

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
„КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО”

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ

МАТЕРІАЛИ

XI Міжнародної науково-технічної конференції

Присвячено **75- річчю**
Інженерно-фізичного факультету

Україна, Київ

2019

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
„КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО”

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ

МАТЕРІАЛИ

XI Міжнародної науково-технічної конференції

Присвячено **75- річчю**
Інженерно-фізичного факультету

Україна, Київ

2019

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

Рекомендовано до друку вченою радою ІФФ КПІ ім. Ігоря Сікорського

Протокол № 04/19 від 03.04.2019 р.

У збірнику представлено матеріали, які висвітлюють актуальні проблеми ливарного виробництва: розроблення прогресивних ресурсозаощадних технологій, одержання литих виробів із різних металів і сплавів у разових ливарних формах і спеціальними способами лиття, фізико-хімічні основи технології металів і сплавів, теорії кристалізації і твердіння виливків, розроблення і використання перспективних формувальних матеріалів і сумішей, сучасні технології виготовлення ливарних форм і стрижнів, моделювання технологічних процесів ливарного виробництва.

X Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019: матеріали науково-технічної конференції, 30...31 травня 2019 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – 232 с.

Відповідальність за інформацію у наданих матеріалах несуть автори.

Технічний редактор: М. М. Ямшинський

Комп'ютерна верстка: І. В. Лук'яненко

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

ISSN 2524-0544

© КПІ ім. Ігоря Сікорського, ІФФ, 2019

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Голова – Ямшинський М.М., к.т.н., доцент, завідувач кафедри ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Шинський О.Й., д.т.н., проф., президент Асоціації ливарників України

Дібров І.А., д.т.н., проф., Президент Російської Асоціації ливарників, м. Москва

Савенок А.М., Ген. директор РУП «БМЗ», Голова Білоруської Асоціації ливарників, м. Мінськ

Одарченко І.Б. к.т.н., доцент, декан Механіко-технологічного факультету, ГГТУ імені П.О.Сухого,

м. Гомель

Николайчик Ю.А. к.т.н., доцент, зав. кафедрою МТЛП, БНТУ, м. Мінськ

Луньов В.В., д.т.н., проф., директор Фізико-технічного інституту, ЗНТУ, м. Запоріжжя

Верховлюк А.М., д.т.н., проф., заст. директора ФТІМС НАН України

Пономаренко О.І., д.т.н., проф., віце-президент Асоціації ливарників України

Фесенко А.М., к.т.н., проф., Перший проректор ДДМА, м. Краматорськ

Бурбелко А., проф. AGH University of Science and Technology, м. Краков (Польща)

Дашич Предраг, проф. Вищої технічної школи, м. Трстенец (Сербія)

Рюдигер Бер, зав. кафедрою ЛВ і ОМТ Університету ім. Отто фон Геріке, м. Магдебург (Німеччина)

Інгольф Бем, проф. кафедри ЛВ і ОМТ Університету ім. Отто фон Геріке, м. Магдебург (Німеччина)

Лисенко Т.В. д.т.н., проф., зав. кафедрою ТУЛП, ОНПУ, м. Одеса

Хричіков В.Є. д.т.н., проф., зав. кафедрою ЛВ, НМетАУ, м. Дніпро

Турчанін М.А. д.х.н., проф., Проректор з наукової роботи, управління розвитком та міжнародними

зв'язками ДДМА, м. Краматорськ

Затуловський А.С. д.т.н. проф., ФТІМС НАН України

Фесенко М.А. – учений секретар, к.т.н., доцент, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Федоров Г.С., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Сиропоршнев Л.М., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Гурія І.М., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Могилатенко В.Г., д.т.н., проф., кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Кочешков А.С., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Шейко О.І., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Лютий Р.В., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Самарай В.П., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Артемьев В.В., кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

Лук'яненко І.В., кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Ковальчук О.Г. кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

ЗМІСТ

<i>Лобода П.І., Лютий Р.В., Фесенко М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i>	
ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ: ІСТОРІЯ, СТАНОВЛЕННЯ ТА СЬОГОДЕННЯ.....	10
<i>Antonenko O.O., Bogomol I.I. (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute) STRUCTURE AND PROPERTIES OF CERMET COMPOSITES B_4C-TiB_2 WITH THE ADDITION OF A METAL BINDER.....</i>	12
<i>Borisov A.G. (PTIMA NAS Ukraine, Kyiv) DEGENERATE DENDRITE</i>	14
<i>Sazonov M.I., Khvisevich V.M., Verameichyk A.I., Batrak V.V. (Brest State Technical University, Brest, Belarus) LOCAL SURFACE HARDENING OF THE CRUSHING TOOL OF THE MOVING PLASMA ARC</i>	15
<i>Shalomeev V.A., Aikin M.D., Lukyanenko O.S. (ZNTU, Zaporizhzhya) MODERN TECHNOLOGIES OF MANUFACTURE OF BIODEGRADABLE MAGNESIUM BASED ALLOY FOR OSTEOSYNTHESIS</i>	17
<i>Shalomeev V.A., Tsivirko E.I., Aikin M.D. (ZNTU, Zaporizhzhya) THE INFLUENCE OF SN AND PB ON STRUCTURE FORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF Mg-Al-Zn ALLOY.....</i>	18
<i>Абраменко Д.Р., Дубок Р.О., Шахнін Д.Б., Малишев В.В. (Університет «Україна», м. Київ) КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ ПОКРИТТІВ УМОВАМИ ВЕДЕННЯ ЕЛЕКТРОЛІЗУ У ВОЛЬФРАМАТНО-МОЛІБДАТНИХ РОЗПЛАВАХ.....</i>	19
<i>Антоненко О.О., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ І СТРУКТУРИ МЕТАЛОКЕРАМІЧНИХ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ B_4C-TiB_2-Cu</i>	21
<i>Афтандилянц Е.Г. (НУБіП, г. Київ) КИНЕТИКА ВЫДЕЛЕНИЯ ТЕПЛОТЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛЕГИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ.....</i>	22
<i>Афтандилянц Е.Г. (НУБіП, г. Київ) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ МОДИФИЦИРОВАННОЙ И МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ ЛИТОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ.....</i>	24
<i>Афтандилянц Е.Г. (НУБіП, м. Київ) АНТИФЛОКЕННА ОБРОБКА ВУГЛЕЦЕВИХ І НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ.....</i>	25
<i>Бажміна Е.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) САМОСТІЙНА РОБОТА СТУДЕНТІВ....</i>	27
<i>Бажміна Е.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ПЕРЕВАГИ ЕЛЕКТРОННОГО НАВЧАННЯ В GOOGLE CLASSROOM</i>	28
<i>Базиленко О.В., Землянський З.І., Шахнін Д.Б., Малишев В.В. (Університет «Україна», м. Київ) НАНЕСЕННЯ ПОРОШКІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН.....</i>	30
<i>Борисевич В.М., Грубрін В.О., Іваненко Р.О., Несін В.В., Дьячкова Л.Д., Войченко С.В. (ІСТЕ СБУ, м. Київ) ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛАЗЕРНОГО РІЗАННЯ ІЗОЛОНУ.....</i>	32
<i>Босяга М.В.¹, Дудка О.І.¹, Шеффлер М.², Бетке У.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна; ²Оттофон-Геріке Університет, м. Магдебург, Німеччина) СИНТЕЗ НАНОКРИСТАЛІЧНИХ НАПОВНЮВАЧІВ НА ОСНОВІ β-ЕВКРИПТИТУ</i>	34
<i>Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Овсянников В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ) РАФІНУВАЛЬНА ЗДАТНІСТЬ МОДИФІКУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ З УРАХУВАННЯМ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ</i>	36
<i>Бубликов В.Б., Берчук Д.М. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВИБІР МОДИФІКАТОРІВ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ</i>	37
<i>Бубликов В.Б., Ясинський А.А., Бачинський Ю.Д., Ясинська Е.А. (ФТІМС НАН України, г. Київ) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ И СОДЕРЖАНИЯ МАРГАНЦА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА.....</i>	38
<i>Бубликов В.Б., Ясинський А.А., Ясинська Е.А. (ФТІМС НАН України, г. Київ) СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА, ЛЕГИРОВАННОГО НИКЕЛЕМ И МЕДЬЮ.....</i>	40
<i>Булига Д.С., Кочешков А.С., Тошева О.Ю. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИПРАВЛЕННЯ БРАКУ ТОЧНИХ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ЛАЗЕРОМ</i>	41
<i>Буря О.І.¹, Черданцева К.О.¹, Штеменко О.В.² (¹ДДТУ, м. Кам'янське, ²ДВНЗ «УДХТУ», м. Дніпро) ТЕРМІЧНА СТІЙКІСТЬ МЕТАЛОПЛАСТИКУ НА ОСНОВІ ФЕНІЛОНУ, НАПОВНЕНОГО РЕНІЄМ.....</i>	43

Буря О.І., Єрьоміна К.А., Томіна А.-М. В. (ДДТУ, м. Кам'янське) ВПЛИВ ГІБРИДНОЇ СУМІШІ НА ТЕРМІЧНИЙ КОЕФІЦІЄНТ ЛІНІЙНОГО РОЗШИРЕННЯ ФЕНІЛОНУ С-2	44
Буряк С.О., Левадний Д.М., Шахнін Д.Б., Малишев В.В. (Університет «Україна», м. Київ) КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ ПОКРИТТІВ ЗМІНОЮ КАТОДНОГО МАТЕРІАЛУ ТА СКЛАДУ ЕЛЕКТРОЛІТУ ПРИ ЕЛЕКТРОЛІЗІ ВОЛЬФРАМАТНО-МОЛІБДАТНИХ РОЗПЛАВІВ	46
Вацішин М.П., Лисенко Є.М., Габ А.І., Малишев В.В. (Університет «Україна», м. Київ) КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ ПОКРИТТІВ ЗМІНОЮ СКЛАДУ АТМОСФЕРИ ПРИ ЕЛЕКТРОЛІЗІ ВОЛЬФРАМАТНО-МОЛІБДАТНИХ РОЗПЛАВІВ.....	47
Гайнулін Р.В., Малорот М.О., Габ А.І., Малишев В.В. (Університет «Україна», м. Київ) ОДЕРЖАННЯ НАНОПОРОШКІВ НА ОСНОВІ ВОЛЬФРАМУ КОМБІНОВАНИМ ХІМІКО-МЕТАЛУРГІЙНИМ МЕТОДОМ	49
Глотка А.А., Гайдук С.В. (НУ «Запоріжская политехника», г. Запоріжжє) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ГОМОГЕНИЗАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ.....	50
Говорун Т.П., Білоус О.А., Осічев Д.Р. (СумДУ, м. Суми) МОДЕЛЮВАННЯ СКЛАДУ СПЛАВУ СТІЙКОГО ДО АБРАЗИВНОГО ЗНОШУВАННЯ	52
Головаченко В.П., Цир Т.Г., Исайчева Н.П. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ СИСТЕМЫ ОТЛИВКА-ПРИБЫЛЬ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9М1	53
Гонтаренко В.І., Титаренко В.О. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжє) НЕМЕТАЛЕВІ ВКЛЮЧЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ.....	55
Гонтаренко В.І. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжє) ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	56
Грищенко Д.С., Підвисіцький А.М., Габ А.І., Малишев В.В. (Університет «Україна», м. Київ) РЕГЕНЕРАЦІЯ НАНОПОРОШКІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ СЕЛЕКТИВНИМ АНОДНИМ РОЗЧИНЕННЯМ	58
Грона О.С., Кисла Г.П., Сисоєв М.О., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ СИСТЕМИ В₄С – Si	59
Дейнега Р.О., Михайлюк В.В., Петрик І.Я. (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ) АНАЛІЗ ТВЕРДОФАЗОВОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ МЕТОДОМ СТАТИЧНОГО МОМЕНТУ	61
Денисенко М.І.¹, Маслюк В.А.², Яковенко Р.В.² (¹ВП НУБіП України «Немішайівський агротехнічний коледж», смт. Немішайєво, ²ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України, м. Київ) НОВІ МІКРОКОМПОЗИЦІЙНІ МЕТАЛОКЕРАМІЧНІ МАТЕРІАЛИ З ВЕЛИКИМ ОПОРОМ ЗНОШУВАННЮ ТА РЕГУЛЬОВАНИМИ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ.....	63
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) НОВЫЕ СПОСОБЫ ВЗАИМОДОПОЛНЕНИЯ ЛИТЬЯ И ТЕРМООБРАБОТКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ОТЛИВОК ИЗ ВЧ.....	64
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ОХЛАЖДЕНИЕ ОТЛИВОК С ПОМОЩЬЮ КРИОТЕХНОЛОГИИ	66
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) МОДУЛЬНАЯ КОМПЛЕКТАЦИЯ ЛИТЕЙНЫХ РОТОРНО- И РОБОТО-КОНВЕЙЕРНЫХ ЛИНИЙ.....	67
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН Украины, м. Київ) ЗАСТОСУВАННЯ ПРОПАНТІВ У ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСАХ.....	69
Дорошенко В.С., Кравченко В.П. (ФТИМС НАН Украины, м. Київ) ІНТЕРВАЛЬНА МОДЕЛЬ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ШВИДКОСТІ РУХУ РОТОРНО-КОНВЕЄРНОЇ ЛІНІЇ З ВИРОБНИЦТВА ВИЛИВКІВ ЯК НЕПЕРЕРВНО-ДИСКРЕТНОГО ПРОЦЕСУ	71
Досенко С.Д., Лежнін К.В., Малахов Г.Б., Маєтний М.І., Несін В.В. (ІСТЕ СБУ, м. Київ) ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИКОНАННЯ ОТВОРІВ З РІЗЬБОЮ 1/4" (20 ВИТКІВ НА ДЮЙМ) В ЕРТАЛОНІ.....	72
Доценко Ю.В., Селиверстов В.Ю., Доценко Н.В. (НМетАУ, г. Днепр) ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОТЛИВОК ИЗ ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА АК5М С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА.....	74

Дядюн К.В., Чебукіна В.Ф., Федіна І.В. (ХПТК ОНПУ, м. Херсон) АВТОМАТИЗАЦІЯ РОЗРОБКИ УПРАВЛЯЮЧИХ ПРОГРАМ ДЛЯ ВЕРСТАТИВ З ЧПУ ЯК ЕТАП ПІДГОТОВКИ ФАХІВЦЯ З КОМП'ЮТЕРНИХ ТЕХНОЛОГІЙ В МАШИНОБУДУВАННІ	76
Живцов В.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ 3D-ПРИНТЕРІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ	78
Жиженко Н.А., Изюмский В.А., Изюмский А.В. (Луганский национальный аграрный университет) БИОДИЗЕЛЬ НА ОСНОВЕ ПОДСОЛНЕЧНОГО МАСЛА	79
Затуловський А.С., Щерецький В.А., Лакеев В.А., Каранда Е.А. (ФТИМС НАН України, г. Київ) ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ ЗОН ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ С ПЛАКИРУЮЩИМ СЛОЕМ ИЗ МЕДНОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА	81
Затуловський А.С., Лакеев В.А. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ОТРИМАННЯ ЛИТИХ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ АРМУВАЛЬНОЇ ФАЗИ	84
Згоранець О.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЗАСТОСУВАННЯ КВАРЦУ У ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШАХ У ЮВЕЛІРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ	85
Іванова Л.Х., Калашинікова А.Ю., Бойко Г.А., Терехін В.О. (НМетАУ, м. Дніпро) ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ДВОШАРОВОГО ПРОКАТНОГО ВАЛКА	87
Каплун П.В., Гончар В.А., Донченко Т.В. (Хмельницький національний університет, г. Хмельницький) ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ ШХ15 ПРИ ТРЕНИИ КАЧЕНИЯ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК	89
Кисла Г.П., Любарець Є.Б., Богомол Ю.І., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СПРЯМОВАНО КРИСТАЛІЗОВАНІ КОМПОЗИТИ НА ОСНОВІ SiB₆	91
Клочихін В.В.¹, Наумик В.В.² (¹АТ «Мотор Січ», ²НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ОТРИМАННЯ ЕКОНОМІЧНИХ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ВИЛИВКІВ З ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ЛИВАРНОГО ПОВЕРНЕННЯ	93
Ковальчук О.Г., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ТЕХНОЛОГІЯ НАНЕСЕННЯ ЛЕГУВАЛЬНОГО ПОКРИТТЯ ПІД ЧАС ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ	94
Кравченко В.П., Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Київ) О ПОСЕЩЕНИИ ВЫСТАВКИ ART OF STEEL И ПРЕЗЕНТАЦИИ КНИГИ МЕТИНВЕСТ О ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛИ	97
Кравчук Р.В. (ІПМіц ім. Г. С. Писаренка НАН України) ВПЛИВ КОНТАКТНОГО ТЕРТЯ ПРИ ВИПРОБУВАННІ ДИСКОВИХ МІКРОЗРАЗКІВ МЕТОДОМ ПРОДАВЛЮВАННЯ СТАЛЕВОЮ КУЛЬКОЮ	98
Крыжановський К.С., Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, г. Київ) ПРЕЕМСТВЕННОСТЬ ПОКОЛЕНИЙ	100
Кушнір В.В.¹, Чернявський В.В.¹, Юркова О.І.¹, Бурченя А.В.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, ²ІНМ НАН України, м. Київ) МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ AlCoFeCrVNi ТА AlCoFeCrVti СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ МЕХАНІЧНИМ ЛЕГУВАННЯМ І СПІКАННЯМ	104
Лобачова Г.Г., Іващенко Є.В., Сенчук Д.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) КІНЕТИКА ФОРМУВАННЯ ТА БУДОВА Cr-C ТА C-Cr ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ ПОКРИТТІВ НА СТАЛІ ХВГ	106
Лоскутова Т.В., Хиженяк В.Г., Погребова І.С., Гаврилін А.В., Табачук О.Л. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОТРИМАННЯ ТА СТРУКТУРА КОМПЛЕКСНИХ АЛЮМОХРОМОВИХ ДИФУЗІЙНИХ ПОКРИТТІВ НА ТИТАНОВОМУ СПЛАВІ ОТ4-1	107
Лук'яненко І.В., Фесенко М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) РОЗРОБЛЕННЯ РЕЖИМІВ ЛИТТЯ ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ОДНОГО БАЗОВОГО РОЗПЛАВУ	109
Лукашук А.І., Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) С.П. КОРОЛЬОВ – ЗАСНОВНИК РАКЕТОБУДУВАННЯ КОСМІЧНОЇ ГАЛУЗІ	110
Лютій Р.В., Скирденко М.В., Люта Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СИСТЕМА КЛАСИФІКАЦІЇ ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ	112
Максюта І.І., Квасницька Ю.Г., Нейма О.В., Михнян О.В. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ОЦІНКА ВПЛИВУ ГУСТИНИ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ НА ШВИДКІСТЬ РОЗЧИНЕННЯ ЛИВАРНОЇ МОДЕЛІ	115

Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.³ (^{1,3}ГВУЗ «ПГТУ», ²ПІІ ООО «Бюро Веритас Україна», г. Мариуполь) УНИВЕРСАЛЬНОСТЬ ПРИНЦИПА ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ У НИХ МНОГОФАЗНОЙ МИКРО- И/ИЛИ МАКРОГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ И РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА САМОЗАКАЛКИ.....	117
Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.³ (^{1,3}ГВУЗ «ПГТУ», ²ПІІ ООО «Бюро Веритас Україна», г. Мариуполь) НОВЫЙ КЛАСС МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРГАНЦОВИСТЫХ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВАЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ ВТОРИЧНОГО МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА.....	119
Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.³ (^{1,3}ГВУЗ «ПГТУ», ²ПІІ ООО «Бюро Веритас Україна», г. Мариуполь) ПРИНЦИПЫ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНОЙ МИКРО- И/ИЛИ МАКРОНЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ ПРИМЕНЕНИЕМ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫХ ЭНЕРГО- И РЕСУРСОБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ ТЕРМООБРАБОТКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ	120
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) АРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ЛОКАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ОБРАБОТКОЙ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ.....	122
Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д., Семенов Д.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ВЛИЯНИЕ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТОЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА НА ЕГО ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ	123
Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РЯДА СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР.....	125
Малинов Л.С., Малышева И.Е. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	126
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ДИФФУЗИОННАЯ МЕТАЛЛИЗАЦИЯ ПРИ СОЗДАНИИ НА НАСЫЩАЕМОЙ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ.....	128
Малявин А.Г., Кузьменко А.А., Затуловский А.С., Щерецкий В. А. (ФТИМС НАН України, г.Київ) ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОКСИФТОРИДНЫХ РАСПЛАВОВ	129
Мамішев В.А., Шинський О.Й., Соколовська Л.А. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ЛИТИХ ВИРОБІВ У ГРАДІЄНТНИХ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛЯХ СИСТЕМИ ЛИТА ЗАГОТІВКА – ЛИВАРНА ФОРМА	132
Мельник С.Г., Кучеров В.И. (ФТИМС НАН України, г. Киев) УЛУЧШЕНИЕ ПЛАСТИЧНЫХ СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ НОЖЕЙ ХОЛОДНОЙ РЕЗКИ ПРОКАТА.....	134
Мельник С.Г. (ФТИМС НАН України, г. Киев) НЕЙТРОНОЗАХВАТНЫЕ КОНВЕРТЕРНЫЕ СТАЛИ, РАЗЛИВАЕМЫЕ НА МНЛЗ.....	137
Мельник С.Г. (ФТИМС НАН України, г. Киев) ВЛИЯНИЕ ВНЕПЕЧНОЙ ПОЛИРЕАГЕНТНОЙ ОБРАБОТК НА НАВОДОРОЖИВАНИЕ КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ.....	138
Мініцький А.В., Радчук С.В., Мініцька Н.В., Пузанов Д.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) РОЗРОБКА КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ПОРИСТИХ КАРКАСІВ ІЗ ВІДХОДІВ СПЛАВУ ВНЖ, ПРОСОЧЕНИХ МІДЮ	140
Мовчан О.В., Чорноіваненко К.О. (НМетАУ, м. Дніпро) АНАЛІЗ СТРУКТУРИ НАВУГЛЕЦЬОВАНОГО СПЛАВУ P12Ф5K5	142
Наконечный С.О., Гуцик Д.В., Чернявський В.В., Юркова О.І., Білик І.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ AlNiCoFeCrTi ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ	144
Недужий А.М., Пригунова А.Г., Шеневідько Л.К. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ДІАГРАМА ЗМІНИ МОРФОЛОГІЧНИХ ОЗНАК ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ	147
Нікітіна Н.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПРО НАВЧАННЯ СТУДЕНТІВ-ІНЖЕНЕРІВ АНГЛІЙСЬКІЙ МОВІ	149

Петруша В.С.¹, Болбут В.В.², Богомол Ю.І.¹ (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна; ²Отто-фон-Геріке Університет, м. Магдебург, Німеччина) СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Мо-Ti-B	150
Пригунова А.Г., Бабюк В.Д., Жидков Є.А., Шеневідько Л.К., Недужий А.М. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СПЛАВУ АМ4,5Кd	152
Пригунова А.Г., Ноговицын А.В., Баранов И.Р. (ФТІМС НАН Украины, г. Киев) ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ ЛИТЬЯ-ПРОКАТКИ.....	154
Пригунова А.Г., Шеневідько Л.К., Шейгам В.Ю., Кошелев М.В., Ісайчева Н.П. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ І МОРФОЛОГІЇ ФАЗ У ПРОЦЕСІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ....	155
Самарай В.П., Крижановський К.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) КОНТРОЛЬ ЗАПУСКУ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ.....	157
Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) БЕЗПЕРЕВНИЙ КОНТРОЛЬ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ.....	158
Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) SCADA І КОНТРОЛЬ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ЯКОСТІ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ.....	160
Сергиенко Р.А.^{1,2}, Верховлюк А.М.¹, Щерецкий А.А.¹, Потрух О.Г.¹, Науменко М.И.¹ (¹ФТІМС НАН Украины, г. Киев; ²Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва) ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ.....	162
Сиропоринєв Л.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТАБІЛІЗАЦІЯ ВУГЛЕЦЕВОГО ЕКВІВАЛЕНТА В ПРОЦЕСІ ВИПЛАВЛЕННЯ ЧАВУНУ В ДУГОВІЙ ПЕЧІ З КИСЛОЮ ФУТЕРІВКОЮ.....	166
Смірнова Я.О., Гурія І.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПЕРСПЕКТИВИ ВИГОТОВЛЕННЯ ШАРУВАТИХ МЕТАЛ-ІНТЕРМЕТАЛІЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ РІДКОФАЗНИМИ МЕТОДАМИ.....	171
Солоненко Л.И.¹, Репях С.И.² (¹ОНПУ, г. Одесса; ²НМетАУ, г. Днепр) РАБОТА ВЫБИВКИ ПЕСЧАНО-ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ СТЕРЖНЕВЫХ СМЕСЕЙ ИЗ ОТЛИВОК.....	173
Солоненко Л.И.¹, Репях С.И.² (¹ОНПУ, г. Одесса; ²НМетАУ, г. Днепр) ОСЫПАЕМОСТЬ ЖИДКОСТЕКОЛЬНЫХ ФОРМ И СТЕРЖНЕЙ.....	178
Степанчук А.М., Богатов О.С., Клеков А.О., Ковтун В.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТРУКТУРА ТА ДЕЯКІ ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКОВИХ СПЛАВІВ Al-Fe, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ГАРЯЧОГО ШТАМПУВАННЯ.....	179
Степанчук А.М., Гришкевич Т.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ПОРИСТОСТІ ВИСОКОПОРИСТИХ МАТЕРІАЛІВ З ПОРОШКІВ НІКЕЛЮ ПРИ ЇХ ВІЛЬНОМУ СПІКАННІ.....	184
Талімонова Н.Л., Чайковський П.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ТЕХНОЛОГІЧНІ ФАКТОРИ, ЩО ВПЛИВАЮТЬ НА ЯКІСТЬ ТИСНЕННЯ ПОЛІГРАФІЧНОЇ ПРОДУКЦІЇ МЕТАЛЕВИМИ ШТАМПАМИ.....	188
Тесля С.Ю., Степанчук А.М. (КПІ ім. І. Сікорського, м. Київ) СТРУКТУРА ТА ДЕЯКІ ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙ САМОФЛЮСІВНИЙ СПЛАВ – РЕЛІТ 190	
Титаренко В.В., Заблудовський В.О. (ДНУЗТ, м. Дніпро) ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВУГЛЕЦЕВІСНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МЕТАЛЕВИХ ПЛІВОК.....	194
Трегубенко Г.В., Калінін В.Т. (НМетАУ, м. Дніпро) РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ВТОРИННИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ АК6 і АК8, ЩО МАЮТЬ ЗНИЖЕНУ ГАЗОНАСИЧЕНІСТЬ.....	196
Трегубенко Г.М., Поляков Г.А., Підгорний С.М. (НМетАУ, м. Дніпро) РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ КАРБОНІТРИДНОГО ЗМІЦНЕННЯ ВІДЦЕНТРОВАНОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ ЕЛЕКТРОСТАЛІ.....	197
Труш В.С., Федірко В.М., Лук'яненко О.Г. (Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів) ЕФЕКТ ДИФУЗІЙНОГО НАСИЧЕННЯ КИСНЕМ ТА АЗОТОМ НА ТВЕРДІСТЬ ПРИПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ЗРАЗКІВ СПЛАВУ Zr-1%Nb	199
Упатов М.І., Коваль Я.М., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТРУКТУРА СПЛАВІВ СИСТЕМИ V₄C-NbB₂-SiC У ЕВТЕКТИЧНІЙ ОБЛАСТІ.....	200

Федоров М.М. (ДДМА, м. Краматорськ) ПРОГРЕСИВНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ВИРОБНИЦТВА БЕНТОНІТОВИХ КОМПЛЕКСНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА	203
Фесенко М.А.¹, Фесенко А.М.², Фесенко К.В.³, Кивгило Б.В.¹ (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ; ²ДДМА, м. Краматорськ; ³ВАТ Меридіан ім. С.П. Корольова, м. Київ) ВНУТРІШНЬОФОРМОВЕ МОДИФІКУВАННЯ БАЗОВОГО РОЗПЛАВУ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ МЕХАНІЧНОЇ ПЕРЕГОРОДКИ	204
Франков О.С., Несін В.В., Шабетя С.А., Підпригора Ю.А. (ІСТЕ СБУ, м. Київ) ОРГАНОЛЕПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІАМІДУ БЛОЧНОГО ТА СПОСІБ ЗМЕНШЕННЯ ЇХ ВПЛИВУ НА СУБ'ЄКТИВНІ МОЖЛИВОСТІ ОПЕРАТОРА ПРИ МЕХАНІЧНІЙ ОБРОБЦІ ДЕТАЛЕЙ	207
Хворостяний В.В., Родичев Ю.М. (ІПП ім. Г.С. Писаренко НАН України, г. Київ) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ И ЛОКАЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ В ЭКСПЕРИМЕНТАХ НА ЦАРАПАНИЕ ИНДЕНТОРОМ РОКВЕЛЛА ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ	209
Ціко Р.В., Величкович А.С. (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ) ДОСЛІДЖЕННЯ ДІАПАЗОНУ РЕГУЛЮВАННЯ ЖОРСТКОСТІ ПРУЖНОЇ ОПОРИ.....	210
Чейлях Я.О.¹, Чейлях О.П.¹, Шимизу К.², Голіук К.В.¹ (¹ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь, Україна; ²МІТ, м. Муроран, Японія) ВПЛИВ ВІДПУСКУ НА МЕТАСТАБІЛЬНІСТЬ АУСТЕНІТУ, СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНИХ Fe-Cr-Mn СТАЛЕЙ.....	213
Шейко О.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ТЕОРЕТИЧНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ БЕЗ ПРИГАРУ В ПІЩАНИХ ФОРМАХ	214
Щерецький В.О., Затуловський А.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ ОДЕРЖАННЯ ЩІЛЬНИХ ШАРУВАТИХ НАНОКОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ МІДНИХ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ КОНСОЛІДАЦІЇ ПОРОШКОВИХ КОМПОНЕНТІВ ТА ПІЧНОЇ НАПЛАВКИ	220
Яким Р.С. (ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич) ПІДВИЩЕННЯ КОНТАКТНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ ВІДКРИТИХ ОПОР ЦАПФ ЛАП ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ, ЩО ПРИЗНАЧЕНІ ДЛЯ БУРІННЯ МІЦНИХ ТА ОСОБЛИВО МІЦНИХ ПОРІД.....	221
Яковичин О.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ДО ПИТАННЯ ЛІНІЙНОЇ ДЕФОРМІВНОСТІ СИПКОЇ ФОРМИ В УМОВАХ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....	223
Ямшинська Н.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПРОГРАМИ МОБІЛЬНОСТІ ДЛЯ СТУДЕНТІВ ТЕХНІЧНИХ СПЕЦІАЛЬНОСТЕЙ ЯК ЕТАП ПІДВИЩЕННЯ РІВНЯ ЇХНЬОЇ ПРОФЕСІЙНОЇ КВАЛІФІКАЦІЇ	224
Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНЕ ОКИСНЕННЯ СПЛАВІВ СИСТЕМ Ni-Cr-Al, Fe-Cr-Al.....	226
Ясюков В.В., Воронова О.И., Тур М.П. (ОНПУ, г. Одеса) ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПРИГАРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК.....	231

Лобода П.І., Лютий Р.В., Фесенко М.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ: ІСТОРІЯ, СТАНОВЛЕННЯ ТА СЬОГОДЕННЯ

У 2019 році виповнюється 75 років із дня створення Інженерно-фізичного факультету Київського політехнічного інституту ім. Ігоря Сікорського. За час існування факультет мав назву металургійного (до 1962 р.), механіко-технологічного (1962 – 1973), фізико-технологічного (1973 – 1975). З 1975 р. він отримав свою сучасну назву.

Факультет було створено у 1944 році для забезпечення підготовки висококваліфікованих фахівців у галузі металургії та матеріалознавства для відновлення та розвитку промисловості країни після II світової війни, а також для забезпечення науковими кадрами дослідних інститутів НАН.

Організатором та першим деканом факультету був Заслужений діяч науки і техніки України професор К.І. Ващенко. Після нього факультет очолювали: професор А.Ф. Чижський (1959 – 1972), член-кор. НАН України професор Д.Ф. Чернега (1972 – 1988), Заслужений працівник народної освіти України професор А.П. Сьомик (1988 – 2000), Заслужений діяч науки і техніки України професор О.М. Бялік (2000 – 2005), член-кор НАН України професор П.І. Лобода (по теперішній час).

На сьогодні до складу факультету входять 5 кафедр, які ведуть підготовку бакалаврів, магістрів, докторів філософії та докторів наук за денною та заочною формами навчання за двома спеціальностями: 136 Металургія (кафедра ливарного виробництва чорних і кольорових металів; кафедра фізико-хімічних основ технології металів) і 132 Матеріалознавство (кафедри високотемпературних матеріалів і порошкової металургії; металознавства та термічної обробки; фізики металів).

Теоретична та практична підготовка фахівців щорічно удосконалюється з урахуванням сучасних тенденцій розвитку матеріалів, технологій та обладнання. Починаючи з 2008 року, на факультеті постійно оновлюється матеріально-технічна база. До структури факультету входять наступні ультрасучасні науково-дослідні центри і лабораторії:

- центр електронної мікроскопії;
- лабораторія оптичної мікроскопії;
- центр електронно-променевих технологій;
- лабораторія іскро-плазмового спікання;
- лабораторія мікромеханічних випробовувань;
- лабораторія комп'ютерного 3D-моделювання та 3D-аналізу;

- лабораторія дисперсних керамічних матеріалів;
- центр рентгеноструктурного аналізу Rigaku;
- лабораторія маспектрометрії;
- лабораторія вирощування монокристалів;
- лабораторний комплекс ливарного виробництва чорних та кольорових металів.

У лабораторіях встановлено дослідні, вимірювальні і навчальні установки, які не мають аналогів в Україні. Деякі з них є найкращими світовими зразками лабораторної техніки. Сукупність методів дослідження, які реалізуються в науково-навчальних центрах і лабораторіях, висока кваліфікація спеціалістів і постійний зв'язок із провідними інститутами НАН України та діючими заводами-виробниками дає змогу комплексно вивчати складні об'єкти та вирішувати актуальні наукові, технічні та технологічні завдання.

Крім лабораторій факультету, у навчальному процесі студентів, а також для підвищення кваліфікації науково-педагогічного персоналу використовують інформаційні та матеріальні бази, сучасне обладнання та перспективні технології провідних наукових установ Національної академії наук та промислових підприємств України.

Сьогодні на факультеті постійно ведеться науково-дослідна робота, основними напрямками якої є:

1. Фізико-хімічні основи низькотемпературного (700...1500°C) синтезу ультратонкої високотемпературної армованої кераміки та металокераміки поліфункціонального застосування.
2. Вплив електронної структури нанокompозитних катодів, отриманих ударно-вібраційною обробкою на зарядові ємності літєвих джерел струму.
3. Вплив йонного опромінення на структуру, абсорбційну здатність та корозійні властивості нанорозмірних металевих композицій.
4. Наукові основи механохімічного синтезу зносостійких покриттів конструкційних сплавів авіаційної техніки для підвищення військової спроможності.
5. Формування структури та магнітних властивостей нанорозмірних плівок водневою термообробкою для магнітного запису інформації підвищеної щільності.
6. Теоретичні та технологічні принципи розроблення нових сплавів із підвищеним комплексом службових властивостей для виробництва деталей різними способами лиття.
7. Наукові та технологічні основи створення нових матеріалів і ресурсозаощадних екологічних технологій виготовлення ливарних форм та стрижнів.

Співробітники факультету підтримують творчі зв'язки з науковими колективами вищих навчальних закладів України, Японії, Бельгії, Румунії, Китаю та інших країн.

У даний час факультет бере участь у міжнародній науково-технічній програмі НАТО «Infrared Transparent Ceramic Windows for High-Speed Vehicles» («Інфрачервоні прозорі керамічні вікна для швидкісних транспортних засобів»).

За роки діяльності співробітниками факультету одержано понад 300 авторських свідоцтв СРСР, Патентів України та інших держав, опубліковано понад 3000 друкованих праць, у т.ч. майже 300 монографій і навчальних видань, впроваджено у промислове виробництво понад 200 нових розробок.

Випускники факультету усіх часів були і є провідними фахівцями у своїй галузі, всесвітньо відомими вченими. Загалом серед випускників понад 25 академіків та член-кореспондентів НАН України та інших держав, понад 65 лауреатів Державних премій, більше 100 докторів і 400 кандидатів наук.

За час свого існування факультет підготував і випустив більше 9000 висококваліфікованих фахівців, які працюють на провідних підприємствах України та зарубіжжя, зберігають вдячну пам'ять про свою альма-матер та рідний факультет.

Antonenko O.O., Bogomol I.I.

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute)

STRUCTURE AND PROPERTIES OF CERMET COMPOSITES B_4C-TiB_2 WITH THE ADDITION OF A METAL BINDER

E-mail: oksanaaantonenko@gmail.com

Nowadays development of structural ceramics at a rapid pace, what opens wide opportunities for its use in new technologies and technics. Ceramics has advantages over metals: less specific gravity, high corrosion and heat resistance, the products have a low cost. However, it has several disadvantages: fragility, which leads to the destruction of parts under dynamic loads, high hardness, which complicates the mechanical processing, low resistance to sharp temperature fluctuations.

Combining high hardness and low specific gravity, boron carbide also has the same disadvantages as ordinary ceramics. Titanium boride reduces the temperature of sintering due to the eutectic, which has a temperature of 2310 °C and increases the physical and mechanical properties. But the obtaining temperature remains relatively high. Therefore, the research of new sintered composite materials B_4C-TiB_2-Al which were obtained by cladding metal binder onto eutectic powder B_4C-TiB_2 for today is an actual task.

There are 2 methods for obtaining composites based on B_4C-TiB_2 : sintering and floating zone melting. The last method allows receiving directed crystallized alloys, although it has a size

limitation. So, the sintering method is more perspective in terms of obtaining materials of different shapes and sizes.

In turn, the use of metals as binders is widely used in the technology of hard alloys reducing the temperature of sintering to 1500 °C. The use of aluminum in the system B_4C-TiB_2 is perspective for several reasons. On the one hand, aluminum has a low melting temperature, on the other hand, it is wetting boron carbide and titanium diboride at temperatures above 1200 °C.

In this study, the following methods were used. The powder cladding by aluminum was carried out in the ANGA-1, obtaining composite materials (B_4C-TiB_2-Al) by spark-plasma sintering at the FCT-25 (Germany) at a temperature up to 1600 °C in a vacuum (the pressure of compression was 50 MPa, holding time 1 min), study of microstructure on the optical microscope "NEOPHOT-21" and electron microscope Selmi REM-106I, hardness test on MHV-1000, strength measurement was made on the "Instron 4505" by three-point bending in a vacuum, X-ray survey was made on an X-ray diffractometer in the presence of a selective-absorption filter.

Study of the microstructure of sintered samples of the system B_4C-TiB_2-Al showed that the composite is a polycrystalline material, which consisting of multidirectional eutectic grains with a delimited layer of aluminum-based phases, which are mostly on the grain boundaries.

The study of the chemical composition of composite material B_4C-TiB_2-Al revealed the presence of four phases (B_4C , TiB_2 , AlB_2 and Al). Such results also confirm the literature data, which shows that the interaction in the system of $Ti-Al-C-B$ leads to the formation of aluminum borides AlB_2 or AlB_{12} .

Calculated on the load chart, the mechanical characteristics of the material are: bending strength 460,6 MPa, elastic modulus 487,9 GPa. The obtained data on the bending strength almost 2 times exceed the results of tests for similar eutectic composites sintered without the metal binder. Was found that the obtained materials are destroyed by a mixed mechanism, but mostly by the transcrystalline type of destruction.

Thus, obtained sintered composite materials B_4C-TiB_2-Al by their characteristics can be good candidates for the replacement of traditional hard alloys in difficult conditions of cutting and abrasive wear. Therefore, they are perspective for further research as wear-resistant materials.

Borisov A.G.

(PTIMA NAS Ukraine, Kyiv)

DEGENERATE DENDRITE

E-mail: wwwrogneda@ukr.net

In experiments connected with the study of rheocasting methods for Al-Si alloy (A356) besides “classic dendrites” (Fig. 1 a) were fined morphologies demonstrating more or less splitting of structure elements (Fig. 1 b – d).

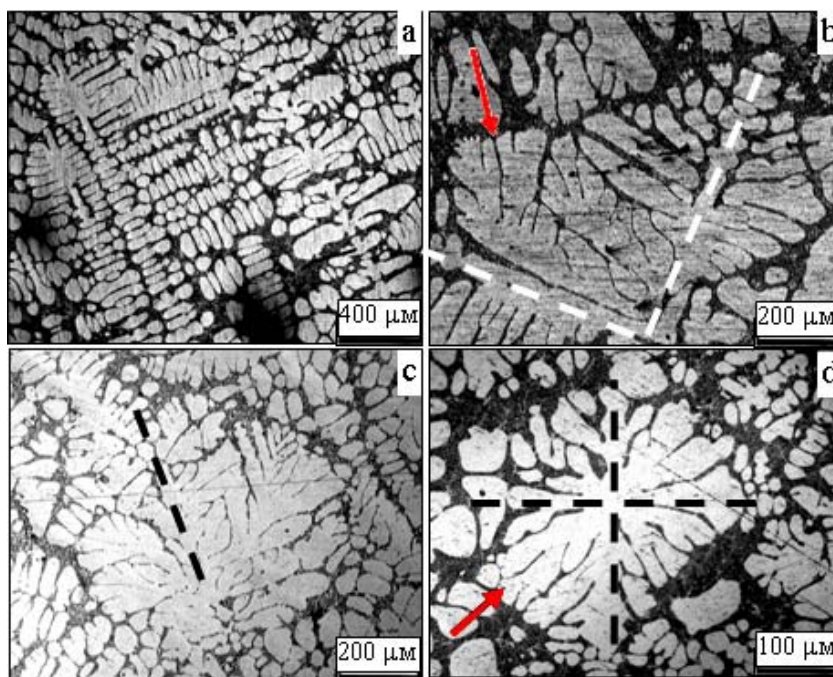


Fig. 1. a) – classic dendrite, b) - d) – splitting patterns. Dashed lines marks “dendrite stems”. Arrows on b) and d) indicate splitting elements for comparison with Fig. 2 d), h)

Such structure retains some “dendrite features”, therefore we entitled them as degenerate dendrites. It is known that regular dendrites forms spontaneously by growth in preferential direction ($\langle 100 \rangle$ for cubic symmetry), that reflects crystallographic anisotropy. For growth in other directions anisotropy had be “overcome” due to some circumstances. It seems that such circumstances can be forced conditions of directional solidification.

For growing of crystals in non preferential direction installation for directional solidification was used, that permits to rotate cuvette with seed crystal relatively direction of imposed thermal gradient, which was 40 °C/sm. It was found that for rate 6 μm/s, Fig. 2 e) – h), structure elements (dendrites) were growing in preferential direction $\langle 100 \rangle$ independently from orientation of seed crystal, while for rate 3 μm/s structure elements tilted to thermal gradient direction and formed splitting patterns similar to those for degenerate dendrites (compare marked with red arrows structures on Fig. 2 c), d) and Fig. 1 b), d)).

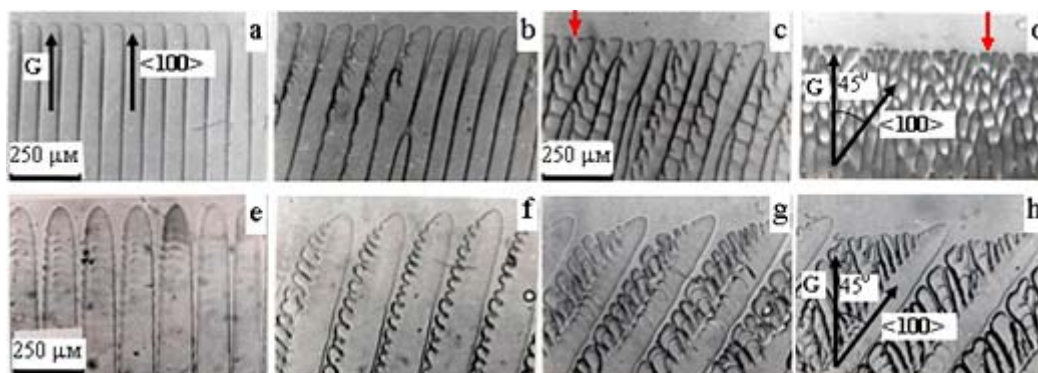


Fig. 2. Directional solidification. G – direction of thermal gradient. Angle between G and $\langle 100 \rangle$ direction is 0° for a), e) ; 15° for b), f); 30° for c), g) and 45° for d), h). Rate of growth is $3 \mu\text{m/s}$ for a) – d) and $6 \mu\text{m/s}$ for e) – h). Arrows on c) and d) indicates splitting element to compare with Fig. 1.

So analogy in morphologies put forward the question relatively analogy of “forced conditions” in both cases. Back to the rheocasting process (producing of degenerate dendrites) it must be noted that its essential feature is intensive shearing of the melt. Thereby it seems that flow incoming on solid-liquid interface generate some gradient. Due to this locally crystal is growing along this gradient (not in preferential direction) and some “directional solidification” take place.

Sazonov M.I., Khvisevich V.M., Verameichyk A.I., Batrak V.V.

(Brest State Technical University, Brest, Belarus)

LOCAL SURFACE HARDENING OF THE CRUSHING TOOL OF THE MOVING PLASMA ARC

E-mail: vai_mrtm@bstu.by; vai_mrtm@tut.by

Studies of wear and hardening of the knife for crushing wood. This part is a truncated pyramid of steel 45. In the process of manufacturing the part was subjected to preliminary volumetric hardening. Visual examination showed a number of typical defects-surface corrosion of the metal, blunting, cracking and breaking of the cutting edge, the destruction of the fabric parts, breaking pieces in the peripheral zone.

The experimental results showed that the volume thermal hardening does not provide the required strength of the part. To increase the wear resistance in the process of friction and increase the resistance to plastic and brittle fracture, it is proposed to apply surface heat treatment of the part as the most complete providing the optimal combination of the viscosity of the part core with high surface hardness. This hardening is realized by local quenching with the help of a

rapidly moving high-intensity highly concentrated heat source, namely a plasma arc generated by a DC plasma torch with a power of 0,6...1,4 kW.

Plasma quenching was carried out at arc currents $I = 6...30$ A and used as a plasma – forming argon gas, and the plasma torch used a crimping arc nozzle with a hole diameter equal to 1,2 mm. the speed of movement of the plasma torch varied from 10 to 30 mm/s. as a result of the experiments, the optimal hardening parameters were determined, namely, the speed of movement of the plasma torch $v = 10...12$ mm/s, and the arc current is $I = 26$ A for the flat surface of the crushing tool, and when quenching the cutting edge $I = 16$ A and $v = 30$ mm/s.

Metallographic analysis was performed to determine the effect of plasma arc on the microstructure and properties of steel. Samples in the form of a parallelepiped with a plasma path were taken for metallographic analysis. Microstructure of the material was determined by means of optical metallographic device type NEOPHOT-21. The phase composition of the treated surface layer was determined by X-ray diffraction. The measurements were carried out with a diffractometer D8 DISCOVER series 2.

We investigated the microhardness of the surface layer depending on the flow rate of argon, the arc current, travel speed of the plasma torch. The dependences of the microhardness of the steel on the velocity of the plasma arc along the depth of the surface layer are determined. The maximum depth of the hardened layer is achieved at $v = 11$ mm/s, i. e., a decrease in the velocity of the plasma arc leads to an increase in the depth of the hardened layer. An increase in the microhardness to 532...600 HV_{0.1} is achieved, the thickness of the hardened layer can vary depending on the hardening rate from 0,4 to 0,7 mm. In addition, the effect of the arc current on the microhardness and depth of the hardened layer is studied.

The surface layer of the treated steel contains a dendritic structure that occurs during the recrystallization of the material. The dendritic structure of the material is well observed with an increase of $\times 675$, it arose due to the rapid cooling of the heated material. Examination of hardened samples showed that an increase in the arc current leads to a significant expansion of the zone of thermal effect of the plasma jet.

The phase composition of the hardened steel layer was studied by X-ray diffraction. Comparison of the phase composition of the surface layer of samples treated with a plasma jet in protective media of nitrogen and argon showed a significant difference. Analyzing the results of X-ray diffraction studies, it was found that under the influence of a plasma jet in a protective nitrogen medium in the phase composition of steel formed iron carbides and nitrides – hexagonal phase type ϵ , due to the diffusion saturation of nitrogen and carbon of the starting material and the chemical processes. Experimentally confirmed the possibility of quenching the imposition of the next tracks on top of each other with the distance between their axes is equal to 0,4 mm.

Shalomeev V.A., Aikin M.D., Lukyanenko O.S.

(ZNTU, Zaporizhzhya)

**MODERN TECHNOLOGIES OF MANUFACTURE OF BIODEGRADABLE
MAGNESIUM BASED ALLOY FOR OSTEOSYNTHESIS**

E-mail: fitone14@gmail.com

Recently, the use of implants, capable of dissolving in the internal environment of the organism became widespread in osteosynthesis. They are made of various types of polymers and ceramics, as well as of magnesium alloys.

Magnesium is a very promising biodegradable material. Its advantage over most polymers and ceramics is higher mechanical properties, which are very close to the properties of bone tissue. In addition, magnesium and its products of corrosion have excellent biocompatibility. Despite its advantages, pure magnesium is very fragile and has insufficient tensile strength. The indicated disadvantages complicate the use of magnesium implants. The additional alloying and the development of an optimal chemical composition of the new alloy can improve physical and mechanical properties of magnesium implants.

Biodegradable implants have to provide the necessary mechanical properties and ensure the required biodegradation rate. The absence of toxic effects on a living organism is also important. Despite the prospect of magnesium, the number of works devoted to the systematization and clarification of the role of alloying elements in magnesium based alloys is extremely limited. Therefore, a rational choice of alloying elements for the development of new alloys based on magnesium with increased properties and technologies that provide high-quality casting is an urgent task.

When smelting magnesium alloys, complex processes of interaction between the materials of the charge and the alloying components, fluxes, protective environments and modifiers occur. Therefore, for the qualitative casting, the role of technological factors in smelting, pouring and heat treatment of magnesium alloys is crucial. It was established that improving the quality of magnesium alloy castings, including the application of properly selected process conditions of melting, pouring and developing rational crystallization regimes, provides a significant increase in their performance characteristics.

The final stage in the improvement of magnesium alloys is heat treatment, which is carried out both for removing internal stresses (T2 – annealing) and for increasing mechanical properties (T1 – aging, T4 – quenching, T6 – quenching + aging). The main purpose of heat treatment is to create a heterogeneous structure with highly dispersed emissions of the strengthening phase, which is decisive in the use of alloys at elevated operating temperatures.

Precipitation hardening of magnesium alloys is achieved in most cases in the result of aging, based on homogenization and hardening from the area of solid solution and subsequent high-temperature leave, which leads to the decomposition of a supersaturated solid solution with the separation of particles that block slip dislocations and increase the yield point.

Improvement of mechanical and special properties of magnesium alloy castings due to optimal application of charge materials and rational technologies of high-quality casting can significantly expand the application of these alloys in the field of medicine providing the possibility of manufacturing more reliable structures of more complex forms.

Shalomeev V.A., Tsivirko E.I., Aikin M.D.

(ZNTU, Zaporizhzhya)

**THE INFLUENCE OF SN AND PB ON STRUCTURE FORMATION AND
MECHANICAL PROPERTIES OF Mg-Al-Zn ALLOY**

E-mail: fitone14@gmail.com

Cast magnesium alloys are one of the lightest structural materials. It allows them to be used extensively in aviation engineering. The march of technological and scientific progress leads to complication of the design and the number of structural elements of engines and aggregates, which leads to an increase in their mass. Currently, the efforts of the global aviation industry are aimed at expanding the use of parts made of magnesium alloys for units and aggregates, instead of existing aluminum and steel castings, to reduce their mass. At the same time, the requirements imposed on them are constantly increasing. Therefore, increasing the physical and mechanical properties of magnesium alloys, which do not contain scarce and expensive components, is an urgent task.

The effect of alloying magnesium alloy ML5 with fusible metals of the 4th group of the Mandeleev's periodic system (Sn and Pb) is poorly studied. These metals have favorable factors in relation to magnesium (minimal difference in atomic diameters and electronegativity) and, consequently, can form solid solutions, strengthening the metal matrix. An analysis of the state diagrams of Mg-Sn and Mg-Pb showed that they are eutectic type diagrams with limited solubility of these elements in solid magnesium and form supersaturated solid solutions. All these factors lead to positive effect of Sn and Pb on the properties of magnesium alloys.

In this work, we have studied the influence of Sn and Pb on the structure and properties of castings of magnesium alloy ML5.

Macro-fractographic study of the failure surface of the samples showed that with increasing the concentration of Sn and Pb in the alloy, macrostructure was grinded, its pattern varied from large-grained to matte fine-grained.

The microstructure of the heat treated alloy ML5, cast without the alloying with Sn and Pb, was a δ -solid solution with the presence of $\delta + \gamma(\text{Mg}_4\text{Al}_3)$ eutectics, $\gamma(\text{Mg}_4\text{Al}_3)$ intermetallic compounds and fine manganese phase particles. The injection of Sn and Pb to the alloy under study grinded the micrograin and reduced the distance between the secondary dendrite branches.

With an increase in the concentration of Sn and Pb in the alloy, the size of the $\delta + \gamma(\text{Mg}_4\text{Al}_3)$ eutectic decreased significantly, and the number of intermetallic emissions increased due to the formation of a certain amount of intermetallic phase. Additives of the alloying elements up to 1,0% each reduced the grain size by $\sim 1,5 \dots 1,8$ times and increased the microhardness of the matrix compared to the original alloy.

In the structure of the ML5 alloy, there were non-metallic inclusions of two types: blue-gray color of an undefined shape and pink, which are globular. The first are located at the borders, the second are in the center of grains. The injection of Sn and Pb into the alloy in the amount of 1,0% noticeably grinded non-metallic inclusions, which generally acquired a globular form.

The growing additives of Sn and Pb increased the strength of the alloy and practically did not affect its plasticity. The value of the long-term strength of the alloy at elevated temperatures decreased with an increase in the content of Sn and Pb, and, for Pb, the decline in this indicator was more severe. Thus, alloying of magnesium alloy with Sn and Pb can be recommended for the strengthening of magnesium alloys, which are used at temperatures up to 150 °C.

Абраменко Д.Р., Дубок Р.О., Шахнін Д.Б., Малишев В.В.

(Університет «Україна», м. Київ)

КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ ПОКРИТТІВ УМОВАМИ ВЕДЕННЯ ЕЛЕКТРОЛІЗУ У ВОЛЬФРАМАТНО-МОЛІБДАТНИХ РОЗПЛАВАХ

E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

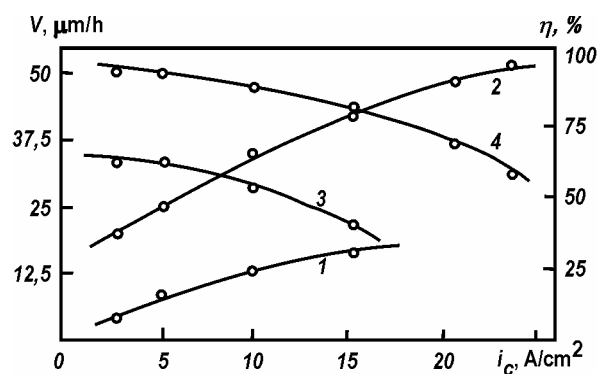
Експерименти проводили в герметичному металевому електролізері. Електролітами служили розплавлені суміші Na_2WO_4 –3 мол. % MoO_3 , Na_2WO_4 –5 мол. % WO_3 , Na_2WO_4 – Li_2WO_4 –10 мол. % WO_3 .

Вивчення впливу катодної густини струму і тривалості електролізу, підбір параметрів реверсного режиму осадження здійснювали для електролітів KCl – NaCl –2,5 мол. % Na_2WO_4 –0,35 мол. % NaPO_3 , NaCl – Na_3AlF_6 –7,5 мол. % Na_2WO_4 , Na_2WO_4 –5 мол. % NaPO_3 і Na_2WO_4 –5 мол.

