежність функції логарифму густини струму від потенціалу; в) графік зміни радіусу кривизни функції $\phi = f(\lg i_k)$, [авторська розробка]

Значення густини струму (рис. 1, а) було прологарифмовано та отримано залежність – логарифм густини струму від потенціалу ($\phi = f(\lg i_k)$, рис. 1, б). Площу дослідного зразка було вибрано 1 см², щоб струм корозії дорівнював величині густини струму. Відповідно кінетичним рівнянням, швидкість електродних процесів (залежність між потенціалом і струмом) є напівлогарифмічна. В зв'язку з цим, побудова поляризаційних кривих в такому вигляді, дає можливість шляхом екстраполяції прямолінійних ділянок до їх перетину визначити густину корозійного струму (рис. 1, б).

Для спрощення побудови дотичних розраховувався радіус кривизни цих кривих [7]. Як видно на рис. 1, в, в перших точках з максимальними значеннями радіусів анодної та катодної кривої (1, 2), будувались дотичні (це – прямі, які проходять через точки кривих, у яких радіус кривизни прямує до безмежності).

Для розрахунку радіусу і кривизни використовувались наступні формули [8]

$$R = \frac{1}{|K|}, K = \frac{y''}{(1+y'^2)^{\frac{3}{2}}}, \quad (1)$$

де R – радіус кривизни; K – кривизна функції; y' , y'' – відповідно перша та друга похідні функції ($\varphi = f(\lg i_k)$; $y = \varphi$; $x = \lg i_k$).

Рівняння дотичної в точці з координатами x_0 та y_0 має вигляд $y - y_0 = y'_0(x - x_0)$.

Для знаходження $\lg i_k$ розв'язали систему рівнянь, яка складається з рівнянь дотичних до перших прямолінійних ділянок функції $\varphi(\lg i_k)$.

Після знаходження струму корозії розраховували від'ємний показник зміни маси K_m^- (г/м²год), згідно [9] за формулою:

$$K_m^- = \frac{i_k A}{F n 10^{-3}}, \quad (2)$$

де i_k – струм корозії, А; A – атомна маса металу, г/моль; n – валентність іону металу; $F = 26,8$ – стала Фарадея, А*год/г-екв.

У випадку рівномірної корозії металу (з густиною металу c_{Me} , г/см³) перехід від від'ємного показника зміни маси до глибинного показника K_n (мм/рік) визначається за формулою [9]

$$K_n = \frac{K_m^- 8,76}{c_{Me}}. \quad (3)$$

В залежності від величини глибинного показника корозії встановлена десятибальна шкала корозійної стійкості металів [5].

В роботі використано КЕП, які були створені на основі гальванічного нікелю з добавкою суміші нітридів силіцію та титану [10]. Товщина покриттів складала 20 мкм. Для покращення адгезійних властивостей та отримання на поверхні деталей визначеного складу покриттів, було застосовано подальший дифузійний відпал. Значення глибинного показника корозії та режими термічної обробки наведені в табл. 1, 2.

Таблиця 1. Швидкість корозії покриттів без термічної обробки

Матеріал покриття	Потенціал корозії φ , мВ	Струм корозії i_k , мкА	Показник зміни маси K_m , г/(м ² год)	Глибинний показник K_n , мм/рік	Група та бал корозійної стійкості
Ni	-278	0,018	0,0002	0,0002	абсолютно стійкі - 1
Ni+TiN+Si ₃ N ₄	-265	0,011	12 x 10 ⁻⁵	12 x 10 ⁻⁵	абсолютно стійкі - 1

Впровадження суміші нанопорошків в Ni покриття без термічної обробки помітно знизило струми корозії та призвело до нижчих значень швидкості корозії, відповідно $i_k=0,011$ мкА, $K_n=12 \times 10^{-5}$ мм/рік в порівнянні з чистим нікелевим покриттям ($i_k=0,018$ мкА, $K_n=0,0002$ мм/рік, табл. 1). Також дані покриття мали більш позитивні стаціонарні потенціали ($\varphi = -265$ мВ) в порівнянні з гальванічним Ni ($\varphi = -278$ мВ, табл. 1).