% $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_7$. Зчеплені суцільні безпористі покриття з цих електролітів отримані за 923...1173 К і густини струму 0,01...0,15 і 0,03...0,25 A/cm^2 для галогенідно-оксидних і оксидних систем відповідно. Розмір кристалітів у осаді зменшується із збільшенням густини струму. Проте, за густини струму понад 0,25 A/cm^2 спостерігається значне збільшення зерен, що супроводжується збільшенням амплітуди шорсткості. Це призводить до переродження осаду в дендрити. За густини струму менше 0,025 A/cm^2 швидкість корозії основи перевищує швидкість осадження вольфраму і зчеплене покриття не утворюється. Швидкість осадження вольфраму в досліджуваному інтервалі густин струму становить 5...15 $\mu\text{m}/\text{год}$ для галогенідно-оксидних електролітів і 20...45 $\mu\text{m}/\text{год}$ для оксидних, вихід за струмом вольфраму у вигляді покриття становить відповідно до 60 і 95 % (рис. 1). Із зростанням тривалості електролізу вихід за струмом зменшується.

Перелічені особливості впливу концентрацій молібдату і акцепторів кисневих іонів, температури електролізу, катодної густини струму і тривалості осадження відносяться і до електроосадження молібденових покриттів.

З галогенідно-оксидного електроліту ми отримали зчеплені суцільні вольфрамові й молібденові покриття на нікелі, міді, графіті, вольфрамі, молібдені. В оксидних розплавах до цих основ додаються сталі Ст.3, 15Х, Ст.45, 40Х, 30 ХГА, інструментальні сталі У7, У10, Р6М5, тверді сплави ВК6, ВК20, міднений та нікельований титан.



1, 3 – галогенідно-оксидний електроліт $\text{NaCl}-\text{Na}_3\text{AlF}_6$ – 10 моль. % Na_2WO_4 ; 2, 4 – оксидний електроліт Na_2WO_4 – 5 моль. % B_2O_3 .

Рис. 1. Залежність швидкості осадження вольфрамового покриття (1, 2) і його виходу за струмом (3, 4) на зразках міді від густини струму

Профілометричні дослідження показали, що в міру потовщення осаду він з дрібно-кристалічного рівномірного за розмірами зерен перетворюється на грубіший. Великокристалічну структуру спробували здрібнити застосуванням реверсного режиму ведення електролізу. Відношення тривалості катодного і анодного періодів змінювали в межах 15...50, тривалість анодного періоду – 0,5...3,0 с, густина його струму – 0,2...0,5 A/cm^2 . Катодна густина постійного струму в усіх експериментах становила $7,5 \cdot 10^{-2} \text{A}/\text{cm}^2$. Як основу застосовували нікелеві пластини. Для електроліту Na_2WO_4 –5 мол. % NaPO_3 за 1173 К оптимальними є: $i_k = 0,15 \text{A}/\text{cm}^2$, $i_a = 0,30 \text{A}/\text{cm}^2$, $\tau_k = 25 \text{с}$; $\tau_a = 1,5 \text{с}$. В результаті на катоді вдалося отримати порівняно гладкі покриття завтовшки до 0,5 мм.

Рентгенівські дослідження показали, що початкові імпульси до 30 А/см^2 не впливають на орієнтацію осаду. Незалежно від початкового імпульсу молибденові і вольфрамові осади мали текстуру $\langle 110 \rangle$. При накладенні імпульсів струму до 30 А/см^2 під час електролізу зростає лише дефектність шарів, зумовлена утворенням нових зародків металу на кожному зерні осаду. При накладенні імпульсів струму з амплітудою понад 50 А/см^2 осади перероджуються в губчасті і слабо зчеплені з основою.

Антоненко О.О., Богомол Ю.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ І СТРУКТУРИ МЕТАЛОКЕРАМІЧНИХ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ $\text{B}_4\text{C-TiB}_2\text{-Cu}$

E-mail: oksanaaantonenko@gmail.com

Розробка нових керамічних композиційних матеріалів на основі плакованого евтектичного порошку $\text{B}_4\text{C-TiB}_2$ є актуальною задачею, через те що дана кераміка володіє кращими властивостями ніж метали: менша питома вага, висока корозійна і термостійкість, вихідні продукти мають відносно низьку вартість. Однак композити на основі B_4C потребують високої температури спікання. У свою чергу TiB_2 зменшує температуру спікання за рахунок утворення евтектики з карбідом бору (температура 2310°C), та підвищує фізико-механічні властивості композиту. Проте температура отримання все ще залишається високою.

Використання металів в якості зв'язки, дозволить знизити температуру спікання до 1500°C . Як відомо використання металів може призвести до активної взаємодії між ними, та руйнування як металу так і кераміки. У нашому випадку застосування Cu у системі $\text{B}_4\text{C-TiB}_2$ є перспективним через декілька причин. З одного боку купрум має нижчу температуру плавлення в порівнянні із тугоплавкими боридами, з іншого боку не взаємодіє з ними, що дозволить зберегти як метал так і кераміку.

Методики, які використовувались в даній роботі були наступні. Порошки плакувались в установці АНГА-1, після чого на їх поверхні був отриманий тонкий шар купруму, за даним металографічного аналізу товщина складала $2...5 \text{ мкм}$. Композиційні матеріали ($\text{B}_4\text{C-TiB}_2\text{-Cu}$) були одержані методом іскро-плазмового спікання на установці FCT-25 (Німеччина) (час витримки у вакуумі 1 хв, температура до 1600°C , тиск пресування 50 МПа).

Структура одержаних матеріалів досліджувалась на електронному мікроскопі Selmi РЕМ-106И та оптичному мікроскопі "NEOPHOT-21". Дослідження показали, що композит

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

представляє собою полікристалічний матеріал, що складається з хаотично розташованих евтектичних зерен та включень на основі міді, які знаходяться як на границях зерен, так і у вигляді близьких до рівновісних зерен розміром 50...100 мкм. Наявність достатньо крупних рівновісних зерен можна пояснити тим, що при понижених температурах (вищих за температуру плавлення міді) розплав міді не змочує зерна евтектичного сплаву V_4C-TiB_2 . Відповідно, рідка мідь збирається у найбільш термодинамічно вигідну форму – близьку до сферичної. Проте деяка частина міді все ж залишається на міжзеренних ділянках і формує достатньо міцні границі зерен. Таким чином, можна зробити висновок, що потрібно додавати до міді додаткові компоненти, які б підвищували змочуваність у композиті.

Дослідження фазового складу матеріалу V_4C-TiB_2-Cu проводили на рентгенівському дифрактометрі в присутності селективно-поглинального фільтру. Методом рентгенофазового аналізу показано наявність чотирьох фаз (V_4C , TiB_2 , C та Cu) у дослідженій системі. Наявність вільного вуглецю можна пояснити його дифузією від графітових пресформ під час іскроплазмового спікання, що є характерним для цього процесу. Також підтверджується видима відсутність хімічної взаємодії компонентів евтектичного сплаву V_4C-TiB_2 з міддю і, як наслідок, відсутність проміжних хімічних сполук.

Таким чином, одержані спечені композиційні матеріали V_4C-TiB_2-Cu за своїми характеристиками можуть бути хорошими кандидатами для заміни традиційних твердих сплавів у складних умовах різання та абразивного зношування. Отже, вони є перспективними для подальшого дослідження як зносостійкі матеріали.

Афтандилянц Е.Г.

(НУБіП, г. Київ)

КИНЕТИКА ВЫДЕЛЕНИЯ ТЕПЛОТЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЛЕГИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ

E-mail: aftyev@yahoo.com

В работе исследовали процесс выделения теплоты кристаллизации легированных чугунов с целью уточнения механизма влияния химического состава на кинетику затвердевания отливок.

Исследования проводили на чугунах марок 240X16, 260X28, 300X22, 300X12М 300X12Г5, 300X12ГЗМ методом дифференциального термического анализа на термоанализаторе ГДТД-24АВ фирмы “SETARAM” на образцах диаметром $3 \pm 0,2$ мм и длиной $6 \pm 0,5$ мм. Параметры затвердевания (температуры ликвидус (t_l) и солидус (t_c), теплота

(L) и время (τ) кристаллизации) легированных чугунов определяли при охлаждении образцов в гелии со скоростью 20 °С/мин.

Результаты экспериментов приведены на рис. 1.

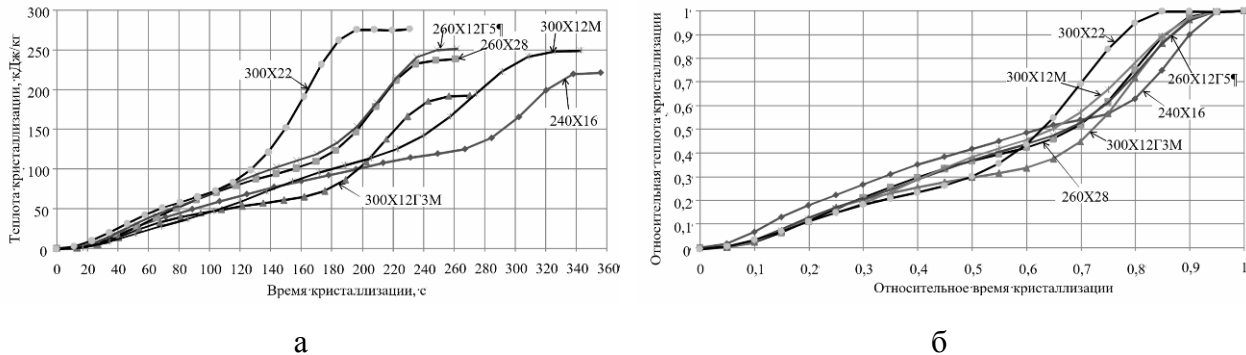


Рис. 1. Кинетика выделения теплоты кристаллизации легированных чугунов в абсолютных (а) и относительных (б) значениях

Данные, приведенные на рис. 1, показывают, что процесс кристаллизации исследованных легированных чугунов состоит из следующих этапов:

1. Начало процесса выделения аустенита с увеличением скорости выделения теплоты кристаллизации до локального максимума.
2. Завершение процесса выделения аустенита с уменьшением скорости выделения теплоты кристаллизации до локального минимума.
3. Начало процесса выделения эвтектики с увеличением скорости выделения теплоты кристаллизации до максимума.
4. Завершение процесса выделения эвтектики с уменьшением скорости выделения теплоты кристаллизации до нуля в момент окончания затвердевания.

Анализ результатов, приведенных на рис. 1, показывает, что в зависимости от химического состава чугунов продолжительность первого этапа затвердевания составляет от 11 до 22% от общего времени затвердевания, второго – 20...60%, третьего – 17...35%, четвертого – 12...27%. Количество выделившейся теплоты кристаллизации на первом этапе изменяется от 7 до 13% от общей теплоты кристаллизации, на втором – от 14 до 46%, на третьем – от 29 до 55% и на четвертом – от 17 до 29%.

Множественный корреляционный анализ показал, что продолжительность 1 и 2 этапов кристаллизации определяется эффективностью накопления элементов на поверхности центров кристаллизации и растущих кристаллов аустенита в результате адсорбции при температуре ликвидус и в середине интервала затвердевания, соответственно. При переходе к эвтектической кристаллизации дополнительным значимым фактором стано-

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

вितся выделение карбидов, количество которых одновременно с эффективностью накопления элементов на поверхности растущих кристаллов в результате адсорбции при температуре солидуса определяют продолжительность 3 и 4 этапов кристаллизации.

Афтандилянц Е.Г.

(НУБіП, г. Киев)

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ МОДИФИЦИРОВАННОЙ И МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ ЛИТОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Исследовали возможность аналитического описания неравновесной температуры образования аустенита в нержавеющей сталях (при скорости охлаждения отливок 7...8 °C/мин) с использованием таких исходных факторов как термодинамическая активность углерода в аустените при температуре солидуса и коэффициенты дендритной ликвации таких основных легирующих элементов, как Si, Mn, Cr, Ni, Ti.

Анализ результатов экспериментов показал, что исследованные факторы, с вероятностью 95 %, оказывают следующее влияние на температуру начала $\delta \rightarrow \gamma$ превращения

$$t_{s(\delta \rightarrow \gamma)} = 1020 - 324.5 \cdot a_{cc} - 120.6 \cdot K_{L_{Cr}} + 16.88 \cdot K_{L_{Ni}} + 46.45 \cdot K_{L_{Ti}} + 80.25 \cdot K_{L_{Si}} + 51.38 \cdot K_{L_{Mn}}, \quad (1)$$

$$R = 0.969; \delta = 0.51\%; F_{p(6/72)} = 187.1 > F_T = 2.23.$$

где a_{cc} – термодинамическая активность углерода в аустените при температуре солидуса;

$K_{L_{Cr}}, K_{L_{Ni}}, K_{L_{Ti}}, K_{L_{Si}}, K_{L_{Mn}}$ – коэффициенты дендритной ликвации Cr, Ni, Ti, Si, Mn, соответственно;

R – коэффициент множественной корреляции;

δ – средняя относительная погрешность аппроксимации, %;

$F_{p(6/72)}, F_T$ – расчетное и табличное (при вероятности 95%) значение критерия Фишера, соответственно;

Температура окончания $\delta \rightarrow \gamma$ превращения ($t_{f(\delta \rightarrow \gamma)}$) связана с температурой $t_{s(\delta \rightarrow \gamma)}$ следующей зависимостью:

$$t_{f(\delta \rightarrow \gamma)} = 11.8 + 0.9791 \cdot t_{s(\delta \rightarrow \gamma)}; R = 0.989; \delta = 0.31\%; F_{p(1/77)} = 3677 > F_T = 3.96, \quad (2)$$

Наиболее эффективное влияние на температуры фазовых превращений оказывает дендритная химическая неоднородность марганца и по степени уменьшения влияния –

титана, никеля, термодинамическая активность углерода при температуре солидуса, кремния и хрома. При этом эффективность их влияния относительно хрома можно выразить соответственно следующим соотношением: 8,2: 7,9: 4,4: 3,4: 1,9: 1.

Анализ уравнений 1, 2 показывает, что влияние модифицирующих и микролегирующих добавок на температуры фазовых превращений нержавеющей сталей таково, что ванадий незначительно повышает, а В, Се, Си закономерно понижают температурный интервал $\delta \rightarrow \gamma$ превращения в область более низких температур, при этом комплексное влияние добавок более эффективное чем простое.

Анализируя количественное влияние добавок, следует отметить, что удельная эффективность ванадия, отнесенная к температурам начала и окончания образования аустенита в базовой стали, незначительно изменяется от 0,19 до 0,37 °C/(%*°C), в то же время эффективность влияния меди на порядок выше и составляет от минус 1,49 до минус 3,01 °C/(%*°C), церия – от минус 66,8 до минус 105,6 °C/(%*°C), бора – от минус 377,1 до минус 452,5 °C/(%*°C). Приведенные данные показывают, что эффективность влияния бора в 125...300 раз выше, чем меди и в 4,2...5,7 раз выше, чем церия.

Результаты выполненных исследований показывают, что температура окончания образования аустенита ($t_{(\delta \rightarrow \gamma)}$) и содержание в стали С, Cr, Ni, Ti, Мо являются основными факторами определяющими содержание феррита в аустените в литом состоянии металла ($q_{\text{лит}}$, % об.) и после закалки от 1050...1150 °C.

В заключении следует отметить, что установленные закономерности фазовых превращений являются теоретической основой компьютерного металловедения литых нержавеющей сталей.

Афтандіянц Є.Г.

(НУБіП, м. Київ)

**АНТИФЛОКЕННА ОБРОБКА ВУГЛЕЦЕВИХ І
НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ**

E-mail: aftyev@yahoo.com

Аналіз типової технології виготовлення великих виробів показує, що обов'язковим елементом контролю якості виробів є виявлення флокенів. Флокени існують у вигляді тонких тріщин, а на зламі представляють собою овальні кристалічні плями срібно-білого кольору у вигляді пластівців. Флокени є небезпечними дефектами, оскільки їх присутність у сталі призводить до зниження механічних властивостей та інтенсифікації процесу руйнування.

Основною причиною утворення флокенів являється присутність у сталі підвищеної кількості водню у зонах розтягувальних напружень, які виникають в процесі структурних перетворень сталі, пластичній деформації, нерівномірному охолодженні, у місцях концентрації напружень, дефектах кристалічної решітки, границях зерен, неметалевих включеннях і лікваційних неоднорідностей.

Флокени виникають при високій швидкості охолодження великих виробів у процесі термічної обробки, коли часу для виходу водню з металу достатньо. Найбільшу схильність до ураження флокенами мають вуглецеві і леговані сталі мартенситного та перлітного класів.

При експлуатації виробу молекулярний водень, а також експлуатаційні циклічні та динамічні напруження, можуть призвести до утворення експлуатаційних флокенів, які ініціюють зародження тріщин у виробі в процесі експлуатації.

При вмісті нижче 0,001% водень знаходиться в молекулярному стані, та не виділяється у вигляді газових бульбашок із рідкої сталі. Однак цього вмісту водню достатньо для того, щоб при температурі 400 °С тиск виділення водню перевищував границю міцності сталі та викликав утворення тріщини в сталі. Тиск водню досягає максимуму біля 200 °С та інтервал 400...200 °С являється небезпечним для утворення флокенів.

Для попередження утворення флокенів, охолодження після аустенітизувального нагрівання проводять по режимах, які забезпечують видалення або розподіл водню.

Вироби із вуглецевих та низьколегованих сталей після кування або нагрівання під термічну обробку охолоджують на повітрі до температури 600...640 °С. Час охолодження виробів на повітрі від 900 °С показано на рис. 1.

Залежно від максимального розміру виробу (d_b , мм) його витримують (τ , час) при температурі 600...640 °С у відповідності з формулою:

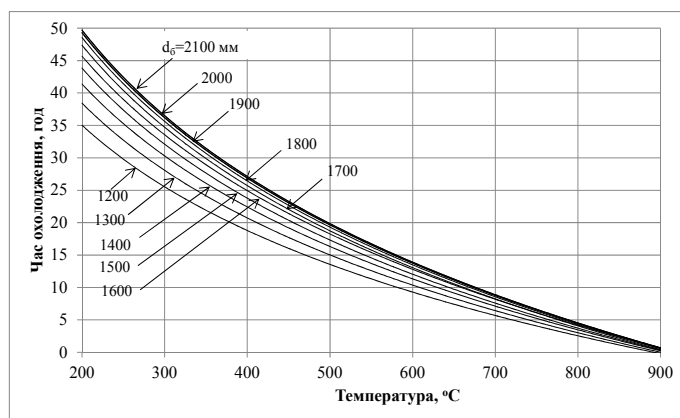


Рис. 1. Вплив максимального розміру сталевих виробів на час охолодження поковок від 900 °С на повітрі

Після витримки при 600...640 °С виливки та поковки охолоджуються до 400 °С зі швидкістю (V_{400} , °С/год):

$$V_{400} = 197,77 - 24,66 \cdot \ln(d_6), \quad (2),$$

а від 400 до 250 °С на повітрі.

Бажміна Е.А.

(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

САМОСТІЙНА РОБОТА СТУДЕНТІВ

E-mail: evelinabazhmina@gmail.com

Самостійна робота студентів у закладах вищої освіти закладена у програмі і має вагоме значення в підготовці студентів до майбутньої професії, як і закладені основи самостійності в середній школі.

За рівнем обов'язковості В. Буряк поділяє самостійну роботу на обов'язкову, що передбачена навчальними планами і робочими програмами, бажану та добровільну [1, с. 150]. Приділяють увагу обов'язковій самостійній роботі – це підготовка до лекцій і виконання практичних робіт на перших курсах навчання. Для цієї роботи відводиться позааудиторний час, 3...4 години на день взагалі. Викладач, що читає лекції, в робочій програмі навчальної дисципліни планує завдання для самостійної роботи на виділені для неї години, її організацію, підбирає наукову та навчально-методичну літературу, систематично керує, контролює студентів та оцінює самостійно виконану роботу. При розрахунку навантаження викладача години самостійної роботи не враховуються, оскільки не прописаний регламент обліку.

М. Фіцула розглядає систему керівництва індивідуальною самостійною роботою студентів за такими видами й в такій послідовності: «чітке її планування, детальне продумування її організування, безпосереднє або опосередковане керівництво з боку викладача, систематичний контроль за поетапними і кінцевим результатами самостійної роботи студентів, оперативне доведення до відома студентів оцінки результатів їх самостійної роботи і внесення відповідних корективів у її організування» [1, с. 149].

Кожен етап даної системи дуже важливий в психолого-педагогічному процесі й дотримання всіх етапів викладачем призводить до формування культури самостійної роботи студентів. Найефективніша модель для реалізації даної системи самостійної роботи це електронний курс, який представляє собою комплекс інформаційних навчально-методичних матеріалів і управління ним у віртуальному навчальному середовищі. Електронний курс потребує від викладача знань і вмінь працювати з інноваційними технологіями.

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

ми, а також втрати великої кількості часу й сил на розробку курсу та його підтримку протягом семестру. Для студентів онлайн-навчання може являтися мотивацією до ефективного навчання, де вони навчаючись, самостійно вибудовують траєкторію навчання (залежно від вказаних термінів виконання завдань) і формують в собі особистісні якості, необхідні у навчанні і майбутній професійній діяльності: самостійність, організованість, дисциплінованість, уважність, точність, відповідальність.

На перших аудиторних заняттях при контактному навчанні викладач знайомить студентів з організацією електронного курсу та допомагає учасникам освітнього процесу освоїтися в онлайн-навчанні. Викладач щоденно переглядає свій онлайн-курс з метою розроблення нових завдань, їх корекції та в певний день тижня здійснює контроль з оцінюванням за виконанням завдань. Час виконання конкретного завдання та кількість балів встановлюється викладачем і про це система Google автоматично надсилає повідомлення студентам при опублікуванні завдання на особисту електронну пошту. Спілкування в електронному курсі «викладач-студент» і «студент-викладач» повинно бути тільки на платформі Google Classroom, щоб не втручатися в особистий простір студента й дати можливість йому розвивати культуру самостійної роботи.

Таким чином, електронна форма організації самостійної роботи є найбільш результативною для всіх рівнів освітнього процесу та форм навчання.

Література:

1. Фіцула М. М. Педагогіка вищої школи: навч. посіб. – Київ: Академвидав, 2006. – 352 с.

Бажміна Е.А.

(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

ПЕРЕВАГИ ЕЛЕКТРОННОГО НАВЧАННЯ В GOOGLE CLASSROOM

E-mail: evelinabazhmina@gmail.com

Під електронним навчанням мається на увазі онлайн-навчання за допомогою інформаційних технологій у віртуальному навчальному середовищі. Цей процес передбачає опанування наданого матеріалу студентами, формування на цій основі пізнавальних та творчих здібностей особистості, що забезпечуватиме їй можливість навчатися та вдосконалюватися протягом всього життя.

З розвитком інтерактивних технологій у закладах вищої освіти все частіше використовують навчання асинхронного типу – електронні курси, які дають можливість студентів денної та заочної форми освоїти будь-яку дисципліну.

Використання платформи Google Classroom для ефективної взаємодії між учасниками освітнього процесу має такі переваги:

- використання сервісу Google;
- захищене середовище взаємодії;
- хмарність – доступ до інструментів сервісу з будь-якої точки та будь-якого пристрою;
- мова українська;
- інтерфейс зрозумілий і зручний у користуванні як для викладачів, так і для студентів;
- безкоштовна;
- сучасна, постійно оновлюється;
- спільна діяльність «викладач-студент», «студент-викладач»;
- приватне спілкування «викладач-студент», «студент-викладач»;
- автоматичне зберігання файлів на Google Диску;
- ефективна система сповіщень;
- ефективна система контролю викладачем;
- робота з додатками Google (табл. 1);
- технічні можливості – тиражування матеріалів, опитування, зворотнього зв'язку, оцінювання робіт, зведеної інформації про кожного студента, публікації інформації, організації дискусії тощо.

Таблиця 1. Додатки Google

 Клас	 Gmail	 YouTube	 Keep
 Календар	 Перекладач	 Blogger	 Hangouts
 Диск	 Google Документи	 Google Таблиці	 Google Презентації
 Google Форми	 Google Малюнки	 Google Сайти	 Google Мої карти

Сучасна молодь мобільна і сприймає інформаційні технології з ентузіазмом. Сьогодні ідеальна освітня модель для формування культури самостійної роботи це поєднання самостійної роботи студентів в електронному курсі з навчанням в аудиторії на практичних заняттях.

Всі виставлені оцінки зберігаються в електронному курсі, студент завжди бачить результати своєї праці. За цими результатами в кінці семестру виставляється оцінка курсу, яка враховує також проміжні контролю й оцінювання аудиторних занять.

Базиленко О.В., Землянський З.І., Шахнін Д.Б., Малишев В.В.

(Університет «Україна», м. Київ)

**НАНЕСЕННЯ ПОРОШКІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ ДЛЯ
ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН**

E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

Сьогодні успішно розвивається технологія електроосадження композиційних гальванічних покриттів (КГП), що мають багатоцільове призначення. Суть методу осаження КГП полягає в тому, що разом з металом з гальванічної ванни на деталі осаджують різні порошки: оксиди, карбіди, бориди або сульфідів, а також порошки полімерів, металів тощо. Включення дисперсних матеріалів в металеву матрицю значно змінює властивості покриттів, а головне, підвищує їх зносостійкість, антифрикційні характеристики, термічну і корозійну стійкість, що створює передумови для широкого застосування покриттів у найрізноманітніших пристроях. Метод відрізняється такими перевагами, як порівняна простота нанесення покриттів на деталі, низька собівартість, можливість автоматизації технологічного процесу, незначний вплив покриттів на властивості матеріалу деталей.

КГП найчастіше отримують з гальванічної ванни. Найлегше КГП осаджуються з електролітів міднення, сріблення, нікелювання і залізнення.

Найбільше поширення при відновленні деталей машин мають: хромування і залізнення. Враховуючи, що при хромуванні можуть бути нарощені покриття товщиною до 0,5 мм, а при залізненні – до 3,0...5,0 мм, процес залізнення забезпечує можливість відновлення деталей машин практично при будь-якій величині їх зносу. Саме тому залізнення знайшло ширше застосування в ремонтному виробництві для відновлення зношених деталей автомобілів, ніж хромування.

Підвищення стабільності процесу нанесення КГП на деталі машин. вирішено що застосуванням у якості дисперсної фази нанопорошку спеченого твердого сплаву на основі карбіду вольфраму з розміром частинок менше 0,1 мкм, який отримано методом селективного анодного розчинення (САР) відпрацьованого твердосплавного інструменту в розчинах фосфорної кислоти.

Для отримання КГП готували електроліт залізнення наступного складу: хлористе залізо ($\text{FeCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$) – 300 г/л, соляна кислота (HCl) – 0,8...1,5 г/л. Потім у приготований електроліт вводили невеликими порціями і ретельно перемішували нанопорошок з розмірами частинок 0,1 мкм і менше, отриманий із спеченого твердого сплаву ВК6, до концентрації 100 г/л. Нанесення покриттів здійснювали при наступних режимах: температура ванни: 60, 75, 90 °С; сила струму: 40, 50, 60 А. З огляду на те, що розмір часток порошку менше 1 мкм, а сам процес нанесення покриттів, як правило, не триває більше однієї години (через високу швидкості осадження заліза), отже достатньо попереднього перемішування електроліту-суспензії перед осадженням покриття і відсутня необхідність в постійному направленому переміщенні частинок порошку до катода, що підвищує стійкість процесу, а, отже, збільшується його технологічність і знижується собівартість. Електроліт-суспензія з частинками порошку розміром менше 1,0 мкм кінетично стійкий і з технологічних міркувань найбільш придатний для отримання КГП. Під дією часток порошку розміром до 0,1 мкм відбувається спотворення кристалічної ґратки металу. Найбільшу твердість мають покриття з явно вираженими дефектами кристалічної ґратки. Застосування електроліту-суспензії, що включає порошок твердого сплаву на основі карбіду вольфраму з частинками розміром до 0,1 мкм, сприяє збільшенню мікротвердості і зносостійкості покриттів деталей машин.

В результаті проведених досліджень встановлено, що застосування в якості дисперсної фази КГП високотвердих і зносостійких нанопорошків сферичної форми на основі карбіду вольфраму з розміром частинок 10...100 нм замість порошку карбіду вольфраму з розмірами частинок 1...10 мкм дозволяє підвищити зносостійкість покриттів деталей машин в середньому на 20...25% (залежно від режиму нанесення покриттів і, відповідно, концентрації частинок порошку в отриманих покриттях), підвищити їх ресурс, а також знизити собівартість нанесення покриттів

Борисевич В.М., Грубрін В.О., Іваненко Р.О., Несін В.В.,

Дьячкова Л.Д., Войченко С.В.

(ІСТЕ СБУ, м. Київ)

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛАЗЕРНОГО РІЗАННЯ ІЗОЛОНУ

E-mail: witnes@ukr.net

Будівельний ізоляційний матеріал ізолон вдало застосовується для виготовлення пакування малогабаритних виробів. Значні пружні властивості ізолону, на відміну від пінополістиролу екструдованого, який також застосовується для виготовлення пакування [1], створюють перешкоду для механічної обробки свердлінням та фрезеруванням. Гарно ріжеться, але для формування різу потребує спеціального гострого оснащення.

Альтернативою різанню є лазерна обробка з програмним керуванням переміщень [2]. У спектрі електромагнітного опромінення для роботи лазерних установок застосовуються проміжки від рентгенівського (Р) до радіохвильового (РХ) діапазонів в межах L: ультрафіолетового (УФ), видимого (В) та інфрачервоного (ІЧ) діапазонів (рис. 1). Застосовуються газові лазери на CO_2 з довжиною хвилі 10,6 мкм (поз. 1 на рис. 1), тверді лазери на ітрій-алюмінієвому гранаті довжиною хвилі 1,064 мкм (поз. 2), іонні (поз. 3) та ексімерні лазери (поз. 4 на рис. 1). Для вибору ефективного обладнання розглядалися 3 лазерні установки (табл. 1).

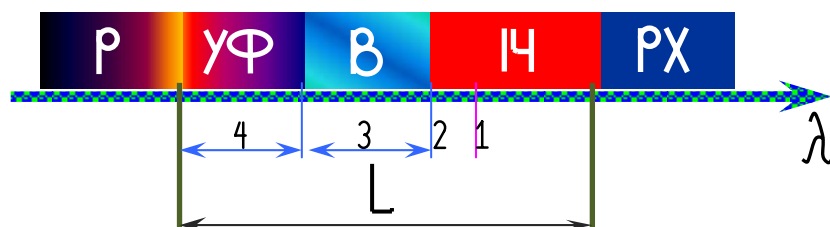


Рис. 1. Схема спектру електромагнітного опромінення, яке застосовується в лазерних установках в діапазоні L (λ – частота)

Різання ізолону за допомогою комплекту обладнання для лазерного маркування KT-LF30R характеризується значним оплавленням поверхні різу, шорсткою поверхнею, спотворенням лінії різу у всіх діапазонах потужностей установки. Розрізання клейкого шару із захисним матеріалом не відбулося.

Застосування лазерного комплексу ЛТК200-400/500 для ізолону дало аналогічні результати з установкою KT-LF30R: непередбачувана форма лінії різу за рахунок великої шорсткості та значного оплавлення обробленої поверхні різання, не розрізаний клейкий шар із захисним матеріалом.

Таблиця 1. Характеристики лазерного обладнання

Назва	КТ-LF30R [3]	ЛТК200-400/500	Trotec Speedy 300
Довжина хвилі опромінення	1064 нм	1064 нм	10,6 мкм
Тип лазера	Діодний оптоволоконний	Твердий Y-Al-гранат	Газовий CO ₂
Заявлена потужність джерела	30 Вт	Не заявлено	20 Вт
Використовувана потужність	950 Вт	20 кВА	До 1,5 кВт
Ширина різь	0,01 мм	0,04...0,08 мм*	0,01...0,09 мм*

* – виявлено експериментально

Найефективнішим виявилось застосування лазерного гравірувального верстату Trotec Speedy 300. Лінія різь ізолону рівномірна без викривлень, виконана відповідно до програми керування. Ширина різь стабільна без оплавлення. Поверхня різь гладка без значних змін стану по всій площині. Клейкий прошарок із захисним матеріалом розрізані.

Література:

1. Юшков А.Г. Особливості використання матеріалу STURODUR в якості транспортного та експлуатаційного пакування багатoelementних малогабаритних виробів: здатність до обробки, дефекти, контроль якості [Текст] с. 159 / А.Г. Юшков, Лахтадир С.Л., В.В. Несін // Нові матеріали і технології в машинобудуванні: матеріали науково-технічної конференції, 30...31 травня 2016 р., м. Київ / загальна редакція Р.В. Лютий, І.М. Гурія. – Київ: НТУУ «КПІ», 2016. – 167 с.
2. Валилулин А. Лазерная маркировка материалов [Текст] / А. Валилулин, С. Горный, Ю. Гречко и др. // Фотоника.– 2007, №3.– С. 16-22.
3. Паспорт на комплект оборудования для лазерной маркировки КТ-LF30R. – Jiangsu Kuntai Industrial Equipment Co.,Ltd. – 2017. – 4 с.

Босяга М.В.¹, Дудка О.І.¹, Шеффлер М.², Бетке У.²

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна;

²Отто-фон-Геріке Університет, м. Магдебург, Німеччина)

СИНТЕЗ НАНОКРИСТАЛІЧНИХ НАПОВНЮВАЧІВ НА ОСНОВІ β-ЕВКРИПТИТУ

E-mail: maryna.bosiaha@ovgu.de

Кераміка відноситься до групи матеріалів, що характеризується широким спектром властивостей і займає важливе місце в техніці. Все більш важливу роль відіграє оксидна кераміка. Оксидній кераміці притаманні унікальні властивості, які не можуть бути замінені іншими матеріалами, починаючи від міцності до електричних і магнітних властивостей [1]. β-евкрипит (LiAlSiO₄), який може слугувати заміником кварцу, за останні тридцять років набув важливого значення як високопродуктивний матеріал. Його особливістю є негативний коефіцієнт теплового розширення, що в свою чергу робить його унікальним. Широкий інтерес викликають також його теплові і, завдяки хорошій рухливості іонів Li⁺, також електричні властивості, які в поєднанні з хімічною стійкістю в широкому діапазоні температур і високою температурою плавлення сприяє використанню матеріалів на основі β-LiAlSiO₄ як термостабільних компонентів у автомобільній та будівельній галузях, а також теплообмінників у газових турбінах або матеріалі печі, [2], [3]. Наприклад, β-евкрипит є головною складовою кухонних плит CERAN від Schott (Німеччина).

Синтезу полікристалічного β-евкрипиту шляхом механічного подрібнення присвячено низку робіт [4], [5], [6]. Найбільш відомими методами у цій галузі у випадку з β-евкрипитом є механохімічні, гідротермічні та золь-гель-методи. Основною метою синтезу є досягнення найбільш гомогенного розподілу частинок, які в свою чергу забезпечують кращу агломераційну активність та зменшують часові та енергетичні затрати. Тому в даній роботі було запропоновано комбінацію золь-гелевого методу та методу механоактивації для отримання гомогенної нанорозмірної структури.

Отриману золь-гелевим методом суміш було розділено на чотири рівні частини (C1, C2, C3 та C4 відповідно). Суміш C1 не піддаємо механообробці задля порівняння впливу даного методу на кінцеву структуру. Суміші C2, C3 та C4 механоактивуємо в кулевому млині Retsch (Німеччина) зі швидкістю обертання 300 об·с⁻¹ протягом 24, 48 та 72 год відповідно. Останній етап синтезу заключався в термічній обробці зразків. Всі чотири суміші кальціювались в печі Siegfried (Німеччина) при температурі 700 °C протягом 3 год зі швидкістю нагрівання та охолодження печі 10 K·хв⁻¹.

За даними рентгеноструктурного аналізу (рис. 1) було встановлено, що суміш, яка не піддавалась механоактивації є аморфною (рис. 1, а). Такий результат можна пояснити досить низькою температурою термічної обробки. В комбінації з механохімічної обробкою вдалось отримати кристалічну структуру (рис. 1, б). Вплив тривалості механоактивації на ступінь кристалізації незначний.

Дослідження мікроструктури на растровому електронному мікроскопі підтвердило вище описані результати. На знімку (рис. 2) видно, що механоактивована суміш має кристалічну структуру і що не менш важливо, розмір зерна в середньому сягає близько 200 нм, що цілком відповідає меті експерименту.

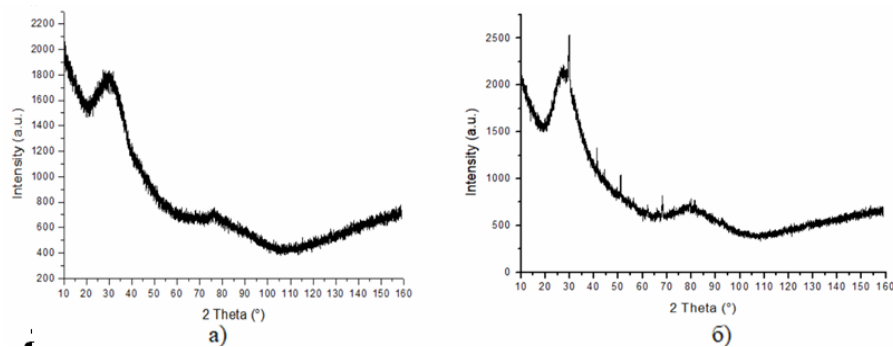


Рис. 1. Рентгенівська дифракційна картина сумішей до механоактивації (а) та після (б)

Отримані результати відкривають багато можливостей для подальшого дослідження. Наступним кроком є вимірювання коефіцієнту теплового розширення та випробування отриманої суміші в якості наповнювача для керамічних матеріалів.

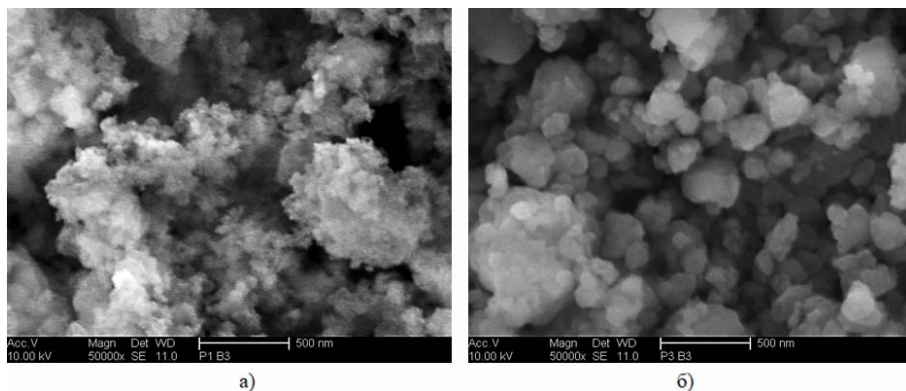


Рис. 2. СЕМ-зображення сумішей до механоактивації (а) та після (б)

Література:

1. Callister, W. D.; Rethwisch, D. G.: Materialwissenschaften und Werkstofftechnik, Wiley-VCH, Weinheim (2012) 1100 S. ;
2. Bach, H.: Low thermal expansion glass ceramics, Springer, Berlin, New York (1995) 1 online resource (xv, 223).

3. Miller, W.; Smith, C. W.; Dooling, P.; Burgess, A. N.; Evans, K. E.: Reduced thermal stress in composites via negative thermal expansion particulate fillers, *Composites Science and Technology*, 70 (2010) P. 318–327.
4. Miller, W.; Smith, C. W.; Dooling, P.; Burgess, A. N.; Evans, K. E.: Tailored thermal expansivity in particulate composites for thermal stress management, *physica status solidi (b)*, 245 (2008) P. 552–556.
5. Greil, P.: Active-filler-controlled pyrolysis of preceramic polymers, *Journal of The American Ceramic Society*, 78 (1995) 4 835–848.

Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Овсянников В.О.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**РАФІНУВАЛЬНА ЗДАТНІСТЬ МОДИФІКУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ
З УРАХУВАННЯМ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ВИСОКОМІЩНОГО ЧАВУНУ**

E-mail: berchuk@gmail.com

Високоміщний чавун є одним з основних класів литих конструкційних матеріалів сучасного машинобудування і відкриває більші в порівнянні зі сталлю можливості для створення прогресивних конструкцій, зменшення їх маси, поліпшення оброблюваності різанням, підвищення коефіцієнту використання металу і зниження собівартості. Один із способів підвищення властивостей високоміщного чавуну і вдосконалення технології його виробництва – це підвищення ефективності модифікаторів. Підвищення ефективності модифікаторів досягається введенням до їх складу таких хімічно активних до шкідливих домішок чавуну елементів, як Ca, Ba, Sr, РЗМ і деяких інших. Зазначені елементи мають високу хімічну активність по відношенню до сірки, кисню, азоту, водню, зменшують величину поверхневої енергії на міжфазних межах, а деякі з утворених ними сполук сприяють зародженню додаткових центрів кристалізації графіту. При введенні в рідкий чавун активні елементи в першу чергу взаємодіють з сіркою і газами, зв'язуючи їх в стійкі хімічні сполуки, що є одною з необхідних умов інтенсифікації графітоутворення в процесі кристалізації. Оцінити рафінувальну здатність компонентів модифікаторів дозволяють термодинамічні методи досліджень.

Проведено термодинамічне дослідження рафінуючої здатності активних модифікуючих елементів з урахуванням хімічного складу чавуну і лігатур, де визначені вільні енергії Гіббса (ΔG_T^0) і частки протікання реакцій (C_i') рафінування розплаву чавуну активними модифікуючими елементами Ba, Ca, Mg, Sr, РЗМ при температурах 1573, 1673 і 1773 К.

Встановлено, що підвищення температури знижує частку протікання реакцій, а модифікатори з великим вмістом активних елементів більш глибоко проводять рафінування чавуну. Найбільш активно протікають реакції розкислення і десульфурації. Деазотація чавуну проходить найменш інтенсивно. В реакціях розкислення рафінувальна здатність кальцію, барію і стронцію найвищі. Магній і церій практично можна порівняти один з одним – вони менш активні, ніж інші елементи. Рафінувальна здатність стронцію різна для досліджуваних реакцій. Так, при розкисненні чавуну, його взаємодія з киснем приблизно аналогічна кальцію і барію. У реакціях деазотації стронцій активніший за барій, але поступається кальцію. Десульфурувальна здатність стронцію приблизно в два рази менша, ніж у кальцію і барію, а рафінувальна – відносно невисока і аналогічна РЗМ.

Аналіз розрахунку частки протікання реакцій рафінування чавуну показав, що кальцій дуже активно вступає в реакції з киснем і сіркою – частка протікання реакції більше 90 %. Частка протікання реакцій деазотації максимальна для кальцію, а для магнію та стронцію вона менша. Найбільш активно з воднем взаємодіє кальцій. У порівнянні з кальцієм частка протікання реакцій рафінування чавуну магнієм, за винятком деазотації, досить низька. Аналогічно діють і РЗМ. У реакціях розкислення і деазотації стронцій активніший, ніж барій, а при взаємодії з сіркою він поступається барію.

Результати дослідження дозволили оцінити рафінувальну здатність активних елементів в процесах модифікування чавуну і розташувати елементи за ступенем зменшення взаємодії наступним чином: при десульфурації – Ca, Ba, Ce, Mg, Sr; при розкисненні – Ca, Ba, Sr, Mg, Ce; при деазотації – Ca, Sr, Ce, Mg, Ba; при дегідритизації – Ca, Ba, Mg.

Бубликов В.Б., Берчук Д.М.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВИБІР МОДИФІКАТОРІВ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

E-mail: berchuk@gmail.com

Вибір модифікатора для одержання високоміцного чавуну внутрішньоформовим модифікуванням заснований на аналізі кінетики міжфазної взаємодії рідкого чавуну з магнійвмісними модифікаторами. Для одержання порівняльних даних були розглянуті кінетичні графіки переходу магнію в чавун при внутрішньоформовому модифікуванні модифікаторами ФСМг7, ЖКМК-4Р, NiMgCe. Характер міжфазної взаємодії досліджуваних модифікаторів з розплавом радикально різниться. За рівних умов

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019 експериментів швидше розчиняється модифікатор ФСМг7, а повільніше – ЖКМК-4Р, так як утворюється велика кількість шлаку.

Раціонально використовувати модифікатор ФСМг7, так як він має нижчу вартість, ніж NiMgCe, і вищу швидкість розчинення з мінімальним шлакоутворенням. Інтенсивні режими розчинення модифікатора при внутрішньоформовому модифікуванні рекомендуються при виробництві однорідних по товщині стінок виливків, конструкція яких не перешкоджає усередненню хімічного складу, як в процесі заповнення виливків, так і після закінчення заливки.

Застосування магній-кальцієвої лігатури перспективне для модифікування чавуну з підвищеним вмістом сірки. Кальцій, який є більш активним, ніж магній, десульфуратором і розкислювачем, покращує модифікувальну здатність лігатури при підвищеному вмісті сірки в чавуні. Розчинення лігатури відбувається з поступовим невеликим збільшенням швидкості, обумовленим підвищенням температури розплаву в реакторі.

Поряд з легкими кремній-магнієвими лігатурами, щільність яких у два рази менша щільності рідкого чавуну, в ряді виробництв застосовуються важчі нікель-магнієві лігатури з щільністю близькою до рідкого чавуну. При модифікуванні у відкритих ковшах нікель-магнієві лігатури забезпечують більший рівень переходу магнію в чавун, в порівнянні з легкими кремній-магнієвими лігатурами. Модифікування нікель-магнієвою лігатурою застосовується при одержанні низьколегованих нікелем високоміцних чавунів, які мають підвищений рівень механічних і службових властивостей.

Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Бачинский Ю.Д., Ясинская Е.А.

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ И СОДЕРЖАНИЯ МАРГАНЦА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

E-mail: alexyasinskiy@gmail.com

Марганец оказывает на структуру высокопрочного чугуна влияние, противоположное влиянию кремния, уменьшая активность углерода и число зародышей в расплаве, он тормозит графитизацию чугуна в процессе кристаллизации и способствует образованию отбела. Применение марганца в качестве элемента, повышающего степень перлитизации металлической основы высокопрочного чугуна, значительно дешевле, по сравнению с другими известными перлитизирующими элементами – медью, никелем. Однако в отличие от последних марганец повышает склонность тонкостенных отливок к отбелу, что требует соответствующей корректировки технологических параметров их получения.

Для исследования влияния скорости охлаждения (толщины стенки отливки) на механические свойства отливок из высокопрочного чугуна с содержанием 0,42; 0,63; 0,85; 0,98% Mn были отлиты комплекты клиновидных проб (кильблоков) толщиной от 8 до 45 мм. Для получения в структуре отливок шаровидной формы графита применяли модифицирование в ковше магний-кальциевой лигатурой ЖКМК-4Р в количестве 2,5% от массы жидкого чугуна. Содержание кремния в отливках находилось в пределах 2,60...2,95%.

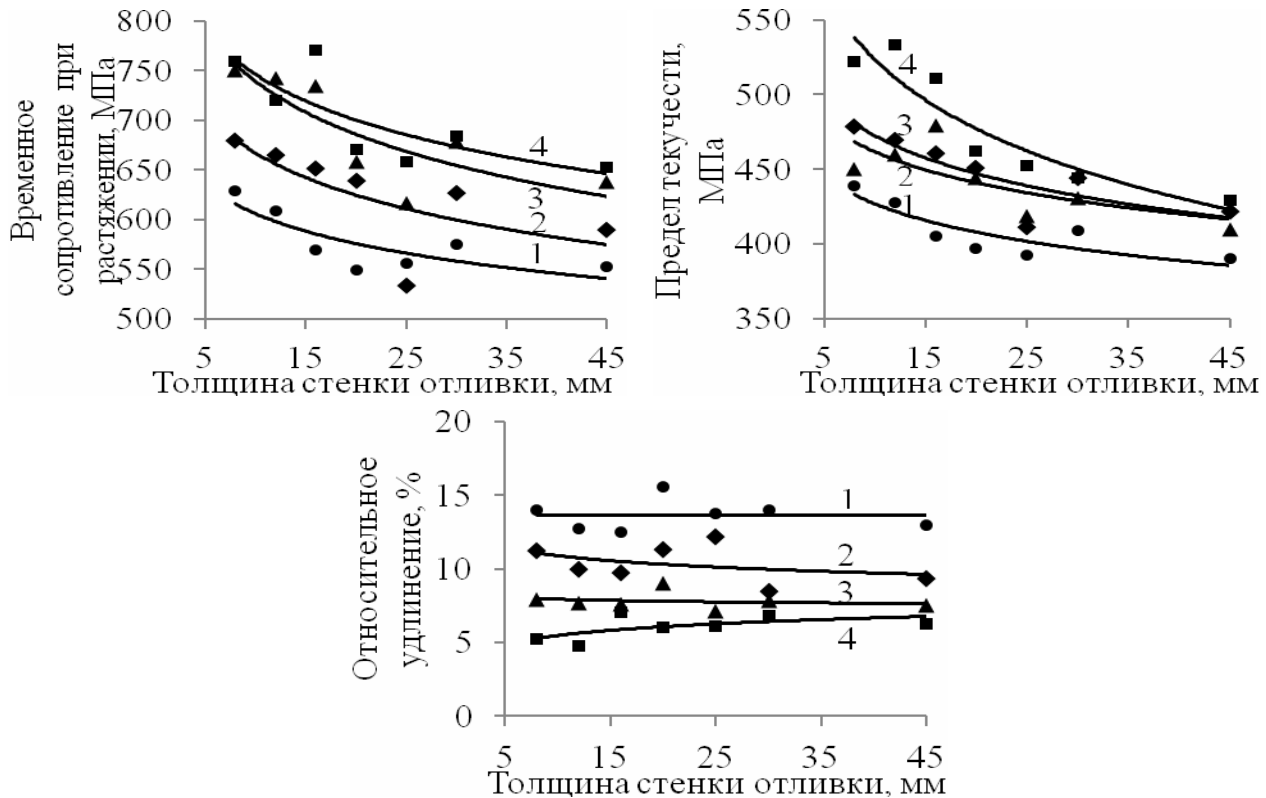


Рис. 1. Влияние толщины стенки отливки и содержания марганца на механические свойства высокопрочного чугуна: 1 – 0,42% Mn; 2 – 0,63% Mn; 3 – 0,85% Mn; 4 – 0,98% Mn.

На основе результатов экспериментального исследования получены количественные закономерности, характеризующие влияние содержания марганца и толщины стенки отливки (скорости охлаждения) на механические свойства высокопрочного чугуна (рис. 1). В целом с повышением содержания марганца растут временное сопротивление при растяжении и условный предел текучести, при этом снижается относительное удлинение. Увеличение толщины стенки отливки способствует снижению прочностных свойств, но на величину относительного удлинения влияет незначительно по сравнению с влиянием содержания марганца. Отливки из высокопрочного чугуна с содержанием марганца 0,98 масс. % имеют высокие прочностные характеристики $\sigma_B = 770...650$ МПа; $\sigma_{0,2} = 530...430$ МПа, при этом относительное удлинение $\delta = 7,4...6,8\%$.

Марганец является эффективным и экономичным средством повышения прочностных показателей и износостойкости высокопрочного чугуна. Путем повышения содержания марганца обеспечивается получение высокопрочного чугуна марки ВЧ600–3 (ДСТУ 3925–99), а при соответствующей корректировке технологических параметров можно получать и более высокую прочность при приемлемой величине относительного удлинения без применения дорогостоящего легирования медью или никелем.

Бубликов В.Б., Ясинский А.А., Ясинская Е.А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА, ЛЕГИРОВАННОГО НИКЕЛЕМ И МЕДЬЮ

E-mail: alexyasinskyi@gmail.com

Для исследования влияния скорости охлаждения на механические свойства нелегированного, легированного никелем (1,0 масс. % Ni) и медью (1,0; 2,0; 3,0 масс. % Cu) высокопрочного чугуна, отливали клиновидные пробы (кильблоки) толщиной от 8 до 45 мм длиной 100 мм и высотой 140 мм. Плавки проводили в электропечи ИСТ-016 на шихте из пердеельного чушкового чугуна марки ПЛ2 (70%) и литейного чушкового чугуна марки Л2 (30%). Расплав чугуна модифицировали в ковше лигатурой ЖКМК-4Р. Химический состав нелегированного высокопрочного чугуна находился в следующих пределах (% масс.): 3,4...3,7 C; 2,5...2,8 Si; 0,37...0,42 Mn; 0,015...0,025 S; 0,09...0,10 P; 0,023...0,037 Ti; 0,040...0,062 Mg.

Степень сфероидизации графита (ССГ) в отливках из нелегированного высокопрочного чугуна с толщиной стенки до 20 мм была более 90%, а в отливках с толщиной стенки от 30 мм ниже – 83...86%. При увеличении толщины отливки, снижаются временное сопротивление при растяжении σ_B . Относительное удлинение δ с увеличением количества феррита в металлической основе сначала повышается, достигает максимума в отливках толщиной 20 мм и далее снижается в более медленно охлаждающихся отливках. В отливках толщиной более 20 мм величина относительного удлинения уменьшается по причине снижения показателя ССГ и в результате действия масштабного фактора (больше ликвация, пористость и другие несовершенства в структуры). Отливки толщиной 20...30 мм из нелегированного высокопрочного чугуна имеют временное сопротивление при растяжении $\sigma_B = 600...615$ МПа и относительное удлинение $\delta = 11,4...9,9\%$.

В результате легирования высокопрочного чугуна 1,0 масс. % Ni, увеличивается количество перлита в металлической основе (65...95%), повышаются временное сопро-

тивление при растяжении и снижается относительное удлинение. Характер влияния показателя ССГ и масштабного фактора в легированном 1,0 масс. % Ni высокопрочном чугуна по сравнению с нелегированным существенно не изменяется. Отливки из высокопрочного чугуна легированного никелем с толщиной стенки 20...30 мм имеют высокое временное сопротивление при растяжении $\sigma_B = 735...705$ МПа и относительное удлинение $\delta = 7,4...6,8\%$.

Во всех вариантах легирования медью (1,0...3,0 масс. % Cu) микроструктура клиновидных проб состояла из перлитной металлической основы (количество перлита не менее 94%). Поэтому наблюдаемое отличие механических свойств отливок различной толщины определялось особенностями сформировавшейся тонкой структуры металлической основы и влиянием масштабного фактора. В условиях проведенного исследования с увеличением толщины стенки отливки с 8 до 45 мм временное сопротивление при растяжении высокопрочного чугуна с шаровидным графитом и перлитной металлической основой снижается с 950 до 750 МПа и относительное удлинение с 2,6 до 2,0%.

По сравнению с высокопрочным чугуном легированным никелем, при легировании медью увеличивается количество перлита в металлической основе, повышается временное сопротивление при растяжении и значительно снижается относительное удлинение.

Булига Д.С., Кочешков А.С., Тошева О.Ю.

(КПИ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВИПРАВЛЕННЯ БРАКУ ТОЧНИХ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ЛАЗЕРОМ

E-mail: asko@iff.kpi.ua

Виробництво точних литих заготовок найчастіше відбувається за допомогою спеціальних способів лиття. Значний відсоток із них складає процес лиття за моделями, що витоплюються. Через багатоопераційність такого виробництва та широку номенклатуру виробів, цей спосіб є одним із найскладніших і вартісних. Незважаючи на успіхи вітчизняних та зарубіжних фахівців, деякі проблеми так і залишаються не вирішеними [1].

Основними причинами браку є частіше за все недосконалість технологічного процесу на окремих етапах, а також порушення технології та недоброякісність технологічних матеріалів.

Дефектні виливки поділяють на три основні види:

- остаточний брак – виливки, виправлення яких неможливе або економічно недоцільне;
- умовний брак – виливки з дефектами, при яких допускається їх використання, але

їх пропускають у виробництво з картою відхилень, за погодженням з конструктором;

– виправний брак – виливки, дефекти яких можуть бути виправлені (наприклад, заварюванням або додатковим механічним обробленням), після чого вони стають придатними [2].

Отже необхідно визначити рентабельні методи виправлення специфічних видів браку, найчастіше таких як:

- поруватість;
- тріщини;
- неспай;
- корольок.

Ці види браку виливків можливо легко виправити з допомогою прогресивної технології лазерного зварювання.

Нагрівання та плавлення металу при лазерному зварюванні відбуваються настільки швидко, що деформація тонкої кромки може не встигнути відбутися до того, як метал затвердіє, і застосовуються там, де використання традиційних методів не дає бажаних результатів чи технічно неможливе до здійснення.

Дослідження проводили моделюванням процесу зварювання лазерним маркуванням.

Технологічні режими роботи лазерних зварювальників відрізняються потужністю та розміром плями променя. Досліджували такі параметри лазерного оброблення сплавів: N – потужність, V – швидкість пересування променя, h – глибина оброблення.

З даних досліджень визначено найкращі режими роботи лазера для таких сплавів:

- сталь 12X18H9: $V=20$ мм/хв; $N=27$ Вт.
- сплав титану ВТ6: $V=20$ мм/хв; $N=25$ Вт.
- латунь Л60: $V=10$ мм/хв; $N=20$ Вт.

Таким чином, якісний перехід на лазерне зварювання є перспективним напрямком. За даними дослідженнями можна визначити, що краще буде зварюватися сплав Л60, адже він має більшу теплопровідність, ніж сталь і сплав титану. Точковий промінь ефективніше зварюватиме можливі дефекти при максимальній потужності і мінімальній швидкості пересування променя.

Література:

1. Тошева О.Ю., Кочешков А.С., Самарай В.П. Питання якості виливків із сплавів кольорових металів за моделями, що витоплюються // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії: збірник наукових праць. – Краматорськ : ДДМА, 2014. – № 1 (32).

– С.140-144.

2. Литье по выплавляемым моделям / В. Н. Иванов, С. А. Казеннов, Б. С. Курчман и др.; под общ. ред. Я. И. Шкленника, В. А. Озерова. – 3 изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1984. – 408 с.

Буря О.І.¹, Черданцева К.О.¹, Штеменко О.В.²

(¹ДДТУ, м. Кам'янське, ²ДВНЗ «УДХТУ», м. Дніпро)

**ТЕРМІЧНА СТІЙКІСТЬ МЕТАЛОПЛАСТИКУ НА ОСНОВІ
ФЕНІЛОНУ, НАПОВНЕНОГО РЕНІЄМ**

E-mail: ksenijapiletska@gmail.com

Розвиток промисловості та техніки нерозривно пов'язаний з розробкою нових матеріалів, що будуть задовольняти їх потреби. Саме тому, все більшого значення набувають композиційні матеріали (КМ) на основі полімерних зв'язуючих з різними модифікаторами та наповнювачами, що можуть максимально задовольнити експлуатаційні вимоги. Велику увагу до себе привернули КМ на основі поліамідів. Це обумовлено тим, що вони доволі зносостійкі, мають низький коефіцієнт тертя та можуть працювати у доволі широкому інтервалі температур. Типовим представником ароматичних поліамідів є фенілон С-2, перевагою якого є хімічна стійкість та можливість використання при високих температурах. Відомо, що фенілон наповнений металами, як правило, має кращі триботехнічні характеристики у порівнянні з чистим поліамідом. Не менш важливим є підвищення термічної стійкості КМ, оскільки це розширює області застосування нових матеріалів.

Як полімерну матрицю для виготовлення металопластику використовували ароматичний поліамід фенілон С-2, а в якості наповнювача (НП) було обрано реній. Тетрахлориди-μ-ацетат диренію (III) при низьких температурах зазнає ряд фазових перетворень, кінцевою стадією яких є термічний розклад з виділенням металевого ренію. Така властивість кластерного хлорацетату ренію (III) $\text{Re}_2\text{Cl}_4(\text{CH}_3\text{COO})_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ дає підставу сподіватися на отримання композиційного матеріалу матричного типу.

Рівномірний розподіл наповнювача в полімерній матриці досягався шляхом змішування вихідних компонентів в обертовому електромагнітному полі. Переробку композиції в блокові вироби здійснювали методом компресійного пресування при 623 К і питомому тиску 50 МПа.

Термостійкість КМ проводили за допомогою дериватографа О-1500Д, швидкість зростання температури 10 град/хв. На рис. 1 представлено криву залежності втрати маси від температури металопластику на основі фенілону С-2 з вмістом 5% ренію. Спираючись

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

на результати термогравіметричного аналізу можна зробити висновок про високу термостійкість композиційного матеріалу.

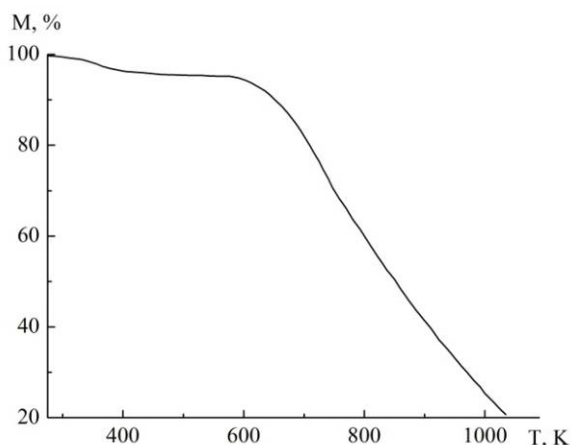


Рис. 1. Крива залежності втрати маси КМ від температури

тичними характеристиками $r = 0,964$; $S = 0,16$; $E = 40,86$ кДж/моль. Отримані результати свідчать про те, що термічна стійкість розробленого КМ, яка характеризується температурою втрати 10% маси зразка, досить висока: $T_{10} = 648$ К. Завдяки цьому новий матеріал можна рекомендувати до експлуатації за високих температур.

Визначення можливого механізму та розрахунок кінетичних параметрів процесу термодеструкції композиційного матеріалу здійснювали за допомогою інтегральних кінетичних рівнянь різних механізмів гетерогенних процесів за методом Коатса-Редферна.

Установлено, що процес термоокиснювальної деструкції розробленого КМ описується рівнянням першого порядку: $kt = -\ln(1-\alpha)$ з кінетичними характеристиками

Буря О.І., Єрьоміна К.А., Томіна А.-М. В.

(ДДТУ, м. Кам'янське)

ВПЛИВ ГІБРИДНОЇ СУМІШІ НА ТЕРМІЧНИЙ КОЕФІЦІЄНТ ЛІНІЙНОГО РОЗШИРЕННЯ ФЕНІЛОНУ С-2

E-mail: ol.burya@gmail.com

Використання конструкційних полімерних композиційних матеріалів (ПКМ) являється одним з найбільш ефективних шляхів підвищення терміну експлуатації вузлів тертя механізмів сільськогосподарської, металургійної промисловості та громадського транспорту. Термічний коефіцієнт лінійного розширення (ТКЛР) виступає однією з головних технічних характеристик, що гарантує їх надійну роботу.

Ароматичний поліамідфенілон С-2 (ТУ 6-05-221-226-72), завдяки поєднанню високих показників фізико-механічних і теплофізичних властивостей, виступає однією з перспективних матриць для створення ПКМ здатних працювати при підвищених температурах (до 525 К) та у всіх кліматичних зонах. В якості модифікаторів використовували суміш

дискретного вуглецевого волокна (ВВ) марки Урал-24 (ТУ 6-06-11-124-85) та дисперсного порошку графіту сріблястого (ГС) марки ГЛ-2 (ГОСТ 5279-74).

Приготування гібридних композитів(ГК) на основі фенілону С-2 наповненого сумішшю ВВ (20...40 мас. %) та ГС (10...20 мас. %), здійснювали методом сухого змішування в обертальному електромагнітному полі (0,12 Тл) за допомогою феромагнітних часток, які з приготовленої композиції вилучались методом магнітної сепарації. Далі готові суміші переробляли у вироби методом компресійного пресування. Коефіцієнт температурного лінійного розширення визначали за допомогою дилатометра ДКВ-5АМ відповідно до ГОСТ 15173-70.

Під час проведення досліджень був виявлений оптимальний вміст наповнювачів в полімерній матриці. З рис. 1 видно, що введення суміші вуглецевого волокна та графіту у кількості 30 та 15 мас. % відповідно, призводить до різкого (у 3 рази) зниження ТКЛР у порівнянні з фенілоном (табл. 1).

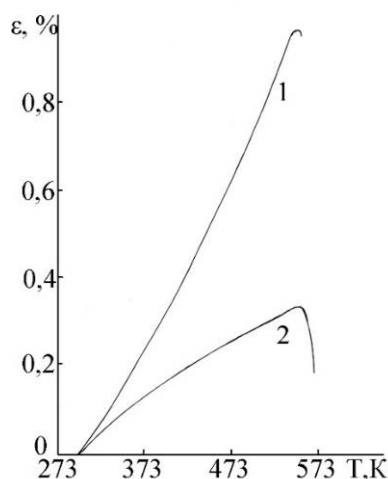


Рис. 1. Залежність відносної деформації від температури: фенілону С-2 (1) та композиту (2)

Таблиця 1. ТКЛР фенілону та композиту з оптимальним вмістом гібридного наповнювача

Температурний інтервал, К	$\alpha \times 10^{-6}, K^{-1}$	
	фенілон	композит
298...323	26,42	18,29
323...373	35,57	6,48
373...423	37,64	20,49
423...473	43,57	13,44
473...523	48,50	16,54

Отримані результати можуть бути пояснені лише «синергетичним ефектом», обумовленим взаємодією в'язучого із сумішшю наповнювачів на межі поділу компонентів, що приводить до кардинальної зміни приграничного шару, оскільки ні графіт, ні ВВ не забезпечують такого значного ефекту. Разом ВВ та ГС створюють хімічні зв'язки з полімером, що утворюються в приграничному шарі. У зв'язку з цим з ГК були виготовлені деталі (ротор ВЮ 7.060.007, пластина ВЮ 7.725.032, кільце ВЮ 8.233.009) та встановлені в мікронагнітач МК 10-1 (НВП «Іскра», м. Запоріжжя). Установлено, що ГК забезпечив гарантійний строк роботи мікронагнітача, на відміну від серійних деталей, дозволив підвищити

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019
довговічність, при одночасній економії мастильних засобів та зменшенні трудовитрат на його технічне обслуговування.

Буряк С.О., Левадний Д.М., Шахнін Д.Б., Малишев В.В.

(Університет «Україна», м. Київ)

КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ ПОКРИТТІВ ЗМІНОЮ КАТОДНОГО МАТЕРІАЛУ ТА СКЛАДУ ЕЛЕКТРОЛІТУ ПРИ ЕЛЕКТРОЛІЗІ ВОЛЬФРАМАТНО- МОЛІБДАТНИХ РОЗПЛАВІВ

E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

Експерименти проводили в герметичному металевому електролізері. Електролітами служили розплавлені суміші Na_2WO_4 –3 мол. % MoO_3 , Na_2WO_4 –5 мол. % WO_3 , Na_2WO_4 – Li_2WO_4 –10 мол. % WO_3 .

Умовою гарного зчеплення покриття з основою є більш позитивний потенціал корозії у порівнянні з потенціалом осадження. Тому для оцінки можливості нанесення вольфрамових покриттів на різні основи були виміряні стаціонарні потенціали міді, нікелю, сталі 3, нержавної сталі, титану в обраних електролітах відносно напівелементів KCl-NaCl –2,5 мол. % PbCl_2 | Pb , NaCl –5 мол. % Na_2WO_4 | O_2 , Pt і Na_2WO_4 –20 мол. % WO_3 | O_2 , Pt (табл. 1).

Таблиця 1. Потенціали вільної корозії (E_k) міді, нікелю, сталі 3, нержавної сталі та осадження вольфраму (E_o) в галогенідно-оксидних і оксидних розплавах

Склад розплаву оса- дження, мол. %	- E_k , В				E_o , В
	Cu	Ni	Ст. 3	30ХГА	
KCl-NaCl -2,5 Na_2WO_4 -0,35 NaPO_3	0,13...0,15	0,25...0,27	0,49...0,51	0,55...0,57	0,31...0,42
$\text{NaCl-Na}_3\text{AlF}_6$ - 10,0 Na_2WO_4	0,49...0,54	0,51...0,55	0,78...0,81	0,75...0,79	0,65
Na_2WO_4 -5,0 B_2O_3	1,08...1,12	1,17...1,22	1,31...1,35	1,30...1,31	1,50
K_2WO_4 - Na_2WO_4 - 5,0 B_2O_3	0,99...1,03	1,07...1,10	1,24...1,26	1,23...1,26	1,40...1,65
Na_2WO_4 -5,0 NaPO_3	0,85...0,87	0,89...0,91	1,07...1,11	1,02...1,05	1,20...1,35
Na_2WO_4 -7,5 $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_7$	1,09...1,11	1,09...1,17	1,30...1,34	1,29...1,33	1,50...1,75

Потенціал осадження вольфраму значно електронегативніший за потенціали корозії міді та нікелю в розплавах $\text{KCl-NaCl-Na}_2\text{WO}_4\text{-NaPO}_3$ і $\text{NaCl-Na}_3\text{AlF}_6\text{-Na}_2\text{WO}_4$, це обумовлює можливість успішного покривання. На сталях з цих розплавів осаджується незчеплений порошок. У розплавах $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-B}_2\text{O}_3$, $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-NaPO}_3$ і $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-Na}_2\text{S}_2\text{O}_7$ стаціонарні потенціали всіх електродів значно електропозитивніші за потенціал осадження вольфраму і на

них утворюється зчеплене покриття. Ці ж закономірності повною мірою стосуються аналогічних молібденовмісних розплавів і електроосадження молібдену.

Стаціонарні потенціали титану у всіх розплавах не встановлюються через інтенсивне розчинення кисню в поверхневому шарі електрода. Тому перед осадженням вольфраму поверхню титану міднили або нікелювали. Вольфрамові покриття електроосаджували з галогенідно-оксидних $\text{KCl-NaCl-Na}_2\text{WO}_4\text{-NaPO}_3$, $\text{NaCl-Na}_3\text{AlF}_6\text{-Na}_2\text{WO}_4\text{-(WO}_3\text{)}$ і оксидних $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-B}_2\text{O}_3$, $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-NaPO}_3$ та $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-Na}_2\text{S}_2\text{O}_7$ електролітів. Ми підібрали оптимальні параметри реверсивного режиму осадження. Електрод порівняння – $\text{KCl-NaCl-2,5 моль. PbCl}_2|\text{Pb}$ і $T = 1023 \text{ K}$ в галогенідно-оксидних розплавах; $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-0,2WO}_3|\text{O}_2$, Pt і $T = 1173 \text{ K}$ – у оксидних розплавах.

Вольфрамові покриття в розплаві $\text{KCl-NaCl-Na}_2\text{WO}_4\text{-NaPO}_3$ утворюються, якщо виконується співвідношення $0,02 < [\text{PO}_3^-]/[\text{WO}_4^{2-}] < 0,18$. За концентрації Na_2WO_4 менше 1 мол. % у незчепленому осаді виявлено домішки фосфідів, за концентрацій понад 10 мол. % на дифрактограмах виявлено оксиди вольфраму. За концентрацій метафосфату, що перевищують $[\text{PO}_3^-]/[\text{WO}_4^{2-}] \geq 0,18$ виділяються вольфрам і його фосфіди і зчепленого покриття не утворюється. Вольфрамові покриття в розплаві $\text{NaCl-Na}_3\text{AlF}_6\text{-Na}_2\text{WO}_4$ утворюються за концентрації вольфраму натрію 1...15 мол. %. За великих концентрацій починається осадження диоксиду вольфраму і вольфрамових бронз. З електроліту $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-B}_2\text{O}_3$ вольфрам осаджується, якщо концентрація оксиду бору не перевищує 10 мол. %. При більшій його концентрації на дифрактограмах виявлено оксиди вольфраму і бронзи. Вольфрамові покриття в розплаві $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-NaPO}_3$ утворюються за концентрації метафосфату 0,5...15,0 мол. %. За великих концентрацій поряд з вольфрамом осаджуються його бронзи і осад швидко переростає в дендрити. З електроліту $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{-Na}_2\text{S}_2\text{O}_7$ вольфрам осаджується, якщо концентрація $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_7$ становить 2,5...12,5 мол. %. За великих концентрацій поряд з вольфрамом осаджуються його диоксид і сульфід.

Ващішин М.П., Лисенко Є.М., Габ А.І., Малишев В.В.

(Університет «Україна», м. Київ)

КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ ПОКРИТТІВ ЗМІНОЮ СКЛАДУ АТМОСФЕРИ ПРИ ЕЛЕКТРОЛІЗІ ВОЛЬФРАМАТНО-МОЛІБДАТНИХ РОЗПЛАВІВ

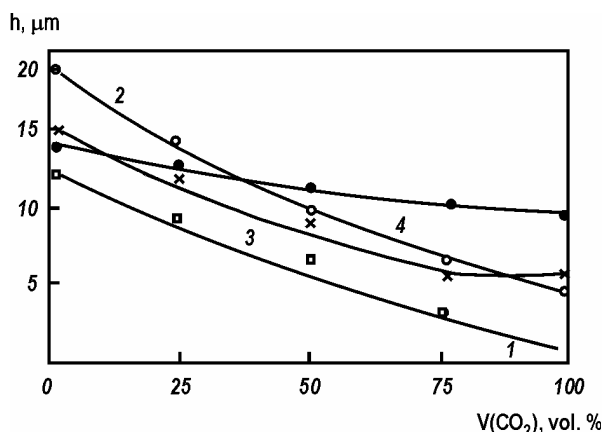
E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

Експерименти проводили в герметичному металевому електролізері. Електролітами служили розплавлені суміші $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{—3 мол. \% MoO}_3$, $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{—5 мол. \% WO}_3$, $\text{Na}_2\text{WO}_4\text{—Li}_2\text{WO}_4\text{—10 мол. \% WO}_3$.

Введення вуглекислого газу в атмосферу над ванною призводить до зменшення зерен молибденових і вольфрамових осадів з 17...20 мкм до 7,5...3,0 мкм (рис. 1). Підвищення парціального тиску CO_2 при електролізі розплаву $\text{Na}_2\text{WO}_4 - \text{Li}_2\text{WO}_4 - 10$ мол. % WO_3 за 1023 К призводить до переродження у вольфрамові порошкові осад та співосадження порошків вуглецю на катоді.

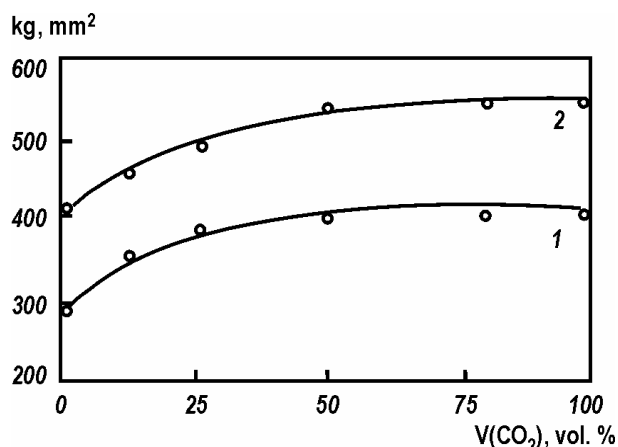
Підвищення температури знижує вплив CO_2 і за 1173 К суцільні осад молибдену і вольфраму були отримані за атмосфери над ванною, що містить до 100 % об. CO_2 . Проте, за цієї температури з розплаву $\text{Na}_2\text{WO}_4 - \text{WO}_3$ вуглець на катоді (до 1 мас. %) виділяється за атмосфери, що містить 25 об.% вуглекислого газу. Імовірно, це пов'язано з більшою «основністю» розплаву, що містить вольфрамат натрію. Активність іонів кисню в ньому за однієї й тієї ж концентрації WO_3 вище, ніж в розплаві $\text{Na}_2\text{WO}_4 - \text{Li}_2\text{WO}_4$.

Співосаджуваний вуглець виступає як пасиватор, блокуючи ріст зерен і здрібнення осаду. Суцільні осад молибдену (вольфраму) мають стовпчасту структуру (навіть за 60-70 об.% CO_2 над ванною). Мікротвердість осадів зростає при введенні вуглекислого газу в атмосферу над ванною (рис. 2).



1 – $\text{Li, Na} | \text{WO}_4 - 10$ моль. % WO_3 ; $T = 1173$ К; $i = 0,05$ А/см²; 2 – $\text{Li, Na} | \text{WO}_4 - 10$ моль. % WO_3 ; $T = 1173$ К; $i = 0,10$ А/см²; 3 – $\text{Na}_2\text{WO}_4 - 5$ мол. % WO_3 ; $T = 1173$ К; $i = 0,10$ А/см²; 4 – $\text{Na}_2\text{WO}_4 - 3$ моль. % MoO_3 ; $T = 1173$ К; $i = 0,05$ А/см²

Рис. 1. Залежність розміру зерна осадів молибдену і вольфраму від вмісту CO_2 над розплавом



1 – $\text{Na}_2\text{WO}_4 - 3$ моль. % MoO_3 ; $T = 1173$ К; $i = 0,05$ А/см²; 2 – $\text{Na}_2\text{WO}_4 - 5$ моль. % WO_3 ; $T = 1173$ К; $i = 0,05$ А/см²

Рис. 2. Залежність мікротвердості осадів молибдену і вольфраму від вмісту CO_2 над розплавом

У хлоридних розплавах пасиватором є не лише вуглець, але і O^{2-} , утворюваний за відновлення CO_2 . Він взаємодіє в розплаві з іонами важкоплавкого металу з утворенням оксикаціонів, які, відновлюючись на катоді до нижчих оксидів, разом з вуглецем включаються в катодний осад.

Введення CO_2 в атмосферу над вольфраматно-молібдатними ваннами змінює структуру поверхні та текстуру осадів. Наприклад, за 1123 К (особливо це помітно за 1273 К) і 10...40 об. % CO_2 зерна в осадах набувають переважно орієнтації з віссю $\langle 100 \rangle$, перпендикулярною основі. Здрібнення структури осадів під дією атмосфери вуглекислого газу дозволяє отримати осади молібдену або вольфраму завтовшки близько 1,0...1,5 мм.

Гайнулін Р.В., Малорот М.О., Габ А.І., Малишев В.В.

(Університет «Україна», м. Київ)

ОДЕРЖАННЯ НАНОПОРОШКІВ НА ОСНОВІ ВОЛЬФРАМУ КОМБІНОВАНИМ ХІМІКО-МЕТАЛУРГІЙНИМ МЕТОДОМ

E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

Метою даної роботи є розробка низькотемпературних методів, що дозволяють у ході виготовлення нанопорошків регулювати структуру та властивості одержаних кінцевих матеріалів.

У роботі для синтезу нанопорошків заданого складу на основі вольфраму використовували комбінований хіміко-металургійний метод, що поєднує осадження гідроксидів металів із розчинів відповідних солей з наступним водневим відновленням одержаного проміжного продукту. Початковими матеріалами для одержання проміжного продукту були: вольфраматна кислота, хлориди заліза, кобальту та нікелю.

Визначено умови взаємодії твердої вольфраматної кислоти з розчинами солей заліза, нікелю та кобальту. Встановлено, що найточніші результати щодо хімічного складу наноконпозицій на основі вольфраму можна одержати, якщо концентрації розчинів знаходяться в інтервалі 5...75 г/л. У табл. 1 подано результати рентгенофазового аналізу одержаного продукту.

Таблиця 1. Фазовий склад проміжного продукту на основі вольфраму

Фаза	WO_3	$\text{W}_{20}\text{O}_{58}$	Fe_2O_3	NiFe_2O_4	Co_3O_4	NiO	FeWO_4	WOCl_3
Вміст, об. %	64,12	21,98	3,72	3,36	2,54	2,02	1,92	0,34

З термогравіметричних даних щодо проміжного продукту, одержаних у двох середовищах: водні та гелії, слідує, що металізація хімічної суміші відбувається у декілька етапів і в різних температурних інтервалах. Проте температурні інтервали та температурні максимуми, що характеризують відновлення як ферумової, нікелевої та кобальтової, так і вольфрамової складових у суміші, зміщено у більш низькотемпературну область. Зниження температури металізації оксидів феруму, нікелю, кобальту пов'язано, можливо, зі зме-

ншенням площі взаємних контактів окремих часточок цих фаз, а також із зниженням парціального тиску води в об'ємі відновлюваної шихти в даному температурному діапазоні (200...500 °C) через присутність оксиду вольфраму. Окрім того, вольфрамова оксигеновмісна складова можливо, перешкоджає укрупненню часточок заліза, нікелю й кобальту, що також може призводити до зниження температури відновлення ферумової, нікелевої та кобальтової складових. Останні, в свою чергу, можуть впливати на електронну структуру початкової оксидної системи вольфраму, скорочуючи індукційний період утворення зародків і прискорюючи процес металізації оксиду вольфраму. При цьому, на відновлення оксиду вольфраму впливають не оксиди заліза, нікелю та кобальту, а їх відновлені фази. Збільшення кількості центрів утворення зародків на поверхні кристалітів оксиду вольфраму, якими є відновлені часточки заліза, нікелю та кобальту, прискорює процес металізації оксиду вольфраму.

В експерименті випробувано декілька температурних режимів водневого відновлення для синтезу порошків складу 7,2% вольфраму; 1,9% кобальту; 1,8% нікелю та 1,0% заліза. Температуру та тривалість процесу варіювали у діапазоні 923...1173 K протягом 1...2 годин. Було досліджено структуру, фазовий склад і дисперсність синтезованих порошків, які впливають на механізм консолідації та властивості масивних зразків. Рентгенівським аналізом встановлено наступний фазовий склад відновленого нанопорошку сплаву на основі вольфраму, об. %: W – 87,72; Ni – 6,14; γ -Fe – 2,63; Fe-Ni – 0,88; Co – 0,88. Хімічний склад відновленого нанопорошку сплаву на основі вольфраму характеризувався наявністю 89,9% вольфраму, 7,2% нікелю, 1,8% феруму та 1,1% кобальту.

З результатів фазового та хімічного аналізів відновленого порошку випливає, що оксидні й інтерметалідні фази у зразках є відсутніми, а хімічний склад порошку відповідає заданому. Електронно-мікроскопічні дослідження показали, що матеріал представлено щільними агломератами, середній розмір яких становить 300...400 нм із розміром окремих часточок 100 нм.

Глотка А.А., Гайдук С.В.

(НУ «Запорожская политехника», г. Запорожье)

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ГОМОГЕНИЗАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

E-mail: glotka-alexander@ukr.net

Одна из ключевых проблем современного авиационного двигателестроения – повышение рабочей температуры газа. За последние 50 лет развития реактивной авиации температура газа на входе в турбину возросла с 1200 K в двигателях второго поколения до 1800...1950 K в двигателях пятого поколения. Примерно 70% этого прироста было полу-

чено за счет совершенствования систем воздушного охлаждения лопаток газовых турбин, а 30% – в результате повышения уровня механических свойств жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), используемых для литья монокристаллических лопаток.

Учитывая то, что жаропрочность сплавов в значительной степени определяется термодинамической стабильностью фаз, которую предлагают [2] оценивать по температурам $t_{п.р}$, $t_{эвт}$, t_s , и t_L разработка методики расчета этих значений от химического состава сплава является актуальной задачей.

В результате обработки экспериментальных данных предложено соотношение

$$K_{\gamma} = \frac{\sum_{\gamma}(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}{0,2 \sum_{\gamma}(Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)}$$

элементов для оценки термодинамической ста-

бильности фаз, которое учитывает комплексное влияние всех компонентов сплава. Данное соотношение хорошо коррелирует с температурами $t_{п.р}$, $t_{эвт}$ и t_s , которые, в свою очередь, хорошо коррелируют с жаропрочностью сплавов. Так, температура полного растворения имеет следующую зависимость от предложенного соотношения $t_{п.р}^{\gamma'} = 14,316(\sum_{\gamma}/0,2\sum_{\gamma})^2 - 60,618(\sum_{\gamma}/0,2\sum_{\gamma}) + 1344,2$.

Температура эвтектического превращения так же хорошо коррелирует с K_{γ} и имеет следующую зависимость $t_{эвт}^{\gamma'} = 8,3131(\sum_{\gamma}/0,2\sum_{\gamma})^2 - 42,128(\sum_{\gamma}/0,2\sum_{\gamma}) + 1370,2$ ($R^2=0,86$). Также имеет высокий коэффициент детерминации ($t_s^{\gamma'} = 12,832(\sum_{\gamma}/0,2\sum_{\gamma})^2 - 61,611(\sum_{\gamma}/0,2\sum_{\gamma}) + 1410,4$; ($R^2=0,86$). Отсюда, можно рассчитывать ширину температурного интервала для эффективного проведения гомогенизирующего отжига в зависимости от содержания легирующих элементов в сплаве $\Delta t_{гом} = -15,29(\sum_{\gamma}/0,2\sum_{\gamma}) + 73,083$.

При температурах близких к температуре плавления элементы, которые входят в состав γ' - фазы и γ - твердый раствор исследованных ЖНС переходят в жидкость и оказывают комплексное влияние на величину t_L . Поэтому, в результате обработки экспериментальных данных, авторами было предложено соотношение элементов

$$K_{\gamma} = \frac{\sum_{\gamma}(Cr+W+Mo+Re+Co+Ru)}{\sum_{\gamma}(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}$$

, которое имеет высокую корреляцию с температурой

ликвидус для монокристаллических сплавов. Детальный анализ позволил выявить закономерности такого разделения зависимостей, которое сводится к следующему: сплавы второго и третьего поколения, в которых количество титана сводится к минимуму и повышается количество рения имеют зависимость температуры ликвидус от соотношения K_{γ} имеет следующий вид: $t_L = 7,2087(\sum_{\gamma}/\sum_{\gamma'})^2 - 0,8645(\sum_{\gamma}/\sum_{\gamma'}) + 1406,9$. Сплавы первого поколения имеют следующую зависимость температуры ликвидус от соотношения K_{γ} :

$$t_L = -3,9843(\sum_{\gamma}/\sum_{\gamma'})^2 + 31,908(\sum_{\gamma}/\sum_{\gamma'}) + 1342,8 \quad (R^2=0,85).$$

Таким образом, рассчитав температуры солидуса и ликвидуса, по приведенным регрессионным моделям, можно прогнозировать ширину температурного интервала кристаллизации, что существенно влияет на технологичность сплава при формировании бездефектной монокристаллической структуры в отливках. Для сплавов 2-3 поколения имеет следующую зависимость $\Delta t_{кр} = -50,731(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'})^2 + 241(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'}) - 18,91$. Сплавы первого поколения подчиняются следующей математической модели $\Delta t_{кр} = -4,4282(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'})^2 + 38,402(\Sigma_{\gamma}/\Sigma_{\gamma'}) - 6,4988$.

Говорун Т.П., Білоус О.А., Осічев Д.Р.

(СумДУ, м. Суми)

МОДЕЛЮВАННЯ СКЛАДУ СПЛАВУ СТІЙКОГО ДО АБРАЗИВНОГО ЗНОШУВАННЯ

E-mail: hovorun@pmtkm.sumdu.edu.ua

При абразивному зношуванні одним з основних критеріїв зносостійкості є висока твердість поверхневих шарів деталей, що працюють на знос. На даний час відомі різні способи отримання зносостійкого шару. Найбільш широко для цієї мети використовується різна наплавка: газова, індукційна, електродугова та інші [1]. Одним з найбільш ефективних методів отримання наплавленого металу є електродугове наплавлення порошковим дротом [2]. Тому розробка нового раціонального складу порошкового дроту, що забезпечує максимальну стійкість наплавленого металу в умовах абразивного зношування, є актуальним і своєчасним. Для отримання заданого хімічного складу і необхідних властивостей наплавленого металу різними методами проводять його легування.

У металах, наплавлених зносостійкими матеріалами, найбільш стійкі до зносу є карбіди. Однак і стійкість до зношування металевої матриці, що утримує карбіди, також має величезне значення. Найбільш сприятливою є мартенситно-аустенітна матриця, оскільки мартенсит добре чинить опір абразивному зношуванню, а аустеніт є в'язкою складовою, що перешкоджає викришуванню карбідів. Тому збільшення стійкості наплавленого металу абразивному зношуванню досягається шляхом легування його різними методами, за допомогою яких утворюються тверді карбіди і в'язка металева матриця. Чим вище твердість карбідів, наявних в сплаві, тим вище його зносостійкість.

В якості карбідоутворюючих елементів до складу залізо-вуглецевих наплавлувальних матеріалів вводять: С, Cr, Ti, В, W, РЗМ і т.п. При цьому залізо утворює з вуглецем карбід Fe_3C , в якому може розчинятися значна кількість різних елементів [2].

Перспективним напрямком підвищення зносостійкості є отримання математичними методами складу наплавочного матеріалу, що має економну систему легування, виходячи з

оптимального структурного і фазового складу сплаву для заданих умов зношування матеріалів. З урахуванням цього було розроблено склад самозахисного порошкового дроту для наплавлення виробів невеликих товщин з різних матеріалів. Метал, наплавлений цим дротом, являє собою сплав зі складною системою легування: Fe-C-Ti-Y-Mn-Si. В даному сплаві тільки ітрій є дорогим, проте його вміст коливається в невеликих межах, і не перевищує 0,24%. Кількість кожного з елементів визначали виходячи з його властивостей. Співвідношення елементів, які входять в дану систему, приймали достатнім для отримання наплавленого шару з необхідною структурою.

Розробку складу наплавленого металу здійснювали з використанням методу математичного планування експерименту [3]. При виборі оптимального складу здійснювали повний факторний експеримент типу 2^3 . Як фактори x_1 , x_2 , x_3 обрані вуглець, титан, ітрій – елементи, що найбільш ефективно впливають на підвищення зносостійкості сплавів. За параметр оптимізації y обрана відносна зносостійкість при абразивному зношуванні. В результаті був встановлений оптимальний склад наплавленого металу (y %): вуглець – 2,00; титан – 2,40; ітрій – 0,24.

Література:

1. Камель Г.І., Мілютин В.М., Івченко П.С., Панфілов А.І., Технологічні процеси та комплекси відновлення і зміцнення деталей (Дніпродзержинськ: ДДТУ: 2015).
2. Govorun T.P., Lyubich A.I. Surfacing Layer Development for Cast Iron Object Repair / Chemical and Petroleum Engineering. – 2016, Vol. 52, no. 7-8. - P. 502–505, DOI: 10.1007/s10556-016-0222-5.
3. Govorun T.P., Belous E.A., Lyubich A.I. Improvement of properties of high-strength cast irons by surfacing a metal with globular graphite / Metal Science and Heat Treatment. 2018, Vol. 59, no. 11–12. - P. 675-681, DOI 10.1007/s11041-018-0210-9.

Головаченко В.П., Цир Т.Г., Исайчева Н.П.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ СИСТЕМЫ ОТЛИВКА-ПРИБЫЛЬ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9М1

E-mail: onmlptima@ukr.net

В практике кокильного литья алюминиевых сплавов обычно объем прибыли завышен, а оптимальное соотношение отливка-прибыль документально не подтверждено.

В Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины проводятся работы по документальному подтверждению затвердевания и охлаждения системы отливка – прибыль, направленному на повышение качества отливок, производительности труда и экономии металла.

На рис. 1 приведені криві охолодження алюмінієвої отливки із сплаву АК9М1 масою 4 кг і прибіли аналогічної маси. Із їх аналізу следует: охолодження отливки в інтервалі температур кристалізації проходить зі швидкістю $0,32\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, її затвердіння разом установки термопару закінчується на 50 с. Внаслідок виділення теплоти кристалізації, швидкість охолодження до температури $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ незначально сповільнюється.

В подальшому отливка до температури $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ охолоджується зі середньої швидкістю $0,86\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, після чого швидкість охолодження сповільнюється і становить $0,22\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Затвердіння прибіли закінчується через 250 с, коли отливка вже охолодилася до температури $450\text{ }^{\circ}\text{C}$. При цьому різниця температур охолодження прибіли і отливки становить $118,9\text{ }^{\circ}\text{C}$.

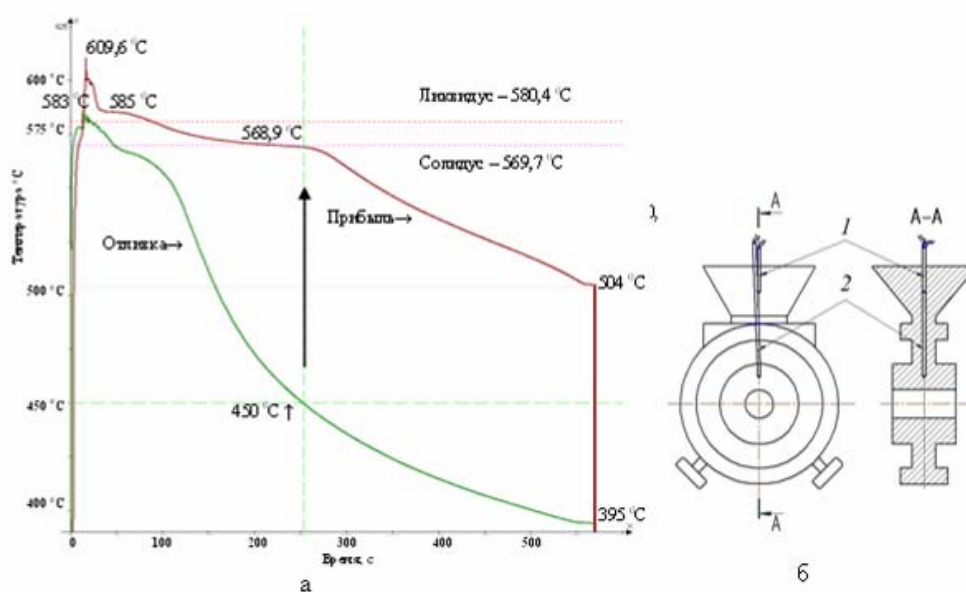


Рис. 1. Криві охолодження отливки і прибіли із алюмінієвого сплаву АК9М1 (а) і схема (б) установки термопар для вимірювання температури розплаву в формі і прибіли: 1 – положення термопару в прибіли; 2 – положення термопару в отливке

Після набору отливкою достатньої міцності (через 250 с, $T_{\text{отл.}} = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$) її можна вилучати із порожнини металічної форми. Однак, температура металу прибіли на даний момент часу відповідає лінії ліквідусу ($568\text{ }^{\circ}\text{C}$). Навіть систему отливка-прибіль вилучають із порожнини форми через $570\text{ }^{\circ}\text{C}$ при температурі отливки $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, а прибіли – $504\text{ }^{\circ}\text{C}$. Таким чином, цикл виготовлення отливки становить 570 с, а з урахуванням заливки $570 + 25 = 595\text{ с}$.

На основі проведених досліджень пропонується зменшити об'єм прибіли на 30%.

Гонтаренко В.І., Титаренко В.О.

(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

НЕМЕТАЛЕВІ ВКЛЮЧЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ

E-mail: 4723697@ukr.net

Для відповідального нового обладнання, що працює в умовах знакозмінного навантажень і важкого навантаження, динамічних ударів під час вибуху, а також при низьких температурах, в останні роки широко застосовується низьковуглецева економнолегована електросталь типу 09Г2, 09Г2С.

До виливків, сортового та листового прокату цих сталей пред'являються підвищені вимоги по однорідності та щільності структури, чистоті за включеннями і комплексу механічних властивостей. Зокрема, при температурі -60°C ударна в'язкість цих сталей повинна перевищувати норми ГОСТів і технічних умов, які передбачені для позитивних температур.

Вивчали вплив металургійних чинників на зміну властивостей сталі. Плавки проводили в індукційній електропечі з фракційним легуванням і модифікуванням в малих заливних ковшах. Це дозволило вивчити в чистому вигляді вплив досліджуваних присадок, виключивши інші металургійні чинники.

Шкідливий вплив сірки на пластичність і в'язкість сталі вивчено досить повно. Сірка в більшій мірі, ніж інші елементи, охрупчує сталь при низьких температурах.

Наведено дані щодо впливу зростаючого вмісту сірки на механічні властивості литої і катаної (поперечні зразки) сталі 09Г2 (розкислення тільки алюмінієм). Показники міцності залишалися стабільними, пластичність знижувалася незначно (20...30%), ударна ж в'язкість в поперечних зразках зменшувалася в 4...6 разів. Особливо збільшувалася хладноломкість. Ударна в'язкість в поздовжніх зразках знижувалася незначно, внаслідок більш сприятливої орієнтації сульфідних включень в площини зламів зразків. Характерно, що показники ударної в'язкості поперечних зразків катаної і литої сталі дуже близькі.

Розглянуто показники механічних властивостей фракційно модифікованої плавки сталі типу 09Г2 з вмістом сірки і фосфору близько 0,30% (кожного). В цьому випадку ефект модифікування проявлявся найбільш повно – ударна в'язкість збільшувалася в 1,5...2 рази. Ці ж дані підтверджують, що застосування таких глобуляризаторів, як кальцій і, особливо, барій і стронцій, за ефективністю наближається до присадок РЗМ, що має велике практичне значення в зв'язку з високою вартістю та дефіцитністю останніх. Виробництво сілікобарієвих і сілікостронцієвих лігатур в даний час успішно освоюється феросплавними заводами.

Взаємодія металу і включень багато в чому визначається комплексом основних фізико-механічних властивостей досліджуваних матеріалів, а також закономірностями їх зміни в залежності від температури, часу і режиму діючого навантаження.

Вивчили мікротвердість неметалевих включень і металевої матриці в діапазоні температур 20...1000 °С, що дозволило зробити висновки про деформуємість неметалевих включень різної природи та про виникнення напруженого стану в металі з вини важкодеформуємих включень.

Природу включень визначали методами оптичної металографії і мікродіфракційним аналізом локально-виділених включень на електронному мікроскопі УЭМВ-100К. Склад включень вивчали на мікрозонді MAP-2. Включення в металі досліджуваних плавок оцінювали за еталонними шкалами ГОСТ 801-60 і методами підрахунку «П» і «Л» ГОСТ 1778-70.

Мікротвердість сталі і неметалевих включень вивчали в широкому інтервалі температур (20...1000 °С). Дослідження проводили на високотемпературних установках ИМАШ-5С-65 та ИМАШ-9-66. Температуру вимірювали платиноводій-платиновими термомпарами. Великі сульфідні включення отримували методом дифузійного насичення при нагріванні до 1000 °С зразків, які розмістили в герметично закритий сталевий циліндр з порошком.

Вимірювання на установці ИМАШ-9-66 показали, що мікротвердість сульфідів марганцю в температурному інтервалі 600...1000 °С зменшувалася з 8 кгс/мм² до 3,8 кгс/мм² і практично не відрізнялася від твердості металевої матриці.

Мікротвердість оксидних включень у температурному інтервалі деформації металу (800...1000 °С) була у багато разів вище мікротвердості металу. При цьому твердість оксидних включень різного складу відрізнялася в десятки разів.

Гонтаренко В.І.

(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ ДОСЛІДЖЕННЯ

E-mail: 4723697@ukr.net

У дослідженні широко використовували високотемпературні установки типу ИМАШ-5С-65, що дозволяють вивчати одночасно зміну структури сплавів і характер їх руйнування в діапазоні заданих температур. Варіюючи температурні фактори, величини навантажень на зразки і циклічність їх застосування, можна створити умови найбільш близькі до дійсних експлуатаційних характеристик роботи жароміцних виливків.

З металу дослідних плавок виготовляли спеціальні зразки для випробувань на високотемпературній установці ИМАШ-5С-65. Перед випробуванням заміряли лінійні розміри зразків, наносили базові позначки для вивчення процесів деформації.

На установці зразки нагрівали контактним методом. Температура контролювалася платинородій-платиновою термопарою, привареною до центру робочої зони зразка. Контроль і запис температури здійснювали електронним потенціометром ПСР-1-08. Точність регулювання температури становила $\pm 0,5\%$.

Розтягування зразків здійснювалося в широкому інтервалі швидкостей від 2,5 до 3810 мм/год. Зусилля, що виникають в зразках, фіксувалися тензодатчиками опору і записувалися приладом, розробленим нами на базі підсилювача ПСР-1-08.

Поведінка металу і включень при нагріванні спостерігали під мікроскопом.

Випробування зразків при циклічних змінах температури здійснюються на спеціальних дорогих установках, що мають складні електричні схеми. Нами розроблена більш проста схема термоциклування для діючих високотемпературних установок типу ИМАШ, на базі автоматичного потенціометра ЭПП-09. Система термоциклування складається з системи лекал, реле часу і кінцевого вимикача. Інтервал температур «Т мін.-Т макс.» встановлюється поворотом на певний кут спеціального диска-лекала, який впливає на кінцевий вимикач. Останній подає команду на реле часу. Верхній рівень температурного циклу задається стрілкою-обмежувачем потенціометра, як і при звичайному регулюванні температури. Нижній рівень температури регулюється установкою диска-лекала. Тривалість часу витримки при заданій температурі задається за допомогою реле часу. Межа регулювання температури зразка при термоциклуванні можна вибирати в діапазоні від 20 до 1400 °С.

Для наближення умов лабораторних досліджень металу дійсним умовам роботи виливків випалювальних візків, був створений спеціальний контейнер, в який встановлювався досліджуваний зразок і засипався подрібненим окатишем. Після кожного випробування проводили заміну наповнювача. Зразок піддавався термоциклуванню в межах робочих температур і розтягуванню з розрахунковим навантаженням 5 МПа.

Розроблена методика випробування сталі, при циклічних змінах температури і в контакті з окислювальним середовищем дозволила об'єктивно оцінити вплив технологічних факторів на механічні показники, жароміцність, термічну втому і корозійну стійкість досліджуваного металу.

Грищенко Д.С., Підвисіцький А.М., Габ А.І., Малишев В.В.

(Університет «Україна», м. Київ)

**РЕГЕНЕРАЦІЯ НАНОПОРОШКІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ
СЕЛЕКТИВНИМ АНОДНИМ РОЗЧИНЕННЯМ**

E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

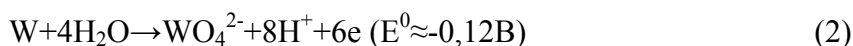
З типових стаціонарних потенціостатичних поляризаційних кривих для анодного розчинення ВК-6, кобальту і карбіду вольфраму та відновлення іонів водню на карбід-вольфрамовому електроді було отримано значення стаціонарного потенціалу електрода з ВК-6, що становить $-(0,32...0,34)$ В і знаходиться між значеннями стаціонарних потенціалів компонентів: кобальту $-(0,55...0,57)$ В і карбіду вольфраму $-(0,09...0,11)$ В. На поляризаційних кривих електрода з ВК-6 чітко спостерігається три ділянки. На першій $-(0,30...0,05)$ В значення логарифма густини струму збільшується лінійно з ростом потенціалу. При значеннях потенціалу $-0,02$ В струм різко падає і залишається практично сталим, поки потенціал не зросте до $0,70$ В (ділянка II). При подальшому підвищенні потенціалу струм знову експоненціально зростає (ділянка III).

Анодне розчинення штабиків ВК-6 здійснювалося в потенціостатичному режимі при значеннях потенціалу $-(0,25...0,05)$ В, що відповідають першій ділянці потенціостатичної кривої. При цьому струм повільно зменшується в часі (звичайно протягом $10...12$ год), а потім практично не змінюється.

На шліфі поперечного перерізу штабика ВК-6, який був підданий анодному розчиненню, візуально розрізняється дві зони. Межа, що спостерігається, розділяє основу, яка не піддається розчиненню, від частково розчиненого шару. Згідно з результатами рентгенофазового аналізу, шар, що піддавався розчиненню, складається з фази WC. Фаз кобальту і вольфраму там не виявлено. Вміст вольфраму в цьому шарі становить $93,1...93,8\%$, що відповідає його масовому вмісту в карбіді.

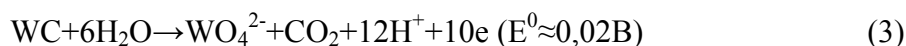
Для підтвердження передбачуваного механізму розчинення, штабики ВК-6 анодно розчиняли при різних значеннях потенціалу, що відповідають ділянкам I і II поляризаційної кривої, з різними тривалостями розчинення. З ростом потенціалу зростає швидкість розчинення кобальту і вольфраму, а також масове співвідношення Co:W у спільному вмісті розчинених металів. При потенціалах позитивніше $0,70$ В на анодній поверхні спостерігається виділення газу. Згідно з результатами хроматографічного аналізу, він ідентифікований як CO_2 .

Аналіз розчинів після анодного розчинення сплавів, а також результати металографічного, рентгенофазового і мікрорентгеноспектрального аналізів дозволяють стверджувати, що на ділянці I поляризаційної кривої селективно розчиняється фаза Co-W, залишаючи в штабіку зерна WC. Процес розчинення при цьому можна представити в такому вигляді:



Згідно з даними аналізів, вміст вольфраму в спільній масі розчинених металів становить 11,3...14,2%, що відповідає даним його розчинності в металевому кобальті. Слід також зазначити, що основна частина анодного струму відповідає розчиненню кобальту. Тому і поляризаційні криві на електродах із ВК-6 і кобальту схожі як за зовнішнім виглядом, так і кількісно.

Спільне розчинення кобальту і вольфраму помітно прискорюється з ростом потенціалу. При досягненні значення $-0,02\text{ В}$, струм різко падає до 15...20% від максимального значення. Пасиваційна плівка, згідно з даними рентгенофазового аналізу, в основному складається з оксиду вольфраму WO_3 і фосфату кобальту. З подальшим підвищенням потенціалу, струм починає повільно зростати, а при досягненні $0,7\text{ В}$ різко зростає. Це пов'язано зі значним зростанням внеску реакції



в анодний процес при потенціалах позитивніше рівноважного потенціалу цього процесу. У такому випадку практично весь розчинний вольфрам, за винятком невеликої кількості, отриманої за реакцією (2) і розрахованої за даними розчинення кобальту, утворюється за реакцією (3). Це підтверджують дані щодо внесків парціальних реакцій у загальний анодний процес.

Заміна часток розміру 1,0...2,0 мкм сплаву WC-6% Co на 0,5...1,0 мкм сплаву WC-5% Co призводить до збільшення швидкості розчинення в 1,1...1,3 рази.

Грона О.С., Кисла Г.П., Сисоєв М.О., Лобода П.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ СИСТЕМИ $\text{W}_4\text{C} - \text{Si}$

E-mail: sasha_grona@bigmir.net

Карбід бору займає третє місце серед ряду найтвердіших матеріалів, поступаючись лише алмазу та нітриду бору кубічної модифікації. Карбід бору має досить низьку густину у поєднанні з високими механічними властивостями, тому є досить цікавим об'єктом для дослідження. Даний матеріал є стабільним при досить високих температурах, саме тому він використовується як абразив або захисний матеріал, призначений для експлуатації в екстремальних умовах.

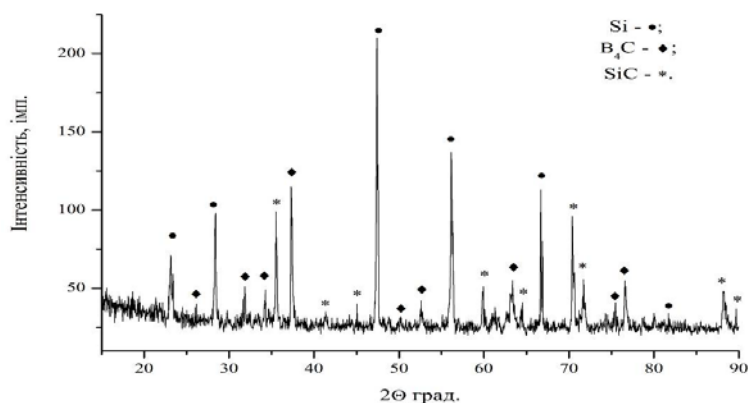


Рис. 1. Дифрактограма композиту $B_4C - Si$

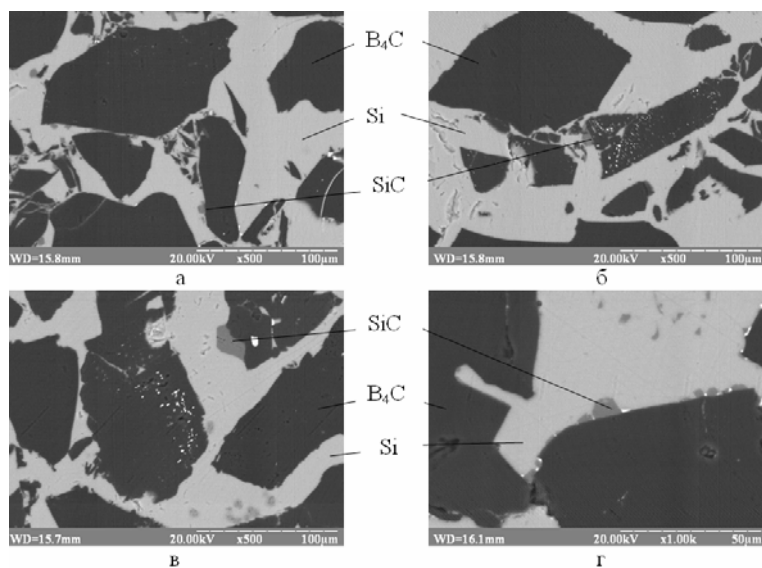


Рис. 2. Мікроструктури композиційних матеріалів $B_4C - Si$ з різною витримкою при наявності рідкої фази: а – 1 хв; б – 5 хв; в – 15 хв; г – 20 хв

Виміряна нами мікротвердість зерен карбіду бору дещо нижче теоретичної і складає близько 35 ГПа, що може бути пов'язано з відхиленням від стехіометричного складу.

Література:

1. Кислый П. С. Карбид бора / П. С. Кислый, М. А. Кузенкова, Н. И. Бондарук, Б. Л. Грабчук. – К.: 1988. – 138 с.

Отримати виріб з карбіду бору є нелегким завданням, оскільки у зв'язку з низьким коефіцієнтом дифузії та характерним йому ковалентним типом зв'язку, цей матеріал в чистому вигляді не спікається, високо щільні вироби з нього можна отримати методом гарячого пресування при температурах 1800...2200 °C [1].

В даній роботі були отримані композиційні матеріали системи $B_4C - Si$ шляхом інфільтрації карбіду бору кремнієм в електронно-променевій установці «ЕЛА-6». Композити були отримані з різним часом витримки при наявності рідкої фази (1, 5, 15 та 20 хв.).

Рентгенофазовим

аналізом встановлено, що в процесі інфільтрації в усіх зразках проходить хімічна реакція з утворенням карбіду кремнію (рис. 1). Карбід кремнію формується на поверхні зерен карбіду бору (рис. 2).

Дейнега Р.О., Михайлюк В.В., Петрик І.Я.

(ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)

АНАЛІЗ ТВЕРДОФАЗОВОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ МЕТОДОМ СТАТИЧНОГО МОМЕНТУ

E-mail: iyap@ukr.net

Дослідження термодинамічних властивостей, рівноважних фазових діаграм і фазових переходів мають велике значення для нових матеріалів, розробок технологічних сплавів і нанорозмірних матеріалів. На даний час існує ряд теоретичних підходів для вивчення термодинамічних властивостей і фазових переходів металів і сплавів, які широко вивчені за допомогою квазігармонічних наближень: моделювання методами молекулярної динаміки, метод самоузгодженої теорії фононів та ін. Нами розроблено метод статичного моменту, який дає змогу отримати аналітичні рівняння на основі формул моментів квантово-статистичній механіці, з врахуванням впливу ангармонізму теплових коливань ґратки. В даній роботі описано вільну енергію Гельмгольца Ψ отриману методом статичного моменту, а також здійснено аналіз фазового перетворення перехідних металів IV-B групи періодичної системи елементів на прикладі Ti.

Запишемо вільну енергію Гельмгольца для системи з N атомів у вигляді:

$$\Psi = U_0 + \Psi_0 + \Psi_1,$$

де, U_0 – потенційна енергія системи;

Ψ_0 – вплив на вільну енергію гармонічних коливань;

Ψ_1 – вплив ангармонізму на вільну енергію.