Покращення корозійних властивостей пов'язано із сповільненим поширенням та рівномірним розподілом корозійного струму навколо центрів, які створюють дисперсні частинки суміші нітридів TiN та Si₃N₄ в нікелевій матриці, а також з їх хімічною стійкістю та екрануючими властивостями.

Таким чином, проведені дослідження підтвердили, що при введенні в нікелеві шари нітрідних включень швидкість корозії зменшується 1,7 разів, тобто отримані КЕП є більш корозійностійкими. Корозійна стійкість даних покриттів за десятибальною шкалою найвища "абсолютно стійкі", бал стійкості 1 (табл. 1).

При термічному відпалі нікелевим покриттям без включень та з включеннями наноструктур притаманна більша швидкість корозії (за рахунок дифузійного проникнення заліза на поверхню зразка, табл. 2), але для останніх швидкість корозії при термічному відпалі (760°C, одна година) не

змінилася порівняно з такими ж невідпаленими покриттями (відсутність заліза на поверхні покриття) Порівнюючи глибинні показники корозії даних покриттів очевидним є те, що найменш корозійностійкими є покриття чистого гальванічного нікелю відпаленого при $T=860^{\circ}\text{C}$, $\tau=2, 3$ год, табл. 2, відповідно $K_{\text{п}}=0,043\text{мм/рік}$ та $K_{\text{п}}=0,062\text{мм/рік}$. Покриття з добавкою нанопорошків мають значно вищі значення корозійної стійкості. Так покриття з включеннями суміші нітридів $\text{TiN}+\text{Si}_3\text{N}_4$ відпалені при $T=760^{\circ}\text{C}$, $\tau=1$ год та $T=860^{\circ}\text{C}$, $\tau=1$ год мають найменшу швидкість корозії з досліджуваних зразків (відповідно $K_{\text{п}}=12 \times 10^{-5}\text{мм/рік}$, група стійкості "абсолютно стійкі", бал стійкості 1, $K_{\text{п}}=0,001\text{мм/рік}$, група стійкості "дуже стійкі", бал стійкості 2). Найбільш електровід'ємним в даному середовищі є гальванічний нікель ($\varphi=-366\text{мВ}$ при відпалі $T=860^{\circ}\text{C}$, $\tau=3$ год, табл. 2). Підвищена корозійна стійкість покриттів з добавкою TiN і Si_3N_4 зумовлена сповільненим дифундуванням Fe в Ni покриття за рахунок бар'єру, створеного тугоплавкими нітридами.

Таблиця 2. Швидкість корозії покриттів отриманих при різних режимах термічної обробки

Матеріал покриття	Режими відпалу		Потенціал корозії φ , мВ	Струм корозії i_k , мкА	Показник зміни маси K_m , г/(м ² год)	Глибинний показник $K_{\text{п}}$, мм/рік	Група та бал корозійної стійкості
	T, °C	t, год					
Ni	760	1	-293	1,0	0,011	0,011	стійкі – 4
Ni	760	2	-309	2,03	0,022	0,022	стійкі – 4
Ni	760	3	-322	2,87	0,031	0,031	стійкі – 4
Ni	860	1	-304	1,65	0,018	0,018	стійкі – 4
Ni	860	2	-339	3,99	0,042	0,043	стійкі – 4
Ni	860	3	-366	5,81	0,059	0,062	стійкі – 5
Ni+TiN+Si ₃ N ₄	760	1	-265	0,011	12×10^{-5}	12×10^{-5}	абс. стійкі – 1
Ni+TiN+Si ₃ N ₄	760	2	-270	0,34	0,004	0,004	дуже стійкі – 2
Ni+TiN+Si ₃ N ₄	760	3	-276	0,68	0,007	0,007	дуже стійкі – 3
Ni+TiN+Si ₃ N ₄	860	1	-267	0,12	0,001	0,001	дуже стійкі – 2
Ni+TiN+Si ₃ N ₄	860	2	-276	0,68	0,007	0,007	дуже стійкі – 3
Ni+TiN+Si ₃ N ₄	860	3	-285	1,22	0,013	0,013	стійкі – 4