У межах методу статичного моменту вільна енергія системи задається рівнянням:

$$\Psi = U_0 + 3N\theta \left[X + \ln(1 - e^{-2X}) \right] + 3N \left\{ \frac{\theta^2}{k^2} \left[\gamma_2 X^2 \coth^2 X - \frac{2}{3} \gamma_1 \left(1 + \frac{X \coth X}{2} \right) \right] + \right. \\ \left. + \frac{2\theta^3}{k^4} \left[\frac{4}{3} \gamma_2^2 X^2 \coth X \left(1 + \frac{X \coth X}{2} \right) - 2\gamma_1 (\gamma_1 + 2\gamma_2) \left(1 + \frac{X \coth X}{2} \right) (1 + X \coth X) \right] \right\},$$

де $X = \hbar\omega/2\theta$ і $\theta = k_B T$. k і γ_i – константи з врахуванням впливу ангармонізму теплових коливань ґратки другого і четвертого порядку відповідно.

Нами розглянуто структурні фазові перетворення перехідних металів Ti, Zr та Hf, які здійснюють ГЦУ $\rightarrow$ ОЦК перехід при температурах 1155, 1135 і 2015 К відповідно. На рис. 1 видно, що енергії Гельмгольца для фаз ГЦУ та ГЦК майже ідентичні в області температур нижче 500 К, із зростанням температури стабілізується ГЦУ-фаза, а також енергія

Гельмгольца в ОЦК-фазі дуже швидко зменшується при збільшенні температури. Таке зменшення енергії Гельмгольца виникає внаслідок ангармонізму теплових вібрацій ґратки.

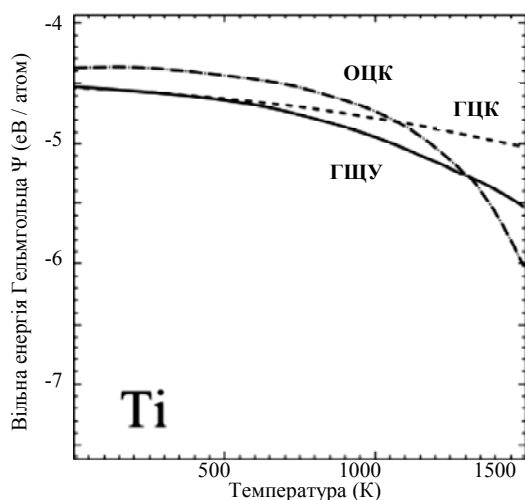


Рис. 1. Температурна залежність вільних енергій Гельмгольца Ψ (eV/атом) кристалів Ti з структурами ОЦК (штрих з крапкою), ГЦК (штрихова) та ГЦУ (суцільна лінії)

ОЦК-кристалічні структури елементів IV-B групи механічно нестійкі. Як ми бачили вище, ОЦК-структура стабілізується за рахунок ефектів ангармонізму температурних коливань ґратки при високій температурі. Прикладом цього є експериментальні дані, що ці три метали стають більш жорсткими в межах ОЦК фази з підвищенням температури.

Слід зазначити, що метод статичних моментів можна застосовувати для розрахунків вільної енергії Гельмгольца Ψ однокомпонентних металів, також її можна узагальнити на випадок сплавів, обчислювати теплове розширення ґратки, специфічні теплоти, модулі пружності на розтяг та зсув і т.д. з врахуванням ефектів ангармонізму теплових коливань ґратки.

Загалом, стійкість високотемпературної ОЦК-фази металів IV-B групи можна пояснити характеристичною нелінійною залежністю (зменшенням) параметрів ангармонічності γ_i від збільшення зміщень атомів в ґратці. Тут слід зазначити, що ефекти ангармонізму теплових коливань ґратки більш виражені для ґраток, які мають менші координатні числа. Фазовий перехід ГЦП до ОЦК відбувається за рахунок аномалій фононів вздовж напрямку $[\xi\xi0]$. Таким чином, при нульовій температурі і нульовому тиску модулі пружності зсуву стають негативними, а ОЦК-кристалічні структури елементів IV-B

Денисенко М.І.¹, Маслюк В.А.², Яковенко Р.В.²

(¹ВП НУБіП України «Немішаївський агротехнічний коледж», смт. Немішаєво, ²ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України, м. Київ)

**НОВІ МІКРОКОМПОЗИЦІЙНІ МЕТАЛОКЕРАМІЧНІ МАТЕРІАЛИ З ВЕЛИКИМ
ОПОРОМ ЗНОШУВАННЮ ТА РЕГУЛЬОВАНИМИ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИМИ
ВЛАСТИВОСТЯМИ**

E-mail: yarom1@ukr.net

Методами порошкової металургії виготовляють мінералокерамічні матеріали, основою яких є оксид алюмінію (корунд), карбід кремнію (карбокорунд), а також карбід бору.

Основною особливістю порошкових металокерамічних конструкційних деталей є їх висока щільність і міцність, що наближаються до щільності і міцності деталей з прокату і литва. Один з ефективних методів підвищення стійкості деталей машин до абразивного і корозійного руйнування – використання для їх виготовлення порошкових кераміко-металевих матеріалів з гетерогенною структурою, у тому числі армуючих вставок із твердих сплавів, наплавов і покриттів з них. При цьому, поряд з карбідотитановими сплавами для виготовлення зносостійких конструкційних деталей і технологічної інструментальної оснастки, для цих цілей використовують більш дешеві безвольфрамові тверді сплави на основі карбіду хрому з нікелевою (КХН), нікель-фосфорною (КХНФ) і сталевую (КХЖ) зв'язками. Особливо ефективно використання карбідохромових сплавів для виготовлення деталей, що працюють в умовах одночасного впливу декількох факторів – абразивного зношування, тертя, корозійного середовища і підвищених температур, де вони мають значні переваги перед відомими твердими сплавами.

Високостійкими проти спрацювання є карбідохромові матеріали з нікелевою зв'язкою. Для деталей, що працюють в умовах абразивного зношування, вибирають сплави з малим вмістом нікелю (5...15%), що забезпечують високу твердість та стійкість проти спрацювання; для деталей, що зазнають динамічних навантажень – сплави з максимальним вмістом нікелю і, отже, з найбільшою ударною в'язкістю.

Підготовлено для узгодження з замовником проект технічної документації на отримання порошкових сумішей матеріалів КХЖ65 і КХЖ85 та виготовлення з них молотків кормодробарок. Виробничі випробування підтвердили, що виготовлення молотків кормодробарок шаруватої конструкції з робочою поверхнею із сплаву КХЖ65 забезпечує ефект самозагострювання за рахунок регулювання різниці в зносостійкості робочих граней і серцевини.

Виготовлена також дослідна партія молотків армованих пластинами із карбідохромового сплаву КХНФ15. Модульні пластини паяються на сталеву основу молотка прямокутного перерізу.

Разом з науковцями Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України розроблено порошковий композиційний матеріал на основі карбідів хрому і титану зі зв'язкою з нікелевого сплаву КХТНФ25. Встановлено, що наробіток на одну грань експериментального молотка кормоподрібнювача армованого сплавом КХТНФ25 складає 980...1050 тонн, що в 4,5 рази перевищує наробіток на одну грань серійного молотка зі сталі 65Г.

Переваги порошкової металургії у порівнянні зі звичною технологією плавки і литва металів, обробки тиском та наступної механічної обробки полягають у можливості отримувати матеріали як високої чистоти і однорідності, так і складних композицій з металів і неметалів, більш точно контролювати всі стадії технологічного процесу, регулювати розміри зерен, уникати стрічкових включень, анізотропії властивостей та інших дефектів отримуваних матеріалів.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

НОВЫЕ СПОСОБЫ ВЗАИМОДОПОЛНЕНИЯ ЛИТЬЯ И ТЕРМООБРАБОТКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ОТЛИВОК ИЗ ВЧ

E-mail: doro55v@gmail.com

Литейное производство являет один из лучших примеров ресурсоэффективности, поскольку отливки практически полностью доступны для переработки, по окончании «жизненного» цикла отливки переплавляют для производства новых, ежегодно закупая миллионы тонн металлолома. Кроме того, современные системы позволяют регенерировать до 95% песка для производства форм. Таким образом, литейная промышленность заслуживает особого уважения в том, что касается переработки. Многие литейные заводы вкладывают средства в технологию и сокращают потребление ресурсов на постоянной основе. Особенности этого процесса и движущей силой являются оцифровка при моделировании производства, а 3D-печать позволяют не только лить очень сложные детали, но и заменить энерго-, ресурсо- и трудоемкий метод проб и ошибок, что повышает не только конкурентные позиции литейных цехов, но и позволяет реализацию устойчивых стратегий [1].

В плане исследовательской работы «Научные и технологические основы создания высокопроизводительных литейных процессов получения литых конструкций из железо-

углеродистых сплавов в песчаных формах» для отливок из высокопрочного чугуна (ВЧ) разработан способ литья в сочетании с термообработкой (ТО) (пат. 123731 Украины). Этот и ряд аналогичных способов (пат. 131581, 131907, 131968 Украины) основаны на литье ВЧ в вакуумируемой (на момент заливки металлом) форме из сухого песка с удалением отливок в горячем аустенитном состоянии из сыпучего песка формы. Затем отливку в течение до 15 с переносят на закалку с изотермической выдержкой для получения бейнитной структуры металлической матрицы. Такой процесс литья с ТО (особенно с толщиной стенки отливки выше 20 мм) может позволить получение отливки быстрее, чем при традиционном ее охлаждении в сухом песке формы. Изотермически закаленный ВЧ (Austempered Ductile Iron, ADI) может достигать прочности $\sigma_b = 1200 \dots 1300$ МПа. Кроме того, предложен способ закалки отливки из ВЧ в псевдооживленном (кипящем) слое песка (пат. 133701 Украины), который по скорости охлаждения отливки находится между процессами контакта ее с водой и маслом. Сухой дисперсный компонент не дает пара и продуктов горения в контакте с горячей отливкой (это улучшает условия труда) и не требует мытья отливки после закалки, как часто после жидкой (полимерные растворы) среды, а также уменьшает вероятность переохлаждения отливки. Для случаев прилипания краски к поверхности отливки, песчаных слоев или местных зон пригара, особенно для крупных отливок и в местах подвода к ним металла, рассмотрен способ закалки подачей на горячую подвешенную и вращающуюся в камере отливку воздушно-песчаной смеси (как при пескоструйной обработке), включая использование щелевого сопла или двух и более сопел. Отработанный материал осыпается вниз и поступает в сепаратор, а затем снова на обработку. Разная степень усадки при охлаждении горячих металла и неметаллических слоев способствует легкому их отделению, что допустимо для отливок в аустенитном состоянии, выбитых из форм из смесей по-сырому. Способ сочетания литья и ТО экономит продолжительность производства металлопродукции, экономит затраты на нагрев и выдержку для аустенизации отливок из ВЧ, присущих традиционно отдельным процессам литья и ТО. К сожалению, ВЧ типа ADI редок для цехов Украины, хотя в ряде стран Европы и США марки ADI стандартизированы, и эти чугуны быстро распространяются в машиностроении.

Литература:

1. Carina Hendricks. Tremendous potential – environmental, economic and social sustainability in foundries // GMTN 2019 – Specialist article no. 6 / January 2019. URL: www.gifa.com

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ОХЛАЖДЕНИЕ ОТЛИВОК С ПОМОЩЬЮ КРИОТЕХНОЛОГИИ

E-mail: doro55v@gmail.com

В плане развития теории и практики теплообменных процессов и структурообразования при течении, охлаждении и кристаллизации сплавов в литейной форме, создания методов литья с использованием вакуума и криотехнологий, а также рентабельных ресурсосберегающих технологических процессов получения литых деталей рассматривали способ литья в оболочковые формы с опорным наполнителем (ОН) в контейнерах. Такие формы получают по разовым моделям или по горячей металлической модельной оснастке. ОН (чаще кварцевый песок) упрочняет извне оболочку и препятствует вытеканию из нее металла при образовании ее несплошности. С целью ускорения на 25...50% литейного процесса, согласно справочнику под ред. В. А. Ефимова «Специальные способы литья» (с. 181), опорный слой вакуумируют во время заливки металлом оболочек, удаляя выделяющиеся газы. После образования на отливке достаточно толстой твердой корки вакуумирование прекращают.

Учитывая опыт литья в вакуумируемые и замороженные формы [1], а также формовку песчаной смеси с сыпучим зернистым льдом, входящим в ее состав (пат. 91224 Украины), предложено использовать для оболочковых форм ОН из такой смеси с зернистым льдом в количестве 5...100%. При засыпке песчаной оболочки таким ОН в контейнере она с комнатной температуры в течение нескольких минут охладится до температуры близкой к температуре ОН со льдом. Затем заливка металлом такой оболочки, затвердевание и охлаждение отливки будет подобно литью в замороженной форме с получением более мелкозернистой структуры и некоторым ускорением охлаждения, чем в традиционные формы без признаков криотехнологии [1]. Вакуумирование сыпучего ОН обеспечит направленный газоотвод и даст эффект вакуумного всасывания, которое улучшит формозаполнение металла. Песчаная оболочка послужит теплоизолятором для металла при заливке, но таяние льда, особенно при ОН на 100% изо льда, позволит оболочке с отливкой двигаться вниз ко дну контейнера, проплавливая лед в контейнере. Быстрое охлаждение отливки будет подобно операции закалки в литейной форме. В конечном итоге отливка быстро окажется в контейнере с водой. Оболочковая форма из-за перепада температур и разной усадки металла и неметаллических материалов осыплется с отливки. Наличие льда в ОН от 5 до 100% даст картину взаимодействия отливки и формы от варианта литья в замороженные формы до варианта литья с самозакалкой отливки в литейной форме путем ее

контакта с плавящимся льдом и водой, заполняемой формовочный контейнер. Толщиной оболочковой формы в зависимости от вида металла и толщины стенки отливки можно регулировать скорость процесса кристаллизации, степень зернистости структуры и фазовый состав металла отливки. А температурой и массой ОН и долей в нем льда также можно в некоторых пределах регулировать операции, свойственные термообработке. Многие металлы для литья в кокиль с быстрым охлаждением могут входить в область применения такого литейного способа с термообработкой, а именно, закалкой отливок в литейной форме. При этом процессы плавления льда, испарения воды и конденсации пара в контакте со льдом подобны явлениям природы. А естественный природный ресурсооборот есть смысл создания природоподобной (like-nature) техносферы с природоподобными технологиями. Описанный способ патентуется.

Литература:

1. Черновол А. В., Дорошенко В. С. Способы воздействия песчаной вакуумируемой формы на кристаллизацию и охлаждение отливки. // Литье-2007: Тез. докл. - К. Редакция журнала «Процессы литья», 2007. – С. 37-38.
2. Ковальчук М.В., Нарайкин О.С. и др. Природоподобные технологии: новые возможности и новые вызовы // Вестник РАН.-2019.- Т. 89, № 5. - С. 455-465.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

МОДУЛЬНАЯ КОМПЛЕКТАЦИЯ ЛИТЕЙНЫХ РОТОРНО- И РОБОТО-КОНВЕЙЕРНЫХ ЛИНИЙ

E-mail: doro55v@gmail.com

На основе концепции проф. Шинского О. И. о модульной комплектации высокопродуктивного, автоматизированного оборудования и литейных роторно-конвейерных комплексов рассмотрены роторно- [1] и робото-конвейерные линии [2]. Если первые служат для крупносерийного и массового производства, то роботам доступно мелкосерийное, и их совершенствуют по 6-ти направлениям: 1) мощные роботизированные руки (есть примеры грузоподъемностью 2, 3 т); 2) мобильные коботы – роботы, которые работают вместе с людьми; 3) датчики для гигантских роботов для большей безопасности людей; 4) рост числа роботов для работы в опасной (в т.ч. «горячей») среде; 5) «мягкие» роботы; 6) роботизированные экзоскелеты, носимые людьми.



Рис. 1. Примеры мягкой руки робота и роботизированного участка изготовления песчаных оболочек по выплавляемым моделям (ЛВМ)

Примеры применения роботов на литейных (рис. 2) и термических (рис. 3) участках показаны из открытых источников Интернета.

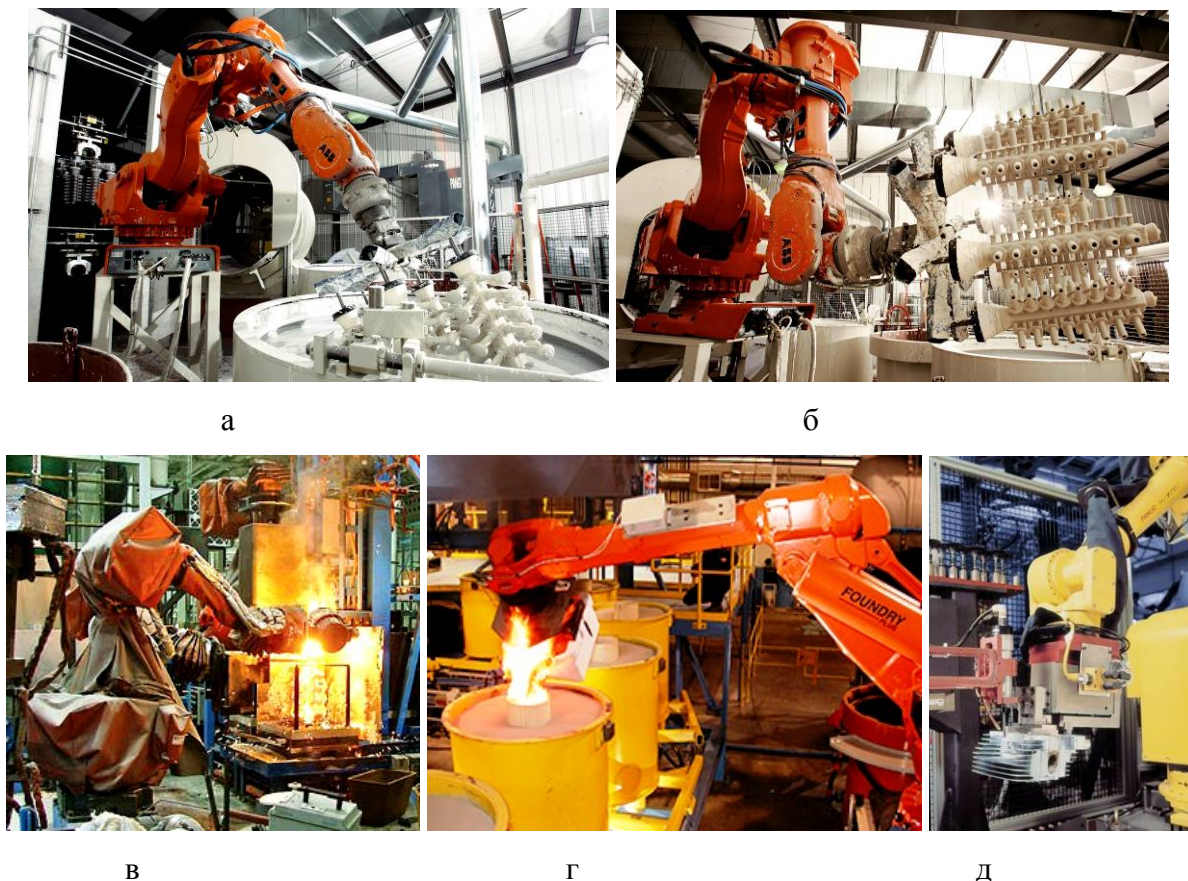


Рис. 2. Роботы на литейных участках: а – нанесение жидкого покрытия на разовые модели; б – вращение модельных кустов во избежание подтеков; в – заливка металлом оболочковых форм; г – заливка форм по газифицируемым моделям (ЛГМ-процесс); д – удаление заусенцев на отливках

На участку ЛВМ (рис. 2, а) на заднем плане за манипулятором АBB видны поворотный барабан для нанесения сухого компонента на модельные кластеры при их вращении роботом в полости барабана, а слева – двухрядный конвейер сушила, на который робот подвешивает кластеры (<https://www.shellomatic.com>).



а

б

Рис. 3. Термическая печь с вращающимся подом (а) компании CAN-ENG, США (<http://www.can-eng.com>) и загрузка роботом (б) такой печи отливками в 3 ряда

Термическая печь с вращающимся подом как роторный модуль показана в схеме комплектации с литейным роторно-конвейерным комплексом в работе [1].

Литература:

1. Дорошенко В.С. Концепция роторно-конвейерного комплекса для литья по газифицируемым моделям и термообработки отливок // *Металл и литье Украины*. - 2019. - № 1-2. - С. 31-40.
2. Беляева С. Роторно - и робото-конвейерные линии. Конспект лекций. М.: МГТУ им. Баумана. - 2013. - 36 с. URL: <https://pandia.ru/text/78/539/90284.php>.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, м. Київ)

ЗАСТОСУВАННЯ ПРОПАНТІВ У ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСАХ

E-mail: doro55v@gmail.com

Застосування пропанта для лиття за моделями, що газифікуються, (ЛГМ) описано В. А. Андерсоном, як сипкого формувального матеріалу високої текучості для заповнення тонких каналів разових моделей гідроапаратури. Пропант (або проппант, від англ. propping agent – розклинювальний агент) – гранульований матеріал, створений для підви-

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

щення віддачі свердловин в нафтовидобувній технології гідророзриву пласта (ГРП). Пропанти алюмосилікатний (ГОСТ Р 51761-2013) чи магнезійно-кварцовий (ГОСТ Р 54571-2011) та ін. закачують в нафтові чи газові пласти під тиском. Пропант, маючи високу здатність до проникання крізь свердловину у тріщини від ГРП, їх утримує для викачування без залишку нафти і газу зі старіючих свердловин. В Україні пропанти застосовують з 1950-х рр. (<http://newgas.org.ua>) для видобутку вуглеводнів на виснажених родовищах. Алюмосилікатний пропант – гранульований вогнетривкий матеріал, кожна гранула якого – керамічний виріб, отриманий високотемпературним випалюванням фракційованого глинозему. Для ливарних форм придатні алюмосилікатний чи магнезійно-кварцовий (на основі силікату магнею і кварцового піску) пропанти насипної густини $1,8 \text{ г/см}^3$, сферичності 0,9 та середнього розміру 0,339 мм. Останній пропант отримують попереднім випалюванням природного серпентиніта при $750 \dots 1150 \text{ }^\circ\text{C}$ для видалення вологи і утворення форстериту, потім – помел матеріалу з кварцполевошпатним піском, гранулювання шихти і випалювання гранул при $1200 \dots 1350 \text{ }^\circ\text{C}$ (пат. 2613676 Росії).

Висока плинність і проникність гранул пропанта, створеного для максимального заповнення тріщин, в ливарних процесах доцільно реалізувати для заповнення можливих порожнин навколо стінок разової моделі, а також виливка. Останній спосіб полягає у видаленні гарячого виливка з сипкого піску форми і термообробці (ТО), а саме ізотермічному гартуванні його (зокрема, з ізотермічною витримкою при температурах бейнітного перетворення) в гарячому середовищі пропанта, яким засипають виливок в контейнері [1]. Це значно скорочує охолодження виливка в піщаній формі та економить на його нагріванні до аустенітного стану і витримці (аустенізації) порівняно з традиційною ТО з нагрітими рідкими середовищами у вигляді розплавів солей і лугів, здатних до шкідливих виділень. При цьому видаленням джерела нагрівання з піщаної форми також економлять на охолодженні сипкого піску для повторного виготовлення форми. Висока плинність кульок нагрітого пропанта дозволяє швидко засипати виливок в контейнері для ТО і видалити його з пропанта, формувальні піски для цього мають гіршу текучість.

Висока газопроникність пропанта корисна при ЛГМ для зменшення «втрат» вакууму по глибині форми і у тонких каналах моделей, що дозволяє ефективно видалити гази від деградації моделі. Ця підвищена проникність дозволяє утворювати композити проливанням розплаву металу на сотні міліметрів крізь пори пропанта під тиском на метал чи засмоктуванням металу вакуумуванням. Такі композити з залізовуглецевим сплавом значно зменшують питому вагу, ніж сам сплав. Пропант з Al_2O_3 дозволить виготовляти композитні прошарки на абразивному металевому інструменті, а також виготовляти виливки з поверхнями

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019
«протиковзання» частковим просоченням металу крізь шар пропанта за методом цілеспрямованого створення механічного пригару [2].

Література:

1. Патент 131581 Україна, МПК B22D 7/00, B22D 23/00. Спосіб виготовлення виливків з бейнітного або аусферитного залізвуглецевого сплаву (чавуну, сталі) // В.С. Дорошенко, В.О. Шинський, опубл. 25.01.2019, Бюл. № 2.
2. Дорошенко В.С. Оболочковые литые конструкции с декоративным пригаром // Литво. Металургія. 2017: Матеріали XIII міжнародн. науково-практич. конф. (23-25.05.2017, м. Запоріжжя). – Запоріжжя. АА Тандем. – С. 48 – 50.

Дорошенко В.С., Кравченко В.П.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ІНТЕРВАЛЬНА МОДЕЛЬ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ШВИДКОСТІ РУХУ РОТОРНО-КОНВЕЄРНОЇ ЛІНІЇ З ВИРОБНИЦТВА ВИЛИВКІВ ЯК НЕПЕРЕРВНО-ДИСКРЕТНОГО ПРОЦЕСУ

E-mail: doro55v@gmail.com

Реалізація роторно-конвеєрних комплексів (РКК) в ливарних цехах не досягла значних успіхів тому, що їх проектування потребує нових технологій формоутворення ливарних моделей, форм, металевих виливків у процесах заливання, тверднення і охолодження останніх, а також нових математичних моделей (ММ), об'єднуючих неперервні і дискретні складові процесу лиття. У зв'язку з цим розглядалась задача розробки інтервальної моделі для визначення швидкості руху такого РКК, адекватність цієї моделі на прикладах для заданих технологічних параметрів з вибором чи розрахунком корегуючих показників.

Серед основних етапів лиття – виплавка розплаву металу з відповідної шихти, затвердіння металу та охолодження виливків під час руху на конвеєрі. Цей процес потребує оптимальної швидкості руху лінії РКК. З одного боку швидкість має бути якомога більшою, щоб забезпечити високу продуктивність, а з іншого – достатньою для затвердіння-охолодження виливка. Останнє часто є найбільш тривалим процесом, що залежить від виду та маси m металу виливка тощо. Враховуючи різноманітність характеристик виливків, потрібно експериментально досліджувати час їх затвердіння-охолодження в залежності від ряду чинників, що призведе до тривалого налаштування РКК та зменшення його рентабельності. Тому метою даного дослідження була розробка ММ для розрахунку оптимальної швидкості руху конвеєра за умов різних характеристик сировини і виливка. Швидкість v руху лінії РКК визначали за часом t затвердіння-охолодження виливка: $v = L/t$, де L – довжина лінії РКК. Якщо визначальним у виразі швидкості руху лінії РКК є час затвер-

діння розплаву і охолодження виливка, то ММ для швидкості руху конвеєрної лінії шукатимемо в такому вигляді: $v=L / f(m, V_g, V_p, V_k)$, де $f(m, V_g, V_p, V_k)$ – деяка невідома функція від відомих корегуючих величин, що визначають час затвердіння-охолодження при русі конвеєрній лінії. Для знаходження такої залежності потрібно отримати ці необхідні дані. Тоді, якщо функція $f(d, V_g, V_p, V_k)$ буде лінійною з невідомими коефіцієнтами, то отримана система буде інтервальною системою лінійних алгебричних рівнянь. Спочатку слід обґрунтувати структуру функції $f(m, V_g, V_p, V_k)$, тобто її загальний вигляд. Процес вибору структури ММ є достатньо складний та може бути організований із застосуванням формального апарату, наприклад, індуктивних методів, або вивчатись неформально, тобто виходячи із самих фізико-технічних ливарних міркувань. Спочатку в нашому випадку будемо використовувати неформальний підхід, тобто відштовхуючись від самого фізичного змісту ливарного процесу. При цьому спочатку будемо використовувати найпростіші структури, послідовно їх ускладнюючи. Тому на першому етапі будемо розглядати найпростішу структуру у вигляді лінійної залежності відносно відповідних невідомих коефіцієнтів. Для знаходження оцінок цих коефіцієнтів потрібно скласти інтервальну систему лінійних алгебричних рівнянь відносно коефіцієнтів та обчислити інтервальні оцінки невідомих коефіцієнтів. Якщо ця інтервальна система виявиться сумісною, то задана структура моделі у лінійному вигляді виразу буде достатньою. У протилежному випадку потрібно ускладнювати структуру моделі. Пропоновану інтервальну модель можна використати для обчислення оптимальної швидкості руху РКК. Зміна корегуючих величин може підвищити цю швидкість, збільшивши її продуктивність.

Таким чином, в процесі побудови моделі запропоновано її лінійну структуру. Встановлено, що налаштування параметрів (коефіцієнтів) моделі на основі неточних експериментальних – інтервальних даних є задачею розв’язування інтервальної системи лінійних алгебричних рівнянь. Для розв’язування зазначеної системи можливо використовувати відповідні методи оптимізації параметрів ливарного процесу.

Досенко С.Д., Лежнін К.В., Малахов Г.Б., Мастний М.І., Несін В.В.

(ІСТЕ СБУ, м. Київ)

ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИКОНАННЯ ОТВОРІВ З РІЗЬБОЮ 1/4" (20 ВИТКІВ НА ДЮЙМ) В ЕРТАЛОНІ

E-mail: witnes@ukr.net

Конструкційний матеріал ерталон чорний характеризується насиченістю мастилами [1]. Поверхневі шари при взаємодії деталей та при дії інструменту на матеріал під час обробки, створюють самозмашувальний антифрикційний прошарок, який упереджує деталі від руйнування при експлуатації та протидіє механічній обробці при виготовленні.

Як і більшість пластмас, ерталону притаманна компенсація форми при виконанні отворів. В діапазоні діаметрів від 1,0 до 10,0 мм, така компенсація становить 0,1 мм після припинення дії інструменту на матеріал. Тобто, для виконання отвору потрібного діаметру застосовується свердло збільшеного діаметра:

$$d_{\text{отв}} [\text{мм}] = d_{\text{інстр}} [\text{мм}] - 0,1 [\text{мм}] \quad (1)$$

Для визначення необхідного діаметра отвору під різьбу застосовано переведення дюймового розміру в метричний $\text{Ø}1/4'' = \text{Ø}6,4 \text{ мм}$ [2]. Рекомендований діаметр отвору під нарізання такої різьби $\text{Ø}(6,4-1,27) \text{ мм} = \text{Ø}5,13 \text{ мм}$. Де 1,27 мм – крок різьби 20 витків на дюйм. Використаний наближений $d_{\text{отв}} = \text{Ø}5,2 \text{ мм}$. Для виконання такого отвору застосовується, відповідно до (1), свердло $d_{\text{інстр}} = \text{Ø}5,3 \text{ мм}$.

Виконання різьби в ерталоні також піддається компенсації форми. Пріоритетними напрямками вдосконалення технології виконання отворів з різьбою $1/4''$ (20 витків на дюйм) авторами роботи були визначені:

1. Зменшення забірної частини з одночасним наданням ріжучих властивостей всій робочій частині мітчика (рис. 1).

2. Збільшення площі контакту інструменту з матеріалом.

Варіант застосування однієї канавки мітчика замість 3-4 для збільшення площі контакту – себе не виправдав через нестабільність врізання, опір матеріалу обробці та погане виведення стружки. Тому при виготовленні спеціального інструменту для виконання різьби $1/4''$ (20 витків на дюйм) у ерталоні були реалізовані наступні зміни порівняно зі стандартним, що застосовується для металевих конструкційних матеріалів:

1. Виконані 3 канавки зміненої форми (правий малюнок на рис. 2).

2. Основна робоча частина мітчика виконана циліндричною, без зворотного калібрувального конусу.

3. Коротку забірну частину мітчика зменшено на 68%.

4. Ріжуча властивість надана всій робочій частині інструменту.

5. Збільшено довжину лінії контакту інструменту з ерталоном в межах кожного витка на 17%.

6. Збільшено довжину робочої частини мітчика на 39%.

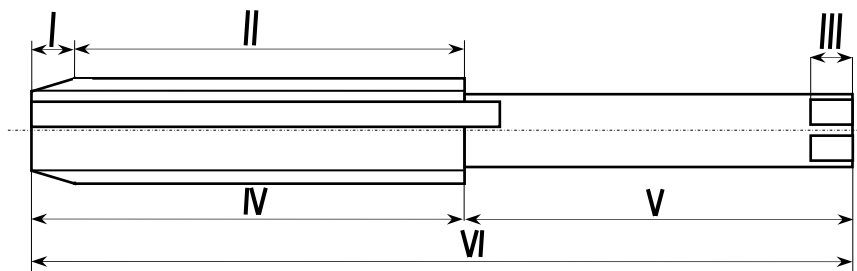


Рис. 1. Елементи мітчика: I – забірна частина; II – калібрувальна частина; III – хвостик; IV – робоча частина; V – хвостова частина; VI – загальна довжина мітчика



Рис. 2. Форма варіантів перерізу мітчика з канавками

Вказані реалізовані зміни при виготовленні спеціального інструменту дозволили досягти високої технологічності процесу виконання різьби.

Література:

1. Полиамид. – Режим доступу: <http://aplast.com.ua/poliamid>.
2. Таблица перевода дюймовых размеров в метрические // Соотношение дюйма и миллиметра. – Режим доступу: <http://www.xiron.ru/content/view/9/26// javascript:void>

Доценко Ю.В., Селиверстов В.Ю., Доценко Н.В.

(НМетАУ, г. Днепр)

ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОТЛИВОК ИЗ ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА АК5М С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА

E-mail: yvd160574@gmail.com

Наиболее вредной примесью в доэвтектических алюминиевых сплавах системы Al-Si является железо, образующее соединения различного состава (FeAl_3 , Al_2SiFe , $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Fe}$, Al_5SiFe и др.). Все железосодержащие фазы при обычных температурах кристаллизации сплавов имеют грубокристаллическое строение и поэтому оказывают сильное влияние на снижение механических свойств, в особенности пластичности. Например, в доэвтектических силуминах железо образует с компонентами сплава тройную промежуточную фазу

$\beta(\text{AlFeSi})$, кристалізуються в формі грубих иглообразних виделень, різко знижують пластичні властивості сплавів.

Основними джерелами насичення алюмінієвих расплавів залізом є чугунні тигли роздаточних і плавильних печей, заливочні ковши, переплавляється алюмінієвий лом, що містить сталеві вкладиші і елементи кремнію, не видалені перед плавкою.

В сплавах системи Al-Si евтектичний кремній і залізоїсодержащі фази мають ковалентний тип міжатомних зв'язей, що обумовлює їх направленість при кристалізації. Для зменшення анізотропії силових полів валентних електронів в утворюється зародку при кристалізації необхідно змінити характер міжатомного взаємодії.

Один з можливих варіантів зміни форми і розмірів включень фаз з ковалентним типом міжатомних зв'язей – введення в расплав примісей, атоми яких, розчиняючись в ростючому кристалі, послаблюють ковалентні зв'язі між його атомами, і тим самим зменшують орієнтуюче діє кристала на соприкасающуюся з ним рідину фазу.

Якщо в відношенні зміни форми включень евтектичного кремнію цей питання успішно вирішено, то застосовно до модифікування залізоїсодержащої фази існують суттєві труднощі в її практичній реалізації. Тому завдання зв'язане з розробкою технологічних рішень направлених на усунення шкідливого впливу заліза в алюмінієвих литих сплавах є актуальною.

Таблиця 1. Механічні властивості металу литвинок з сплаву АК5М

№ зразка		$\sigma_{\text{с}}$, МПа	НВ (МПа)	δ , %
1	до обробки	165,3	510	2,0
2		163,6	500	1,9
3		165,1	500	1,9
4	після обробки	195,3	512	2,30
5		193,8	508	2,29
6		194,2	511	2,31

В табл. 1 наведено результати випробувань по визначенню механічних властивостей металу литвинок з сплаву АК5М, отриманого з застосуванням комбінованої технології газодинамічного впливу і модифікування в порівнянні з відповідними властивостями

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

ми литого металла, полученного по традиционной технологии литья в кокиль. Плавку сплава проводили в печи САТ – 04. Заливку производили в стальной вытряхной кокиль с диаметром 60 мм, толщиной стенки 5 мм и высотой рабочей полости 150 мм. Внутреннюю поверхность кокиля, подогревали до температуры 380...400 °С и покрывали литейной краской на основе дистен-силлиманита. Температура выпуска – (720 ± 5) °С.

В результате применения указанной технологии удалось измельчить и сфероидизировать железосодержащие фазы, повысить уровень механических свойств на 15...20%, количество брака отливок по рыхлотам и газовым раковинам сократить на 28%.

Дядюн К.В., Чебукіна В.Ф., Федіна І.В.

(ХПТК ОНПУ, м. Херсон)

АВТОМАТИЗАЦІЯ РОЗРОБКИ УПРАВЛЯЮЧИХ ПРОГРАМ ДЛЯ ВЕРСТАТІВ З ЧПУ ЯК ЕТАП ПІДГОТОВКИ ФАХІВЦЯ З КОМП'ЮТЕРНИХ ТЕХНОЛОГІЙ В МАШИНОБУДУВАННІ

E-mail: homutovakaterina@gmail.com

В умовах сьогодення сучасний фахівець з комп'ютерних технологій в машинобудуванні повинен мати знання із спеціальних дисциплін та навички роботи в сучасних програмних продуктах САПР. Одним з таких програмних продуктів FeatureCAM.

Feature CAM-система для програмування токарно-фрезерного обладнання. Програмування в FeatureCAM засноване на роботі з типовими елементами якими є бобишки, кишені, вирізи, стінки, отвори (фрезерна обробка), контури (токарна обробка).

Для створення візуалізації обробки користувач вручну або автоматично виділяє елементи по завантаженій CAD-моделі, а програма автоматично застосовує технологію обробки за замовчуванням. Користувач може коригувати технологію шляхом зміни значень параметрів і включенням або виключенням вбудованих в неї операцій.

Для того, щоб розробити в FeatureCAM керуючу програму (рис. 1), технологу необхідно виконати наступні дії:

- створити вв САПР FeatureCAM (чи імпортувати) CAD – модель;
- автоматично або вручну ідентифікувати елементи деталі (отвори, пази, кишені і т. п.);
- натиснути кнопку симуляції обробки (осьовий, 3D, верстатний), в процесі якої відбувається розрахунок програм, що управляють [1]-[2].

Усі інші дії CAM-система FeatureCAM виконує в автоматичному режимі, повністю автоматично на основі закладених в неї алгоритмів: вибирає з бази даних різальний

інструмент, призначає стратегії обробки поверхонь, розбиває припуск на проходи, розраховує режими різання і генерує програму для верстата з числовим програмним керуванням.

Такий похід дозволяє навіть недосвідченим користувачам якісно виготовити деталь на верстаті з ЧПУ з першого разу. Досвідчений програміст-технолог може налаштувати роботу FeatureCAM під свої потреби.

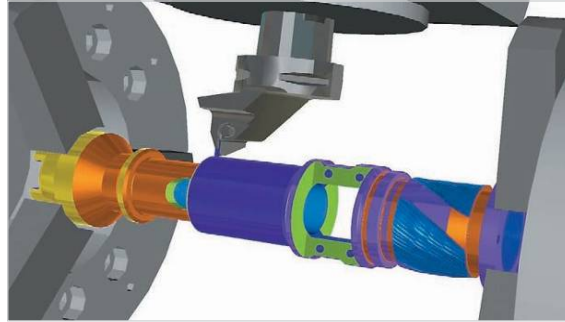


Рис. 1. Імітація відпрацювання керуючої програми Удосконалення для складних видів токарно-фрезерного оброблення в САМ-системі FeatureCAM

Високий рівень автоматизації дозволяє мінімізувати час розробки управляючих програм для великої номенклатури верстатів з ЧПК. FeatureCAM має в основній базі великий перелік постпроцесорів, в тому числі для п'ятивісьових фрезерних верстатів, крім того вирішує проблеми управління токарно-фрезерними оброблювальними центрами.

До числа постпроцесорових входять такі популярні серії верстатів, як DMG CTX і GMX, Doosan Puma MX і TT, Mazak Integrex ST, Nakamura NTX і NTJX, Okuma Macturn і багато інших. САМ-система FeatureCAM ефективно використовується тисячами підприємств по всьому світу на багатьох етапах як одиничного, так і серійного виробництва [3].

Наявність постпроцесорів для широкого спектру верстатів з ЧПК і можливість їх доопрацювання під можливості конкретної стійки завжди було одним з ключових переваг FeatureCAM.

Розглянуті можливості FutureCAM роблять її ефективною для використання у навчальному процесі та підготовці сучасних фахівців з комп'ютерних технологій в машинобудуванні враховуючі гнучкість та швидкодію роботи та створення корисних моделей візуалізації [4].

Література:

1. Офіційний сайт виробника Delcam FutureCAM. URL:
<http://www.delcam.ru/index.html>
2. САПР. Системы автоматизованого проектування; Учебное пособие для технических вузов. В. ки. Под редакцией И.П. Норехова –М.: Высшая школа, 2001. – 191с.
3. Ли К. Основы САПР (CAD/CMA/CAE). – СПб.: Питер, 2014. – 560 с.
4. Сайт «IntKiev» – URL http://www.int.kiev.ua/technol/ug_rus4.htm

Живцов В.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВИКОРИСТАННЯ 3D-ПРИНТЕРІВ У ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

Ливарне виробництво є однією із найпродуктивніших галузей виготовлення продукції металургії в Україні. Завдяки своїй різноманітності у використанні способів виготовлення виливків дає змогу оптимально підібрати технологію створення моделі майбутнього виробу залежно від наступних додаткових фінішних операцій – таких як термооброблення та механічне оброблення. Одним із найкращих способів у даному аспекті є використання 3D-принтера для створення моделі, яка нам необхідна. Процес 3D-моделювання полягає в тому, що модельник проектує форму майбутнього виробу в таких програмах як 3DMax, Blender та ін. з усіма точними габаритними розмірами виливка та його порожнин, додаючи до цих розмірів припуски. Потім 3D-креслення зберігається в форматі .stl і відправляється на друк у 3D-принтер, де за допомогою різних пристосувань, а саме лазерної або струменевої технології, полімерний матеріал (фотополімерна смола, порошок, різні метали, гіпс, пластик та ін.) поступово шар за шаром, піксель за пікселем наноситься на робочу поверхню стола принтера. Отриману модель відправляють у цех, де технолог розташовує її в опоці з формувальною сумішшю. При наступному нагріванні полімер вигорає і утворюється порожнина для заливання металу. Існують такі види 3D-принтерів, що використовуються у ливарному виробництві як:

1. Порошковий – проходить спікання порошку з використанням сполучної речовини, такої як клей, на яку після нагрівання тонким шаром поступово наноситься порошок.
2. Гіпсовий – аналогічний за технологією з порошковим принтером, як матеріал використовуються виключно будівельні порошки (гіпс, цемент, шпаклівка та інші).

3. Фотополімерний – засвічення ультрафіолетовим світлом шару рідкого фотополімера, що поступово твердне, шар вимірюється в мікронах, процес сам по собі дуже тривалий.

4. Стереолітографічний – виконується шляхом затверднення фотоматеріалу, відомий своєю високою точністю, що дає змогу використовувати цей принтер для рідкісних і точних ювелірних виробів. Звісно, для такої відтворюваності конструкторам довелося пожертвувати швидкістю пристрою.

5. Лазерний – плавлення, спікання або ламінування. Пошарово насипають і нагрівають порошок, повторюючи модель.

6. Сублімаційний – нагрівання спецбарвників, які після нагрівання випаровуються і утворюють малюнок на рельєфній поверхні, що дає змогу модельнику створювати кольорову модель для можливих позначок.

7. Восковий – простий у роботі принтер, що працює за принципом нагрівання воску і поступового нанесення його на робочу поверхню принтера. Цей спосіб є швидким та дешевим, оскільки віск легко плавиться, даючи змогу цим самим виконувати більшу кількість моделей.

Жижкина Н.А., Изюмский В.А., Изюмский А.В.

(Луганский национальный аграрный университет)

БИОДИЗЕЛЬ НА ОСНОВЕ ПОДСОЛНЕЧНОГО МАСЛА

E-mail: nataliia.litjo@gmail.com

В настоящее время для снижения количества вредных выбросов в окружающую среду и улучшения экологической обстановки взамен традиционного дизельного топлива разработаны и внедрены альтернативные источники горючего [1-4]. Наиболее перспективным топливом является возобновляемый источник горючего – биодизель или масляно-спиртовой эфир. При использовании биодизеля топливная аппаратура не требует изменений в конструкции. Вместе с тем выявлено, что теплота сгорания биодизеля ниже, чем традиционного дизельного топлива. В результате увеличивается расход топлива на 5...7% и снижается температура отработанных газов на 3...10%. Следовательно, актуальным направлением развития производства биодизеля является повышение его физико-химических свойств путем совершенствования состава. В связи с этим в настоящей работе изучали влияние состава биодизеля на его основные физико-химические свойства.

Известно [1-7], что самым распространенным биодизелем является рапсово-метиловый эфир (РМЭ). Вместе с тем РМЭ характеризуется повышенной (в два раза) ки-

нематической вязкостью по сравнению с традиционным дизельным топливом, агрессивностью в отношении отдельных уплотнительных и металлических материалов, повышенными давлением впрыска (до 25%) и рабочей температуры системы питания. Все перечисленное негативно влияет на смесеобразование и горение топлива, а, следовательно, на надежность работы топливных насосов. При этом использование метанола в составе биодизеля затрудняет мероприятия по технике безопасности и охране окружающей среды (способствует ее отравлению).

Альтернативой ему при производстве биодизеля является этанол, на основе которого производят рапсово-этиловый спирт (РЭЭ). Вместе с тем рапс – культура, которую трудно вырастить в климатических условиях Луганской и Донецкой областях. В этом регионе основной масличной культурой является подсолнечник, поэтому в настоящей работе предложено изготавливать биодизель на его основе – подсолнечно-этиловый эфир (ПЭЭ). Компонентами для его производства являются подсолнечное масло, этиловый спирт и 15% раствор щелочи КОН. Вместе с тем количество и технология производства биодизеля, определяющие его физико-химические свойства, каждый производитель держит в секрете. Поэтому в работе исследовали влияние состава биодизеля на основе подсолнечного масла на его температуру вспышки. Методом планирования эксперимента установлено, что, регулируя количество подсолнечного масла и 15% раствора щелочи КОН в таком биодизеле возможно изменять температуру вспышки от 120 °С до 155 °С.

Литература:

1. Дубровін В. Біопалив. Технології, машини та обладнання / В. Дубровін, М. Корчемний та інші. – Київ. – 2004. – 256с.
2. Масло І.П. До питання використання поновлюваних джерел енергії в сільськогосподарському виробництві [Текст] / І.П. Масло, В.П. Заборський // Механізація та електрифікація сільського господарства. – Випуск 85. – Зб. наук. пр. – К.: Глеваха, 2001. – С. 45–49.
3. Семенов В.Г. Фізико-хімічні показники альтернативних біопалив на основі похідних ріпакового масла [Текст] / В.Г. Семенов // Экотехнологии и ресурсосбережение. – 2001. – № 2. – С. 8–10.
4. Справочное пособие по производству биодизеля их масел и жиров в домашних условиях [Текст] / Под редакцией Ж. Хале и Д. Картер – Харьков, 2007. – 76 с.

Затуловский А.С., Щерецкий В.А., Лакеев В.А., Каранда Е.А.

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

**ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ ЗОН ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ
БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ С ПЛАКИРУЮЩИМ СЛОЕМ ИЗ
МЕДНОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА**

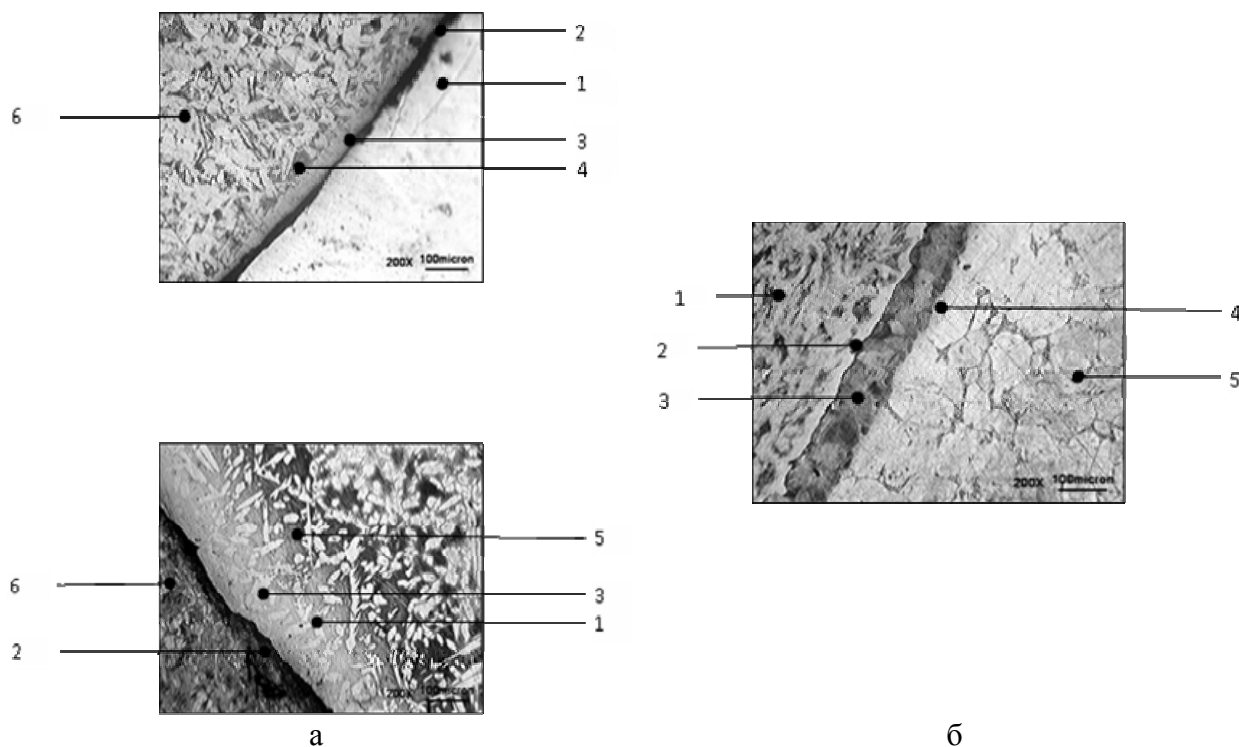
E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

В биметаллическом материале сочетаются эксплуатационные свойства, которые невозможно получить в отдельном составляющем композит компоненте: например, высокая прочность с повышенной антифрикционностью и др. заданными специальными физико-технологическими свойствами. В данной работе рассматривается вариант консолидации (печной сварки) изделий из антифрикционного биметалла, состоящего из стальной основы и плакирующего макрогетерогенного композита антифрикционного назначения [1-4]. Температурно-кинетические режимы нагрева, затвердевания и охлаждения заготовок при печной наплавке должны обеспечивать получение оптимальной микроструктуры слоев, стабильность свойств компонентов и минимум литейных дефектов в готовом изделии.

Были изучены особенности строения границ сцепления слоев биметаллов на основе стали с плакирующим слоем из монометалла (латунь), и из композита – ЛКМ на основе латунной матрицы.

В полость графитовой формы по центру устанавливали стальной стержень диаметром 20 мм, поверхность которого была предварительно очищена, обезжирена и обсыпана бурой. Форму со стержнем поместили в печь, нагрели до 1000 °С и выдержали при этой температуре 20 мин (образец №3д). Во втором варианте, пространство, образовавшееся между стержнем и формой, заполнили стальной дробью диаметром 1,0...1,5 мм, которую предварительно очистили, обезжирили и обсыпали бурой и флюсом. Форму со стержнем и дробью также нагрели в печи до 1000 °С и выдержали 20 мин (образец №1д). Последующие технологические приемы были однотипными. Нагретую форму извлекали из печи, сверху устанавливали латунную бобышку, и в сборе помещали в печь и нагревали до 1050 °С. Выдержка при этой температуре составляла 1 час. При этом расплавившаяся латунь заполняла пространство между стержнем и стенками формы (образец №3д) или поры между дробинками пористой насадки (образец №1д). После извлечения из печи формы с полученным биметаллом сталь – латунь и сталь – ЛКМ охлаждались на воздухе до комнатной температуры.

Металлографическим анализом было установлено, что рядом с переходным слоем и в стали и в медном сплаве (латуни и матрице ЛКМ), имеются зоны взаимодействия металлов. Ширина их разная, в зависимости от выбранного металла плакировки. Например, в стальном стержне плакирующего слоя образца 3д ширина зоны взаимодействия составляет 25...30 мкм, в образце 1д – 125 мкм. Варьирует ширина зоны взаимодействия в плакирующем цветном металле. В латуни изменение структуры выражается в том, что происходит уменьшение количества α -фазы, она как бы теряет четкость своих границ (рис. 1).



1 – латунь; 2 – трещина на границе соединения металлов; 3 – переходной слой; 4 – зона взаимодействия в стали; 5 – зона взаимодействия в латуни; 6 – стальной стержень

1 – стальной стержень; 2 – зона взаимодействия в стали; 3 – переходной слой; 4 – зона взаимодействия в матрице ЛКМ; 5 – матрица ЛКМ

Рис. 1. Микроструктуры границы соединения биметалла: а – «сталь-латунь»; б – «сталь – ЛКМ»

Объяснение этого явления было получено в результате исследований, проведенных методом микрорентгеноспектрального анализа. Было установлено, что в указанных областях компонентов биметаллов происходит встречная диффузия элементов сплава стали и латуни (плакирующего слоя) или латунной матрицы ЛКМ. Установили, что из медного сплава в металл стального стержня диффундирует медь, цинк, олово. Из стали стержня – в металл плакировки зафиксирована диффузия железа и марганца. Обогащение зон взаимодействия перечисленными элементами приводит к изменению структуры латуни, матричного сплава ЛКМ и снижению их микротвердости.

Сравнение результатов проведенных исследований для двух образцов биметаллов показало:

1. В случае использования в качестве плакирующего слоя ЛКМ в сравнении с монолатунью возрастает ширина переходного слоя, а также зон взаимодействия металлов, располагающихся в стали стержня и в плакировке. Это косвенно свидетельствует о различной интенсивности растворо-диффузионного взаимодействия стали с матричным сплавом ЛКМ в сравнении с монолатунью, что создает более плотный контакт сплавляемых в биметалл компонентов. В то же время, на границе соединения стального стержня с латунью образовалась микротрещина, имеющая различную, изменяющуюся ширину.

2. Установили более плавное изменение в результате встречной диффузии содержания элементов (Fe, Cu, Zn, Si, Mn, Sn), при переходе сталь – зона взаимодействия – ЛКМ по сравнению с переходом сталь – зона взаимодействия – латунь и, как следствие, более плавное изменение структуры слоев, что подтверждают данные микрорентгеноспектрального анализа и изменения микротвердости фаз по указанным линиям переходов от стали к плакирующим слоям.

3. Наличие на границе плотного соединения материалов сталь + латунь и образование трещины по всей длине границы сталь + латунь обусловлено возникновением напряжений растяжения на границе в результате взаимодействия слоев разнородных компонентов биметалла в процессе твердожидкофазного совмещения материалов, а также тем, что уровень остаточных напряжений в пограничных слоях биметалла сталь + ЛКМ существенно ниже, чем на границе сталь + латунь (вследствие разницы КЛТР: α латуни $>$ α ЛКМ) и расщепления напряжений в гетерофазном ЛКМ медный сплав + стальные гранулы.

Література:

1. Чепурко М.И. и др. Производство биметаллических труб и прутков. М.: Металлургия, 1986. – 240 с.
2. Затуловский А.С., Тракшинский Б.Р., Затуловский С.С. Освоение антифрикционных композитов – решение проблемы увеличения ресурса работы оборудования // Металл и литье Украины. – 2004. – №1-2. – С. 21-26.
3. Затуловский А.С., Тракшинский Б.Р. Техничко-економическіе предпосылки эффективного применения износостойкого металлокомпозита вместо антифрикционных бронз / Материалы III Международной научно-практической конференции «Литье – 2007», Запорожье: 2007. – С.72-75.
4. Затуловский С.С. и др. Литые композиционные материалы. – К.: Техника, 1990. – 240 с.

Затуловський А.С., Лакєєв В.А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ОТРИМАННЯ ЛИТИХ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ АРМУВАЛЬНОЇ ФАЗИ

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

Багато робіт було присвячено отриманню дискретно армованих композиційних виливків з максимально можливим вмістом армувальної фази. Із багатьох відомих способів суміщення алюмінієвих матриць з антифрикційними армуючими фазами метод композиційного суспензійного литва гетерогенного розплаву з попереднім замішуванням у нього твердих часток армуючого матеріалу – найбільш ефективний та дешевий.

При замішуванні часток армуючої фази в рідку матрицю з використанням мішалки з обертовими лопатями повного замішування не відбувається. Армуючі частки інтенсивно окислюються, втрачаючи необхідні властивості. При виготовленні алюмоматричних матеріалів активно утворюється суміш оксидної плівки алюмінію з армувальними частками.

Якість змішування поліпшується при деякому охолодженні суміші внаслідок збільшення в'язкості матриці як при реолитві. Замішування армувальних частинок у матричний сплав виконують в інтервалі температур його твердодіагностичного стану до досягнення повного змочування. Таким способом можна отримати композиційний матеріал з більшим вмістом армувальної фази, ніж методом просочування шару частинок або замішуванням в рідкий сплав.

Збільшення кількості наповнювача призводить до збільшення в'язкості суміші. Максимальна концентрація зміцнювальної фази в матеріалі залежить від розміру і форми його частинок. Для частинок голкової форми максимальна концентрація зміцнювальної фази становить не більше 30...40%.

При досягненні високої в'язкості суміші необхідно забезпечити ефективне перемішування по всьому об'єму. Енергія, що передається суміші, залежить від відстані до її джерела. Через високу в'язкість суміші область впливу активатора дуже мала. Тільки перемішувальний пристрій з незакріпленим активатором забезпечує ефективну передачу енергії по всьому об'єму суміші.

Враховуючи це, було отримано виливок із композиційного матеріалу на основі алюмінієвого сплаву АК7 з 30% дискретних часток (бронзової стружки) нерівноважної форми з максимальним розміром до 8 мм. Рідкий розплав, нагрітий до 630...640 °С, заливали у відкритий зверху теплоізований тигель, де відбувалося замішування частинок. Для перемішування застосовувався ручний міксер з однолопатним активатором, який давав змогу обробити су-

міш по всьому об'єму тигля. Частота обертання активатора 70...80 об/хв. Температура суміші в процесі змішування знижувалась з 640 до 570 °С.

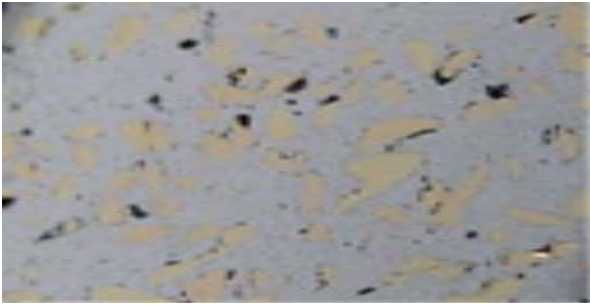


Рис. 1. Макроструктура отриманого композиційного матеріалу

Для видалення пор після змішування використали спосіб зовнішнього впливу на поверхню суспензії зусиллям стиснення 6,0...6,5 кг/см² і частотою 2,5...3,0 Гц.

Отримали композиційний виливок із допустимою кількістю усадкових і газових дефектів, досягли задовільного змочування армувальних часток розплавом.

Література:

1. Затуловский А.С., Лакеев В.А., Щерецкий В.А., Каранда Е.А. Рациональные технологии литья экономноармированных алюмоматричных композиционных заготовок // Процессы литья. – 2015. – № 4. – С. 56-60.

Згоранець О.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ЗАСТОСУВАННЯ КВАРЦУ У ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШАХ У ЮВЕЛІРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ

E-mail: helgpower@gmail.com

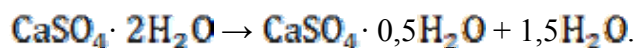
У сучасному ювелірному виробництві використовується процес лиття за моделями, що витоплюються, з використанням гіпсов-кремнеземистих форм-монолітів. При виготовленні ливарних форм-монолітів формувальна суміш проходить складний цикл, який включає значну кількість технологічних операцій:

- приготування й зберігання суміші;
- виготовлення, складання й зберігання форми;
- заливання металом, охолодження форми, відокремлення суміші при вибиванні виливків.

Тому формувальні суміші для ювелірного литва повинні мати наступні властивості: текучість, міцність у сирому стані й після прожарювання, термостійкість, газопроникність, вогнетривкість, вибиваємість, інертність стосовно сплавів, що заливаються, тощо. Якщо матеріал форми реагує з металом, що заливається, то продукти, які утворюються в результаті реакцій, викликають хімічний пригар і є причиною браку виливків. Якщо форми маломіцні, то вони будуть розмиватися розплавом, що заливається,

викликаючи брак виливків за геометрією, а дрібні частки форми, що відокремилися при цьому, будуть причиною засорів у виливках. Якщо форми мають підвищену міцність і твердість, то вони будуть важко розбиватися, що підвищить трудомісткість роботи при вибиванні виливків і може призвести до утворення на них додаткових дефектів. При литті у форми з низькою газопроникністю повітря, що знаходиться у порожнині форми, й гази, що виділяються із розплавленого металу при його заливанні, не зможуть вийти через стінки форми й стануть причиною утворення у виливках внутрішньої поруватості і зниження якості їх поверхні. У технології ювелірного лиття, в більшості випадків, використовують готові до застосування формувальні суміші (маси, формомаси, формувальні матеріали), як правило, закордонного виробництва. Формувальні суміші являють собою суміші порошків: кристобаліту, тридиміту, кварцу, аморфного кремнезему, гіпсу або фосфатних з'єднань (для високотемпературного лиття), а також ряду спеціалізованих добавок. Зв'язувальний матеріал формувальних сумішей для ювелірного лиття, призначений для об'ємного утримання порошку вогнетривкого наповнювача, утворений з мінерального гіпсу.

Природний мінерал гіпс утворює осадові породи значного геологічного віку й кристалізується у вигляді призматичної структури, що розташовується шарами, які втримуються разом з молекулами води. Таким чином, у початковому вигляді гіпс являє собою бігидрат ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$). До використання у вигляді зв'язувального матеріалу мінеральний гіпс має бути перетворений у напівгідрат за допомогою термічного оброблення:



Напівгідрат є нестабільним і всмоктує воду, переходячи при цьому в початковий стан бігидрату, який має більшу стабільність. Коли порошок формомаси додається у воду в процесі приготування рідкої формувальної суміші, у її об'ємі поступово з'являються переплетені один з одним кристали гіпсу – ці гіпсові зчіпки й утримують формомасу, що застигає. При твердінні суміші на її характеристики впливає наявність незначних добавок модифікаторів, які змінюють довжину й форму кристалічних голок, які утворюють зародки кристалізації. Можна контролювати швидкість росту кристалічних зерен, додаючи сповільнювачі, які заважають росту кристалів, або прискорювачі, які можуть збільшувати швидкість, з якої напівгідрат переходить у розчин, або збільшувати швидкість перетворення напівгідрату гіпсу у бігидрат. У ювелірних формомасах можна впливати на швидкість захоплення й кінцеву твердість сумішей, змінюючи співвідношення порошок – вода, температуру рідкого замісу, техніку замісу. В процесі прожарювання ливарної форми різні компоненти формувальної суміші проходять ряд трансформацій, які супроводжуються зміною їхнього об'єму. На початковому етапі прожарювання розпочинається видалення води і гіпс значно стискається. Стискання гіпсу набуває найбільшого значення при

температурах від 300 °С до 450 °С – коли напівгідрат гіпсу перетворюється на ангідрит. Якби для виготовлення форми використовувався лише один гіпс, то такі форми легко б розтріскувалися й мали б фактичні розміри порожнини набагато менше, ніж це потрібно. Роль компенсатора термічного стискання гіпсу й регулятора термічного стискання форми в ювелірних формомасах виконує вогнетривкий наповнювач – діоксид кремнію (SiO_2). Діоксид кремнію існує у декількох кристалічних формах, які поширено використовуються у формомасах для ювелірного лиття.

Кварц – це найбільш поширена у природі кристалічна форма діоксиду кремнію. Зміна кристалографічної модифікації кварцу при температурі 570...580 °С супроводжується збільшенням його об'єму.

Кристобаліт – це інша кристалічна форма діоксиду кремнію, яка у природних умовах має вулканічне походження. Штучний кристобаліт одержують, нагріваючи кварц до температур 1470...1670 °С. Корисна властивість кристобаліту, як і кварцу, полягає в тому, що при температурах 220...270 °С, переходячи з однієї кристалографічної модифікації в іншу, кристобаліт також збільшується в об'ємі.

При виборі типу й марки формомаси слід керуватися наступними вимогами, які пред'являються до формувальних сумішей для виготовлення форм ювелірного лиття:

- формомаса має витримувати необхідні для випалювання залишків модельного воску температури (750...770 °С) і бути тріщиностійкою при цих температурах;
- формомаса має витримувати температуру заливання металу (для сплавів золота близько 1000 °С), а також динамічний напір сплаву, який подається у форму з великою швидкістю;
- формомаса не повинна вміщувати хімічно шкідливих речовин, які можуть призвести до корозії чи окислення опоки або виливків;
- формувальна суміш має забезпечувати швидке й легке вибивання виливків із опоки після лиття.

Іванова Л.Х., Калашнікова А.Ю., Бойко Г.А., Терехін В.О.

(НМетАУ, м. Дніпро)

ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ДВОШАРОВОГО ПРОКАТНОГО ВАЛКА

E-mail: ivanovalitvo@gmail.com

Термічне оброблення сталевих валків широко і давно застосовується у вальцеливарному виробництві, в цей же час термічне оброблення чавунних валків носить нестандартизований одиничний або дослідний характер і не отримало належного розвитку. Це по-

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

в'язано з відсутністю обґрунтованих рекомендацій режимів термічного оброблення і спеціальних печей.

Підприємства, що проводять модернізацію виробництва, як правило, застосовують сучасні печі імпортного виробництва з електронним управлінням і здійснюють термічне оброблення по графіках, отриманих дослідним шляхом. У зв'язку з цим видається особливий інтерес в розробці точних, науково-обґрунтованих режимів термічного оброблення для конкретних виконань і типорозмірів чавунних валків.

Літературний огляд цього питання дозволив зробити висновок, що дані про структурні перетворення, які відбуваються у валкових чавунах, при різних режимах термічної обробки обмежені. Згідно з даними компаній Åkers Group 53%, Friedrich Krupp AG Hoesch – Krupp 59% типів чавунних валків піддаються термічному обробленню по різних режимах, при цьому компанії вказують на істотну зміну структури і фізико-механічних властивостей, а дані про режими термічного оброблення, як і у більшості літературних джерел не вказуються.

Метою роботи було проведення лабораторних досліджень та розробка режиму промислового термічного оброблення заготовок чавунних двошарових листопрокатних валків виконання ЛПХНд-71 з діаметром бочки 500 мм для зняття внутрішньої напруги і підвищення експлуатаційної надійності. У роботі проводили порівняльний аналіз рекомендованих режимів відпалювання і експериментальних з метою розробки раціонального режиму відпалювання.

У литих відбілених валках після вибивання з ливарних форм більшою чи меншою мірою зберігається внутрішня напруга, причиною появи яких служить нерівномірна усадка в різних перерізах. Напруги у валках різних виконань будуть неоднакові, і залежать від градієнта температур між центром і зовнішніми частинами, а також від градієнта температур по довжині валка. При проектуванні і моделюванні технологічного процесу виготовлення листопрокатного валка виконання ЛПХНд-71 діаметром 500 мм за допомогою пакетів SolidWorks і LVMFlow були отримані такі дані: середня швидкість охолодження прокатного валка в ливарній формі дорівнює 18,0 °C/год, при термічному обробленні – 17,6 °C/год (охолодження печі зі швидкістю 25 °C/год).

В ході досліджень експериментально визначали швидкість нагріву дослідних валків діаметром 500 мм. Підйом температури в печі вели відповідно до рекомендованої граничної швидкості 25 °C/год. Різниця температур поверхні і осі при швидкості нагріву 25 °C/год за діаметра 500 мм дорівнювала 40 °C. Тривалість витримки при постійній температурі 250 °C для валків діаметром 500 мм складала 9,5 год. Температурний перепад в процесі охолодження при термічній обробці не перевищував 25 °C, а при охолодженні у

формі досягав 95 °С. В результаті, залишкова напруга після відпалу також має бути значно нижче за ливарних.

У лабораторних умовах експериментально дослідили вплив циклічного відпалювання, який проводили на установці ВДТА-8М. Металографічний аналіз показав, що перетворення аустеніту проходило з утворенням перліту виду Пт2. Крім того, зі збільшенням кількості циклів до десяти у порівнянні з литим станом збільшувалася кількість фериту у 2,5 рази, тому було не рекомендовано збільшення кількості циклів більше чотирьох.

Таким чином, було прийнято, що для двошарового валка діаметром 500 мм режим теплового оброблення повинен складатися з нагрівання зі швидкістю не більше за 25 °С/год до температури 150 °С, витримки протягом 9,5 год (з двократною циклічністю температури 250 ⇌ 150 °С) та остаточного охолодження у печі зі швидкістю не більше за 25 °С/год до 80 °С.

Каплун П.В., Гончар В.А., Донченко Т.В.

(Хмельницький національний університет, г. Хмельницький)

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ ШХ15 ПРИ ТРЕНИИ КАЧЕНИЯ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК

E-mail: kaplunpavel@gmail.com

В подавляющем большинстве деталей машин и узлов при качении имеет место проскальзывание. В этом случае процесс износа состоит из пластического деформирования поверхности контакта и ее стирания в результате проскальзывания. Поэтому суммарный износ включает эти две составляющие: деформационную и от проскальзывания. Процесс износа и контактной усталости однородных материалов при качении характеризуется наличием трех стадий – приработки, накопления повреждений и разрушения, зависящие от ряда факторов, связанных со свойствами материалов, условиями эксплуатации и тому подобное. При наличии покрытий суммарный износ и его составляющие зависят от ряда дополнительных факторов: физико-механических свойств и фазового состава покрытий, твердости основы, остаточных напряжений в поверхностных слоях, среды, водорода в технологическом процессе при нанесении покрытий и эксплуатации, величины нагрузки и напряжений в градиентном покрытии и т.д., которые влияют на все стадии процесса износа. Исследование влияния этих факторов на процесс износа и контактной прочности сталей с покрытиями при трении качения поможет лучше понять физику их влияния на величину суммарного износа, соотношение его составляющих и долговечность композиции «покрытие-основа».

Экспериментальные исследования износа и долговечности образцов из стали ШХ15 проводились на универсальной установке, которая позволяет проводить испытания образцов при трении качения с точечным и линейным контактами. Исследования проводились на плоской поверхности образцов диаметром 40 мм с диффузионными покрытиями и без покрытий с различной термической обработкой. Диффузные покрытия наносили методами ионного азотирования (и.а.) в безводородных средах, а также с применением интегральных технологий нитрозакалки (н.з.) и оксинитрозакалки (о.н.з.). Перед испытаниями образцы шлифовались ($R_a = 0,125$ мкм). Телами качения были шарики диаметром 7,14 мм при точечном контакте и ролики диаметром 4,5 мм и длиной 4,6 мм при линейном контакте, которые имели твердость HRC 63 и двигались по кругу диаметром 30 мм. Испытания проводились при максимальном давлении на площадке контакта 2140 МПа в среде смазки И-20 к моменту появления питтинга на дорожках качения.

В табл. 1 приведены результаты исследований зависимости износа и соотношения его составляющих от вида термообработки и технологии нанесения покрытия на стали ШХ15 при трении качения с точечным и линейным контактами в масле И-20.

Исследования показали, что вид термической и химико-термической обработок оказывает существенное влияние не только на контактную выносливость образцов, но и на их износ. Величина суммарного износа зависит от количества циклов нагружений до появления питтинга и особенно сильно от соотношения между собой его составляющих – деформационной и от проскальзывания. В азотированных без термообработки (т/о) образцах с малой твердостью основы деформационная составляющая суммарного износа при точечном контакте составляет 95,8%, а при линейном контакте – 94,5%. При этом, долговечность образцов имеет минимальное значение. Наоборот, в образцах с высокой твердостью основы составляющая от проскальзывания является преобладающей, при этом долговечность образцов максимальная. Исследования показали, что образцы с линейным контактом при всех видах термической и химико-термической обработок имели значительно больший износ от проскальзывания (более 2 раз) по сравнению с образцами с точечным контактом. Это обусловлено большим коэффициентом проскальзывания (0,26) при линейном контакте против значительно меньшего его значения (0,054) при точечном контакте.

Исследования показали, что применение интегральных технологий нитрозакалки и оксинитрозакалки позволяет в 1,8...2 раза повысить контактную выносливость стали ШХ15 и снизить интенсивность её износа при трении качения в масле И-20 по сравнению с закалённой сталью.

Таблица 1. Зависимость износа и соотношения его составляющих от вида термообработки и технологии нанесения покрытия

Вид т/о и технолог. нанесения покрытия	Долговечность, N·10 ⁶ циклов	Суммарный износ μm	Путь проскальзыван, L·10 ³ m	Износ от проскальзыван, μm	Составляющие суммарн. износа, %	
					деформационная	проскальзывания
Точечный контакт						
без т/о+и.а.	1,0	12	1210,0	1,15	95,8	4,2
закалка	24,1	32	29161,0	27,7	13,4	86,6
закалка+и.а.	25,2	36	30492,0	19,2	46,2	53,8
н.з.	38,7	15	46827,0	14,0	6,7	93,3
о.н.з.	48,8	18,6	59048,0	17,7	4,0	95,2
Линейный контакт						
без т/о+и.а.	0,71	37	3674	3,5	94,5	5,5
закалка	15,7	43	57682	54,8	15,6	84,4
закалка+и.а.	17,3	65	63560	40,0	38,5	61,5
н.з.	27,1	31	99565	30,0	3,2	96,8
о.н.з.	32,1	36,2	117935	35,4	2,2	97,8

Кисла Г.П., Любарець Є.Б., Богомол Ю.І., Лобода П.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СПРЯМОВАНО КРИСТАЛІЗОВАНІ КОМПОЗИТИ НА ОСНОВІ SiB_6

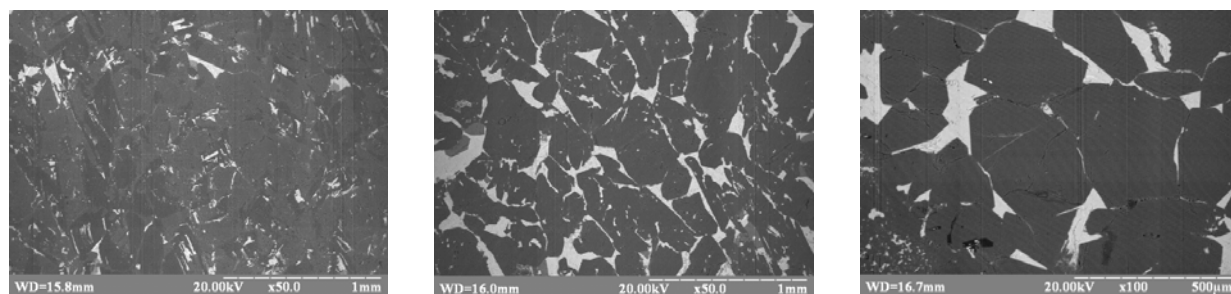
E-mail: kiparis-gpk@ukr.net

Досягнення в області розвитку технології отримання та регулювання мікроструктури кераміки дозволили синтезувати нові види матеріалів, унікальні властивості яких не можуть бути відтворені ні в металевих, ні в органічних матеріалах. Завдячуючи цим властивостям керамічні матеріали зберігають ведучу роль при розробці нових типів виробів, технологічних процесів та, навіть, деяких галузей промисловості.

Гексаборид кремнію володіє цінним в практичному відношенні поєднанням таких властивостей як висока окислювальна стійкість та високий опір тепловому удару. SiB_6 має високу міцність як при кімнатних, так і при підвищених температурах, високу твердість (на рівні SiC) та низьку густину ($2,47 \text{ г/см}^3$), нижчу ніж карбід бору ($2,52 \text{ г/см}^3$). Композити, які отримані на основі цих сполук, мають володіти високими значеннями співвідношення властивість / питома вага.

Гексаборид кремнію синтезували з гомогенної суміші порошків бору і кремнію у вакуумній печі при температурі 1650°C протягом чотирьох годин.

Спрямовано закристалізовані сплави SiB_6 – 10% Si отримано методом безтигельної зонної плавки з просуванням зони розплаву із швидкістю 1, 2 та 3 мм/хв. Мікроструктури отриманих композитів представлено на рис. 1.



а

б

в

а – 1 мм/хв; б – 2 мм/хв; в – 3 мм/хв

Рис. 1. Мікроструктура зразків, отриманих при різних швидкостях кристалізації

Методом рентгенофазового аналізу встановлено наявність трьох фаз в усіх композиційних матеріалах: SiB_6 , Si та SiB_3 (рис. 2). Зі збільшенням швидкості кристалізації зменшується кількість SiB_3 .

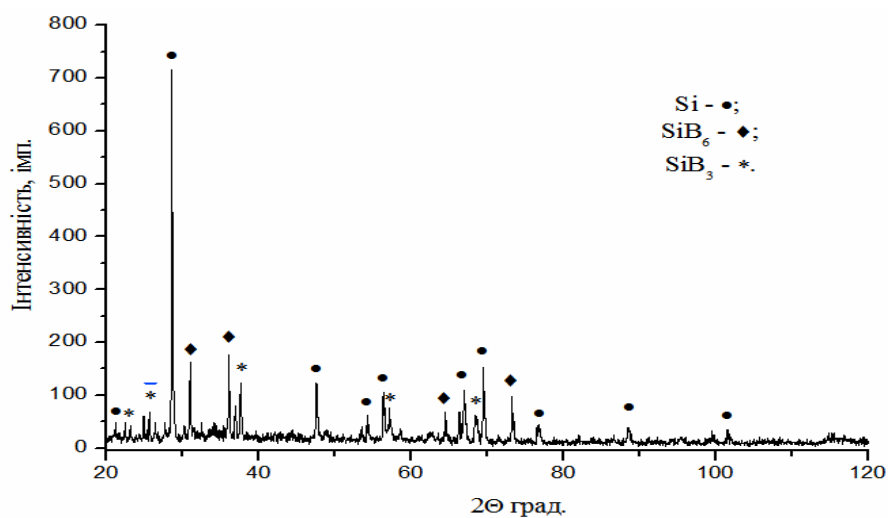


Рис. 2. Дифрактограма спрямовано закристалізованого сплаву SiB_6 – 10% Si (2 мм/хв)

Ключихін В.В.¹, Наумик В.В.²

(¹АТ «Мотор Січ», ²НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

**ОТРИМАННЯ ЕКОНОМІЧНИХ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ВИЛИВКІВ
З ЖАРОМІЩНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ
ЛИВАРНОГО ПОВЕРНЕННЯ**

E-mail: naumik@zntu.edu.ua

На базі розвитку технологічних процесів отримання якісних жароміцних нікелевих сплавів з використанням ливарного повернення і застосуванням сучасних методів рафінування, в них і в готових литих виробах забезпечені механічні, технологічні та експлуатаційні властивості на рівні отриманих за існуючими технологіями виключно зі свіжих матеріалів.

Розроблено методику випробування литих лопаток газотурбінних двигунів на кут загину.

Встановлено, що найбільш надійною і економічною технологією очищення поверхневих зон є дробеструйна обробка з наступним обдуванням елек-трокорундом і травленням.

Дослідженнями встановлено, спрямована кристалізація нікелевих сплавів в порівнянні з об'ємною забезпечує рафінування сплаву від таких шкідливих домішок як кисень, азот, залізо, свинець, а також нітридних, карбонітридних і оксидних включень.

Низькотемпературний вакуумний перепплав ливарних відходів нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ на установці ПМП-4М дозволяє звести до мінімуму чвигар активних дорогих легуючих елементів (тантал, реній, ніобій та ін.).

У процесі вивчення впливу температурного градієнта на фронт кристалізації виливків з нікелевих сплавів в умовах високошвидкісної спрямованої кристалізації встановлено, що підвищені швидкості кристалізації при зануренні в сплав галію з індієм забезпечується плоский фронт кристалізації і знижується ймовірність утворення структурних дефектів, що підвищує їх тріщиностійкості і інші властивості.

При високотемпературній обробці розплаву помітно поліпшувалася його однорідність, в результаті чого кристалізації металу починалася при більшому переохолодженні, забезпечувалося подрібнення структурних складових, знижувався розвиток ліквідаційних процесів і суттєво покращувалися властивості виливків.

Вивчено кластерний механізм поведінки мікрогрупувань $Ti(C,N) \cdot Ni_3(Ti,Al)$ та їм подібних в умовах підвищення температур обробки розплаву, коли при температурах вищих за 1800 °С ці мікрогрупування починали дробитися і руйнуватися, інтенсивно втра-

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

чаючи азот, і за складом наближатися до карбідів. Зі зменшенням часу витримки при високотемпературній обробці розплаву мікрогрупування не встигали втратити оболонки з динамічних кластерів, що блокувало розвиток зародків кристалів γ -фази і призводило до переохолодження розплаву.

Комбінований метод рафінування ливарних відходів сплавів ЖС26 і ЖС32 вакуумно-індукційним та електронно-променевим переплавом дозволив отримати шихтову заготовку без вигару активних легуючих елементів, щільною та однорідною структурою, з незначним розвитком лікваційних і усадкових процесів. Встановлено, що змінюючи потужність електронного променя можна підвищувати ефективність рафінування ливарних відходів.

У вакуумній плавильній установці «ULVAC» FM-1-2-100 випробувано у виробничих умовах та налагоджено серійне виробництво сплавів ЖС6К-ВІ, ЖСЗДК-ВІ, ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ з використанням в шихті до 100% ливарного повернення.

Ковальчук О.Г., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ТЕХНОЛОГІЯ НАНЕСЕННЯ ЛЕГУВАЛЬНОГО ПОКРИТТЯ ПІД ЧАС ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ

Під час експлуатації деталей машин найінтенсивним зовнішнім впливам піддаються поверхневі шари, тому найчастіше структура і властивості саме поверхневих шарів дають змогу визначити вплив на працездатність виробів в цілому.

Для досягнення високої поверхневої міцності і зносостійкості литих деталей в машинобудуванні використовують різні види оброблення: термічне, хіміко-термічне, лазерне тощо, електрохімічні покриття та наплавлення на поверхні виробів металу із спеціальними властивостями. Проте багатьма з цих методів не вдається одержати шар з потрібними властивостями завтовшки більше 0,3 мм, що недостатньо, особливо для тривалої експлуатації крупних деталей. За даними товщина поверхневого шару із спеціальними властивостями повинна бути не менше 5...10 мм. Наплавленням на поверхні деталі можна одержати шар заданої товщини, але цей процес дуже трудомісткий, дорогий і, крім того, на деяких поверхнях деталей наплавлення металу здійснити практично неможливо [1-3].

Для реалізації цієї проблеми перспективними можуть бути способи виробництва виливків із нелегованих сплавів на основі заліза з поверхневим композицій або легованим шаром, який утворюється під час формування виливка в ливарній формі [4, 5].

Виготовлення деталей поверхневим легуванням призводить до скорочення витрат основних легувальних елементів. Суть цього методу полягає у тому, що на робочі поверхні форми або стрижня при виготовленні виливків, які працюють, наприклад, в умовах інтенсивного зносу, наносять легувальні покриття у вигляді фарб, паст, облицювального шару або використовують вставки, наповнювачами яких є відповідні легувальні елементи або їх суміші. Залитий у форму метал взаємодіє з легувальним покриттям, внаслідок чого поверхня вилівка насичується відповідними елементами із утворенням заданої структури.

Метою роботи є підвищення зносостійкості деталей машин за рахунок комплексного дифузійного насичення поверхневого шару деталей із залізовуглецевих сплавів в процесі лиття.

Для даного способу використовуються лиття в піщано-глинясті форми (рис.1), який дозволяє отримувати високоточні виливки з хорошою чистотою поверхні.

Практичний інтерес представляє одержання в процесі лиття дифузійних шарів на основі карбідів бору, титану та борид титану, що мають, високу твердість і зносостійкість. Підвищення працездатності деталей машин і механізмів, їх надійності та довговічності забезпечується певною мірою оптимізацією технології нанесення покриттів що вміщують бор, і хімічним складом насичування суміші [2].

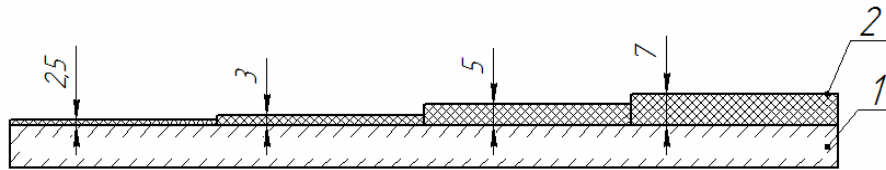


Рис. 1. Модель для дослідження оптимальної товщини легувального покриття: 1 – стрижень, 2 – легувальне покриття

Під час виготовлення виливків в піщано-глинясті форми необхідно коригувати розміри форми в місцях нанесення легувального покриття.

Для дослідження використовуємо сталь 25Л.

Литі зразки сталі для дослідження структури і властивостей зміцненого шару отримували у формі з стрижневою суміші ХТС, що складається з кварцового піску марки 4К₂О₂02 та рідкого скла.

Обмазку наносили на поверхню моделі. Обмазка наноситься на поверхню стрижня у вигляді пасти товщиною від 2,5 до 7 мм. Ступінчаста проба виконана різними товщинами від 30 до 60 мм для дослідження залежності товщини вилівка від засвоєння легувального шару.

Для одержання в процесі лиття дифузійних шарів використовуємо карбід бору або титану, які при легуванні забезпечують високу твердість і зносостійкість.

Проте під час виготовлення виливків із поверхневим легованим шаром необхідної товщини, слід враховувати безліч факторів: температуру сплаву, що заливають у форму, яка повинна бути достатньо високою, щоб відбувалося розплавлення і розчинення легувального покриття під дією тепла рідкого металу; товщина легувального покриття, яка повинна визначатися температурою його плавлення, гранулометричним складом наповнювача, властивостями зв'язувального компонента тощо.

Крім того, необхідною умовою для утворення легованого шару достатньої товщини, повинен бути тривалий контакт основного металу в рідкому стані із легувальним покриттям. Провідними процесами формування легованого шару в цьому випадку можуть бути розплавлення і розчинення легувального покриття, а також фільтрація основного металу через покриття.

Виходячи із цього положення, можна запропонувати два механізми поверхневого легування виливків у формі, які можуть здійснюватися одночасно або окремо один від одного:

- якщо температура плавлення легувального покриття нижча за температуру тверднення основного металу, то утворення легованого шару здійснюється внаслідок розплавлення покриття і його перемішування із основним металом.

- якщо температура плавлення легувального покриття вища за температуру плавлення основного металу, то легований шар може формуватися внаслідок проникнення основного металу в пори покриття з подальшими дифузійними процесами перенесення легувальних елементів із покриття в основу металу і часткового розчинення компонентів покриття.

Очевидно, що поверхнєве легування виливків доцільно здійснювати нанесенням на робочі поверхні форм і стрижнів легувальних покриттів, температура плавлення яких нижча за температуру плавлення основного металу.

Проте можна використовувати і тугоплавкі покриття, особливо при виробництві товстостінних виливків.

Література:

1. Гурьев М.А., Фильчаков Д.С., Гармаева И.А. Технология нанесения многокомпонентных упрочняющих покрытий на стальные детали // Ползуновский вестник. – 2012. – №1. – С. 73–78.
2. Мартюшев Н.В. О возможности легирования поверхности отливок нанопорошками // Современные проблемы науки и образования. – 2013. – №4. – С. 22–26.
3. Гурьев М.А. Околович Г.А. Поверхностное упрочнение стальных деталей при литье по газифицируемым моделям // Ползуновский вестник. – 2010. – №2. – С. 102–106.

4. Ямшинський М.М., Федоров Г.Є., Платонов Е.О. Сучасні технологічні аспекти виготовлення виливків із диференційованими властивостями поверхні // Наукові вісті Національного технічного університету «КПІ». – 2004, №6. – С. 69–75.

5. Ямшинский М.М., Федоров Г.Е., Платонов Е.А. Изготовление отливок с дифференцированными свойствами поверхности // Металл и литье Украины – 2004, №12. – С. 22–25.

Кравченко В.П., Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

**О ПОСЕЩЕНИИ ВЫСТАВКИ ART OF STEEL И ПРЕЗЕНТАЦИИ КНИГИ
МЕТИНВЕСТ О ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛИ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Выставка видеоинсталляций Art of steel проведена Метинвест в Киеве 14-22 мая 2019 г. (рис. 1) [1, 2]. На ее открытии генеральный директор Группы Метинвест Юрий Рыженков презентовал книгу о производстве стали "Металлургическая кухня", во вступительном слове которой отметил следующее. В книге – мало текста, но много иллюстраций и красочных схем, забавные случаи и интересные факты. Все это для того, чтобы каждый, даже далекий от промышленности человек, мог понять, как все устроено на металлургической «кухне». Весь процесс добычи руды и производства стали мы сравниваем с приготовлением пищи – тем, что близко и понятно каждому.

Камень, бронза, железо. Мир прошел различные стадии развития – от простых металлов до технологических сплавов. Искусственный интеллект уже существует наравне с человеческим.



Рис. 1. Одна из цикла красочных иллюстраций выставки Art of steel [1, 2]

Совсем скоро «цифра» проникнет во все сферы нашей жизни. Всего этого не было бы, если бы не сталь – без нее не удалось бы собрать первый персональный компьютер. Я считаю сталь идеальным материалом, изменяющим мир. Ее можно перерабатывать бесконечное количество раз. Она – на века. В книге есть на что посмотреть: гигантские карьеры и шахты, огнедышащие печи. Вы узнаете, как каменные глыбы превращаются в самолеты, мосты, небоскребы..., все то, что окружает нас каждый день...[1].

Книга предназначена для старшекласників и студентов, а также всех, кто интересуется производством и промышленностью. Издание вышло на украинском, русском и английском языках. В книге используется дополненная реальность: загрузив приложение на смартфон или планшет, можно смотреть видео об одном из этапов создания стали [1]. Это благотворительное издание: по словам издателей, книги передадут библиотекам, школам, профильным высшим и средним учебным заведениям в Украине и за рубежом [2].

Выставка Art of steel – это цикл видеоинсталляций процесса производства стали – от добычи сырья до объектов, построенных из стали Метинвеста. Объемное видео через проекторы транслируется на стены, обеспечивая эффект присутствия и полное погружение в самые эффектные моменты производства. Металлургический процесс становится искусством. В то же время, это диалог о том, что для молодых людей может стать делом всей жизни. Посетители выражают благодарность создателям выставки, они увидели то, что привлекает в ней самих металлургов и горняков: драйв, эмоции, мощь огня и воды, гордость за результат, создание того, что приносит пользу и меняет мир, что позволяет подниматься выше, передвигаться быстрее, жить интереснее и комфортнее.

Литература:

1. Метінвест. Металургійна кухня. URL: <http://metinvest.tilda.ws/steelmaking>
2. Метинвест открыл арт-выставку и представил книгу о производстве стали // Сегодня. – 15.05.2019. URL: https://www.segodnya.ua/economics/comp_news

Кравчук Р.В.

(ІПМіц ім. Г. С. Писаренка НАН України)

ВПЛИВ КОНТАКТНОГО ТЕРТЯ ПРИ ВИПРОБУВАННІ ДИСКОВИХ МІКРОЗРАЗКІВ МЕТОДОМ ПРОДАВЛЮВАННЯ СТАЛЕВОЮ КУЛЬКОЮ

E-mail: kravchuk.r@ipp.kiev.ua

Постійний і всебічний контроль механічних характеристик матеріалів конструкцій відповідального обладнання є запорукою його стабільної та безпечної експлуатації. Для цього використовуються як неруйнівні так і більш достовірні руйнівні прямі та непрямі

методи контролю. У випадку прямих руйнівних методів використовують стандартні зразки циліндричної або плоскої форми, виготовлені за відповідними нормативними документами. Так як найчастіше обсяг матеріалу для виготовлення необхідної кількості стандартних зразків обмежений, то використання непрямих руйнівних методів визначення механічних характеристик набуває особливої актуальності. До таких методів можна віднести метод продавлювання дискових мікрозразків, що отримав в літературі назву SmallPunchTest або SP-test. Метод базується на випробуваннях мініатюрних дискових зразків, вирізаних із мінівирізок досліджуваного матеріалу. Випробування проводяться наступним чином: дисковий мікрозразок закріплюється в спеціальному затискному пристрої та піддається деформуванню сталюю кулькою із записом діаграми продавлювання, за параметрами якої за допомогою кореляційних залежностей визначаються механічні характеристики.

При випробуванні металів методом продавлювання сталюю кулькою дискового мікрозразка умови тертя в зоні контакту кульки і зразка можуть впливати на процес випробування. В даній роботі досліджено залежність процесу деформування кулькою дискового мікрозразка від сили тертя для широкого діапазону зміни значень коефіцієнту тертя.

Дослідження проводились з використанням програмного комплексу, що базується на методі скінчених елементів. В якості модельного матеріалу використано конструкційну сталь 45. При цьому коефіцієнти тертя f в зоні контакту кульки з поверхнею дискового мікрозразка варіювався від 0 до 0,18. На рис. 1 наведено діаграми деформування дискового мікрозразка із сталі 45 в координатах «навантаження-глибина продавлювання» із коефіцієнтами тертя в зоні контакту рівними: 0; 0,05; 0,08; 0,12, та 0,18.

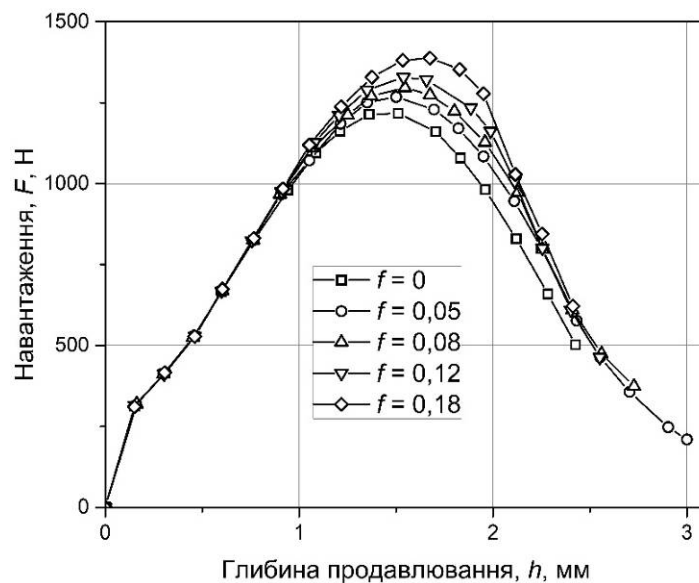


Рис. 1. Діаграми деформування дискового мікрозразка із сталі 45 при різних коефіцієнтах тертя f у зоні контакту

Видно що діаграми деформування при зміні коефіцієнту тертя від 0 до 0,18 в процесі моделювання на стадіях пружного й пружно-пластичного деформування дискового зразка співпадають. На цих стадіях контакт між кулькою і зразком утворений за рахунок прогину не перевищує 3%. При додаванні до деформацій згину деформацій розтягу зона контакту збільшується, за рахунок чого спостерігається розбіжність діаграм деформування. Найбільший вплив сил тертя спостерігається при досягненні максимального значення навантаження перед руйнуванням, де зона контакту рівна 35%. Різниця максимальних значень навантажень при коефіцієнтах тертя рівних 0 і 0,18 сягає 30%.

Крыжановський К.С., Самарай В.П.

(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)

ПРЕЕМСТВЕННОСТЬ ПОКОЛЕНИЙ

E-mail: samaraj@ukr.net

На протяжении многих десятилетий кузницей кадров и одним из ведущих технических вузов Украины, обеспечивающих научный, технический прогресс и индустриализацию государства, являлся Киевский политехнический институт. В институте работали и учились выдающиеся ученые, прославившие ВУЗ своими научными открытиями и производственными достижениями, среди которых был ученый-металлург, академик, Николай Николаевич Доброхотов (27.03.1889 – 15.10.1964).

В начале 30-х годов Николаю Николаевичу высшим руководством страны было поручено подготовить и осуществить индустриализацию СССР, что он успешно реализовал. Командированный на три года в Европу и Америку, он собрал материал и представил проект индустриального развития молодого советского государства. С его подачи и при личном участии строились металлургические заводы Днепропетровска, Запорожья, Челябинска и Свердловска, ставшие фундаментальной основой развития машиностроения и оборонного комплекса, на базе которых создавалась новая передовая наука и росли будущие инженерные кадры, ставшие руководителями технического прогресса довоенных пятилеток. Среди них был ближайший ученик академика Доброхотова – талантливый инженер, профессор, заведующий кафедрой автоматизации КПИ, Валентин Степанович Кочо.

В годы войны Николай Доброхотов, вместе с учениками, решал на Урале вопросы оборонного строительства и производства эвакуированных заводов. В частности, Валентин Степанович Кочо на Уралмаше руководил технологией производства корпусов танков

Т-34 и самоходок-САУ, а в политехническом институте, в качестве доцента, готовил специалистов для металлургической промышленности.

В годы войны Валентин Степанович стал одним из крупных ведущих ученых, своими разработками и внедрениями обеспечивал фронт необходимым количеством выпускаемой бронетехники.

Параллельно с совершенствованием сплавов и технологии литья факультет занимался вопросами измерения и автоматизации, которые разрабатывал его ученик, В.С. Кочо. В 1958 году, после создания в КПИ первой на Украине кафедры автоматизации, направление автоматизации возглавил доктор технических наук, профессор В.С. Кочо.

Учитывая открытые на Украине газовые месторождения, возрождающуюся газовую добычу и промышленность, Н.Н. Доброхотов создал и возглавил первый в СССР Институт Газа, который занялся вопросами транспортировки и использования природного газа в промышленности. Параллельно был создан и Институт Автоматики, в задачу которого входило проведение исследований в области автоматизации промышленных технологий и эффективного использования природного газа. Научную работу в Институте Автоматики, в качестве заместителя директора по науке, возглавил именно В.С. Кочо.

В сентябре 2018 года специалисты по автоматизации, ученики В.С.Кочо, отмечали 60 лет основания кафедры, а металлурги инженерно-физического факультета института в 2019 году отмечают 130 лет со дня рождения Николая Николаевича Доброхотова.

Специалисты-металлурги и автоматчики работают во многих отраслях промышленности, своим трудом продолжая традиции старшего поколения. По уровню образования, техническому развитию и уровню жизни, Украина занимала одно из ведущих мест среди развитых стран мира. Большая заслуга в этом принадлежит всесторонне образованным выпускникам Киевского политехнического института.



ных кадрах.

Рис. 1. Зерновая сушилка “Дунаєвчанка”

После преобразований 1991 г. независимой Украины, к сожалению, в стране прошла ее деиндустриализация, переход на приватизацию и капитализацию, что во многом привело к ликвидации тяжелого машиностроения и основных отраслей народного хозяйства, в результате чего снизилась потребность промышленности в технически образован-

Приоритет получили выпускники гуманитарных вузов, основным продуктом деятельности которых является информационный и социальный продукт, далекий от материального производства. Качество подготовки специалистов, в связи с введением образования по новой системе, не повысилось, возросла ее удаленность от творческого развития личности. Однако Киевская политехника не утратила старую школу подготовки инженерных кадров и делает упор на развитие творческого отношения студентов к решению задач своей специализации, что позволяет готовить молодое поколение, способное самосовершенствоваться, генерировать и решать сложные задачи, продолжая традиции старшего поколения.

В современных сложных условиях прогрессивно настроенные творческие силы Украины начинают восстанавливать старые, разрушенные производства, тем самым повышая уровень индустриализации государства, в чем им помогают студенты и сотрудники технических вузов Украины.



Рис. 4. Индукционная печь емкостью 1 тонна, мощностью 1000 кВт, производительностью 0,5 т/час

Одним из приоритетных направлений настоящего времени является сельское хозяйство, ахиллесовой пятой которого является сохранение выращенного урожая. Большое количество зерновых требуют перед хранением сушки, которая в больших объемах может производиться только в специальных сушильных агрегатах. Возродившийся в г. Дунаевцы Хмельницкой области Литейно-Механический завод выпускает для сельхозпроизводителей сушильные установки различной производительности, что требует изготовления широкого ассортимента комплектующих, в том числе из твердых сплавов, методом литья. Существовавшее ранее литейное производство было ликвидировано и после нескольких лет безхозного разрушения и невостребованности восстановлению не подлежало. Новое руководство завода, поддерживающее старые связи с Киевским политехническим институтом, приняло решение о восстановлении чугунолитейного цеха, для которого было закуплено новое, современное оборудование. Для плавки чугуна была установлена низкочастотная индукционная печь мощностью 1000 кВт, производительностью 0,5 т/час.



Рис. 3. К.т.н. Едуард Кузимович – главный металлург, и студенты Йожеф Баги, Глеб Савощенко, Мамзин Сергей



Рис. 4. Глеб Савощенко формует будущие детали зерносушилки

В пуско-наладке системы управления печи и литейного участка принимали участие представители инженерно-физического и теплоэнергетического факультетов КПИ, а также студенты 6 курса кафедры литейного производства – Йожеф Баги и Глеб Савощенко, находившиеся там на преддипломной практике. Помогал им формировать и проводить пробную плавку и студент Мамзин Сергей – классный специалист-литейщик, участник АТО.

Молодые специалисты под руководством ведущего специалиста завода, металлурга, выпускника КПИ, кандидата технических наук Едуарда Николаевича Кузимовича, осваивали основы и практические навыки литейного производства.

Их дипломные работы посвящены организации, проектированию литейного производства и внедряются на заводе сразу, при их трудовом участии.

Будущие инженеры принимали участие в пуско-наладке щита управления индукционной печи, запуске печи, организации рабочего участка формовки изделий, подготовке и выпуске первой партии изделий. Влившись в трудовой коллектив, они почувствовали свою со-

причастность к общему делу трудового коллектива. На фотографиях вы можете видеть то, что пытается возродить молодая смена старшего поколения. В таких молодых специалистах нуждается наша страна. Они могут служить примером тем, кто находится на распутье и еще не выбрал свой жизненный путь.

Если вы хотите учиться и являетесь примером в учебе для своих сверстников, поступайте в Киевский политехнический институт. По окончании вы станете востребованным специалистом и надежной опорой возрождающейся промышленности нашего государства. На вас – на молодых студентах, аспирантах, молодых специалистах, лежит эта высокая обязанность и надежда украинского народа.



Рис. 5. Йозеф Баги собирает литейную форму



Рис. 6. Процесс заливки формы серым чугуном

Кушнір В.В.¹, Чернявський В.В.¹, Юркова О.І.¹, Бурчення А.В.²

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, ²ІНМ НАН України, м. Київ)

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ AlCoFeCrVNi ТА AlCoFeCrVTi СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ МЕХАНІЧНИМ ЛЕГУВАННЯМ І СПІКАННЯМ

E-mail: vlad987321@gmail.com, vadikv13@gmail.com, yurkova@iff.kpi.ua

З початку 20-го століття швидкий розвиток металургії був викликаний необхідністю нових матеріалів з вищими фізико-механічними та технологічними характеристиками. У зв'язку з цим створювались нові матеріали та проводилась розробка нових технологій їх отримання. Разом з цим у сплавах збільшується як кількість легувальних компонентів, так і кількість елементів, які формують основу матеріалу. У свою чергу, це привело до того, що на початку 21-го століття було створено матеріали нового класу – високоентропійні сплави, які містять у своєму складі 5 або більше елементів з концентрацією кожного 5...35 ат. %. Дані сплави мають значно кращий комплекс властивостей відносно звичайних сплавів, а саме: високу твердість, міцність на стиск та розтяг, пластичність, високу стійкість до зношування та твердість і т.д.

Метою роботи є дослідити методами мікромеханічних випробувань [1, 2] властивості високоентропійних AlCoFeCrVNi та AlCoFeCrVTi сплавів, отриманих методом механічного легування та спікання під тиском.

AlCoFeCrVNi та AlCoFeCrVTi сплави були отримані механічним легуванням у планетарному млині протягом 10 год. Синтезовані високоентропійні AlCoFeCrVNi та AlCoFeCrVTi сплави складаються із твердих розчинів з ГЦК (основна фаза) і ОЦК крис-

талічною структурою, які знаходяться в наноструктурному стані із середнім розміром кристалітів 50 нм.

Після спікання під тиском 5 ГПа при температурі 800 °С AlCoFeCrVNі та AlCoFeCrVTі сплави мають високу мікротвердість, а саме, $HV=12,6$ ГПа та $HV=14,7$ ГПа, відповідно. Цей факт пояснюється твердорозчинним зміцненням зі значним спотворенням кристалічної ґратки твердих розчинів через різницю атомних радіусів компонентів, що входять до їх складу, та збереженням їх наноструктурного стану. Заміна нікелю на титан підвищує твердість за рахунок значно більшого атомного радіусу останнього, що призводить до ще більшого спотворення кристалічної ґратки твердих розчинів.

Механічні властивості високоентропійних AlCoFeCrVNі та AlCoFeCrVTі сплавів визначені по кривих «напруження-деформація», які побудовано методом індентування за методикою [2] представлено в табл. 1. З додаванням до сплаву титану замість нікелю значення границі пружності σ_e та умовної границі плинності $\sigma_{0,2}$ збільшуються. Таких самих змін зазнає і мікротвердість HV при додаванні титану замість нікелю, а характеристика пластичності δ_H зменшується.

Після спікання під тиском сплави набувають високих значень характеристик міцності завдяки ефекту твердорозчинного зміцнення, сильного спотворення кристалічної ґратки.

Таблиця 1. Механічні характеристики AlCoFeCrVNі та AlCoFeCrVTі сплавів після спікання під тиском

Сплав	Мікротвердість HV, ГПа	Модуль Юнга E, ГПа	Границя пружності σ_e , ГПа	Умовна границя плинності $\sigma_{0,2}$, ГПа	Характеристика пластичності δ_H
AlCoFeCrVNі	13,6±1,04	156,1±9	3,35	3,45	0,5
AlCoFeCrVTі	14,7±1,17	142,8±11	3,98	4,1	0,4

Високий тиск та порівняно низька температура процесу спікання сприяють збереженню наноструктурного стану та підвищенню характеристик міцності сплавів.

Література:

1. Теоретичні основи і методи визначення механічних властивостей матеріалів та покриттів при індентуванні на макро- та мікрорівнях (навчальний посібник) / [О.В. Бякова, О.І. Юркова, Ю.В. Мільман, О.В. Білоцький] // Київ: «Гарант-Сервис», 2011. – 144 с.
2. Construction of stress-Strain Curves for brittle Materials by Indentation in a Wide Temperature Range / Yu. Milman, I. Gridneva, A. Golubenko. // Science of Sintering. – 2007. – V. 39. – P. 67-75.

Лобачова Г.Г., Іващенко Є.В., Сенчук Д.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**КІНЕТИКА ФОРМУВАННЯ ТА БУДОВА Cr-C ТА C-Cr ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ
ПОКРИТТІВ НА СТАЛІ ХВГ**

E-mail: lgg22@ukr.net, senchuk1205@gmail.com

Як відомо, під час створення покриття методом електроіскрового легування (ЕІЛ) значна роль відводиться ерозії аноду, яка визначає інтенсивність нарощування шару. Компактовані електроди, які традиційно застосовуються для ЕІЛ, мають високу температуру плавлення, що перешкоджає продуктивному формуванню покриття за низьких енергетичних параметрів обробки. Беручи до уваги, що ерозія чистих металів та графіту перевищує ерозію твердосплавів, в даній роботі показана можливість ефективного перенесення матеріалу на оброблювану поверхню та створення сприятливих умов для формування зміцненого покриття, збагаченого карбідами.

Мета роботи полягає у дослідженні кінетики масоперенесення в процесі подвійного ЕІЛ за схемами Cr-C та C-Cr та вивченні будови одержаних покриттів на сталі ХВГ.

Кінетику масоперенесення досліджували гравіметричним методом з використанням лабораторних електронних вагів «AXIS AD50» (точність вимірювання 0,0005 г); структуру – на мікроскопі «МИМ-10»; фазовий склад – на дифрактометрі «Ultima IV» у мідному випромінюванні.

За зміною маси катоду (сталі ХВГ) та анодів (хром та графіт) після кожної хвилини ЕІЛ будували кінетичні криві сумарного приросту маси катоду ($\Sigma\Delta m_k$) та сумарної ерозії анодів ($\Sigma\Delta m_aCr$, $\Sigma\Delta m_aC$). Для забезпечення кількісного порівняння перенесеної маси від металевих та графітових анодів було враховано густину кожного з них. Графік приросту маси катоду під час ЕІЛ за схемою Cr-C перебуває у додатній області, що свідчить про відсутність крихкого руйнування нанесеного шару. При ЕІЛ за схемою C-Cr крива $\Sigma\Delta m_k$ переходить у від'ємну область на 2-ій хвилині, а після 4-ої хвилини знову починається нарощування покриття при легуванні хромом. Впродовж обох стадій ЕІЛ криві $\Sigma\Delta m_aCr$ та $\Sigma\Delta m_aC$ є спадаючими. Це свідчить про ерозію легувальних електродів. Для графітового аноду ерозія є значно більшою у порівнянні з металевим через на порядок більший електричний опір. Велика кількість продуктів ерозії, які утворилися за екстремальних умов ЕІЛ, здатні «вигорати» у міжелектродному проміжку, не досягнувши катоду. Як наслідок, тільки деяка частина еродованого матеріалу бере участь у формуванні легованого шару.

Кількісну оцінку перенесення маси – коефіцієнт (K) знаходили за співвідношенням додатного приросту маси катоду та ерозії анодів протягом окремої стадії ЕІЛ. Найбільші

значення K зафіксовано для стадій ЕІЛ хромом: 62,22% (Cr-C) та 25% (C-Cr), що можна пояснити утворенням твердого розчину необмеженої розчинності між хромом та залізом, що підтверджується рентгенівським аналізом. Зважаючи на карбідоутворюючу здатність хрому, подальше нанесення графіту сприяє формуванню вторинних структур на поверхні електродів, які у вигляді карбідів накопичуються впродовж другої стадії ЕІЛ, та починають перешкоджати ефективному нанесенню матеріалу на катод, через що відбувається зниження значень K до 4,63%. Рентгенівським аналізом у покритті виявлено карбід Cr_3C_2 .

Встановлено, що послідовність нанесення хрому та графіту в процесі ЕІЛ сталі ХВГ здійснює вплив на кінетику формування та структуру покриттів. Коефіцієнт масоперенесення за весь процес ЕІЛ (33,43%) та товщина (до 20 мкм) Cr-C покриття є більшими, ніж для C-Cr (17,5%, 15 мкм) внаслідок утворення твердих розчинів необмеженої розчинності α -(Fe, Cr).

Лоскутова Т.В., Хижняк В.Г., Погребова І.С., Гаврилін А.В., Табачук О.Л.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ОТРИМАННЯ ТА СТРУКТУРА КОМПЛЕКСНИХ АЛЮМОХРОМОВИХ ДИФУЗІЙНИХ ПОКРИТТІВ НА ТИТАНОВОМУ СПЛАВІ ОТ4-1

E-mail: LoskTV1@bigmir.net

Титан і його сплави є одним з найбільш перспективних конструкційних матеріалів для виготовлення деталей хімічної промисловості, суднобудування, авіаційної, космічної, кріогенної й медичної техніки. У ряді випадків до деталей з титану або їхніх робочих поверхонь висуваються підвищені вимоги щодо втомної міцності й зносостійкості. Дифузійні покриття, нанесені на поверхню сплавів призводять до зміни хімічного складу, структури і, як наслідок, властивостей поверхневого шару металу [1-3].