Висновки. Результати проведених досліджень дозволяють зробити висновок, що корозійна стійкість КЕП з добавкою нанорозмірних $\text{TiN}+\text{Si}_3\text{N}_4$ в реакційному середовищі «водопровідна вода» є досить високою. Найбільш корозійностійкими є покриття на основі гальванічного Ni з добавкою наноструктурних $\text{TiN}+\text{Si}_3\text{N}_4$, які відпалені при $T=760^{\circ}\text{C}$ на протязі однієї години.

1. Пат. 65018. Україна, МПК C25D 15/00. Склад для одержання зносостійких композиційних електролітичних покриттів на основі нікелю для роботи при підвищених температурах / Кіндрачук М. В., Корнієнко А. О., Федорчук С. В., Лучка М. В., Перро Д. М., Подлесний В. В.; заявник та патентовласник Національний авіаційний університет – № у 2011 05006; заявл. 20/04/2011; опубл. 25.11.2011, Бюл. № 22.
2. Пат. 49210. Україна, МПК C25D 15/00. Склад для одержання зносостійких композиційних електролітичних покриттів на основі нікелю / Кіндрачук М. В., Лучка М. В., Корнієнко А. О., Федорчук С. В., Білик Ю. М.; заявник та патентовласник Національний авіаційний університет – № у 2009 10246; заявл. 09/10/2009; опубл. 26.04.2010, Бюл. № 8.
3. Пат. 23289. Україна, МПК C23D 3/00. Спосіб одержання композиційних боридних покриттів на сталях і легких сплавах / Похмурський В. І., Мардаревич Р. С., Кирилів В. І.; заявник та патентовласник Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України – № а 2006 11185; заявл. 23/10/2006; опубл. 25.05.2007, Бюл. № 7.
4. Техника борьбы с коррозией / Юхневич Р., Богданович В., Валашковский Е., Видуховский А.; [пер. с польск. под ред. Сухотина А. М.]. – Л.: Химия, 1980. – 224 с.
5. Туфанов Д. Г. Коррозионная стойкость нержавеющей сталей, сплавов и чистых металлов: справочник / Туфанов Д. Г. – [5-е изд. перераб. и доп.]. – М.: Металлургия, 1990. – 320 с.
6. Коррозия: [справ. изд.] / под ред. Л. Л. Шрайера. – М.: Металлургия, 1981. – 632 с.
7. Кіницький Я. Т. Синтез просторових важільних механізмів із зупинкою вихідної ланки з використанням радіусів дотичних сфер / Кіницький Я. Т., Жеребецький В. В. // Вісник ХНУ. – 2006. – № 4. – С. 11 – 18.
8. Бронштейн И. Н. Справочник по математике для инженеров и учащихся вузов / Бронштейн И. Н., Семендяев К. А. – М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы, 1981. – 720 с.
9. Жук Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов / Жук Н. П. – М.: Металлургия, 1976. – 472 с.
10. Пат. 29705. Україна, МПК C25D 15/00. Склад для отримання КЕП на основі Ni з добавками нанорозмірних нітридів / Покришко Г. А., Дробот О. С., Підгайчук С. Я., Яворська Н. М.; заявник та патентовласник Хмельницький національний університет – № у 2007 10329; заявл. 17/09/2007; опубл. 25.01.2008, Бюл. № 2.

Стаття надійшла до редакції 27.04.2013.

© Н.М. Яворська, С.Я. Підгайчук, О.С. Дробот, Г.А. Покришко