Покриття на основі алюмінію та хрому наносили на зразки сплаву ОТ4-1 газофазним методом з порошкової суміші в середовищі хлору. Попередньо знежирені вироби завантажували в контейнер разом з насичуючою сумішшю наступного складу (мас. %): 42% алюмінію + 28% хрому + 25% інертної речовини Al_2O_3 , 5% активатора NH_4Cl . Контейнер герметизували, нагрівали до температури насичення – 850 °C та витримували протягом 3 год.

Встановлено, що отримані алюмохромовані зразки сплаву ОТ4-1 мають гладку сіру поверхню, жодних сколів чи відшарувань дифузійних шарів не спостерігається. Кожен шар покриття відділяється один від одного чіткою границею розділу і має свій відтінок – від темно-сірого кольору (на поверхні) до світло-сірого (біля матриці). Загальна товщина

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

покриттів складає 16,0...17,0 мкм: товщина першої зони становить 8,0...10,0 мкм, другої 2,0...3,0 мкм, третьої 3,5...4,0 мкм, четвертої – 3,5...4,0 мкм.

Рентгеноструктурним аналізом визначено фазовий склад отриманих покриттів. Дифрактограми зняті з поверхні покриття фіксують наявність на поверхні покриттів фаз на основі сполуки Al_3Ti та фази $(\text{Al}_7\text{CrTi}_2)\text{O}_4$. Слід зазначити, що фаза $(\text{Al}_7\text{CrTi}_2)\text{O}_4$ не визначається мікроструктурно та її товщина не перевищує 4,0...5,0 мкм. Період ґратки Al_3Ti складає: $a = 0,3838$ нм, $c = 0,8566$ нм, фази $(\text{Al}_7\text{CrTi}_2)\text{O}_4$: $a = 0,3963$ нм. При цьому кількісне співвідношення вищенаведених фаз складає 80% до 20%.

Мікрорентгеноспектральним аналізом визначено хімічний склад отриманих покриттів. Встановлено, що у шарі на основі фази Al_3Ti , міститься 57,2...58,87 мас. % алюмінію; 39,17...40,74 мас. % титану; 0,22...0,86 мас. % хрому. При цьому хром спостерігається тільки в поверхневому шарі. Отримані проміжні шари були ідентифіковані відповідно до даних мікрорентгеноспектрального аналізу та розташовувались у відповідності до діаграми стану системи Al-Ti , [4]: Al_2Ti , AlTi і AlTi_3 . Концентрація Al рухаючись від поверхні покриття в напрямку до основи сплаву знижується а кількість титану збільшується. Під шаром сполук системи Al-Ti розташовується зона $\alpha\text{-Ti(Al)}$, утворення якої було зумовлено як підтягуванням Al до покриття з основи сплаву так і насиченням алюмінієм з насичуючого середовища.

Мікротвердість по перерізу покриття в зовнішній зоні Al_3Ti , становить 5,7 ГПа, а потім монотонно знижується в наступних зонах алюмінідів титану Al_2Ti – 5,5 ГПа, зони AlTi – 4,5 ГПа, зони AlTi_3 – 4,25 ГПа, зони $\alpha - \text{Ti(Al)}$, що безпосередньо примикає до основи приблизно 3,6 ГПа, що в загальному вдвічі перевищує мікротвердість сплаву ОТ4-1 (2,2 ГПа) у вихідному стані. Це має призвести до покращення зносостійких властивостей сплаву ОТ4-1.

Література:

1. Земсков Г.В. Коган Р.Л. Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 208 с.
2. Лоскутов В.Ф., Хижняк В.Г., Куницкий Ю.А. Диффузионные карбидные покрытия. – К.: Техника, 1991. – 168 с.
3. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико – термической обработки. – М.: Новое знание, 2010. – 304 с.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ. в 3 т. / [ред. Н. П. Лякишева]. – М.: Машиностроение, 1996. – Т.1 – 996 с.

Лук'яненко І.В., Фесенко М.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

РОЗРОБЛЕННЯ РЕЖИМІВ ЛИТТЯ ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ОДНОГО БАЗОВОГО РОЗПЛАВУ

E-mail: lukianenkoiv@gmail.com, fesmak@kr.net

Абразивне зношування є основною причиною виходу з ладу значної кількості литих деталей машин, механізмів, устаткування, що працюють в гірничодобувній, металургійній, машинобудівній та інших галузях промисловості.

На практиці для виготовлення таких деталей використовують леговані сплави на основі заліза, серед яких найпоширенішими є високолеговані чавуни, що вміщують дорогі елементи, такі як молібден, ванадій, нікель, хром тощо. Проте, деталі з таких чавунів не завжди відповідають необхідним вимогам щодо зносостійкості та механічних властивостей в литому стані, погано оброблюються різанням на металообробних верстатах.

Для покращення їх структури та властивостей після лиття на підприємствах часто додатково застосовують методи термічного оброблення, що в свою чергу ускладнюють процеси виробництва литих деталей та здорожують їх собівартість.

Перелічені проблеми можуть бути зменшені за рахунок використання двошарових чавунних виливків із комбінацією робочою зносостійкою поверхні та в'язкої монтажної частин. Високу твердість зносостійкої поверхні може забезпечити білий чавун із твердими карбідами заліза в мікроструктурі, а підвищену пластичність та в'язкість – високоміцний чавун із кулястим графітом ферито-перлітного класу.

В роботі запропоновано, досліджено та удосконалено спосіб виготовлення двошарових чавунних виливків із одного базового розплаву шляхом застосування методу внутрішньоформового модифікування рідкого чавуну. Ідея способу полягає в виплавлянні в електропечі базового розплаву білого чавуну та заливанні його частини через першу ливникову систему, що безпосередньо підводить його до порожнини форми в якій відбувається кристалізація зносостійкої робочої поверхні вилівка. Наступне доливання базовим розплавом проводять через другу ливникову систему з проточною реакційною камерою, в якій він проходить сфероїдизувальне внутрішньоформове модифікування та після цього повністю заповнює порожнину форму, де відбувається формування в'язкої монтажної частини з високоміцного чавуну з кулястим графітом.

При проведенні експериментів в якості вихідного базового розплаву обрано чавун із вуглецевим еквівалентом на рівні 3,1...3,2%, кристалізація якого в умовах заливання в суху піщано-глинясту форму відбувається за метастабільною системою з вибіленням. Для

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

сфероїдизувального модифікування розплаву білого чавуну було обрано подрібнену лігатуру марки ФСМг7 із розміром фракції від 1,0 мм до 5,0 мм у кількості 2,0% від маси розплаву, який доливають через другу ливникову систему. Температура заливання першої порції розплаву становила $(1350 \pm 10)^\circ\text{C}$, другої – $(1450 \pm 10)^\circ\text{C}$.

Перші спроби виготовлення двошарових виливків за запропонованим способом та переліченими режимами лиття показали негативні результати. За рахунок гідродинамічного змішування двох порцій розплавів, які заповнюють порожнини форми, виливки кристалізувались повністю з однорідною структурою.

В подальшому визначено, що для попередження змішування двох порцій розплаву в ливарній формі важливими параметрами є проміжок (інтервал) часу між етапами їх заливання та температура базового розплаву.

Із застосуванням комп'ютерного моделювання проаналізовані умови кристалізації виливків із товщиною перерізу від 5 до 50 мм, при температурах заливання розплавів від 1300°C до 1500°C . В результаті отримані залежності впливу товщини перерізу стінки виливка на час їх кристалізації при різних температурах заливання. Ці дані дали можливість в ході одержання двошарових виливків прогнозувати проміжок (інтервал) часу між етапами заливання порцій розплаву, щоб не відбувалось їх гідродинамічного змішування в формі та в результаті формувались якісні виливки з заданою товщиною робочої та монтажної частин.

За результатами досліджень в роботі розроблені технологічні рекомендації, які пропонуються для впровадження на підприємствах при виробництві дрібних виливків, що призначені для роботи в умовах зношування.

Лукашук А.І., Самарай В.П.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**С.П. КОРОЛЬОВ – ЗАСНОВНИК РАКЕТОБУДУВАННЯ
ТА КОСМІЧНОЇ ГАЛУЗІ**

E-mail: donandrey17@gmail.com, samara@ukr.net

Актуальність. Ракето-космічній галузі у всьому світі приділяється величезна увага вже більше п'яти десятиріч. Найпотужніші країни світу вкладають великі гроші в розвиток космічної галузі. Такий розвиток не можливий без застосування і використання різних типів ракет, орбітальних станцій, штучних супутників землі і інших планет, космічних телескопів тощо. Змагання і досягнення в космічному просторі визначає ступінь розвитку країн і пробитися до лідерів космічних перегонів вдається тільки державам з певним рівнем економіки, ВВП та з достатньо високим рівнем науки, загальної та

вищої освіти. Тільки завдяки переліченим умовам та наявності несамолюбних вчених і вдається реалізовувати подібні завдання. Саме такою неперевершеною несамолюбною людиною, вченим, інженером та керівником цілої ракето-будівної та космічної галузі був С.П. Корольов. Метою роботи є аналіз людської долі, наукової та інженерної діяльності всесвітньо відомого ракетобудівника Сергія Павловича Корольова.

С. П. Корольов народився 12 січня 1907 року в місті Житомир, його батьками були П.Я. Корольов, викладач російської мови, мати М.М. Корольова. Після того як їхній шлюб розпався, у 1910-14 рр. він проживав у діда і бабусі у Ніжині (Чернігівська область). Згодом його мати вийшла заміж за Г. М. Балани і потім їхня сім'я переїжджає до Одеси. У зв'язку з складною політичною ситуацією, яка була на той час, Сергію доводилося навчатися вдома, в цьому йому допомагали його мама та відчим.

У 1922 вступив в Одеську будівельно-професійну школу №1. Після її закінчення в 1924, він пішов навчатися до КПІ. Провчившись два курси, перевівся до МВТУ ім. М.Е. Баумана на аеромеханічний факультет. У 1930 р., захистивши дипломний проект, він розробив легкомоторний двомісний літак (СК-4), у цьому ж році закінчив льотне училище. Після отримання диплому активно вивчав теорію Ціолковського, з яким він познайомився ще під час навчання після ознайомлення з книгою вченого “Реактивний аероплан”. Сергій поставив мету створити ракету для польоту в космос і реактивний двигун, учень Ціолковського Ф.А. Цандер запропонував співпрацю у вивченні реактивного руху. Корольов створив “Групу вивчення реактивного руху (ГВРР)”. С.П. Корольов, В.П. Глушко, Ю.А. Побєдоносєць, Ф.А. Цандер, М.К Тихонрав разом запустили ракету ГВРР-13, але політ ракети був нетривалим (всього 18 секунд) – можливо, це, здавалося б, нічого, та це було лише початком до значних результатів.

У 1934 році Корольов створив проект ракети з автоматичним управлінням і ракетоплан РП-318-1, який піднявся у повітря в 1940 р. 27 червня 1938 р. його заарештували і засудили до десяти років позбавлення волі. Спроби звільнити його не допомогли, Сергій Павлович навіть писав лист до влади. Тільки успішне випробовування ракетоплана РП-318-1 дало можливість перевести його до “Особливого технічного відділу” НКВС. Коли почалася війна, у Омську він був заступником начальника цеху з бомбардувальника Ту-2, якому поступалися німецькі та літаки союзників. Важко не відмітити створення ним нового виду зброї систем залпового вогню. У 1945 він був направлений для вивчення німецьких ракет “Фау-2”. Після повернення Корольова до Москви його призначили головним інженером для створення балістичних ракет, у 1947 – побудована балістична ракета “Р-1” і прийнята на озброєння у 1950 р. За чотири роки у 1954 звертається до влади із проханням створити штучний супутник Землі. Згодом під його керівництвом створюють зразки космічних апаратів. Окрім Корольова, ідеєю підкорення космосу захопилися інші вчені. Пізніше Корольов створив управління комплектування штучних супутників землі під керівництвом М.І. Тихонорова. У 1957 він створює континентальну ракету “Р-7”, яка стала фундаментом ракетноносіїв. 4 жовтня цього ж року був запущений перший штучний супутник Землі. Корольов зробив дійсно складну роботу, він показав себе не тільки як та-

лановитий інженер та ще і як керівник, зумів підібрати хороших фахівців, організувати роботу. Корольова можна охарактеризувати як людину дуже наполегливу, сильну духом, для якої нема нічого неможливого, це, той тип людей, які бачать ціль та не бачать перешкод.

КПІ ім. Ігоря Сікорського є теж нащадком Корольова і бере участь безпосередньо в космічній програмі європейських навчальних закладів. Фахівці і студенти КПІ створили і передали для виведення на орбіту три зразки штучних супутників "Політан 1-3". Наразі триває підготовка Політан-4.

Висновки. Відбувається величезна конкуренція в космічній галузі. Після довготривалої паузи США усуває роль провідного монополіста Росію і повертається до будівництва і застосування одноразових та багаторазових вже не тільки челноків, але ще і вперше багаторазових ракетноносіїв, Україна входить в десятку найпотужніших космічних держав і зобов'язана не зменшити власний вплив, задля цього має збільшувати зусилля щоб не втратити промислові, інженерні і наукові надбання, яких вдалося здобути у тому числі в першу чергу завдяки нашому співвітчизнику С.П. Корольову.

Література:

1. <http://childlibr.org.ua/wp-content/uploads/2017/08/Людина-Всесвіту.-С.-Корольов.pdf>
2. <http://heroes.profi-forex.org/ua/korolov-sergij-pavlovich>
3. <http://mykniga.com.ua/biograph/sergij-korolov-biografiya-fakti-z-zhittya.html>
4. http://www.ebk.net.ua/Book/synopsis/ukrainska_elita/part2/050.htm

Лютий Р.В., Скирденко М.В., Люта Д.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СИСТЕМА КЛАСИФІКАЦІЇ ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Перспектива розширення обсягів литва зумовлена потребами різних галузей техніки і господарства, які використовують литі деталі. Розвиток машинобудування, енергетики, транспортної та будівельної промисловості, електроніки, суднобудування та залізничної галузі, медицини, космонавтики, архітектури та мистецтва ґрунтується на досягненнях первинної ланки – ливарного виробництва.

У свою чергу, в процесах литва використовують застарілі технології і матеріали, які не дають змоги підвищення якості продукції і наближення її до вимог і потреб споживачів.

Матеріали для виготовлення ливарних форм працюють в екстремальних умовах – вони мають витримувати високі температури та навантаження під час заливання рідкими сплавами, і тому кількість цих матеріалів обмежена. Особливу роль покладено на зв'язувальні компоненти (ЗК), від яких залежить міцність; ерозійна, хімічна та термічна стійкість форми, а

в кінцевому підсумку – якість готових литих деталей. Тому розробленню і дослідженню ЗК присвячено багато наукових робіт.

Таблиця 1. Загальна характеристика розроблених стрижневих сумішей

Індекс суміші	Складові компоненти, які утворюють зв'язувальну систему	Температура зміцнення, °С	Фізико-хімічні процеси і зв'язувальний компонент у готовій суміші	Рік розроблення	Додаткова інформація
1	Пилоподібний кварц + H_3PO_4	300	$\text{SiO}_2 + 2\text{H}_3\text{PO}_4 \rightarrow \text{SiP}_2\text{O}_7 + 3\text{H}_2\text{O}$ (пірофосфат кремнію)	2004	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
2	Триполіфосфат натрію $\text{Na}_5\text{P}_3\text{O}_{10} + \text{H}_3\text{PO}_4$	150	$2\text{Na}_5\text{P}_3\text{O}_{10} + \text{H}_3\text{PO}_4 \rightarrow 5\text{Na}_2\text{H}_2\text{P}_2\text{O}_7 + \text{H}_2\text{O}$ (пірофосфат натрію)	2012	Попередньо змішують $\text{Na}_5\text{P}_3\text{O}_{10}$ з H_3PO_4 і витримують при 150°C. Готовий сухий продукт додають у суміш
3	Сульфат марганцю $\text{MnSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O} + \text{H}_3\text{PO}_4$	150	Встановлюється	2017	Попередньо змішують $\text{MnSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ з H_3PO_4 і витримують при 150°C. Готовий сухий продукт додають у суміш
4	Карбонат натрію $\text{Na}_2\text{CO}_3 + \text{H}_3\text{PO}_4$	150	$\text{Na}_2\text{CO}_3 + \text{H}_3\text{PO}_4 \rightarrow \text{Na}_3\text{PO}_4 (\text{Na}_2\text{HPO}_4, \text{NaH}_2\text{PO}_4) + \text{H}_2\text{O} + \text{CO}_2$ (суміш фосфатів натрію)	2014	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
5	Сульфат алюмінію $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O} + \text{H}_3\text{PO}_4$	200	За складною схемою з утворенням: $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 16,5\text{H}_2\text{O}$ -сульфат Al $\text{Al}_2(\text{HPO}_4)_3$ -фосфат Al	2015	Попередньо змішують $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ з H_3PO_4 і витримують при 150°C. Готовий сухий продукт додають у суміш
6	Хлорид калію $\text{KCl} + \text{H}_3\text{PO}_4$	250	$\text{KCl} + \text{H}_3\text{PO}_4 \rightarrow \text{K}_3\text{PO}_4 + 3\text{HCl}$ (Інформацію не підтверджено)	2014	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
7	Нітрат алюмінію $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O} + \text{H}_3\text{PO}_4$	200	$\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O} + \text{H}_3\text{PO}_4 \rightarrow 2\text{AlPO}_4 + 3\text{N}_2\text{O}_5 + 21\text{H}_2\text{O}$ (фосфат алюмінію)	2015	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
8	Сульфат заліза $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O} + \text{H}_3\text{PO}_4$	200	Встановлюється	2017	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
9	Дистен-силіманіт + H_3PO_4	300	$\text{Al}_2\text{SiO}_5 + \text{H}_3\text{PO}_4 \rightarrow \text{Al}_2(\text{HPO}_4)_3 + \text{SiO}_2 + 3\text{H}_2\text{O}$ (аморфний фосфат алюмінію)	2015	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші

Відомо понад 100 різних ЗК для формувальних і стрижневих сумішей.

Для успішної реалізації у ливарних цехах процесів виготовлення форм і стрижнів, особливо якщо мова йде про впровадження нових матеріалів, необхідно чітко усвідомлювати сутність фізико-хімічних процесів, які відбуваються під час зміцнення суміші.

Таблиця 2. Класифікація зв'язувальних компонентів за характером зміцнення

Інд.	Характер зміцнення	Зв'язувальні компоненти	Затверджувач або режим зміцнення
1.	Поліконденсація (полімеризація)	- синтетичні смоли	- кислоти, аміни, SO ₂ , CO ₂ , ефіри; - нагрівання 200...250 °C
		- рослинні масла - нафтові масла - сланцеві масла	- нагрівання 180...240 °C
		- полістирол	- нагрівання 150...270 °C
		- полівінілацетат - полівінілбутираль	- самотвердні
2.	Гелеутворення	- рідке скло	- CO ₂ , двокальцієві силікати, ефіри; - нагрівання 200...220 °C
		- ЛСТ	- CrO ₃
		- етилсилікат	- вода
3.	Гідратація	- цемент	- вода
		- гіпс	- вода
		- металофосфати (комбінації H ₃ PO ₄ з оксидами металів)	- Fe ₂ O ₃ , Fe ₃ O ₄ , MgO
4.	Видалення вологи	- полісахариди	- нагрівання 160...220 °C
		- глина бентонітова	- нагрівання 150...180 °C
		- глина каолінова	- нагрівання 200...350 °C
		- ЛСТ	- нагрівання 180 °C
		- пеки, бітуми	- нагрівання 200...250 °C
		- алюмінат Na	- нагрівання 150...200 °C
		- сульфати Al і Mg	- нагрівання 150...200 °C
		- оксинітрати Al, Ca, Cr	- самотвердні
		- пірофосфат Na (№2)	- нагрівання 150 °C
		- MnSO₄·5H₂O+H₃PO₄(№3)	- нагрівання 150 °C
5.	Хімічна реакція з утворенням нової сполуки	- фосфосульфат Al (№5)	- нагрівання 200 °C
		- пірофосфат Si (№1)	- нагрівання 300 °C
		- карбонат натрію + H₃PO₄ (№4)	- нагрівання 150 °C
		- фосфат K (№6)	- нагрівання 250 °C
6.	Розплавлення і кристалізація	- солеві ЗК	- плавлення або спікання при 500...1000 °C
		- солекерамічні ЗК	

Це необхідно для розроблення методів впливу на дані процеси з метою керування властивостями форм, а через них і підвищення якості литва.

У роботі використано суміші з неорганічними ЗК, які відносяться до фосфатного класу, але характеризуються оригінальними схемами зміцнення. Ці схеми розроблено і досліджено у попередніх роботах кафедри ливарного виробництва КПІ ім. І. Сікорського. Їх загальну характеристику представлено у вигляді табл. 1. Наповнювач у всіх сумішах – Дніпровський річковий пісок на основі кварцу марки $3K_5O_3O_3$.

Ці суміші принципово відрізняються від раніше відомих тим, що вони не містять затверджувачів. Їх зміцнення відбувається не самочинно, а при тепловому обробленні і зумовлено взаємодією ортофосфорної кислоти H_3PO_4 з конкретною добавкою (SiO_2 ; Na_2CO_3 ; KCl та іншими). В окремих випадках (суміші №№ 1 і 9) у цій взаємодії бере участь вогнетривкий наповнювач.

До зміцнення формувальних (стрижневих) сумішей із різними ЗК призводять фізико-хімічні процеси, які також широко вивчені і систематизовані різними дослідниками. На основі аналізу цих процесів розроблено різноманітні схеми зміцнення, керування властивостями сумішей на етапах приготування, формування і заливання, способи регенерації або відновлення властивостей.

Проте на сьогодні загальноприйнятої класифікації сумішей за механізмом зміцнення не існує, і це стримує розвиток науки і технології в цьому напрямку.

Нами розроблено класифікацію формувальних і стрижневих сумішей, яка охоплює усі відомі на сьогодні способи і процеси їх зміцнення, у т.ч. ті, які застосовано в роботах нашої кафедри (табл. 2). Зв'язувальні компоненти, які є результатом наших розробок, виділено жирним шрифтом.

На основі проведених дослідів та аналізу наявної інформації отримано нові наукові дані, які значною мірою розширюють уявлення щодо процесів зміцнення стрижневих сумішей. Результати експериментів покладено в основу уточненої класифікації сумішей за фізико-хімічними процесами, які зумовлюють зміцнення форм і стрижнів.

Максюта І.І., Квасницька Ю.Г., Нейма О.В., Михнян О.В.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ОЦІНКА ВПЛИВУ ГУСТИНИ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ НА ШВИДКІСТЬ РОЗЧИНЕННЯ ЛИВАРНОЇ МОДЕЛІ

E-mail: neima_alex@ukr.net

Для отримання якісних виливків типу лопаток газотурбінних двигунів з жароміцних сплавів способом лиття в оболонкові керамічні форми за моделями, що розчинюються і випалюються рекомендовано використовувати пінополістирол (ППС) підвищеної густини ($35...40 \text{ кг/м}^3$). Однак, з підвищенням щільності різко збільшується

тривалість розчинення моделей, яка для великогабаритних моделей може обчислюватися годинами.

Для оцінки впливу густини ППС на швидкість його розчинення визначали час повного розчинення зразків в технічному скипидарі (ТУ 13-0279856-74-87) і розчиннику № 646 (ТУ У 24.3-00904996-004-2004). Для отримання зразків використовували автоклавний метод із застосуванням установок виготовлення моделей УПМ-100, які створені у ФТІМС НАН України на основі стерилізатора медичного типу ТК-1003М. Як матеріал зразків використовували ливарний ППС фірми STYROCELL Nova Chemicals (Нідерланди) марки D833, рекомендований для тонкостінного лиття. Зразки виготовляли в спеціальній алюмінієвій прес-формі циліндричної форми діаметром 20 мм, густиною 25, 30 і 35 кг/м³. Висота зразків підбиралася, в залежності від їх питомої ваги, але, таким чином, щоб їх маса дорівнювала 1,15 г: 119, 104 і 92 мм. Була проведена серія експериментів по визначенню впливу густини ППС на кінетичні характеристики процесу розчинення. Досліди проводилися при температурі 30 °С для технічного скипидару і 18 °С для розчинника №646. **Температура підбиралася з урахуванням можливості загоряння.** Час розчинення кожного зразка відраховували з моменту зіткнення його поверхні з розчинником до повного розчинення. За отриманими значеннями часу була розрахована середня **питома** вагова швидкість розчинення. Результати дослідів наведено на рис. 1.

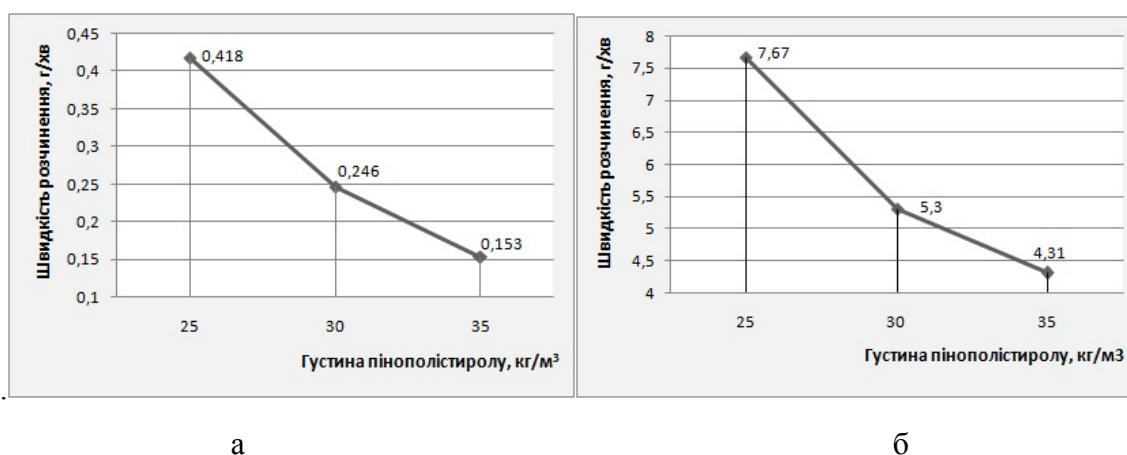


Рис. 1. Залежність швидкості розчинення ППС від його густини для різних розчинників: а – технічний скипидар; б – розчинник №646

Як відомо, густина ППС моделі залежить від кількості гранул в даному об'ємі та від щільності їх упаковки. Із зростанням густини моделі збільшуються товщини стінок мікрокомірок, що мабуть, і має вирішальний вплив на тривалість розчинення в цілому.

Отримані результати показали, що зі зниженням **об'ємної** густини ППС швидкість його розчинення досить різко підвищується. Так, зі зменшенням густини з 35 до 30 кг/м³

швидкість розчинення збільшується в 1,3...1,5 рази, а до 25 кг/м^3 – приблизно в 1,5...1,7 рази. Однак, при цьому необхідно враховувати вимоги, що висуваються до ливарних моделей, які зводяться до забезпечення максимальної точності виливків. Це може бути досягнуто при максимальній густині ППС $35...40 \text{ кг/м}^3$. Розчинність таких моделей залишається **все таки** низькою і не завжди прийнятною для виробничих умов, особливо при використанні технічного скипидару. Для інтенсифікації процесу розчинення моделей та приведення його до технологічно прийнятного автори рекомендують застосовувати підігрівання розчинників та **збільшення поверхні контакту між моделлю та розчинником шляхом виконання в моделі технологічних порожнин**.

Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бузова Д.В.³

(^{1,3}ГВУЗ «ПГТУ», ²ПІИ ООО «Бюро Веритас Украина», г. Мариуполь)

**УНИВЕРСАЛЬНОСТЬ ПРИНЦИПА ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ ЗА
СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ У НИХ МНОГОФАЗНОЙ МИКРО- И/ИЛИ
МАКРОГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ
И РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА САМОЗАКАЛКИ**

E-mail: malinov.v.l@gmail.com

Одним из перспективных направлений ресурсосбережения является широкое внедрение в производство экономнолегированных сталей и чугунов, не содержащих дорогих легирующих элементов (или имеющих их в значительно меньшем количестве, чем в широко применяемых материалах), и упрочняющих технологий. Их важной отличительной особенностью является получение в сплавах многофазной микро- и/или макрогетерогенной метастабильной структуры, способной к самотрансформации. Это позволяет материалам легко самоадаптироваться к внешним нагрузкам, самоповышать свои свойства в процессе нагружения и обеспечивать самозащиту от разрушения, что дает основание рассматривать их в качестве разновидности смартматериалов. Структурные и фазовые превращения, протекающие в них при этом, обуславливают диссипацию энергии, что затрудняет образование и развитие трещин, приводящих к разрушению. Одной из основных структурных составляющих сплавов должен быть метастабильный аустенит, превращающийся в мартенсит при охлаждении и/или нагружении (эффект самозакалки). При нагружении могут происходить динамическое старение и сильное диспергирование структуры, вплоть до нанокристаллической, вносящие свой вклад в самоповышение свойств и самозащиту от разрушения. Метастабильный аустенит является важным внутренним ресурсом

сталей и чугунов, во многих случаях еще не используемый на практике. Мнения, встречающиеся в литературе, о его отрицательном влиянии на свойства сплавов, обусловлены тем, что для различных условий изнашивания требуется оптимальное количество и степень стабильности аустенита. Для обеспечения наиболее высокого уровня свойств необходимо управлять соотношением структурных составляющих, в частности количеством и стабильностью аустенита, оптимизируя их применительно к конкретным условиям нагружения. Большую роль в повышении долговечности деталей машин и инструментов, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия, должны сыграть разработанные на этом принципе высокоуглеродистые износостойкие стали с эффектом самозакалки при нагружении. В них получают метастабильный аустенит, армированный карбидами (карбонитридами), и регулируют протекание динамического мартенситного превращения при нагружении. Еще большей абразивной износостойкостью обладают экономнолегированные чугуны на Fe-Cr-Mn-C основе с эффектом самозакалки при нагружении. Получение в структуре белого, серого и высокопрочного чугунов наряду с другими составляющими оптимального количества и стабильности остаточного аустенита (с учетом условий изнашивания) позволяет существенно повысить их абразивную износостойкость. Большие возможности для повышения долговечности деталей машин и инструментов открывает широкое применение в промышленности экономнолегированных наплавочных материалов, реализующих в наплавленном металле получение метастабильного аустенита и, соответственно- эффекта самозакалки при нагружении. Несомненный интерес для промышленности представляют созданные на принципе получения многофазной структуры с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при охлаждении и/или нагружении новые классы безникелевых высокопрочных, коррозионно- и эрозионностойких сплавов. Важную роль играют разработанные на этом же принципе упрочняющие технологии, применение которых позволяет существенно повысить механические свойства и износостойкости, что обусловлено получением многофазной микро- и/или макронеоднородной структурой с метастабильным аустенитом и протеканием динамического деформационного мартенситного превращения, а также других деформационных превращений.

Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.³

(^{1,3}ГВУЗ «ПГТУ», ²ПІИ ООО «Бюро Веритас Україна», г. Мариуполь)

**НОВЫЙ КЛАСС МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРГАНЦОВИСТЫХ
НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОВЫШЕНИЕ
ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЗА СЧЕТ
ПОЛУЧЕНИЯ ВТОРИЧНОГО МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА**

E-mail: malinov.v.l@gmail.com

Проблема повышения долговечности деталей машин, восстанавливаемых наплавкой, актуальна. Многие наплавочные материалы, используемые для этого, содержат в своем составе в повышенном количестве дорогие легирующие элементы (Ni, Cr, Mo, W, Nb и др.). Широко применяемые в промышленности малоуглеродистые наплавочные материалы Нп30ХГСА, ПП-Нп18Х1Г1М не обеспечивают, высокой долговечности восстанавливаемых ими деталей. Малоуглеродистые наплавочные материалы на Fe-Cr-Mn-Соснове, позволяющие получить наплавленный металл с метастабильным аустенитом, существенно повышающие эксплуатационную стойкость деталей, дороги и зачастую трудно обрабатываются резанием. Применение при наплавке экономнолегированных наплавочных материалов повышенной износостойкости решает основную задачу современности – ресурсосбережение.

Данная работа посвящена изучению структуры и свойств металла, наплавленного более экономичными порошковыми материалами системы Fe-Mn-C с целью выяснения возможности их практического применения. Наплавленный металл после термообработки должен иметь многофазную структуру, в которой метастабильный аустенит является лишь одной из составляющих, а не основной структурой, как в случае использования известных материалов на Fe-Cr-Mn-С основе.

В отличие от многих известных наплавочных материалов, обеспечивающих получение в наплавленном металле полностью или преимущественно структуру метастабильного аустенита, рассмотренные в данной работе материалы позволяют получить преимущественно структуру малоуглеродистого мартенсита, содержащего ~6...8% марганца, а последующий высокий отпуск обычно используемый для снятия возникших после наплавки напряжений, проводимый с нагревом в межкритический интервал температур, приводит к образованию вторичного метастабильного аустенита, равномерно распределенного в структуре, и небольшого количества карбидов. Образуется своеобразная композиционная многофазная структура, в которой участки повышенной прочности чередуются с участками вторичного аустенита невысокой твердости. В большом числе работ этот ау-

стени́т рассматривают как стабильную структуру, поскольку он при охлаждении до отрицательных температур не превращается в мартенсит. Однако он метастабильен при нагружении и превращается в мартенсит деформации (эффект самозакалки при нагружении). В результате этого повышается износостойкость.

Вторичный метастабильный аустенит является внутренним ресурсом самого материала, который за счет превращения в мартенсит деформации при изнашивании позволяет ему адаптироваться к внешним нагрузкам и обеспечивает самоповышение свойств при нагружении и самозащиту от разрушения. Рассмотренные наплавочные материалы в отличие от широко применяемых позволяют получить повышенную износостойкость наплавленного металла после высокого отпуска, снижающего твердость. Важно подчеркнуть, что это происходит в отсутствие повышенного количества дорогих элементов - хрома, молибдена, вольфрама, ванадия, выделение специальных карбидов которых при высоком отпуске, вызывает дисперсионное твердение.

Новые наплавочные материалы технологичны при наплавке, наплавленный металл после высокого отпуска удовлетворительно обрабатывается резанием. Экономичность, технологичность и повышенная износостойкость наплавленного металла позволят им найти применение в промышленности.

Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.², Бурова Д.В.³

(^{1,3}ГВУЗ «ПГТУ», ²ПНИ ООО «Бюро Веритас Украина», г. Мариуполь)

**ПРИНЦИПЫ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНОЙ МИКРО- И/ИЛИ
МАКРОНЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ
ПРИМЕНЕНИЕМ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫХ ЭНЕРГО- И
РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ ТЕРМООБРАБОТКИ ДЛЯ
ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ**

E-mail: malinov.v.l@gmail.com

Перспективным направлением повышения свойств сплавов является получение у них многофазной микронеоднородной и/или макронеоднородной метастабильной структуры с метастабильным аустенитом. Для этого широкое внедрение в производство должны найти технологии термообработки, обеспечивающие энергосбережение и экологичность. Одной из основных структурных составляющих сплавов после обработки должен быть метастабильный аустенит, превращающийся в мартенсит при охлаждении и/или нагружении (эффект самозакалки). Он является важным внутренним ресурсом сталей и чугунов. Показано, что неоднозначные мнения о его влиянии на свойства сплавов обуслов-

лены тем, что для различных условий нагружения требуется оптимальное количество и степень стабильности аустенита. На основе принципа получения в структуре наряду с другими составляющими (мартенситом, бейнитом, карбидами, нитридами, карбонитридами, интерметаллидами, ферритом и др.) метастабильного аустенита, управления его количеством, стабильностью, упрочнением, характером распределения в структуре, могут быть созданы упрочняющие технологии термообработки, исключающей применение дорогих и неэкологичных материалов. За счет таких обработок необходимо оптимизировать кинетику мартенситных превращений применительно к конкретным условиям испытаний и эксплуатации, что позволяет получить наиболее высокий уровень механических и служебных свойств. При деформации наряду с мартенситными протекают и другие фазовые и структурные превращения: изменение плотности дислокаций, образование дефектов упаковки, двойникование, фрагментация зерен, возникновение текстуры, динамическое старение и др. Они также вносят свой вклад в упрочнение, релаксацию микронапряжений и энергоёмкость. Новые технологий термообработки должны разрабатываться на основе следующих принципов: необходимо использовать экологически чистые среды: воздух (газ), воду, водовоздушную смесь, сыпучие материалы, комбинированные способы охлаждения: вода→печь, вода→воздух, воздух→печь, вода→сыпучий материал, скоростной поток воздуха (газа), в том числе нагретый до заданной температуры изотермы, в который может быть введен наполнитель для наклепа поверхности. Должны быть по возможности исключены такие охлаждающие материалы как масло, расплавы солей, щелочей и металлов (прежде всего свинца).

Следует применять энергосберегающие технологии, предусматривающие нагрев дозвтектоидных сталей в межкритический интервал температур, сокращение продолжительности термообработки исключением ряда таких операций как промывка изделий от масла, расплавов солей, свинца. В ряде случаев, например, для ряда сплавов после изотермической или ступенчатой закалки может не проводиться отпуск. Необходимо использовать для обработки поверхности сплавов и получения многофазной неоднородной структуры с метастабильным аустенитом источники концентрированной энергии (лазерную, электронно-лучевую, плазменную обработки), а также комбинированные воздействия на поверхность, сочетающие ХТО, ППД и др. с применением концентрированных источников нагрева, создавая при этом многофазную микронеоднородную и/или макронеоднородную структуры с метастабильным аустенитом; управлять степенью, количеством, стабильностью аустенита и характером его распределения с учётом исходного химического, фазового состава сплавов и конкретных условий нагружения.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**АРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ЛОКАЛЬНОЙ
ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ОБРАБОТКОЙ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ ДЛЯ
ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ**

E-mail: malinov_l_s@pstu. edu

Предложенное автором в 70-х годах прошлого века и реализованное с сотрудниками перспективное направление по разработке способов дифференцированной обработки, создающей в сплавах регулярные градиенты структурно-фазового состояния, в настоящее время интенсивно развивается.

Новые широкие возможности в повышении износостойкости сталей и чугунов открывают способы армирования их поверхности за счет расплавления заданных ее участков и изменения их состава, а также получением многофазной структуры с метастабильным аустенитом, претерпевающим при нагружении динамическое деформационное мартенситное превращение. Для локального расплавления заданных участков поверхности в большинстве случаев используют лазерную, электронно-лучевую и плазменную установки, которые отсутствуют на многих предприятиях.

В данной работе предложено использовать сравнительно недорогое оборудование для сварки и наплавки, широко применяющееся на производстве и реализовать доступный для многих предприятий способ локальной электродуговой обработки (ЭДО), позволяющий армировать поверхность для повышения износостойкости. Он заключается в расплавлении заданных участков поверхности упрочняемой стали неплавящимся угольным электродом с использованием присадочных материалов из высокоуглеродистых сталей и чугунов (в виде пластин, проволоки, порошка, в том числе из отходов производства), в ряде случаев содержащих легирующие элементы. Способ ЭДО дает возможность использовать нанесение на поверхность упрочняемых объектов различных паст, порошков, в том числе, ферросплавов. Расплавление электрической дугой с применением угольного электрода позволяет получить наплавленный слой заданной толщины и химического состава, причем содержание углерода в нем можно варьировать, изменяя режимы технологического процесса, а легирующие компоненты, содержащиеся в наплавных элементах, переходят в наплавленный металл. В этом основное отличие нового способа от известного, предложенного Д.Н. Гречкиным, Ю. И. Красновым, В. С. Семеновым, в котором расплавление заданных участков поверхности угольным электродом осуществляется без присадочных материалов. При этом расплавленный металл насыщается углеродом только за

счет испарения угольного электрода (анода) и зависит в основном от его марки и тока дуги. При рассматриваемом способе упрочнения поверхность науглероженных пятен имеет существенно более высокую твердость, чем твердость основного металла, что объясняется наличием в поверхности пятна повышенного содержания углерода. Предложенный способ армирования поверхности за счет ЭДО с использованием неплавящегося угольного электрода и присадочных материалов увеличивает возможности повышения износостойкости армированной поверхности. При недостаточной скорости охлаждения расплавленного металла, что имеет место в случае сравнительно небольшой массы изделия, для получения многофазной структуры с метастабильным аустенитом, может быть применена дополнительная термообработка, включающая закалку и отпуск, оптимизирующая количество, степень стабильности аустенита по отношению ДДМП и характер распределения его в структуре. Предложенный способ локальной электродуговой обработки заданных участков поверхности с целью ее армирования, повысил абразивную износостойкость малоуглеродистой стали в 3...4 раза за счет расплавления заданных участках с использованием присадочных материалов из серого, высокопрочного и легированного белого чугунов. Рассмотренный способ является энергосберегающим, поскольку упрочняется не вся поверхность, а лишь ее меньшая часть.

Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д., Семенов Д.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

ВЛИЯНИЕ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТОЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА НА ЕГО ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

E-mail: malinov_l_s@pstu. edu

Высокопрочный чугун (ВЧ) широко используются в промышленности. Наиболее высокий уровень механических свойств и износостойкости он имеет после изотермической закалки. Следует отметить, что изотермическую закалку ВЧ осуществляют в расплавах неэкологичных солей и щелочей на приобретение и последующую утилизацию которых, а также промывку от них требуются дополнительные затраты. Между тем, в исследованиях, выполненных на кафедре «Материаловедение» ГВУЗ «ПГТУ» еще в начале 2000 годов показана возможность изотермической закалки сталей без применения расплавов солей и щелочей.

В данной работе ставилась задача изучить влияние режимов экологически чистой изотермической закалки чугуна ВЧ500-7 на его износостойкость при сухом трении скольжения и абразивном изнашивании.

Применялись следующие методы исследования: определялись твердость, микроструктура, рентгеновским методом фазовый состав, испытывалась износостойкость в условиях сухого трения скольжения и абразивного воздействия. Эталонем сравнения служила отожженная сталь 45.

Установлено, что аустенизация при 850...900 °C позволяет получить наиболее высокую износостойкость, соответственно при сухом трении ($\epsilon = 4$) и абразивном изнашивании ($\epsilon = 2,7$). При выбранных температурах изотермы (300, 350, и 400 °C) и выдержках (10, 30, 60 мин) наиболее высокая относительная износостойкость при указанных видах изнашивания наблюдается при 300, 350 °C и выдержках до 30 мин.

Чем выше температура изотермы при постоянной выдержке или продолжительность выдержки при одной и той же температуре изотермы, тем ниже износостойкость при сухом трении и абразивном изнашивании. Эти закономерности аналогичны тем, которые наблюдаются при изотермической закалке в расплаве солей и щелочей.

Изотермическая закалка по новому способу обеспечивает более высокую износостойкость при сухом трении и абразивном воздействии, чем закалка в масле и отпуск на ту же температуру, что у изотермы.

Повышенный уровень износостойкости обеспечивается получением многофазной микронеоднородной структуры, в которой наряду с нижним бейнитом и графитом присутствует 20...35% остаточного аустенита, который при изнашивании претерпевает динамическое деформационное мартенситное превращение. Оно, а не только нижний бейнит, играет важную роль в повышении износостойкости. Следует подчеркнуть, что динамическое деформационное мартенситное превращение обеспечивает самоадаптацию к внешним нагрузкам и самозащиту от разрушения при изнашивании.

Новый способ изотермической закалки высокопрочного чугуна обладает рядом преимуществ по сравнению с типовым. Он не требует расходов на специальное оборудование (печь-ванна) для проведения изотермической закалки по типовой технологии, поддержание заданной температуры расплава солей или щелочей, их приобретение и утилизацию, промывку деталей из чугуна после термообработки. Это позволяет рассматривать новый способ изотермической закалки высокопрочного чугуна как более экономичный и экологичный по сравнению с типовым.

Рассмотренный способ изотермической закалки чугуна для повышения его износостойкости вследствие своих преимуществ по сравнению с типовым должен найти применение в промышленности.

Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РЯДА СТРОИТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ
ТЕРМООБРАБОТКОЙ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ
ТЕМПЕРАТУР**

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

В работе изучено влияние термической обработки с нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ) строительных сталей 09Г2С, ЕН36 и 10Г2ФБ. Первая сталь поставляется потребителям в горячекатаном или нормализованном состоянии, две других – после контролируемой прокатки. В ряде случаев их подвергают улучшению. Как правило, нагрев при нормализации или под закалку при улучшении проводится выше A_{c3} . Термообработка строительных сталей с нагревом в МКИТ, как правило, не реализуется. Нормализация исследованных сталей с нагревом и выдержкой в МКИТ по рациональному для каждой из них режиму позволяет получить более высокий уровень механических свойств, чем после нормализации с нагревом на $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ в аустенитную область. Так у стали ЕН36 после нормализации с нагревом в МКИТ ($780\text{ }^{\circ}\text{C}$, 60 мин) получены следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 375\text{ МПа}$, $\sigma_B = 500\text{ МПа}$, $\delta = 33\%$, $\psi = 67\%$, $KCU = 1,9\text{ МДж/м}^2$, а после нормализации по типовому режиму: $\sigma_{0,2} = 352\text{ МПа}$, $\sigma_B = 448\text{ МПа}$, $\delta = 27\%$, $\psi = 64\%$, $KCU = 1,5\text{ МДж/м}^2$. Кратковременная аустенитизация после выдержки в МКИТ позволяет получить еще более высокие прочностные свойства, чем нормализация из МКИТ, при сохранении повышенной пластичности и ударной вязкости: $\sigma_{0,2} = 389\text{ МПа}$, $\sigma_B = 550\text{ МПа}$, $\delta = 29\%$, $\psi = 68\%$, $KCU = 1,7\text{ МДж/м}^2$. Аналогичные закономерности обнаруживаются и у других исследованных сталей после аналогичных обработок. Нагрев и выдержка в МКИТ существенно уменьшают перлитную полосчатость, имевшуюся в исходном состоянии. Повышение температуры в интервале МКИТ снижает прочностные характеристики исследованных сталей после нормализации. Закалка исследованных сталей из МКИТ может быть применена вместо улучшения по типовой технологии. После рациональных режимов нагрева и выдержки в МКИТ закалка обеспечивает более высокие прочностные свойства, чем улучшение (закалка из аустенитной области и высокий отпуск), сохраняя пластичность и ударную вязкость на том же уровне. Например, у стали 09Г2С после улучшения (закалка с $920\text{ }^{\circ}\text{C}$, отпуск $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 1 ч) получены следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 519\text{ МПа}$, $\sigma_B = 589\text{ МПа}$, $\delta = 18\%$, $\psi = 68\%$, $KCU = 1,4\text{ МДж/м}^2$, а закалка из МКИТ позволила получить: $\sigma_{0,2} = 675\text{ МПа}$, $\sigma_B = 884\text{ МПа}$, $\delta = 17\%$, $\psi = 68\%$, $KCU = 1,5\text{ МДж/м}^2$.

Это дает возможность отказаться от проведения отпуска в случае закалки из МКИТ и снизить энергозатраты при термообработке.

С повышением температуры нагрева под закалку в МКИТ при постоянной выдержке прочностные свойства возрастают, а пластичность и ударная вязкость снижаются из-за увеличения в структуре количества мартенсита и снижения доли феррита. Закалка строительных сталей с температур нагрева в МКИТ A_{c3} -(20...30 °C) позволяет получить в сечении до 25 мм уровень свойств соответствующий таковому у среднеуглеродистых сталей после улучшения. Увеличение выдержки с 30 до 90 мин. при выбранной температуре в МКИТ снижает прочностные свойства и неоднозначно влияет на пластичность и ударную вязкость.

Предварительная аустенитизация перед выдержкой в МКИТ или кратковременная аустенитизация после нее при проведении закалки повышает прочностные характеристики и сохраняет на требуемом уровне пластичность и ударную вязкость.

Изотермическая закалка из МКИТ исследуемых сталей с переохлаждением в воде до определенной для каждой из них температуры и выдержкой при ней в печи до 1 ч с последующим охлаждением на воздухе позволяет получить хорошее сочетание механических свойств, соответствующее X70. Важно подчеркнуть, что после закалки из МКИТ формируется многофазная микронеоднородная структура, состоящая из мартенсита или бейнита с различным содержанием углерода, небольшого количества феррита и тонких прослоек аустенита.

Малинов Л.С., Малышева И.Е.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

Показано, что высокая абразивная износостойкость сталей и чугунов достигается, в частности, получением у них многофазной структуры, включающей высокоуглеродистый отпущенный мартенсит, карбиды и метастабильный остаточный аустенит. У среднеуглеродистых сталей такую структуру можно получить после цементации и соответствующего режима термообработки.

Следует подчеркнуть, что цементации обычно подвергают малоуглеродистые стали, поскольку это позволяет сочетать высокую твердость поверхности и большую вязкость сердцевины. Для сталей со средним и повышенным содержанием углерода цементация

практически не используется, поскольку в этом случае не обеспечивается необходимое сочетание механических свойств сердцевины и поверхности, характерные для малоуглеродистых цементуемых сталей. Однако при абразивном изнашивании в отсутствие динамических нагрузок важную роль играют свойства лишь поверхности. В данной работе изучалось влияние цементации и последующей термообработки на твердость, структуру и абразивную износостойкость образцов сталей 45ГЛ и 55Г. Их цементировали в твердом карбюризаторе 9 ч при температуре 920 °С, после чего закаливали в масле с различных температур в диапазоне от 800 до 1000 °С с шагом 50 °С. Заключительной термообработкой был низкий отпуск при 180 °С, 1 час. Относительную абразивную износостойкость определяли по методу Бриелля-Хауорта. Эталоном служили образцы отожженной стали 45.

Согласно полученным данным, с повышением температуры нагрева под закалку с 800 до 1000 °С увеличивается доля остаточного аустенита в структуре поверхностного слоя с 10 до 35%, а количество карбидов и отпущенного мартенсита, соответственно, уменьшается. Это сопровождается укрупнением зерна и снижением твердости с 60...62 до 50...53 HRC. При повышении температуры нагрева под закалку от 800 до 900 °С абразивная износостойкость исследованных сталей возрастает, соответственно, с $\epsilon = 1,7$ и 1,9 до 2,8 и 2,9. Это обусловлено тем, что после закалки от 900 °С и низкого отпуска в поверхностном слое сталей формируется наиболее благоприятная многофазная структура: углеродистый мартенсит отпуска, нерастворенные карбиды и метастабильный остаточный аустенит (20...25%), претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП) оптимальной интенсивности. Более высокий нагрев под закалку до 950 °С и особенно до 1000 °С снижает износостойкость. Наиболее низкий ее уровень ($\epsilon = 2,2$ и 2,3) имеет место после закалки с 1000 °С. Однако он заметно выше, чем после закалки с 800 °С, обеспечивающей получение наиболее высокой твердости (60...62 HRC) и в основном мартенситнокарбидной структуры (количество остаточного аустенита составляет 10...15%).

Повышение температуры нагрева под закалку от 950 до 1000 °С приводит к почти полному растворению карбидов в аустените, и как следствие, увеличивает количество остаточного аустенита в структуре стали после закалки и низкого отпуска. При этом его стабильность по отношению к ДДМП возрастает. Соответственно существенно уменьшается в структуре термообработанной стали не только доля карбидов, но и мартенсита отпуска, играющих важную роль в повышении сопротивления абразивному изнашиванию. Полученные результаты представляют интерес в связи с тем, что в учебной, справочной литературе и заводских инструкциях для получения высокой абразивной износостойкости сталей предусматривается их термообработку после цементации проводить на максимальную

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

твердость, когда в структуре содержится минимальное количество остаточного аустенита, рассматриваемого как нежелательная структурная составляющая. Между тем, при оптимальном количестве и стабильности он полезен.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ДИФФУЗИОННАЯ МЕТАЛЛИЗАЦИЯ ПРИ СОЗДАНИИ НА НАСЫЩАЕМОЙ
ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ**

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

Диффузионная металлизация давно применяется в промышленности для легирования поверхности металлов другими элементами для повышения их износо-, жаро-, коррозионной стойкости. Распространенной является диффузионная металлизация сталей с применением газового контактного метода, использующего для легирования порошковые смеси. Процесс насыщения проводят при температурах аустенитной области. При этом требуется большая продолжительность процесса для получения легированных слоев сравнительно небольшой толщины, не превышающей десятых долей миллиметра. В условиях интенсивного внешнего воздействия при эксплуатации они могут быстро срабатываться.

В связи с этим автором предложена и реализована с сотрудниками технология получения диффузионных покрытий большой толщины, структура которых соответствует таковой у легированных белых чугунов. В основу технологии положен принцип, заключающийся в том, что на поверхности обрабатываемой детали создается жидкая фаза, в которой протекает диффузия легирующих элементов, поступающих из насыщенной среды. Сама жидкая фаза, обогащенная требуемыми элементами, после кристаллизации становится покрытием. Поскольку в жидкой фазе процесс диффузии идет с большой скоростью, за относительно непродолжительное время удаётся легировать слой в несколько раз большей толщины, чем при обычной технологии насыщения. Для создания на поверхности обрабатываемой детали жидкой фазы используется сплав, содержащий необходимые для покрытия компоненты и имеющий более низкую температуру плавления, чем легируемая сталь и насыщающая смесь. Температура диффузионной металлизации должна быть выше температуры плавления легкоплавкого сплава и ниже температуры плавления металлизированной стали. Могут быть реализованы многочисленные варианты предложенного способа, так как применимы разнообразные источники нагрева, методы нанесения легкоплавких сплавов, различные составы их и насыщающих сред. Одним из простых способов получения на сталях диффузионных покрытий большой толщины является рас-

плавление чугуна на поверхности насыщаемой стали для создания жидкой фазы и использование насыщающей смеси, содержащей металлы или ферросплавы, инертную добавку и галогенид. Технологически процесс осуществлялся следующим образом. В контейнер с насыщающей смесью, содержащую необходимый легирующий элемент, устанавливались образцы из стали 45 диаметром 25 мм и высотой 18 мм с помещенными на их упрочняемой поверхности расплавляемыми при температуре процесса элементами. Они в виде пластин диаметром 25 мм и толщиной 4 мм изготавливались из чугуна по составу близкому к эвтектическому. После этого насыщающая смесь уплотнялась, контейнер герметизировался и помещался в печь, температуру которой повышали до 1180...1200 °С и выдерживали 0,5...1,5 ч. После насыщения были получены покрытия со структурами белых хромомарганцевых чугунов. Наиболее удачными оказались диффузионные покрытия следующего состава: 2,5% С, 12...15% Cr, 4...7% Mn. Они обладают высокой абразивной износостойкостью при получении в результате термообработки аустенитно-мартенситно-карбидной структуры. В процессе изнашивания аустенит претерпевает динамическое деформационное мартенситное превращение. Кроме того, происходит динамическое старение мартенсита и аустенита, а также существенное диспергирование структуры. Это наряду с карбидами обеспечивает высокую износостойкость полученных диффузионных покрытий. Покрытия указанного состава имеют хорошую жаростойкость.

Данные исследований показывают практическую возможность реализации предложенного способа получения на стали диффузионных покрытий различного химического состава большой толщины при значительном сокращении длительности процесса.

Малявин А.Г., Кузьменко А.А., Затуловский А.С., Щерецкий В. А.

(ФТИМС НАН Украины, г.Киев)

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

ОКСИФТОРИДНЫХ РАСПЛАВОВ

E-mail: rnmptima@ukr.net

Были изучены вязкость и основные литейные свойства оксифторидных расплавов – жидкотекучесть и усадка (объемная и линейная).

Вязкость и литейные свойства оксифторидных расплавов изучали на фторфлогопитовых материалах 1-3, химический состав которых приведен в табл. 1.

Для характеристики изучаемых материалов применили специальный критерий, учитывающий особую роль соотношения сеткообразующих катионов Si^{4+} и Al^{3+} , проявляющуюся при формировании фторфлогопита, алюмосиликатный модуль (М) [1]:



Таблица 1. Химический состав фторфлогопитовых материалов

Материал	M	Содержание компонентов, масс. %									
		SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	K ₂ O	Na ₂ O	Fe ₂ O ₃	CaO	F	F ₂ =O ₂	Σ
1	1,91	37,0	16,4	28,1	10,8	0,2	0,4	1,3	10,1	4,2	100,1
2	2,99	41,3	11,7	28,3	10,5	0,4	0,3	1,1	10,6	4,5	99,7
3	3,92	43,7	9,5	28,5	10,1	0,3	0,3	1,4	10,3	4,3	99,8

Определение вязкости производили с помощью модернизированного вискозиметра типа ОРГРЭС. Характер температурного изменения вязкости оксифторидных расплавов идентичен: медленное нарастание в интервале 1400...1520 °С, переходная область при 1300...1400 °С и быстрое нарастание вязкости при снижении температуры ниже 1300 °С. Исследованные расплавы относятся к «коротким», с малым интервалом затвердевания и резким повышением вязкости в области кристаллизации.

Жидкотекучесть изучали с помощью усовершенствованной U-образной пробы, применяемой для определения литейных свойств металлических сплавов. Объемную усадку оксифторидного расплава определяли по разности между теоретической и реальной массой технологических проб объемом 650 и 690 см³, которые имели конфигурацию усеченного конуса. Линейную усадку изучали по методике и на установке, разработанной в Институте проблем литья АН УССР [2].

Математическая обработка экспериментальных данных позволила получить уравнение регрессии, связывающее в интервале 1350...1500 °С жидкотекучесть с величиной алюмосиликатного модуля и температурой:

$$\lambda = (1,095-0,095) t - (1051 - 104 M), \quad (2)$$

где λ – жидкотекучесть, мм;

M – величина алюмосиликатного модуля;

t – температура, °С.

Жидкотекучесть изученных расплавов при температуре заливки в интервале 1400...1450 °С составляет 360...480 мм.

Объемная усадка реализуется в виде ярко выраженных сосредоточенных концентрированных усадочных раковин в верхней части проб, распространяясь, в зависимости от их формы, на глубину, для конусных на 15...20%, цилиндрических – 20...25% их высоты. Под усадочной раковиной расположена сосредоточенная усадочная пористость, глубина распространения которой в цилиндрических слитках составляет 30...50% их высоты, диаметр – 20...30% диаметра пробы. В конусных – усадочная пористость имеет незначитель-

ное развитие. Для образцов камнелитого фторфлогопитового материала характерно образование концентрированной усадочной раковины в виде полости, разделенной «мостами», которые, как правило, не сплошные, а имеют отверстия. Это свидетельствует о последовательном характере затвердевания оксифторидного расплава, при котором, находящийся в центральной части отливки расплав, является источником питания кристаллизующегося объема.

Вязкость оксифторидных расплавов в интервале температур приготовления расплавов (1400...1500 °C) составляет 0,25...0,55 н·с/м². В литейном (выработочном) интервале температур (1400...1450 °C) вязкость составляет 0,40...0,72 н·с/м².

В результате изучения объемной усадки расплавов установлено, что для получения камнелитых фторфлогопитовых отливок заливку расплава в литейные формы необходимо производить при температуре 1400...1450 °C.

Оксифторидные расплавы характеризуются высокой жидкотекучестью, которая по U-образной пробе составляет 370...480 мм в интервале температур 1430...1520 °C, а также хорошей заполняемостью литейной формы. Установлена эмпирическая зависимость жидкотекучести от температуры и химического состава, выражаемого алюмосиликатным модулем.

Общая объемная усадка оксифторидного расплава в интервале температур 1400...1520 °C составляет 4,7...9%, линейная усадка около 1,0%. Оптимальный литейный интервал температур – 1400...1450 °C.

Установлено, что по своим физико-химическим и технологическим свойствам оксифторидные расплавы могут быть использованы в качестве литейного сплава для изготовления сложных фасонных камнелитых фторфлогопитовых изделий методами литейной технологии.

Литература:

1. Пархоменко М.А. Исследования по получению синтетических слюд и новых материалов на их основе. – Автореферат канд. техн. наук. – Киев. – 1965. – 18 с.
2. Вареник В.А. и др. Методика определения усадки литейных сплавов.- Сб. Литейные свойства сплавов. – Изд-во ИПЛ АН УССР, Киев, 1972, С. 230-234.

Мамішев В.А., Шинський О.Й., Соколовська Л.А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ЛИТИХ ВИРОБІВ У ГРАДІЄНТНИХ
ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛЯХ СИСТЕМИ ЛИТА ЗАГОТІВКА – ЛИВАРНА ФОРМА**

E-mail: vmamishhev@gmail.com

Як відомо, в різних технологіях лиття високотемпературних промислових сплавів на основі заліза, міді, алюмінію та інших металічних сплавів лита структура твердіючих заготовок (зливки і виливки) формується при тепловій взаємодії розплаву з металевими чи неметалевими формами, в тому числі з ефективними низькотемпературними формами [1]. Але традиційні технології отримання масивних виливків і зливків дуже часто мають недостатньо високу якість литого металу та низьку продуктивність технологічних процесів лиття.

Комплексний системний аналіз теплофізичної взаємодії твердіючих литих заготовок з оточуючим середовищем через стінки ливарних форм в цехах машинобудівних і металургійних заводів може значно полегшити пошук ефективних шляхів інтенсифікації теплообміну в системах виливок – форма і зливки – виливниця. Це необхідно для покращення якості виливків і зливків та підвищення продуктивності сучасних технологій лиття.

Тому при отриманні виливків в низькотеплопровідних піщаних формах та зливків в високотеплопровідних чавунних виливницях доцільно застосовувати комп'ютерні розрахунки градієнтних (температурно-неоднорідних) полів при математичному моделюванні взаємозв'язаних процесів тверднення заготовок і кристалізації сплавів та теплофізичних процесів в формоутворюючих стінках теплоакумуючої або теплопровідної ливарної оснастки.

Результати системного дослідження багатофакторних процесів лиття [2] свідчать про необхідність інтенсифікації зовнішнього теплообміну між рідким металом, що кристалізується, та довкіллям для управління двофазною зоною твердіючих виливків і зливків, в якій формується первинна дендритна чи недендритна структура литого металу. При цьому утворюються теплофізичні передумови отримання більш мілкої структури литих заготовок та підвищення фізико-механічних властивостей литого металу і функціональних властивостей литих виробів з промислових сплавів чорних та кольорових металів.

Процес нестационарного зовнішнього теплообміну між рідким металом і стінками форм з різною теплоакумуючою здатністю значно впливає на зміну температурного стану твердіючих зливків і виливків. Процес кристалізації сплавів в високотеплопровідній чавунній виливниці і в металевому кокоті протікає з досить високою інтенсивністю тепло-

обміну, а процес кристалізації різних сплавів в низькотеплопровідній піщаній формі протікає з дуже низькою інтенсивністю теплообміну в системі заготівка – форма – довкілля.

Щоб отримати високоякісні масивні виливки і зливки з більш високими фізико-механічними та експлуатаційними властивостями, доцільно виявити ефективні в конкретних умовах виробництва температурно-часові режими формування литої структури. Для цього необхідно обґрунтувати раціональний вибір екологічно безпечних, технологічних та економічно вигідних металевих або неметалевих теплоакумуючих ливарних форм [2,3].

Зокрема, розглянуті різні технологічні можливості поліпшення якості крупних виливків при їх твердненні в низькотемпературних екологічно чистих піщаних формах, які пришвидшують процес кристалізації розплаву з метою отримання більш мілкої структури литого металу для підвищення його міцності і пластичності. Цьому сприяє попереднє зниження температури робочих шарів форми, які будуть нагріватись тепловим потоком від рідкого металу. Охолодження сухих піщаних форм нижче 0 °С або заморожування сирих форм, наприклад, до –30 °С перетворює їх в низькотемпературні форми [1].

Потрібно збільшувати теплоакумуючу здатність ливарних форм для прискорення процесу кристалізації сталей, чавунів та інших сплавів за рахунок додаткового тепловідводу від твердіючих виливків в низькотемпературні піщані форми, стінки яких поглинають [4] приховану теплоту плавлення прошарків льоду між піщинками форми та приховану теплоту випаровування плівок води, які утворюються при розплавленні льодяних прошарків.

Темп кристалізації сплавів заліза з різною концентрацією вуглецю суттєво впливає на формування литої структури в градієнтній двофазній зоні сталейних і чавунних виливків. Системний аналіз тверднення виливків в заморожених формах із кварцового піску показав ефективність фізико-хімічних процесів кристалізації сплавів і зовнішнього теплообміну між твердіючим виливком і формою при введенні в рідкий метал дисперсних мікрохолодильників [2, 4].

Комплексний системний аналіз застосовано для дослідження внутрішнього теплообміну при активному перемішуванні розплаву з мікрохолодильниками та зовнішнього теплообміну при теплофізичній взаємодії твердіючих масивних виливків з піщаною формою чи кокілем або твердіючого зливка з виливницею.

Таким чином, виявлені характерні особливості теплофізичного впливу ливарних форм на процес тверднення литих заготовок різного призначення.

Література:

1. Шинский О.И., Лысенко Т.В., Прокопович И.В., Замятин Н.И., Солоненко Л.И. Низкотемпературные литейные формы. – Одесса: Феникс, 2017. – 247 с.
2. Мамишев В.А. О повышении эффективности теплообмена в системе литая заготовка – форма – окружающая среда // Металл и литье Украины, 2012. – № 11. – С. 31-35.
3. Мамишев В.А., Шинский О.И., Соколовская Л.А. Роль теплофизических свойств металлических и неметаллических форм при затвердевании литых заготовок разного назначения // Металл и литье Украины, 2018. – №1-2. – С. 22-28.
4. Мамишев В.А., Шинский О.И., Соколовская Л.А. Интенсификация внутреннего и внешнего теплоотвода при получении литых заготовок в формах с разными свойствами / Металл и литье Украины, 2018. – № 5-6. – С. 38-45.

Мельник С.Г., Кучеров В.И.

(ФТИМС НАН Украины, г Киев)

**УЛУЧШЕНИЕ ПЛАСТИЧНЫХ СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ
НОЖЕЙ ХОЛОДНОЙ РЕЗКИ ПРОКАТА**

Email: melnik.sg@gmail.com

При производстве металлопродукции заданных геометрических размеров, в том числе листового проката, применяют устройства, оборудованные ножами холодной резки проката. Ножи для резки металла изготавливают из специальных легированных сталей, так как они предназначены для работы в сложных условиях и должны обладать более высокими прочностными свойствами, чем разрезаемый с их помощью на заданные геометрические размеры прокат различных толщин. Во время работы ножи подвержены значительным циклическим напряжениям, что приводит к преждевременному износу их режущих кромок. Они выходят из строя в основном из-за сколов и трещин. На одном из металлургических предприятий в качестве материала для ножей выбрана и применяется сталь, химический состав которой приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав стали для ножей холодной резки проката

C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	Ti	Ni	Cu	S	P	N
0,49	0,8	1,25	1,45	0,15	0,28	0,48	0,06	Не более				
0,61	1,25	1,65	2,05	0,55	0,52	0,82	0,11	0,35	0,30	0,03	0,03	-

Сталь выплавляется по действующей технологии в 3-тонной электродуговой сталеплавильной печи. Требования по механическим свойствам стали представлены в табл. 2, в которой приведены граничные значения прочностных (σ_T , σ_B HRC) и пластичных (δ , ψ , a_H) свойств.

Прочностные характеристики стали обеспечиваются химическим составом стали и режимами термической обработки. Наряду с прочностными характеристиками стали для ножей холодной резки проката применяют понятие износостойкости, зависящей также и от пластичных свойств металла.

Пластичность металла характеризуется его ударной вязкостью и относительными удлинением δ и сужением ψ . Износостойкость указанных ножей зависит от химического состава стали, в первую очередь от концентрации и соотношения легирующих элементов в ней, а также от особенностей выбранных режимов термической обработки стали [1].

Таблица 2. Механические свойства стали для ножей резки проката

Предел текучести σ_T , МПа	Временное сопротивление, σ_B , МПа	Относительное удлинение, δ , %	Относительное сужение, ψ , %	Ударная вязкость, a_H , Дж/см ²	Твердость после закалики, HRC
1820	2130	2,5	16,5	20	54

Увеличение пластичности металла, которая оказывает влияние на сколы и трещины ножей холодной резки проката, может быть достигнуто путем снижения содержания серы в стали и/или в результате ее модифицирования [2]. При этом технология должна улучшать пластичные свойства металла без потери достигнутого уровня прочностных свойств. Для предотвращения сколов режущей кромки сталь для ножей должна иметь запас вязкости на уровне значений $KCU = 35...40$ Дж/см² при сохранении твердости не ниже HRC 51...52. Эта цель была поставлена при разработке технологии производства стали для ножей холодной резки проката.

Повышения ударной вязкости стали можно достичь исключением из состава стали вольфрама, уменьшением содержания углерода на 0,05...0,06%, увеличением массовой доли молибдена до 1%, уменьшением содержания марганца и кремния до обычных пределов. Дополнительным резервом улучшения пластичности легированной стали может быть закалка стали от 950 °C с последующим отпуском при 300 °C, обеспечивающая высокую прочность металла в сочетании с повышенной пластичностью.

По результатам исследований оптимальным был выбран вариант технологии с рафинированием стали твердой шлакообразующей смесью (ТШС) из свежееобожженной металлургической извести CaO и плавикового шпата CaF_2 при массовом соотношении компонентов $(3 \div 4):1$ соответственно и модифицирования силикокальцием марки СК 30 [3]. Увеличению сульфидной емкости полученного рафинировочного шлака способствует снижение содержания оксида железа (FeO) до значений $\leq 1,0\%$. Максимально достигнутая по этой технологии степень десульфурации стали составила 45%. Изучено также влияние составов рафинировочных шлаков на коэффициент распределения серы между металлом и шлаком $L_S = (\%S) / [\%S]$. Показано увеличение коэффициента распределения серы L_S на опытных плавках по предлагаемой технологии в сравнении с плавками, выплавляемыми по обычной технологии. Оценка морфологии и количественных характеристик НВ в исследованной стали после дополнительной ее обработки показала, что наряду с глобуляризацией НВ имеет место существенное снижение максимальных размеров НВ. Так, максимальный балл сульфидов, определяемый как среднее значение по опытным плавкам, составил 0,5. По требованиям НТД это значение не должно превышать величину в 4 балла. Оксиды характеризуются снижением размера НВ до 0,9 балла по сравнению с 4 баллами по требованию НТД. Для силикатов эти величины составляют 3,4 и 4,5 балла соответственно.

Предлагаемая технология производства стали для ножей холодной резки проката обеспечивает получение следующего комплекса механических свойств: твердость HRC 53...54, $\sigma_T = 1710 \dots 1820 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 1820 \dots 1940 \text{ Н/мм}^2$, $\delta = 8 \dots 10\%$, KCU = 32...37 Дж/см², что повышает эксплуатационные свойства ножей резки металла.

Применение указанной технологии производства стали для ножей холодной резки металла позволяет снизить металлоемкость изделий, повысить надежность увеличить их эксплуатационную долговечность.

Литература:

1. Мельник С.Г., Кучеров В. И. Полиреагентная ковшевая обработка высокопрочной стали для ножей ножниц холодной резки проката // Литво. Металургія. 2018: Матеріали XIV Міжнародної науково-практичної конференції. Запоріжжя, АА ТанDEM. – 2018. – С. 273 - 274.
2. Тарасевич Н.И., Мельник С.Г., Якобше Р.Я. и др. Технология производства конвертерной стали с полиреагентным рафинированием. – К.: Информлитъ. – 2010. – 261 с.

Мельник С.Г.

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

НЕЙТРОНОЗАХВАТНЫЕ КОНВЕРТЕРНЫЕ СТАЛИ, РАЗЛИВАЕМЫЕ НА МНЛЗ

Email: melnik.sg@gmail.com

В последнее время для обеспечения все возрастающей потребности человечества в стабильном энергообеспечении активно используется атомная энергетика, что увеличивает опасность радиационного воздействия на живые организмы. Из возможных видов радиационного излучения наиболее опасными являются жесткие гамма- и нейтронное излучения.

Для уменьшения влияния радиационного излучения применяются различные способы защиты, в том числе с помощью защитных экранов из различных материалов. Вместе с тем, медицинская статистика отмечает возрастание заболеваний, связанных с облучением людей. Поэтому поставленная задача заключалась в разработке нового дополнительного метода защиты человека от радиации. Поиск осуществляли в направлении получения материала, обладающего повышенным сопротивлением жесткому радиоактивному излучению. Поскольку основными конструкционными материалами в мире по-прежнему остаются металлы, направление поиска было сужено до рассмотрения особенностей производства сталей, в том числе массового их производства с разливкой на МНЛЗ.

Анализ материалов, применяемых в металлургии, показывает, что наиболее подходящим для решения поставленной задачи является бор. Борсодержащие материалы и бор используются в атомных реакторах на АЭС в качестве замедлителей ядерной реакции. На применении бора в медицине основана «борная нейтронзахватная терапия» (БНЗТ), предмет исследований и разработки которой, по-видимому, находятся в области применения наноматериалов. БНЗТ основана на том, что изотоп бора ^{10}B имеет повышенную поглощаемость нейтронов. В металлургии бор применяют при производстве высокопрочных сталей, как с целью экономии дорогостоящих легирующих, так и для получения прокаливаемого слоя повышенной твердости на поверхности деталей различного назначения. Определение глубины прокаливаемого слоя основано на стандартизированных методах измерений твердости металла через определенные интервалы от поверхности в глубину заготовки или изделия. Бор в металле характеризуется повышенными сечениями радиационного захвата по сравнению с такими же характеристиками других элементов в стали и должен препятствовать прохождению активного радиационного излучения, как жесткого, так и в более легких его формах. При этом желательно, чтобы бор находился в свободном, активном, или эффективном, а не связанном состоянии.

Термодинамический анализ возможных потерь бора позволил разработать технологию производства конвертерной стали с повышенным содержанием эффективного бора. При получении непрерывнолитой заготовки расчетный коэффициент усвоения бора достигал величины 0,95. С точки зрения получения защитных антирадиационных свойств важной задачей было достижение более равномерного распределения свободного эффективного бора в объеме заготовки и готового проката. На сегодня основной технической характеристикой наличия свободного бора в металле является глубина прокаливаемого слоя по указанной выше стандартизированной методике. С учетом опыта разработки и производства стали типа 20ХГМФРТ в большегрузных конвертерах с последующей разливкой на МНЛЗ в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины разработан и защищен патентом Украины на изобретение № 116382 (Авт. Найдек В.Л., Мельник С.Г., Наривский А.В., Курпас В.И., Быков Е.И.) способ получения антирадиационной борсодержащей стали, обеспечивающий на основе нейтронозахватного эффекта увеличение антирадиационного защитного действия стали за счет более глубокого и равномерного распределения эффективного бора в объеме матрицы. Предлагаемый способ производства нейтронозахватной стали позволит обеспечить дополнительную защиту человека от проникающей радиации путем расширения сортамента сталей.

Мельник С.Г.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

**ВЛИЯНИЕ ВНЕПЕЧНОЙ ПОЛИРЕАГЕНТНОЙ ОБРАБОТКИ
НА НАВОДОРОЖИВАНИЕ КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ**

Email: melnik.sg@gmail.com

При производстве качественных сталей для рафинирования от вредных примесей и неметаллических включений применяют внепечную полиреагентную обработку металла с использованием жидких активных рафинировочных шлаков. Рафинировочные шлаки формируются во время выпуска металла в сталеразливочный ковш из сталеплавильного агрегата присадкой твердых шлакообразующих смесей ТШС на основе извести СаО и плавикового шпата СаF₂. В процессе транспортировки извести происходит ее насыщение влагой из атмосферного воздуха, которая впоследствии переходит в металл, повышая в нем содержание водорода.

В исследовании была поставлена задача изучения с помощью термодинамики физико-химического процесса наводороживания конвертерной стали при ее производстве с применением полиреагентной внепечной обработки, включающей обработку активными

шлаковими смесями. При обработке жидкой стали активным рафинировочным шлаком на основе извести влага поступает в металл в виде $\text{Ca}(\text{OH})_2$.

Учитывая, что активные рафинировочные шлаки являются высокоосновными, реакция наводороживания шлаковой фазы может быть представлена следующим образом:



где (O^{2-}) – кислород в шлаковой фазе;

(OH^-) – гидроксильная группа в шлаковой фазе;

$\{\text{H}_2\text{O}\}$ – влага, поступающая из газовой фазы в шлаковую.

Для равновесных условий константа равновесия реакции (1) K_P :

$$K_P = \frac{\alpha_{(\text{OH}^-)}^2}{\alpha_{(\text{O}^{2-})} \cdot P_{(\text{H}_2\text{O})}} \quad (2)$$

где $\alpha_{(\text{OH}^-)}$ – активность гидроксильных групп в шлаке;

$P_{(\text{H}_2\text{O})}$ – парциальное давление паров H_2O в газовой фазе;

$\alpha_{(\text{O}^{2-})}$ – активность ионов кислорода (O^{2-}) в шлаке.

После преобразований получаем зависимость водной емкости шлака от активности ионов кислорода в шлаковой фазе:

$$C_{(\text{H}_2\text{O})}^2 = K_P \cdot \alpha_{(\text{O}^{2-})} \quad (3)$$

Константа равновесия реакции K_P при определенных условиях величина постоянная, а активность ионов кислорода в шлаковом расплаве $\alpha_{(\text{O}^{2-})}$ зависит от структуры и состава рафинировочного шлака.

Увеличение основности шлака приводит к насыщению шлака водородом и способствует возможному переходу влаги в жидкую сталь. Равновесие по уравнению (1) при этом должно смещаться в сторону образования гидроксильных групп.

Термодинамический анализ позволил получить зависимость активности водорода в стали $a_{[\text{H}]}$ от параметров шлаковой фазы, характеризующую переход влаги в жидкую сталь:

$$\ln a_{[\text{H}]} = \frac{\mu_{(\text{OH}^-)}^0 - \mu_{[\text{H}]}^0 + RT \cdot \ln \alpha_{(\text{OH}^-)}}{RT} = \frac{\mu_{(\text{OH}^-)}^0}{RT} - \frac{\mu_{[\text{H}]}^0}{RT} + \ln \alpha_{(\text{OH}^-)} \quad (4)$$

Из (4) следует величина активности водорода в металле $a_{[H]}$

$$a_{[H]} = e^{\left[\frac{\mu_{[OH^-]}^0}{RT} - \frac{\mu_{[H]}^0}{RT} + \ln a_{(OH^-)} \right]}, \quad (5)$$

где $\mu_{[H]}^0$ – стандартный химический потенциал водорода в металле;

$\mu_{(OH^-)}^0$ – стандартный химический потенциал водорода в шлаковой фазе;

$a_{(OH^-)}$ – активность водородсодержащего соединения в шлаковой фазе;

R – универсальная газовая постоянная;

T – абсолютная температура.

Полученное равенство отражает связь активности водорода в стали с наличием влаги в шлаковой фазе: $a_{[H]} = f(a_{(OH^-)})$ и предоставляет технологическую возможность регулирования содержания водорода в металле путем изменения состава и количества рафинировочного шлака.

Мініцький А.В., Радчук С.В., Мініцька Н.В., Пузанов Д.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

РОЗРОБКА КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ПОРИСТИХ КАРКАСІВ ІЗ ВІДХОДІВ СПЛАВУ ВНЖ, ПРОСОЧЕНИХ МІДДЮ

Email: minitsky@i.ua

Матеріали системи вольфрам –мідь, відомі як псевосплави, мають широке застосування в електротехнічній промисловості завдяки комплексу унікальних властивостей, що дозволяє застосовувати їх в якості розривних контактів працюючих в умовах високої напруги та струму [1,2]. Для створення псевдосплавів використовують технології порошкової металургії, що забезпечують поєднання властивостей компонентів, що є несумісними між собою через високу різницю температур плавлення [3]. До тогож, перевагою порошкового псевдосплаву є те, що такий матеріал може витрачати надлишок тепла, яке виділяється при горінні електричної дуги, на плавлення і випаровування легкоплавкого компоненту. При вмісті тугоплавкого компоненту більше 50% є можливість формувати пористий каркас з наступною інфільтрацією легкоплавкої складової. Проте, недоліком таких композитів є погана змочуваність міддю тугоплавких складових, через що стає необхідність додаткового введення до складу матеріалів елементів VIII групи Періодичної системи елементів: нікелю або кобальту [4]. Введення даних елементів у вигляді чистих порошків значно підвищує собівартість таких матеріалів, тому

більш доцільно використовувати відходи металообробки важких сплавів типу ВНЖ з певним співвідношенням вольфраму та нікелю.

Метою даної роботи є розробка електротехнічного матеріалу шляхом формування пористого каркасу на основі відходів металообробки важких сплавів з наступною інфільтрацією міддю.

В роботі застосовували відходи сплаву ВНЖ у вигляді стружки та відходи міді у вигляді подрібненого дроту діаметром 0,2...0,3 мм. Результати аналізу хімічного складу показали, що важкий сплав містить 92% вольфраму та 5 і 3% нікелю і залізу відповідно, що відповідає сплаву ВНЖ-5-3. Стружку відсіювали на ситі з розміром комірок 0,63. Пористий каркас формували методом статичного пресування у розбірній прес-формі діаметром 10,0 мм в діапазоні тисків 300...700 МПа. Як показали дослідження впливу тиску пресування на пористість каркасів, остання знаходиться в межах 31...35%, тобто практично не залежить від прикладеного тиску. Це обумовлено характером деформації частинок стружки при стисненні, яка формується у міцний каркас вже при низьких тисках. Паралельно було сформовано пресовки із відходів міді при тиску 300 МПа із розрахунку об'єму пор каркасу із ВНЖ. Каркаси із важкого сплаву відпалювали при температурі 1200 °С у середовищі водню протягом 1 години для відновлення оксидних плівок та видалення залишків ЗОЖ. Після цього проводили інфільтрацію пористих каркасів міддю при температурі 1200 °С протягом 30...40 хв.

Таким чином було сформовано безпористий композиційний матеріал, структура якого складається із каркасу з важкого сплаву та прошарків міді. Визначення електричних властивостей матеріалу показало, що вихідний каркас має питомий електричний опір 18,0...18,5 мкОм, а після просочення міддю близько 6,0...6,5 мкОм. Твердість композиту складає 88...92 HRB, що відповідає властивостям відомим псевдосплавів.

Випробування електричної ерозії розробленого матеріалу проводили на повітрі при струмі 3кА при відстані зразків 2 мм за різною кількістю циклів за втратою маси (табл. 1). Як показали результати досліджень розроблений матеріал не поступається за ерозійною стійкістю відомим аналогам типу MB70 та КМК-Б25, які містять 30% міді [5].

Таблиця 1. Електрична ерозія матеріалів

Кількість циклів	10	20	30	40	50
Втрата маси, г					
Розроблений	0,4531	0,9024	1,7361	2,4253	2,7852
MB70*	—	1,101	—	2,579	2,984

В результаті роботи було отримано композиційний матеріал, що може бути використаний для деталей розривних високоструменевих контактів та має меншу собівартість завдяки використанню відходів металообробки.

Література:

1. E. Antolini and E. R. Gonzalez. Tungsten-based materials for fuel cell applications, Applied Catalysis B: Environmental, vol. 96, no. 3-4, pp. 245–266, 2010.
2. Hamidi A. G. Tungsten-copper composite production by activated sintering and infiltration / A. G. Hamidi, H. Arabi, S. Rastegari // Refractory Metals and Hard Mater. – 2011. – 29. – P. 538–541.
3. Скороход В.В. Порошковые материалы на основе тугоплавких соединений. К.: Техніка, 1982. – 167 с.
4. Еременко В. Н. Растворимость вольфрама в медно-никелевых расплавах/ В. Н. Еременко, Р. В. Минакова, М. М. Чураков// Порошковая металлургия. – 1977. – №4. – С. 55–58.
5. Электрическая эрозия сильноточных контактов и электродов / Буткевич Г.В., Белкин Г.С., Вещенков Н.А., Жаворонков М.А. – М.: Энергия, 1978. – 256 с.

Мовчан О.В., Черноіваненко К.О.

(НМетАУ, м. Дніпро)

АНАЛІЗ СТРУКТУРИ НАВУГЛЕЦЬОВАНОГО СПЛАВУ P12Ф5K5

E-mail: ekatmovchan@gmail.com

При науглецюванні матричного сплаву P12Ф5K5 (0,25% C), що пройшов попередній відпал при температурі 850 °C протягом 1 години, в дифузійному шарі утворюються аустенітно-карбідні колонії (рис. 1 а), карбіди в колоніях дрібні, в площині шліфа мають вигляд окремих округлих і витягнутих включень. Крім цього, в структурі є включення карбідів рівновісної форми. По границях зерен зустрічається груба карбідна сітка (рис. 1 б), всередині зерна – крупні карбіди кутастої форми (рис. 1 в). Судячи по травленню, крупні карбіди і карбіди, що розташовуються по границях зерен, мають гетерогенну будову (рис. 1 б, в).

У зразках матричних сплавів P12Ф5K5, після попередньої гомогенізації, при науглецюванні відбуваються аналогічні структурні зміни, проте карбідні включення в даному випадку більш крупніші (рис. 2).

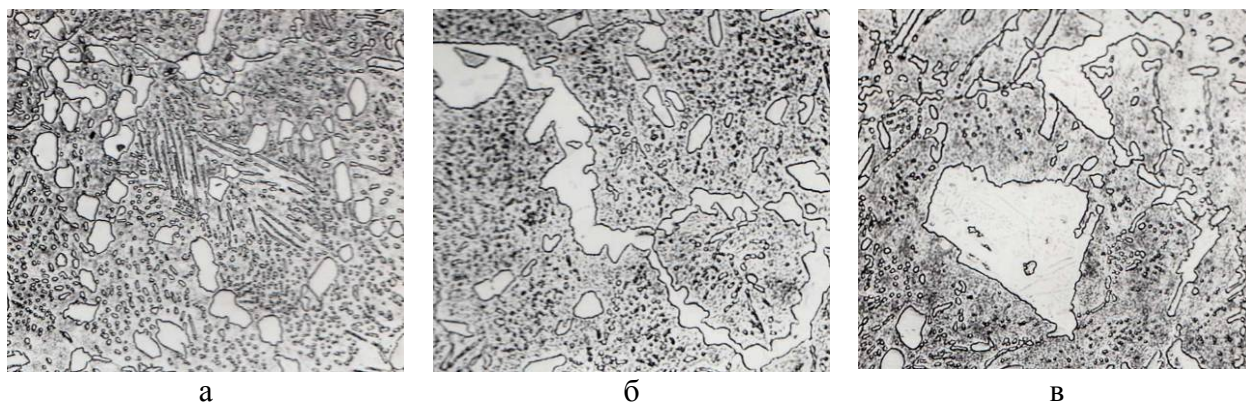


Рис. 1. Мікроструктура науглецьованого шару в напрямку від поверхні, після попереднього відпалу; $\times 400$

Груба, майже суцільна карбідна сітка утворюється при науглецьованні матричного сплаву Р12Ф5К5 після 4-х кратного гартування. Крім цього, всередині зерен присутні крупні карбіди кутастої форми (рис. 3 а) і крупні карбідні сплетіння (рис. 3 б, в).

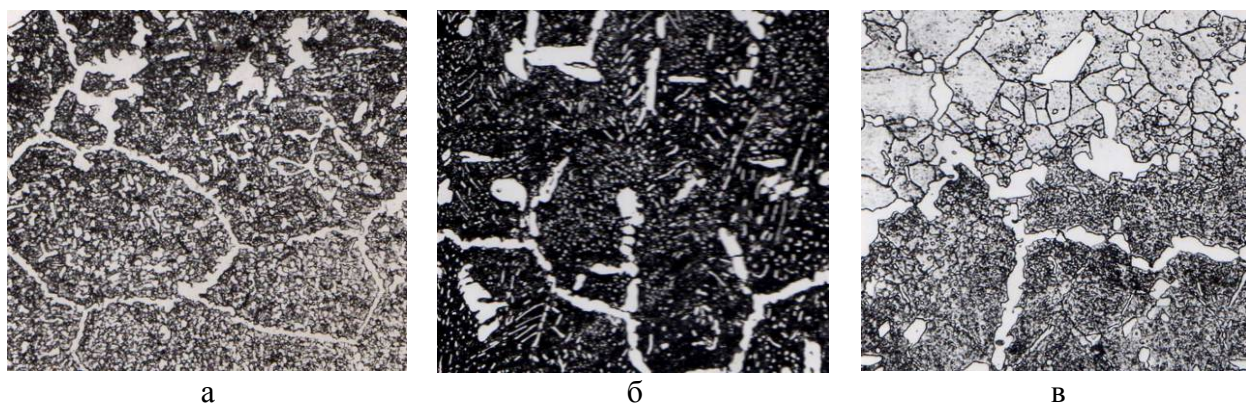


Рис. 2. Мікроструктура науглецьованого шару в напрямку від поверхні, після попередньої гомогенізації; $\times 400$

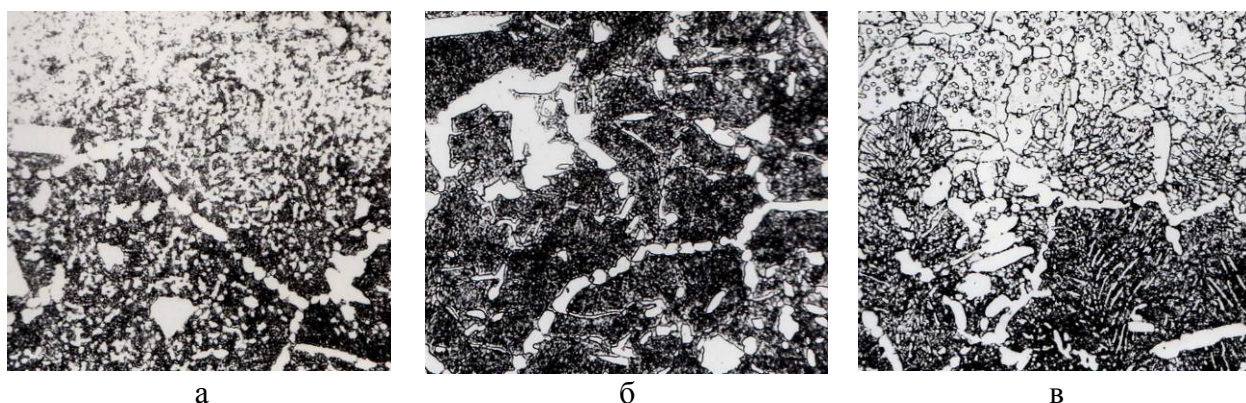


Рис. 3. Мікроструктура науглецьованого шару в напрямку від поверхні, після попереднього 4-х кратного гартування; $\times 400$

Структура науглецьованого сплаву P12Ф5K5 мало сприятлива в наслідок грубої литої структури, оскільки через високий вміст ванадію при охолодженні після кристалізації утворюється сітка стабільних карбідів, яка з трудом усувається попередньою термічною обробкою і зберігається після науглецювання. Для усунення сітки необхідно приділяти увагу формуванню литої структури і знайти способи її регулювання.

Наконечний С.О., Гущик Д.В., Чернявський В.В., Юркова О.І., Білик І.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ AlNiCoFeCrTi ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ МЕТОДОМ
ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ**

E-mail: Sergeynuts@gmail.com

Високоентропійні сплави (ВЕС) – сплави, які містять від 5 до 13 компонентів у співвідношеннях близьких до еквімолярних, що приводить до значного зростання ентропії змішування [1]. ВЕС в основному отримують методами вакуумно-дугового переплаву та механічного легування, що мають такі недоліки як неоднорідність структури, порушення хімічного складу, тривалість процесу отримання тощо. Тому з часом більша увага приділяється комбінованому методу отримання високоентропійного сплаву за допомогою механічного легування та спікання, що забезпечує більш однорідний хімічний склад та може покращити певні властивості ВЕС [2]. Велика різноманітність властивостей ВЕС робить їх привабливими матеріалами для застосування в різних галузях промисловості. Наприклад, при використанні високоентропійних сплавів в якості покриттів різного призначення важливе значення відіграють такі властивості як висока твердість, корозійна стійкість, зносостійкість, високі експлуатаційні властивості при підвищених температурах тощо [1].

Метою роботи було дослідження можливості отримання методом холодного газодинамічного напилення покриття з високоентропійного сплаву.

Високоентропійний AlNiCoFeCrTi сплав для покриття було отримано методом короткочасного механічного легування (МЛ) суміші порошків Al, Co, Cr, Fe, Ni та Ti в планетарному млині протягом 3 год. в середовищі бензину з наступним ізотермічним відпалом у вакуумі при температурі 1200 °C протягом 1 год. для гомогенізації хімічного складу в мікрооб'ємах частинок порошку та розмелом протягом 0,5 год. для подрібнення утворених агломератів. Отриманий порошковий AlNiCoFeCrTi сплав напилювали на сталеву підкладку методом холодного газодинамічного напилення при тиску 0,9 МПа та температурі потоку стисненого повітря 450 °C при відстані 30 мм до поверхні підкладки.

Формування фазового складу досліджували за допомогою рентгенівського дифрактометра Ultima IV, Rigaku (Японія) в монохроматичному Cu K α випромінюванні. На рис. 1 представлено дифракційні спектри порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву на різних етапах отримання та AlNiCoFeCrTi покриття.

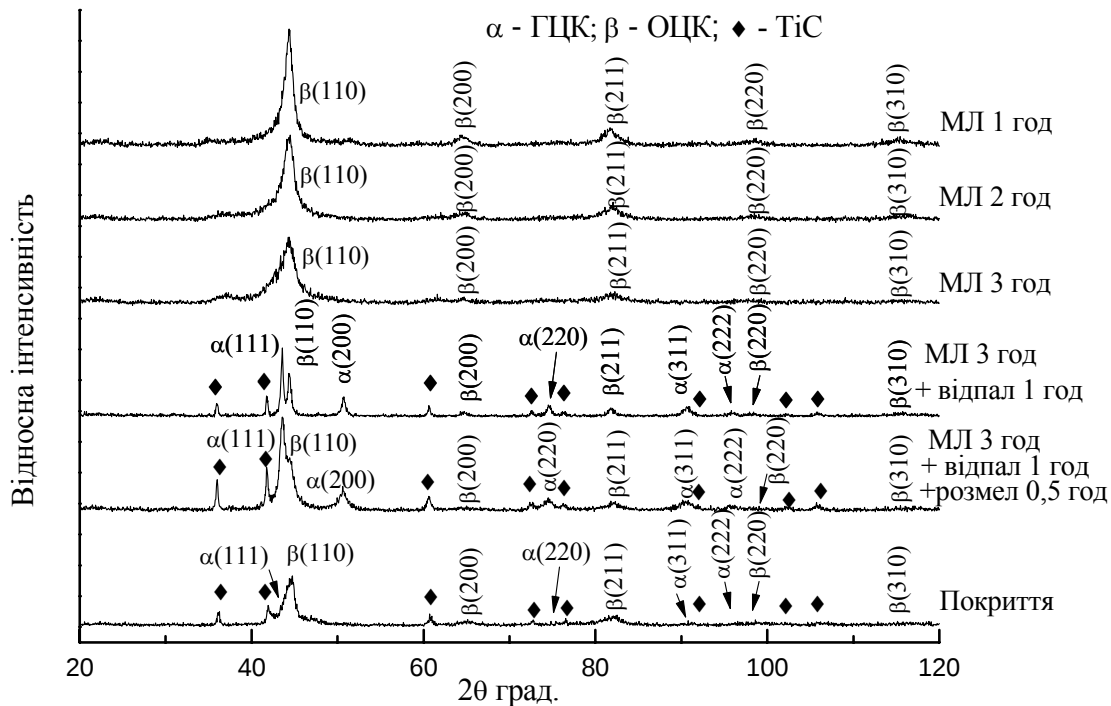


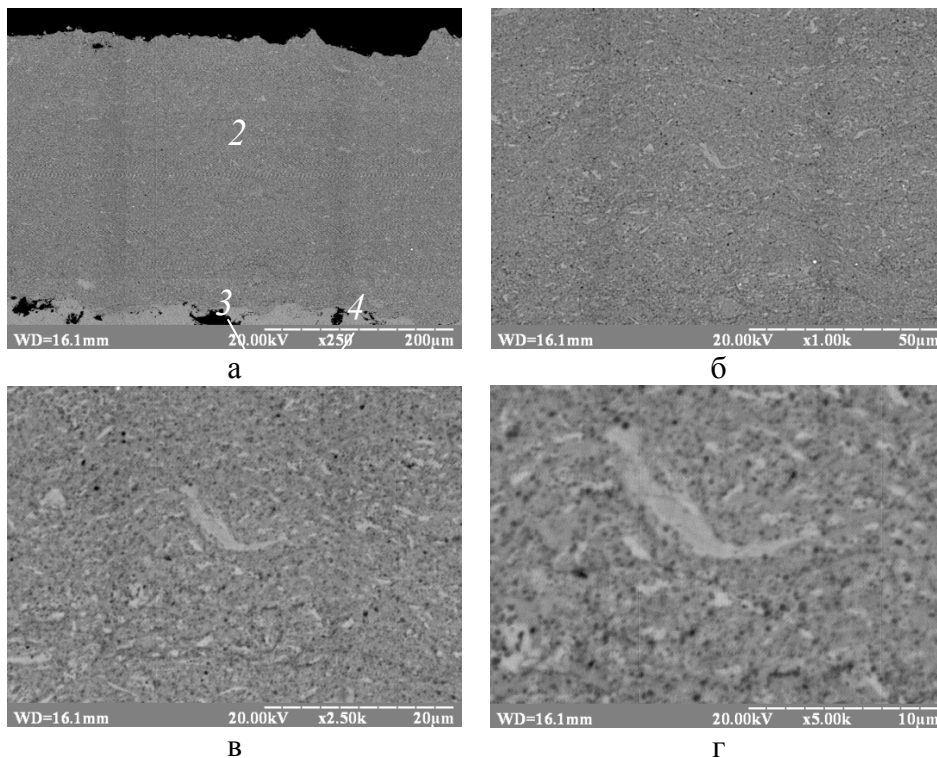
Рис. 1. Спектри рентгенівської дифракції порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву після короткочасного механічного легування (1; 2 та 3 год.) з наступним гомогенізуючим відпалом при 1200 °C протягом 1 год. і розмелом протягом 0,5 год. та AlNiCoFeCrTi покриття

Після МЛ в дифракційному спектрі виникає система ліній, що відповідає ОЦК твердому розчину (β -фаза), причому зі збільшенням часу МЛ в дифракційному спектрі спостерігається значне зменшення інтенсивності дифракційних максимумів та істотне їх розширення, що свідчить про значне зменшення розміру кристалітів і підвищення мікронапружень внаслідок інтенсивної пластичної деформації в процесі МЛ [4], а також викривлень кристалічної решітки через взаємне розчинення атомів компонентів із різними атомними радіусами.

Після відпалу спостерігається поява ГЦК твердого розчину (α -фаза), що пов'язано з недостатнім часом механічного легування та метастабільним станом ОЦК твердого розчину. Також в сплаві присутня карбідна фаза TiC, що може бути пов'язано з високою активністю Ti, який не розчинився в твердому розчині під час МЛ та реагує з вуглецем, що є складовою бензину, який використовували в процесі МЛ. Аналогічний фазовий склад

спостерігається після розмелу та в покритті, тобто при напилюванні зберігається вихідний фазовий склад вихідного порошкового AlNiCoFeCrTi сплаву.

Дослідження мікроструктури покриття проводили за допомогою скануючого електронного мікроскопу РЕММА-101А, оснащеного енергодисперсійним спектрометром. На рис. 2 наведено СЕМ зображення поперечного перерізу AlNiCoFeCrTi покриття.



1 – бакеліт; 2 – покриття; 3 – SiC; 4 – сталева підкладка

Рис. 2. СЕМ зображення мікроструктури AlNiCoFeCrTi покриття

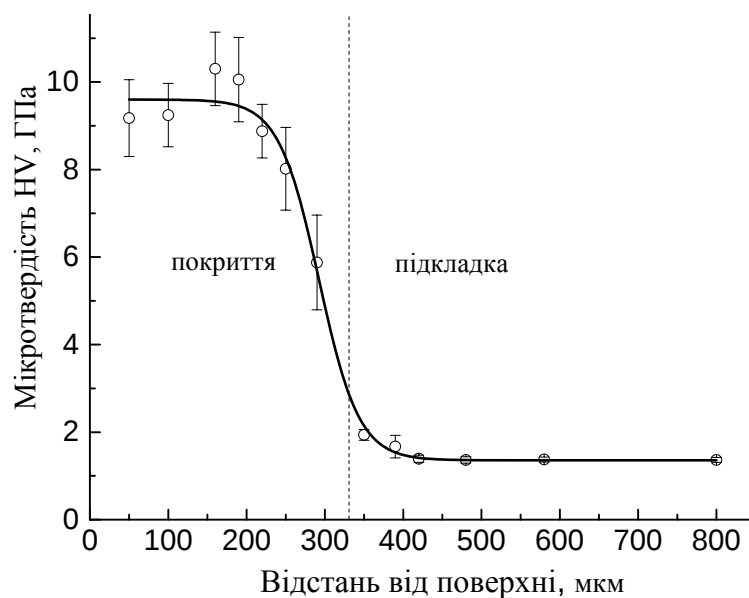


Рис. 3. Розподіл мікротвердості за товщиною AlNiCoFeCrTi покриття та підкладки

Мікроструктура покриття складається зі світлої та темної фаз, причому більшу частину складає фаза темного кольору, яка у відповідності з дифракційними даними належить ОЦК твердому розчину. Покриття має незначну пористість, близько 1%, та хорошу адгезію з підкладкою. Між покриттям і сталеву підкладкою присутні включення карбіду кремнію, який використовували для підготовки поверхні сталеву підкладки до напилення.

Мікротвердість HV визначали методом Віккерса на приладі ПМТ-3 за стандартною методикою при навантаженні на індентор 1 Н. За результатами випробувань мікротвердості побудовано криву зміни мікротвердості AlNiCoFeCrTi покриття за відстанню від поверхні покриття (рис. 3).

AlNiCoFeCrTi покриття має високу мікротвердість яка становить 9,5 ГПа, що пов'язано з ефектами твердорозчинного та дисперсійного зміцнення.

Література:

1. High-Entropy Alloys 2nd Edition / B. S. Murty, J. W. Yeh, S. Ranganathan [et. al]. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2019.
2. Murty B. S. High-entropy alloys by mechanical alloying: A review / B. S. Murty, M. Vaidya, G. M. Muralikrishna // Journal of Materials Research. – 2019. – Vol. 34. – P. 664-686.
3. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of spark plasma sintered AlCoCrFeNiTi0.5 high entropy alloy / I. Moravcik, J. Cizek, P. Gavendova [et. al] // Mater. Lett. – 2016. – Vol. 174. – P. 53-56.

Недужий А.М., Пригунова А.Г., Шеневідько Л.К.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ДІАГРАМА ЗМІНИ МОРФОЛОГІЧНИХ ОЗНАК ПЕРВИННОЇ ФАЗИ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

E-mail: onmlptima@ukr.net

В залежності від умов заливки, охолодження та кристалізації в доєвтектичних силумінах утворюється первинна алюмінієва фаза (α -фаза) з морфологією кристалів дендритної та недендритної (розеткоподібна та глобулярна) форм. При аналізі мікроструктури сплаву можна спостерігати первинні кристали твердого розчину алюмінію, які складно віднести тільки до одного із трьох вказаних морфологічних типів. У залежності від умов кристалізації відбувається перехід від одного типу структури первинної α -фази в інший. На сьогоднішній день це питання залишається актуальним і не до кінця вивченим.

Мета дослідження полягає у встановленні можливості переходу дендритної структури α -фази в недендритну, зокрема, в розеткоподібну для доетектичного силуміну АК7ч після його кристалізації в різних теплових умовах. Змінними технологічними параметрами під час експериментів були температура заливки сплаву ($T_{\text{зал}}$) та початкова температура форми ($T_{\text{ф}}$). В якості ливарної форми для проведення досліджень вибрали сталевий кокіль з середнім внутрішнім діаметром 45 мм та глибиною порожнини 80 мм. Заливку розплаву в форму здійснювали при температурах: 620, 630, 640, 650, 660, 680, 700, 750 та 800 °C. Температуру форми міняли від кімнатної (20 °C) до 620 °C. Температуру металу вимірювали хромель-алюмелевими термопарами з діаметром дроту 0,3 мм. Після досягнення температури 585...580 °C здійснювали гартування сплаву у воді. Для дослідження переходу дендритної структури в недендритну, зокрема, в розеткоподібну, всі отримані результати щодо зміни морфології кристалів α -фази наносили на прямокутну декартову систему координат $T_{\text{зал}} - T_{\text{ф}}$.

За результатами металографічних досліджень зразків зі сплаву АК7ч, одержаних гравітаційним методом лиття при різних значеннях температур заливки та початкової температури форми, побудовано діаграму розподілу областей з різною морфологією первинного твердого розчину алюмінію в координатній площині $T_{\text{зал}} - T_{\text{ф}}$ (рис. 1).

Область дендритних структур (Д) розташована в інтервалі температур заливки розплаву 679...800 °C при литті в непрогрітій ($T_{\text{ф}} = 20$ °C) форми. Зі зниженням температури заливки розплаву дендритна структура (Д) сплаву АК7ч змінюється на дендритно-розеткоподібну (Д-р), розеткоподібно-дендритну (Р-д), розеткоподібну (Р), глобулярну морфологію первинної α -фази.

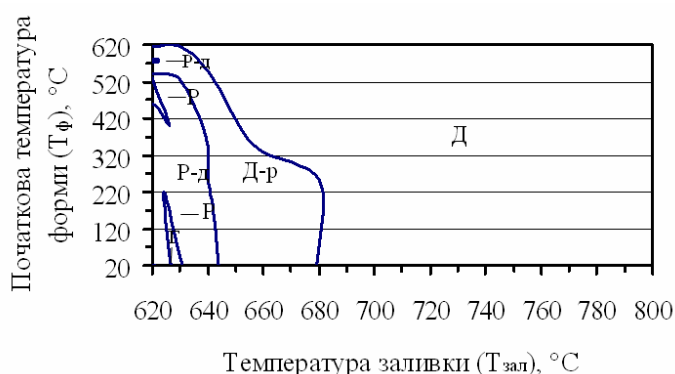


Рис. 1. Діаграма зміни морфологічних ознак первинного твердого розчину алюмінію в сплаві АК7ч в координатній площині $T_{\text{зал}} - T_{\text{ф}}$

Таким чином, визначено умови формування дендритної, дендритно-розеткоподібної, розеткоподібно-дендритної, розеткоподібної та близької до глобулярної структур первинної α -фази для доетектичного силуміну АК7ч. Встановлено, що основна тенденція переходу

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019
від дендритної до недендритної, зокрема, до розеткоподібної морфології первинного твердого розчину алюмінію простежується при зниженні температури заливки розплаву.

Побудована діаграма зміни морфологічних ознак α -фази може бути корисною для прогнозування мікроструктури виливків із доевтектичних алюмінієво-кремнієвих сплавів.

Нікітіна Н.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПРО НАВЧАННЯ СТУДЕНТІВ-ІНЖЕНЕРІВ АНГЛІЙСЬКІЙ МОВІ

E-mail: nikitinafree@gmail.com

Одне з найбільш актуальних питань викладання іноземної мови – це викладання іноземної мови професійного спрямування (ESP – EnglishforSpecificPurposes) студентам немовних спеціальностей. Факультети мовної підготовки повністю оснащені новітніми технологіями та керуються інноваційними підходами у викладанні іноземної мови (або навіть декількох мов одночасно) студентам-філологам. Але коли мова заходить про підготовку студентів немовних спеціальностей – тут налагодженні системи не спрацьовують і необхідно «створювати» новий мовний велосипед.

Перше, студенти немовних спеціальностей в вищому навчальному закладі не починають вивчати іноземну мову з нуля. Окрім тих випадків, коли в школі викладалась іноземна мова, котра не забезпечується в університеті. Інше справа, коли студенти приходять в університет після школи з недостатнім рівнем знання іноземної мови. Але це вже теж зовсім інше питання. Друге, одразу з першого курсу неможливо починати вчити ESP, оскільки студенти ще не володіють знаннями по спеціальності.

Отже, при викладанні іноземної мови студентам немовних спеціальностей варто навчальні програми та робочі навчальні плани розробляти таким чином, щоб на першому курсі бакалавра студенти ознайомлювались з професійною лексикою іноземною мовою та вивчали інформацію професійного спрямування загального характеру. По-перше, вони паралельно з основними проф. предметами занурюються в спеціальність й іноземною мовою. По-друге, при такому плануванні навчання, студенти матимуть змогу підтягнути свою іноземну мову до необхідного рівня для вступу B1 протягом 1 курсу навчання.

Відповідно до рекомендацій Британської Ради «З 2005 року було досягнуто значного прогресу у забезпеченні якості, а також за іншими напрямками дій Болонського процесу, такими як рамки кваліфікації, визнання кваліфікацій і сприяння використанню результатів навчання, які впливають на зміну парадигми у напрямі студентоцентрованого навчання і викладання» [2, 4].

Які ж на сьогоднішній день існують дієві інструменти викладання іноземної мови професійного спрямування? Зараз багато хто говорить та використовує «Task-based learning». Для студентів немовних спеціальностей цей вид є надзвичайно зручним. Оскільки студенти немовних спеціальностей це найчастіше студенти технічних спеціальностей, відповідно їм набагато простіше сприймати інформацію та виконувати завдання, котрі певним чином конструйовані – якась мовна мета базується на завданнях, виконавши котрі студенти засвоїть певний матеріал. Тут працює системний підхід, котрий є більш зрозумілим для студентів з технічним складом думок.

Основними завданнями викладача іноземної мови професійного спрямування є вдосконалення навичок та вмінь студентів як в їх професії, так і в іноземній мові. Тобто викладач має навчити своїх студентів будь-яким видом мовленнєвої діяльності показати свої знання по спеціальності, виконати свою професійну роботу та навіть зробити висновки та прозвітувати про виконану роботу. Крім того, майбутній професіонал повинен вміти представити себе та свою роботу на професійному міжнародному рівні іноземною мовою.

Для успішної праці, викладач іноземної мови повинен постійно цікавитись новинками в сфері професійної діяльності своїх студентів та повсякчасно консультуватись з викладачами проф. предметів, для уточнення інформації та впровадження нової термінології в навчальний курс.

Література:

1. Загальноєвропейські рекомендації з мовної освіти: вивчення, викладання, оцінювання / Наук. редактор українського видання доктор пед. наук, проф. С.Ю. Ніколаєва. – К. : Ленвіт, 2003. – 273 с.
2. Стандарти і рекомендації щодо забезпечення якості в Європейському просторі вищої освіти (ESG). – К.: ТОВ “ЦС”, 2015. – 32 с.

Петруша В.С.¹, Болбут В.В.², Богомол Ю.І.¹

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна; ²Отто-фон-Геріке Університет, м. Магдебург, Німеччина)

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Mo-Ti-B

E-mail: petrushavdim@gmail.com

На сьогоднішній день вимоги до високотемпературних матеріалів для деталей авіаційної техніки є дуже високі. Одним із найпоширеніших матеріалів є супер сплави на ос-

нові нікелю, але вони проявляють свої високі механічні властивості тільки до 1150 °С. Альтернативним матеріалом для супер сплавів на основі нікелю може стати молібден. Але, молібден має ряд своїх недоліків, а саме високу мінімальну швидкість повзучості та низьку стійкість до корозії. Для запобігання цієї проблеми можна застосовувати додавання до складу молібдену більш міцні матеріали, такі як бори́ди, карбіди та силіциди. Легування молібдену титаном та бором підвищує його механічну міцність та стійкість до окислення. Однак потрібна діаграма плавкості системи Мо-Ті-В до сьогодні малодосліджена.

Метою роботи було дослідити структуру та властивості евтектичного сплаву системи Мо-Ті-В (ат. %) одержаного методом зонної плавки.

Відповідно до РФА-аналізу (рис. 1) евтектичний сплав Мо-11,54Ті-23,08В складається фактично з трьох фаз. Дві фази були ідентифіковані як Мо_{ss} (твердий розчин молібдену з титаном) та Мо₂В. Крім розпізнаних рефлексів є також не розпізнані рефлекси, які не можуть бути виявлені для будь-яких відомих фаз у системі Мо-Ті-В.

Металографічні дослідження показали (рис. 2), що сплав представляє собою суміш двох евтектик, а саме Мо_{ss}+Мо₂В (1) та Мо_{ss}+Мо₂ТіВ_х (2).

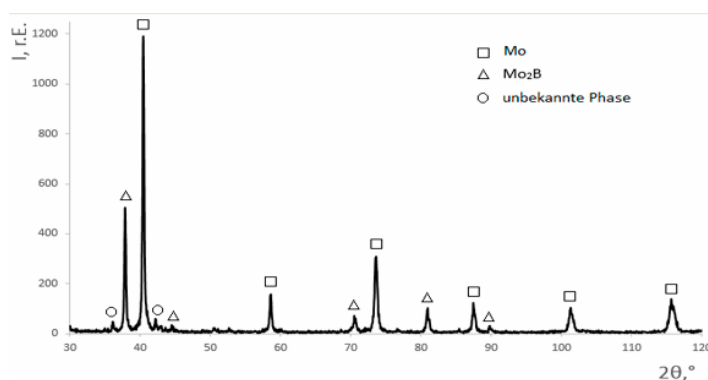


Рис. 1. Рентгено-фазовий аналіз сплаву Мо-11,54Ті-23,08В

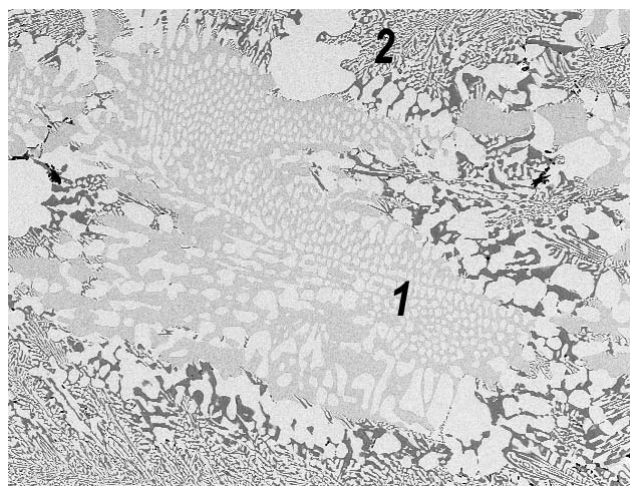


Рис. 2. Мікроструктура сплаву Мо-11,54Ті-23,08В

Після дослідження спрямовано закристалізованого сплаву системи Мо-Ti-B на твердість було встановлено, що мікротвердість вздовж напрямку кристалізації складала 7,85 ГПа, а в поперек – 9,54 ГПа, що пояснюється анізотропією властивостей. Тріщиностійкість вздовж волокон після обрахунків складала $12,41 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, а в поперек – $11,13 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Таким чином, одержані властивості вказують на перспективність подальшого дослідження і застосування даного сплаву в якості високотемпературного конструкційного матеріалу.

Пригунова А.Г., Бабюк В.Д., Жидков Є.А., Шеневідько Л.К., Недужий А.М.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ

СПЛАВУ AM4,5Кд

E-mail: adel_nayka@ukr.net

Сплав AM4,5Кд (ВАЛ10), аналогами якого є 201.0, 382 (США); AC1B (Японія); A-U5GT (Франція), – це герметичний алюмінієвий ливарний сплав системи Al-Cu, який завдяки високим фізико-механічним властивостям застосовується для виробництва жароміцних високоміцних виробів, призначених для авіаційної промисловості.

Одним з основоположних способів управління структурою сплавів у литому та термообробленому стані є швидкість охолодження. В роботі досліджено вплив швидкості охолодження при твердненні ($V_{\text{охол.}}$) від $0,4 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ до $10^5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ на мікроструктуру сплаву AM4,5Кд (рис. 1).

При $V_{\text{охол.}} = 0,4 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$, яка відповідає твердненню в піщаній формі, формуються кристали твердого розчину алюмінію (Al_{α}) у вигляді вироджених дендритів і розеток середнім розміром 260 мкм, по границях яких утворюється тонка сітка з частинок фази Al_3Ti та евтектик, що містять Al_{α} та інтерметаліди з міддю – переважно CuAl_2 , $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ (рис. 1 а). З підвищенням швидкості охолодження зменшується дендритний параметр і розмір дендритних комірок (рис. 2), збільшується мікротвердість Al_{α} (з $H_{\mu 2} = 42,6 \text{ МПа}$ при $V_{\text{охол.}} = 14,3 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ до $H_{\mu 2} = 49,1 \text{ МПа}$ при $V_{\text{охол.}} = 47,1 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$).

Не дивлячись на зменшення розміру дендритних комірок Al_{α} при збільшенні швидкості охолодження, їх розмірний фактор практично не змінюється і майже до $V_{\text{охол.}} \approx 10^5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ складає $1,44 \dots 1,77$. При $V_{\text{охол.}} \approx 10^5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ кристали Al_{α} в основному компактної форми розміром $100 \dots 200 \text{ нм}$, а їх розмірний фактор близький до 1.

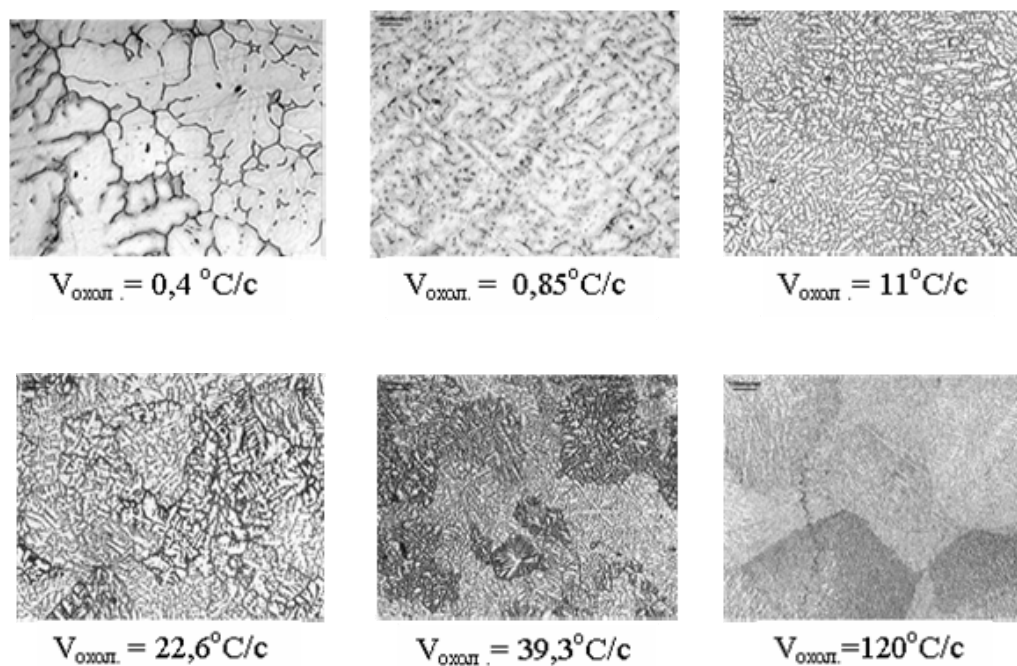


Рис. 1. Мікроструктура сплаву АМ4,5Кд при різних швидкостях охолодження в інтервалі температур кристалізації

Свої високі властивості сплав АМ4.5Кд набуває в процесі термічної обробки. Як показано вище, його структура в литому стані суттєво залежить від швидкості охолодження, що необхідно урахувати при удосконаленні режимів термічної обробки в залежності від способу одержання виливків.

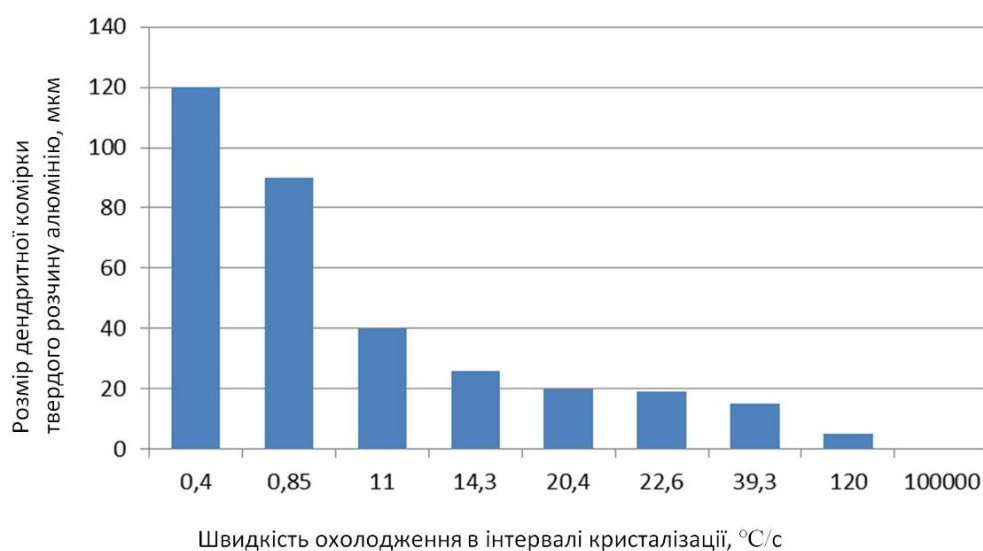


Рис. 2. Вплив швидкості охолодження на розмір дендритної комірки твердого розчину алюмінію

Прыгунова А.Г., Ноговицын А.В., Баранов И.Р.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

**ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА Д16
ПОСЛЕ ЛИТЬЯ-ПРОКАТКИ**

E-mail: adel_nayka@ukr.net

Алюминиевый деформируемый сплав Д16 относится к системе Al-Cu-Mg и является наиболее распространенным представителем группы алюминиевых сплавов, применяемых в деформированном виде после обработки давлением в твердом состоянии и упрочняемых термической обработкой. Энергосберегающей прогрессивной технологией получения листа является литье-прокатка, которая отличается от традиционного способа прокатки своеобразием процесса кристаллизации и формирования структуры. Основными упрочняющими фазами сплава Д16 являются интерметаллиды $S(Al_2CuMg)$ и $\theta-CuAl_2$. По литературным данным в интервале температур 20...200 °С растворимость компонентов практически не изменяется, а полное растворение интерметаллидных фаз достигается гомогенизацией при температуре 480...500 °С, продолжительностью до 8 часов. Учитывая особенности процесса литья-прокатки, в работе исследовали влияние выше указанного вида термической обработки на структуру листа из сплава Д16 при температуре 490 °С, в течение 1...5 часов.

Структура поверхности листа, полученного прокаткой из жидкого состояния (рис. 1 а), представлена зернами твердого раствора алюминия (Al_α), по границам которых располагаются фазы $S(Al_2CuMg)$ и $\theta-CuAl_2$.



а

б

в

а – без термообработки; б – обработка 3 часа; в – обработка 5 часов

Рис. 1. Микроструктура поверхности листа при литье-прокатке, X 200

Несмотря на довольно широкий диапазон изменения величины зерна Al_α от 15 мкм до 70 мкм, поверхность листа характеризуется практически равномерным распределением зерен, средний размер которых составляет 30...40 мкм. Зерна твердого раствора Al_α со-

держат элементы субструктуры глобулярной или приближенной к ней формы, с ободками по периметру, представляющими собой зоны с более высокой степенью пересыщения α -фазы атомами легирующих и примесных элементов – наиболее вероятно, меди и магния.

По сечению листа толщиной 2,5 мм структура неоднородная: мелкокристаллическая (15...40 мкм) в слоях, соприкасающимися с поверхностью валков при прокатке, до грубых зерен размером 70...250 мкм на $\frac{1}{2}$ его сечения.

Гомогенизация образцов листа из сплава Д16 при температуре 490 °С и времени обработки 1 час приводит к укрупнению зерен твердого раствора алюминия, которые на поверхности листа в среднем составляют 70...200 мкм. Аналогичная тенденция наблюдается в его сечении. Области мелких и крупных кристаллов, которые наблюдались в образцах без термической обработки, не столь явно выражены. Усиливается процесс распада пересыщенного твердого раствора алюминия, проявляющийся в виде увеличения темных зон внутри зерен, занимающих практически всю их поверхность. Увеличение времени выдержки до 3...5 часов (рис. 1 б, в) приводит к формированию и выделению из пересыщенного твердого раствора алюминия интерметаллидных фаз, происходит рост и коагуляция θ - и S-фаз, которые выделяются как по границам зерен, так и внутри их. Появляются участки с пережогом. Однако структура по сечению (толщине) листа становится более однородная. Отсутствуют зоны с преимущественно мелкими или крупными зёрнами α -фазы.

Сопоставление данных о гомогенизации структуры изделий из сплава Д16, полученных с использованием способов обработки давлением в твердом состоянии, с результатами настоящих исследований свидетельствуют, что специфичность процесса литья-прокатки позволяет существенно сократить время гомогенизации листа, которое не должно превышать трёх часов.

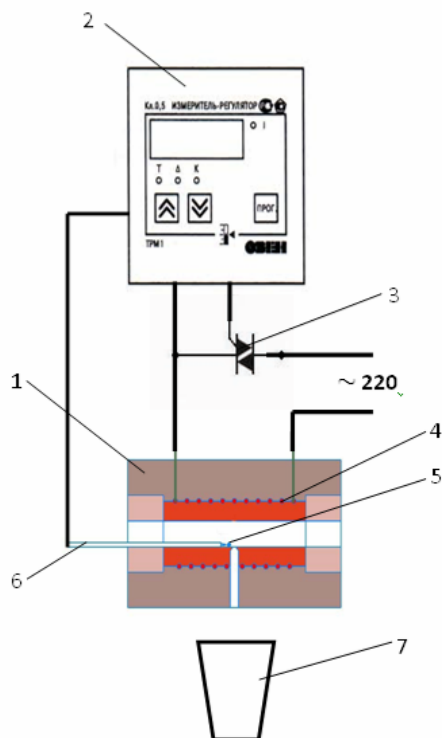
Пригунова А.Г., Шеневідько Л.К., Шейгам В.Ю., Кошелєв М.В., Ісайчева Н.П.

(ФТИМС НАН України, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ І МОРФОЛОГІЇ ФАЗ У ПРОЦЕСІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

E-mail: adel_nayka@ukr.net

Діаграми рівноважного стану є одним з основних інструментів прогнозування фазових перетворень при кристалізації виливків. Проте на практиці такі умови не реалізуються, особливо при фізико-хімічних впливах на розплав. Метод «стоп-гартування» з використанням установки, наведеної на рис. 1, дозволяють досліджувати фазові перетворень і морфологію структурних складових у сплавах незалежно від ступеня їх метастабільності.



1 – піч опору; 2 – вимірювач-регулятор температури ТРМ1; 3 – симистор; 4 – нагрівач; 5 – дослідний зразок; 6 – термопара-штовхач; 7 – гартівна шахта

Рис. 1. Схема установки «стоп-гартування»

Зразки розплавляють у печі опору (1), нагрівач (4) якої виконано з ніхромового дроту. Температура зразка вимірюється хромель-алюмелевою термопарою (6), з'єднаною з вимірювачем-регулятором температури ТРМ1 (2). Тримач зразків разом із дослідним зразком (5) устанавлюється в фокусі циліндричних екранів теплоізоляції, чим зведено до мінімуму градієнт температури по перетину зразка (5) і помилку виміру температури. Керування температурою здійснюється регулятором температури (2) та симистором (3). Похибка визначення температури не більше $\pm 1^\circ\text{C}$. При охолодженні краплі розплаву до необхідної температури фазового перетворення, встановленої за даними диференційно-термічного аналізу, витримці при заданій температурі протягом 3...5 хв. зразок скидається термопарою-штовхачем (6) із нагрівальної камери в гартівну шахту (7), заповнену розчином NaCl у воді. При цьому швидкість охолодження зразка складає понад $10^3^\circ\text{C}/\text{с}$, що є достатньою для фіксування процесів структуроутворення в рідко-твердому стані. Висновки про характер фазових перетворень базуються на даних мікроструктурного, мікрорентгеноспектрального та фазового аналізу одержаних зразків. Зафіксована у вигляді дрібнокристалічної евтектики рідина при травленні забарвлюється в чорний колір і легко відрізняється від зростаючих в цей момент фаз. На фотографіях мікроструктур ця псевдорідина позначена символом Р (рис. 2).

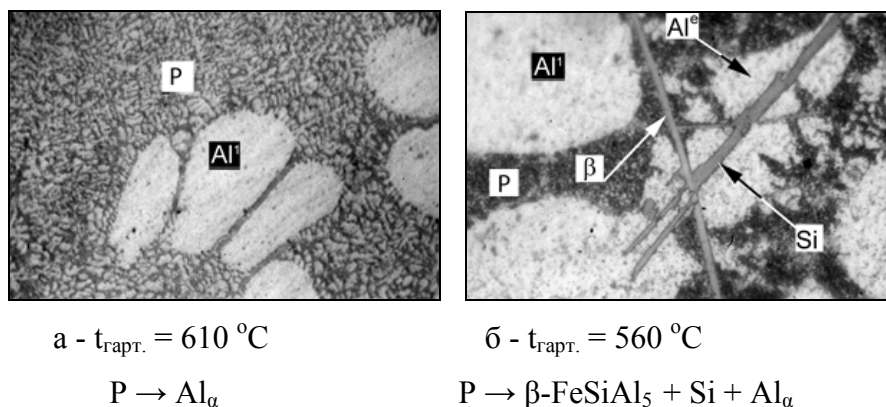


Рис. 2. Початкові етапи кристалізації сплаву Al – 8% Si – 0,9% Fe

Запропонований метод «стоп-гартування» дозволяє визначати характер фазових перетворень і морфологію фаз на всіх етапах кристалізації сплавів, досліджувати і відповідно корегувати технологічні процеси в умовах виробництва, які являють собою нерівноважні системи.

Самарай В.П., Крижановський К.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

КОНТРОЛЬ ЗАПУСКУ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ

E-mail: samaraj@ukr.net

Надійний онлайн-моніторинг роботи індукційних печей є підставою успішного плавлення будь-яких сплавів. Під надійним моніторингом розуміється якнайбільший контроль максимальної кількості електричних, економічних і металургійних параметрів якості.

Даний підхід контролю був реалізований на Дунаєвському ливарно-механічному заводі Хмельницької області. Після зупинки і довгого простою ливарний цех перебував у занедбаному стані з 2013 року. Але відбувалось повільне переоснащення плавильної ділянки і були встановлені дві індукційні печі Китайського виробництва місткістю 1 тонна з одним тиристорним перетворювачем. З піччю була передана загальна електрична схема підключення, але не була передана технічна документація у вигляді електронної схеми плати керування тиристорами. Ще одна проблема містилась у неможливості вивести піч на реальний режим плавлення – піч вмикалася, грілася, але не відбувалось плавлення чавунної шихти.

Були наявні лише наступні прилади: 1 – вхідний вольтметр між 3-фазним випрямлячем і інвертором; 2 – вихідний вольтметр між інвертором і робочім контуром індуктора; 3 – амперметр між інвертором і робочім контуром індуктора. Під час роботи печі спостерігалася навіть невідповідність показань приладів між собою. На жаль, неможливо було наявно побачити якість генерації, форму і параметри генерованих інвертором сигналів і неможливо було взагалі впевнитися, що власно відбувається: чи не відбувається взагалі запуск інвертора у штатному режимі. У якості контуру розробником було обрано ускладнену паралельно-послідовну схему включення індуктора і батареї конденсаторів.

Завдяки розрахункам, огляду, багатьом випробовуванням і контролю параметрів за допомогою приладів було виявлено неякісний конденсатор у контурі індуктора, неправильне налаштування автомата-вимикача перед шафою керування, неправильне налаштування плати керування, неправильно розрахований і налаштований задатчик максималь-

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

ного струму (недостатній опір потенціометра у режимі реостата). Про непрацездатність конденсатора і про знайдені помилки було повідомлено адміністрації, після чого було проведено максимально можливе налаштування окремих кіл керування. Було замовлено нову конденсаторну банку, але тим часом випробовування продовжувалися і в певний момент несправний конденсатор не витримав і остаточно вийшов з ладу, чім було підтверджено його непрацездатність і правильні попередні висновки. Слід відзначити, що попередньо цей конденсатор був нібито відремонтований на профільному підприємстві з відносною гарантією якості, але безоплатно.

Було прийнято рішення встановити осцилограф і контролювати наочно якість генерованого інвертором сигналу. Саме цей прилад виявився найбільш успішним, корисним і ефективним для контролю якості генерації якісного сигналу і для успішного старту печі з холодного стану та після проміжних зупинок для завантаження шихти.

Окрім зазначеного, було замовлено два набори тиристорів: 1 – повний набір тиристорів з однаковими характеристиками з одної партії для інвертора (додатково ще з запасними тиристорами) та 2 – запасні тиристори для випрямляча.

Після заміни конденсатора на новий, заміни і встановлення у інвертор нових чотирьох тиристорів з однаковими характеристиками, заміни одного з шести тиристорів у випрямлячі і виправлення указаних недоліків налаштування піч почала виплавляти чавун.

Виявлені недоліки печі: 1 – дуже важкий запуск холодної печі (не з першого разу), при цьому це зазначено в інструкції і на цьому зауважує виробник; 2 – тиристори у групі інвертора і в групі випрямляча мають бути не просто від одного виробника, а і обов'язково з однієї партії при їх виготовленні (мають бути однакові часові і частотні характеристики).

Самарай В.П.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

БЕЗПЕРЕРВНИЙ КОНТРОЛЬ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ

E-mail: samaraj@ukr.net

Надійний онлайн-моніторинг роботи індукційних печей є підставою успішного плавлення будь-яких сплавів. Під надійним моніторингом розуміється якнайбільший контроль максимальної кількості електричних, економічних і металургійних параметрів якості. Даний підхід контролю був реалізований на Дунаєвецькому ливарно-механічному заводі Хмельницької області.

Були виявлені недоліки при запуску і в роботі 1-тонної індукційної печі Китайського виробництва:

а) дуже важкий запуск холодної печі (не з першого разу), при чому це зазначено в інструкції і на цьому зауважує виробник;

б) тиристори у групі інвертора і в групі випрямляча мають бути не просто від одного виробника, а і обов'язково з однієї партії при їх виготовленні (мають бути однакові часові і частотні характеристики).

У випадку неврахування зазначених недоліків неможливі стабільні запуски печі, стабільна робота системи управління на тиристорному перетворювачі і відповідно індукційної печі і неможливий контроль якості роботи всієї установки, у т.ч. неможливий жорсткий контроль за коефіцієнтом потужності (косинусом ϕ) і споживанням електроенергії.

Для підвищення контролеспроможності і надійності індукційної установки запропоновано підключення додаткового обладнання і приладів контролю постійних і змінних електричних параметрів постійного і змінного струму:

- а) напруги в різних ділянках схеми керування;
- б) струму в різних ділянках схеми керування;
- в) потужності електроенергії окремо з боку електричної мережі і окремо на виході з боку коливального контуру індуктора;
- г) коефіцієнта потужності електроенергії окремо з боку електричної мережі і окремо на виході з боку коливального контуру індуктора;
- д) форми і параметрів силового високочастотного сигналу для контуру індуктора на виході з інвертора.

Аналіз підготовчих робіт, розрахунків, моделювання на комп'ютері в програмі EWB (Electronic Work Bench), випробовувань печі, спостережень холостої роботи печі і контрольних плавок показав і підтвердив таку необхідність.

Ретельний подальший аналіз спостережень виявив необхідність встановлення наступних приладів і обладнання для підвищення технічних і економічних показників, спрощення контролю, роботи плавильників і обслуговуючого персоналу:

1. Трансформатори струму 2000/5 у кількості 6 штук на кожну фазу по дві штуки.
2. Додатковий вольтметр постійного струму на виході з силового дроселю відносно мінусу установки додатково до вольтметра, що встановлений до дроселя.
3. Додатковий амперметр постійного струму між випрямлячем і інвертором для контролю струму втрат енергії на тиристорах інвертора із-за неоднакових характеристик під час запирання і відпирання протилежних діагоналей інвертора.

4. Додаткові трифазові амперметри змінного струму між електричною мережею і випрямлячем для контролю струму втрат енергії на тиристорах випрямляча із-за неоднакових характеристик під час запирання і відпирання у двох плечах трьох протилежних діагоналей випрямляча або при виході з ладу одного з шести тиристорів.

5. 3-фазний ВАР-метр для контролю споживання реактивної енергії з боку електричної мережі 380/220 В – 50 Гц (аналогові, цифрові; можливі дво- три- і 1-фазні).

6. 3-фазний ВАТ-метр для контролю споживання активної енергії з боку електричної мережі 380/220 В – 50 Гц (аналогові, цифрові; можливі дво- три- і 1-фазні).

7. Фазометр для безпосереднього контролю косинусу ϕ з боку електричної мережі 380/220 В – 50 Гц (аналоговий, цифровий).

8. Високовольтні понижувальні трансформатори для звичайних вольтметрів 600/400 В або високовольтні вольтметри 10000 В – 500...1000 Гц для вимірювання послідовних напруг загального коливального контуру і аналізу загального послідовного резонансу.

9. Трансформатори струму для паралельних гілок паралельної частини послідовного контуру для вимірювання паралельних струмів коливального контуру (для порівняння між собою і контролю значення локального паралельного резонансу струму).

10. Осцилограф (звичайний через трансформатор напруги або високовольтний, наприклад навіть застарілий ламповий).

11. Для повного і додаткового контролю можливе підключення окремо ВАТ-метра повної енергії для порівняння результатів вимірювання активної і реактивної енергії.

Встановлення навіть частини приладів дало змогу значно спростити тестування, контроль і відстежування працездатності окремих частин і ефективності роботи всієї установки разом.

Самарай В.П.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

SCADA І КОНТРОЛЬ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ЯКОСТІ ІНДУКЦІЙНОЇ ПЕЧІ

E-mail: samaraj@ukr.net

Відомі основні недоліки індукційних печей з тиристорним приводом:

1. Важке і складне налаштування тиристорного привода.
2. Дуже важкий запуск холодної печі (не з першого разу), при чому це зазначено в інструкції і на цьому зауважує виробник.

3. Тиристори в групі інвертора і в групі випрямляча мають бути не просто від одного виробника, а і обов'язково з однієї партії при їх виготовленні (мають бути однакові часові і частотні характеристики).

Тому запуск і експлуатація таких індукційних установок потребує певних знань, досвіду, технологічної, виробничої дисципліни і відповідного обладнання.

До того ж найважливішим показником якості роботи індукційних і дугових печей є показник коефіцієнта потужності (косинус ϕ). Для контролю показників, стабілізації роботи і підвищення стабільності печей і плавлення необхідні певні спеціалізовані засоби контролю певного високого рівня.

Давно виявлені і відомі недоліки роботи аналогових вольтметрів, амперметрів, ватметрів, ВАР-метрів, фазометрів це – неможливість автоматичного збереження даних електричних показників у безперервному режимі для подальшого ретельного аналізу електричних, енергетичних і плавильних процесів, що відбуваються в системі керування, в печі, в індукторі і у коливальному контурі індукційних печей, тому для подібного контролю пропонуються цифрові вольтметри, амперметри, ватметри, ВАР-метри, фазометри або зовсім інший клас приладів – модулі SCADA-систем різноманітних виробників (наприклад OBEH і інші). До того ж саме цифровий безперервний контроль з можливістю збереження значень струмів, напруг, потужностей і коефіцієнтів потужностей по всім трьом фазам дозволить ретельно проаналізувати, врахувати, попередити хід кожного запуску печі і хід кожної плавки. Це дозволить також аналізувати поведінку окремих шості тиристорів в групі випрямляча і чотирьох тиристорів в групі інвертора. Для більшого контролю за кожним тиристором окремо можливе встановлення окремих трансформаторів струму в кожне плече окремих діагоналей. Також для налаштування і контролю можливе встановлення окремих локальних осцилографів або логічних аналізаторів паралельно всім тиристорам групи випрямляча і групи інвертора.

Можливе встановлення окремих трансформаторів струму (або вимірювальних шунтів) і вимірювальних трансформаторів напруг в довільних точках тиристорного перетворювача що дуже зручно для ретельного налаштування, контролю, дослідження всієї системи управління.

Як найбільш популярний пропонується варіант модуля OBEH і SCADA-система CodeSys. Можливе написання програми на шості мовах CodeSys: ST, IL, FBD, LD, CFC, SFC.

Підготовлена програма контролю всіх названих параметрів індукційних печей через такий модуль загального інтегрального контролю струму, напруги, коефіцієнта потужності; активної, реактивної, повної потужності, що споживають індукційні печі. Наразі

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

програма контролю підготовлена на паскалеподібній алгоритмічній мові ST. Підготовлена програма дозволяє контролювати струм, напруги і активну, реактивну, повну потужності і коефіцієнти потужності окремо по кожній фазі. Розраховуються загальні підсумкові і точні активна, реактивна, повна потужності і загальний коефіцієнт потужності всієї трьохфазної системи.

Можливе використання інших SCADA-систем: GENESYS, InTouch, Step7, TraceMode, EnLogic, MasterScada і інших.

Сергиенко Р.А.^{1,2}, Верховлюк А.М.¹, Щерецкий А.А.¹, Потрух О.Г.¹, Наumenко М.И.¹

(¹ФТИМС НАН України, г. Киев; ²Национальный исследовательский

технологический университет «МИСиС», г. Москва)

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

E-mail: rsruslan17@gmail.com

Развитие современной техники требует использования новых литых металлических материалов с высокими физико-механическими и специальными свойствами. Для получения таких материалов необходимо создание принципиально новых процессов и технологий, которые позволяют формировать метастабильное состояние вещества, что и обеспечивает необходимый уровень свойств. Такие материалы, возможно, получить путем термообработки объёмноаморфных сплавов. Для объёмноаморфных сплавов температура кристаллизации находится значительно выше температуры стеклования, поэтому можно говорить, что при нагревании они сначала переходят в псевдожидкое состояние, а потом кристаллизуются. При этом их вязкость резко возрастает, при дальнейшем нагревании они переходят в жидкое состояние при температуре плавления. В районе температуры стеклования сильно увеличивается диффузионная подвижность атомов, что приводит к изменению физических свойств аморфных сплавов в зависимости от режимов термической обработки.

Основными методами воздействия на структурообразование объёмноаморфизованных и наноструктурных сплавов могут быть: выбор оптимального состава многокомпонентных сплавов, термовременная обработка в жидком состоянии, скорость охлаждения, скорость нагрева при термообработке аморфных сплавов, время нагрева и изотермической выдержки. Таким образом, управляя режимами термообработки аморфных сплавов, можно получить целую гамму материалов от наноструктурных до мелкокристаллических. На сегодняшний день композиционные материалы получают всё большее распространение,

так как они способны сочетать в себе, в оптимальном соотношении, требуемый комплекс эксплуатационных свойств. Создание материалов с двухфазной аморфно-кристаллической структурой является перспективным направлением. Аморфные сплавы обладают уникально высокими показателями прочности, а кристаллические сплавы обладают высокими показателями пластичности, поэтому такая двухфазная структура может обладать повышенной прочностью и пластичностью.

По данным А. Иноуэ [1], металлические системы, которые могут быть получены в аморфном состоянии при низких скоростях охлаждения, должны удовлетворять трем эмпирическим правилам: 1) системы должны быть многокомпонентные, содержать три и более компонентов; 2) размеры атомов компонентов сплава должны отличаться между собой более чем на 12%; 3) величина теплоты смешивания легирующего и основного компонентов должна быть отрицательной.

Легче будут аморфизоваться сплавы, в которых интервал между температурой плавления T_m и стеклования T_g будет минимальным, так как возрастает вероятность преодоления этого интервала при охлаждении без появления кристаллической фазы, а скорость охлаждения может быть уменьшена. На основе использования характеристических температур, разработано большинство критериев (параметров) оценки способности сплавов к аморфизации (табл. 1). Характеристиками склонности металлических систем к аморфизации являются следующие параметры: $T_{rg} = T_g/T_l$ (отношение температуры стеклования T_g к температуре ликвидус T_l), $\alpha = T_x/T_l$ (отношение температуры кристаллизации к температуре ликвидус) и $\gamma = T_x / (T_g + T_l)$. В сплавах на основе циркония параметр T_{rg} возрастает при увеличении концентрации легирующих элементов. Склонность к аморфизации коррелирует также с энтальпией смешения компонентов аморфных сплавов ($\Delta H_{смеш.}$).

Исходя из экспериментального опыта, нами было установлено, что легче получить аморфное состояние в тех областях диаграммы состояния соответствующей системы, где небольшая доля твердых растворов на основе чистых компонентов, и могут образовываться несколько интерметаллических соединений, этот вывод косвенно подтверждается другими авторами [9, 10]. Также было установлено, что измельчение структуры базового сплава ухудшает способность к аморфизации.

На основе этих эмпирических правил были разработаны основные подходы к выбору состава сплавов, перспективных к объемной аморфизации. За основу была выбрана система Zr-Cu-Ni-Al. Учет указанных условий указывает, что для данной системы перспективно вводить следующие легирующие элементы: Ti, Pt, Pd, Au, Ag, Y, Nb, Mg.

Таблица 1. Характеристические температуры и параметры аморфизации сплавов на основе циркония [2-8]

Сплав	T _g , К	T _x , К	T _m , К	T _l , К	ΔT _x , К	T _{rg}	γ	α	ΔH _{смеш.} , кДж/моль
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Zr ₅₈ Cu ₂₂ Co ₄ Fe ₄ Al ₁₂	673	788	–	1217	115	0,55	0,416	0,65	–47,61
Zr ₅₈ Cu ₂₂ Co ₄ Ag ₄ Al ₁₂	679	761	–	1183	82	0,57	0,408	0,64	–44,74
Zr ₅₈ Cu ₂₂ Co ₂ Ag ₆ Al ₁₂	675	751	–	1227	76	0,55	0,395	0,61	–43,09
Zr ₅₈ Cu ₂₂ Ag ₄ Fe ₄ Al ₁₂	675	757	–	1205	82	0,56	0,403	0,63	–39,84
Zr ₅₈ Cu ₂₂ Ag ₆ Fe ₂ Al ₁₂	676	748	–	1227	72	0,55	0,393	0,61	–40,47
Zr ₅₈ Cu ₂₂ Fe ₈ Al ₁₂	677	761	–	1192	84	0,57	0,407	0,64	–43,15
Zr ₆₅ Cu ₁₈ Ni ₉ Al ₈	612	741	1103	1123	129	0,54	0,427	0,66	–
(Zr ₆₅ Cu ₁₈ Ni ₉ Al ₈) ₉₈ Y ₂	603	689	1062	1104	86	0,55	0,403	0,62	–
(Zr ₆₅ Cu ₁₈ Ni ₉ Al ₈) ₉₈ Ti ₂	616	735	1064	1100	119	0,56	0,429	0,66	–
(Zr ₆₅ Cu ₁₈ Ni ₉ Al ₈) ₉₈ Nb ₂	616	737	1110	1116	121	0,55	0,425	0,66	–
(Zr ₆₅ Cu ₁₈ Ni ₉ Al ₈) ₉₈ Er ₂	611	730	1077	1107	119	0,55	0,425	0,66	–
(Zr ₆₅ Cu ₁₈ Ni ₉ Al ₈) ₉₈ W ₂	616	719	1101	1124	103	0,55	0,413	0,64	–
Zr ₅₅ Cu ₃₀ Ni ₅ Al ₁₀	–	–	–	–	–	0,59	0,409	–	–
(Zr ₅₅ Cu ₃₀ Ni ₅ Al ₁₀) _{99,98} Sc _{0,02}	–	742	–	–	–	0,60	0,411	–	–
Zr _{60,7} Al _{15,5} Ni _{15,5} Fe _{8,3}	710	770	1170	1285	60	0,55	0,362	0,60	–
Zr ₆₀ Cu _{17,5} Ni ₁₀ Al _{7,5} Si ₄ B ₁	674	754	–	1087	80	0,62	0,43	0,69	–
Zr ₅₁ Cu ₂₈ Al ₂₁	694	755	–	–	61	–	–	–	–
Zr ₆₅ Cu _{17,5} Ni ₁₀ Al _{7,5}	639	695	–	–	56	–	–	–	–
Zr ₅₇ Cu ₂₀ Ni ₈ Al ₁₀ Ti ₅	648	712	–	–	64	–	–	–	–
Zr _{41,2} Ti _{13,8} Cu _{12,5} Ni ₁₀ Be _{22,5}	626	772	–	–	145	–	–	–	–

Для дальнейшего уточнения и выбора состава сплавов проводили расчет соответствующих фазовых технологических диаграмм, для этого использовали программное обеспечение фирмы «Thermo-Calc» и базу термодинамических данных «COST2».

Сплавы на основе циркония системы Zr-Cu-Ni-Al в аморфном состоянии получали в виде ленты шириной 3...6 мм и толщиной 45...55 мкм, также сплавы получали в объемно-аморфном состоянии методом выжимания расплава аргоном в медный кокиль, толщина образца – 0,3 мм, ширина – 4 мм, длина – 50 мм. Температуру и теплоту кристаллизации из аморфного состояния определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе STA 449F1 немецкой фирмы NETZSCH.

Было выявлено, что на способность сплавов аморфизоваться влияет целый ряд свойств, главным среди которых является стойкость сплава в жидком состоянии, то есть – переохлаждение. Сплав Zr₆₅Cu_{17,5}Ni₁₀Al_{7,5} является общепризнанно пригодным для получения массивных аморфных заготовок. Легирование базового сплава Zr₆₅Cu_{17,5}Ni₁₀Al_{7,5} магнием в количестве 1%, ат. доли позволяет увеличить переохлаждение при кристаллизации. Температура краткосрочной термовременной обработки в жидком состоянии, тако-

го сплава (т.е. температура перегрева выше линии ликвидус) должна составлять 100...200 °C. Легирование иттрием не влечет к повышению устойчивости сплава в жидком состоянии, поэтому его применение для данного сплава не рекомендуется.

Для получения наноструктурного состояния путем термической обработки исследованных аморфных сплавов на основе циркония есть три перспективных области:

- 1) при температуре ниже температуры стеклования T_g ;
- 2) в интервале температур $T_g - T_x$;
- 3) при температурах для аморфных сплавов, которые кристаллизуются в несколько стадий, между стадиями кристаллизации.

Срок выдержки сплавов при заданной температуре для первого варианта термической обработки должен быть значительным (несколько часов), так как диффузная подвижность атомов при этой температуре достаточно низкая. Термообработка в интервале температур $T_g - T_x$ должна происходить несколько минут (от 10 до 20 минут), из-за возможной частичной кристаллизации сплава. Термообработка выше температуры кристаллизации должна длиться не более минуты, а скорость нагрева и охлаждения образца должны быть максимальными, чтобы дисперсные частицы, которые выделяются при кристаллизации, были минимальных размеров.

Исследование аморфного сплава $Zr_{62,5}Cu_{19}Ni_9Al_7Nb_{2,5}$ позволило выявить две перспективные температурные области его термической обработки с целью получения наноструктурных материалов. Для обработки с целью повышения прочности на 250...300 МПа и сохранения максимального модуля упругости требуется продолжительная изотермическая выдержка, оптимальной является температура 380 °C. Кратковременная обработка в интервале температур $T_{x1}...T_{x2}$, т.е. между пиками кристаллизации на кривой ДСК (≈ 450 °C) обеспечивает повышение прочности на 500 МПа, но модуль упругости при этом несколько уменьшается. Полученные результаты показывают возможность получения наноматериалов с высокими механическими характеристиками путем термообработки аморфного сплава $Zr_{62,5}Cu_{19}Ni_9Al_7Nb_{2,5}$.

Литература:

1. Inoue A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys // *Acta materialia* – 2000. – V. 48 – P. 279–306.
2. Mondal K., Ohkubo T., Mukai T., Hono K. Glass forming ability and mechanical properties of quinary Zr-based bulk metallic glasses // *Materials Transactions*. – 2007. – Vol. 48. – № 6. – P. 1322-1326.

3. Смирнов О. М., Портной В. К., Пустовалова И. В., Шматков М. В. Реологическое поведение объемно-аморфных сплавов на основе циркония // Цветные металлы. – 2005. – № 1. – С. 78-80.
4. Wang S. H., Kuo P. H., Tsang H. T., Jeng R. R., Lin Y.L. The influence of Sc addition on the welding microstructure of Zr-based bulk metallic glass: The stability of the amorphous phase // Applied physics letters. – 2007. – 91. – P. 171902.
5. Fu X. L., Li Y., Schuh C. A. Temperature, strain rate and reinforcement volume fraction dependence of plastic deformation in metallic glass matrix composites // Acta Materialia. – 2007. – 55. – P. 3059-3071.
6. Iqbal M., Sun W. S., Zhang H. F., Akhter J. I., Hu Z. Q. Effect of additional elements on mechanical properties of a specially constituted Zr-based alloy // Materials Science and Engineering. – 2007. – A 447. – P. 167-173.
7. Weirong C., Zhou W., Guang H. Разработка и оптимизация составов массивных аморфных сплавов Zr-Al-Ni-Fe // Rare Metal Mater and Eng. – 2006. – 35. – № 7. – P. 1017-1020.
8. Jang J. S. C., Chang L. J., Hung T. H., Huang J. C., Liu C. T. Thermal stability and crystallization of Zr-Al-Cu-Ni based amorphous alloy added with boron and silicon // Intermet-alles. – 2006. – Vol. 14. – № 8-9. – P. 951-956.
9. Inoue A. Stabilization and high strain-rate superplasticity of metallic supercooled liquid // Mater. Sci. Eng. – 1999. – A267. – P. 171 – 183.
10. Abe T., Onodera H., Shimono M., Ode M. Thermodynamic Modeling of the Undercooled Liquid in the Ni-Zr System. Materials Transactions. – 2005. – Vol. 46. – №. 12. – P. 2838 – 2843.

Сиропоршнєв Л.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СТАБІЛІЗАЦІЯ ВУГЛЕЦЕВОГО ЕКВІВАЛЕНТА В ПРОЦЕСІ ВИПЛАВЛЕННЯ ЧАВУНУ В ДУГОВІЙ ПЕЧІ З КИСЛОЮ ФУТЕРІВКОЮ

Під час плавлення й витримування чавуну в дуговій печі з кислою футерівкою відбуваються складні фізико-металургійні процеси. Для зручності аналізу цих процесів весь період плавлення і витримування металу можна розділити на три періоди.

У першому періоді відбуваються нагрівання та розплавлення металевої шихти. Зниження вуглецевого еквівалента у цьому періоді залежить в основному від вмісту в ши-

хті оксидів заліза, від електричної потужності та розмірів печі й становить, за літературними даними, 0,2...0,1%.

У другому періоді, який звичайно триває 1,0...1,5 год, відбувається перегрівання металу до 1480...1520 °С. За температури 1350...1370 °С утворюється кислий шлак, який знижує швидкість нагрівання рідкого металу. Для прискорення підігрівання металу шлак, як правило, скочують.

Вплив високої температури й атмосферного кисню, який утворюється в зоні горіння електричної дуги, призводить до значного угару вуглецю у верхніх шарах ванни печі. З нижніх шарів ванни, де концентрація вуглецю вища, відбувається дифузія у верхні, більш нагріті шари, де він піддається інтенсивному угару. Таким чином, зниження вмісту вуглецю відбувається в усьому об'ємі.

Перегрівання металу через шар кислого шлаку також призводить до угару вуглецю, оскільки в зоні дії дуги температура значно вища рівноважної для реакції відновлення кремнезему вуглецем. При перегріванні розплаву вище 1450 °С вуглець окислюється не тільки внаслідок відновлення кремнію із кислого шлаку, але і внаслідок відновлення кремнію з футерівки. Таким чином, кислий шлак, що знаходиться на дзеркалі ванни рідкого чавуну в печі, не перешкоджає його зневуглецюванню.

Під час плавлення в печі з основною футерівкою спостерігається інша картина. Прогрівання здійснюється через шар карбідного шлаку, активність якого вища за активність вуглецю, тому угар останнього практично відсутній.

На третьому етапі здійснюється витримування та періодичне підігрівання рідкого чавуну за порційного відбору його для модифікування й розливання.

Таким чином, дугові печі з кислою футерівкою при подібному технологічному процесі не є оптимальним плавильним агрегатом, тому що кожен цикл підігрівання призводить до додаткового зневуглецювання.

Для визначення можливості стабілізації вуглецевого еквівалента чавуну проведено дослідження динаміки зміни вмісту вуглецю по ходу плавлення його в кислій дуговій печі моделі ДСП-1,5.

Вуглецевий еквівалент визначали термографічним методом. Методика дослідження полягала в періодичному zalиванні зразків для термографічного аналізу вуглецевого еквівалента чавуну, обробленого нікель-магнієвою лігатурою марки НМг15 (ТУ-14-2р-338-2000) перед вторинним графітизувальним модифікуванням.

Для визначення впливу кількості металу на динаміку угару вуглецю в дуговій печі з кислою футерівкою маса шихти трьох плавок відповідно становила 3,5; 3,0; 2,5 тонни.

Результати дослідження наведено в табл. 1. Складові шихти в усіх плавках були ідентичні, вуглецевий еквівалент металозавалки становив 4,7%.

Таблиця 1. Зміна вуглецевого еквівалента при витримуванні чавуну у дуговій печі з кислою футерівкою ДСП-1,5

Маса шихти, кг	Час виміру, хв.	Вуглецевий еквівалент, Сe, %
3500	280	4,30
	310	4,30
	362	4,22
	370	4,20
	390	4,16
	435	4,07
	480	3,98
3000	288	4,25
	310	4,23
	348	4,17
	374	4,07
	410	3,98
	440	3,92
2500	282	4,25
	308	4,20
	330	4,08
	358	3,98

Як видно із табл. 1, у перших ковшах рідкий метал, який розливається, мав вуглецевий еквівалент близько 4,2...4,3%. Отже, в процесі розплавлення та перегрівання металу угорає 8,7...10,0% вуглецю, що цілком узгоджується з даними інших дослідників.

У процесі витримування та періодичного підігрівання металу в печі в процесі його розливання вуглецевий еквівалент чавуну знижувався внаслідок угару вуглецю і становив до кінця плавлення 3,9...4,0%. Ця величина на 0,4...0,5% нижча оптимальної, що є причиною підвищеної усадкової пористості у виливках і низької ефективності вторинного графітизувального модифікування, яке застосовується для усунення вибілення в тонких перерізах виливка.

Швидкість угару вуглецю за металозавалки масою 3500 кг становить біля 0,1% за годину, а при 2000 кг – 0,2% за годину. Очікуваного зниження загального угару вуглецю внаслідок скорочення тривалості витримки за меншої початкової маси шихти не відбувалося, а вуглецевий еквівалент чавуну до кінця розливання всіх трьох плавкок залишався приблизно однаковим 3,9...4,0%. Здавалосьь, що скорочення витримки розплаву за високих температур має знижувати втрати вуглецю, однак це положення, яке справедливе для

індукційних печей, мабуть не можливо застосовувати для дугових печей з кислою футерівкою.

Окислення вуглецю атомарним киснем, який утворюється при горінні електричної дуги, за дуже високих температур відбувається з поверхні ванни печі. Кислий шлак, як відомо, не перешкоджає цьому процесу. До того ж, він знижує швидкість нагрівання металу й тому періодично скачується. У результаті нагрівання й знеуглецьовування верхніх шарів електричною дугою по перерізу ванни протягом усього плавлення підтримується градієнт концентрації вуглецю та температури, що є причиною постійного дифузійного підведення вуглецю з нижніх шарів розплаву в зону окислення.

Зниження маси металозавалки зменшує в основному глибину ванни печі, практично не змінюючи площу її поверхні, з якої відбувається угар вуглецю. Отже, за однакової концентрації вуглецю у верхніх шарах, час його дифузії в зону окислювання з нижніх шарів ванни при зменшенні металозавалки також зменшується. А швидкість спливання, яка пропорційна швидкості угару, збільшується. Крім того, в разі малої глибини ванни, електрична дуга прогріває розплав значно інтенсивніше, при цьому коефіцієнт дифузії, як відомо, збільшується пропорційно температурі.

Також, під час витримування і періодичного підігрівання рідкого чавуну в дуговій печі мають місце значні коливання температури.

Отже, метал, що виплавляється в дугових печах з кислою футеровкою не задовольняє вимогам, які пред'являються до базового розплаву під час виробництва гідропротних виливків з чавуну з кулястим графітом без відбілення. Такий метал має знижений вміст вуглецю й великі коливання температури модифікування. Це є причиною підвищеної схильності чавуну до відбілення й нестабільного засвоєння магнію з модифікатора. Наслідком цього є підвищена схильність до усадкової пористості та зниження міцності й пластичності чавуну.

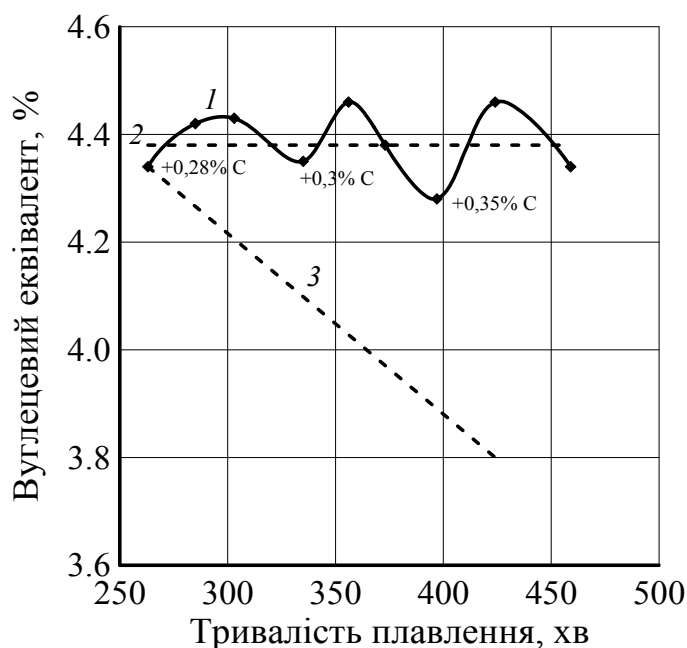
Для відпрацювання методики стабілізації вуглецевого еквівалента в заводських умовах проведено дослідну плавку в дуговій печі ДСП-1,5 з кислою футеровкою. Суть плавки полягав в періодичному контролі вуглецевого еквівалента та в науглецьовуванні розплаву графітовим порошком (ТУ1916-109-71-2000) до вуглецевого еквівалента, рівного 4,4%. Кремній, що додається під час вторинного модифікування феросиліцієм, піднімав цю величину до 4,6...4,7%. при якій відзначається мінімальна схильність високоміцного чавуну до відбілення й мінімальна усадкова пористість. Результати плавки наведено в табл. 2 та показано на рис. 1.

Після розплавлення шихти і скочування шлаку, вуглецевий еквівалент металу складав 4,3%. На дзеркало металу додавали розсипом 0,28% графітового порошку. Масу науглецьовувача, який вводили, визначали виходячи з таких вимог:

- підвищити вуглецевий еквівалент до 4,4% на 0,1%;
- компенсувати очікуваний годинний угар вуглецю – 0,1%;
- з огляду на низький ступінь засвоєння графіту чавуном у дуговій печі з кислою футерівкою (~ 60...70%), мати коефіцієнт запасу науглецьовувача біля 1,4...1,5.

Таблиця 2. Навуглецьовування чавуну в дуговій печі з кислою футерівкою

Час виміру, хв.	Се, % за показами приладу	Хімічний аналіз, %			Присадка графіту, %
		C	Si	Se	
263	4,34	3,57	2,20	4,30	
270	-	-	-	-	0,28
285	4,42	3,72	2,20	4,45	
303	4,43	3,75	2,20	4,48	
335	4,35	3,60	2,20	4,33	
338	-	-	-	-	0,3
356	4,46	3,70	2,22	4,43	
373	4,38	3,66	2,22	4,40	
397	4,28	3,55	2,22	4,28	
400	-	-	-	-	0,35
424	4,46	3,71	2,23	4,45	
459	4,34	3,58	2,23	4,32	



1 – зміна вуглецевого еквівалента в процесі плавлення; 2 – середнє значення Се в рідкому чавуні; 3 – зниження Се без науглецьовування

Рис. 1. Стабілізація вуглецевого еквівалента (Се) періодичним введенням графітового порошку в дугову піч

Наближена формула для визначення кількості введенного графіту, необхідного для стабілізації вуглецевого еквівалента:

$$m = 0,015 (4,4 - C_e + 0,15\tau) P,$$

де C_e – показання приладу (%);

P – маса металу в печі (кг);

τ – проміжок між двома послідовними циклами науглецювання (год).

У результаті науглецювання, як видно з табл. 2 та рис. 1, вуглецевий еквівалент металу підвищився до 4,45...4,48%, проте через годину знизився до 4,33%. Слід зазначити, що виробничі умови не дозволили продовжити час спільного витримування графіту з рідким металом у печі, оскільки це порушувало прийняту на заводі циклічність ковшового модифікування та розливання високоміцного чавуну. Тому, частина графіту, який не завоювався, з печі потрапляла в розливний ківш і скачувалося разом зі шлаком, тим самим знижуючи ефективність науглецювання.

Через годину після першої присадки графіту в піч додавали 0,3% графітового порошку. У результаті цього вуглецевий еквівалент чавуну підвищився до 4,43%, ще через годину він знову впав до 4,28%. Третім додаванням 0,35% порошку графіту вдалося стабілізувати вуглецевий еквівалент на оптимальному рівні практично до закінчення плавки.

Як видно з рис. 1, усереднена величина вуглецевого еквівалента рідкого металу при науглецюванні в дуговій печі є близькою до оптимальної – 4,4% (крива 2), у той час, як без науглецювання базовий метал в процесі плавки весь час знеуглецювався (крива 3).

Таким чином, періодичною присадкою графіту на дзеркало ванни дугової печі можна підтримувати вуглецевий еквівалент чавуну на рівні, близькому до оптимального. Безперервний аналіз даного параметра, який необхідний для визначення кількості та часу додавання у метал науглецювача, слід здійснювати термографічним контролем.

Смірнова Я.О., Гурія І.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПЕРСПЕКТИВИ ВИГОТОВЛЕННЯ ШАРУВАТИХ МЕТАЛ-ІНТЕРМЕТАЛІЧНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ РІДКОФАЗНИМИ МЕТОДАМИ

E-mail: yana.luschay@gmail.com

Огляд ринку від Grand View Research [1] за 2014 рік показує, що алюміній є лідером серед матеріалів матриць металевих композитів, а його використання продовжуватиме рости до 2022 року. Такий прогноз пов'язаний з постійним збільшенням попиту на легкі високоміцні деталі. Наступними за об'ємом, завдяки своїм багатофункціональним властивостям, ста-

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019
нуть композити на основі тугоплавких металів та метал-матричні матеріали, армовані керамікою.

Через такі властивості, як низька щільність, висока стійкість до окислення, міцність при високих температурах та широкий діапазон механічних властивостей інтерметаліди, що утворюються у системі титан-алюміній, активно досліджують більше двадцяти останніх років. За цей час вони стали важливими матеріалами для автомобільної, аерокосмічної та інших високотехнологічних галузей промисловості [2].

Проте широке застосування інтерметалічних сполук обмежене їх крихкістю та низькою пластичністю. Створенням композиційних матеріалів можливо досягнути високої ударної в'язкості завдяки металевій складовій та підвищених значень міцності та жорсткості завдяки інтерметалічній фазі [3].

Серед композиційних матеріалів шарувата структура є однією з найбільш поширених. До цього часу розроблено та синтезовано металокерамічні, метал-металеві, та метал-інтерметалічні шаруваті системи через їх унікальні властивості [4].

Саме шарувата морфологія матеріалів є основним чинником, що підвищує механічні властивості метал-інтерметалічних композитів. Така структура дозволяє, змінюючи співвідношення між товщинами металевих та інтерметалічних складових, досягти бажаних значень механічних властивостей композиційного матеріалу [3]. Так, наприклад, метал-інтерметалічна шарувата система Ti-Al₃Ti [5] має поєднання високої міцності та жорсткості при меншій щільності, ніж гомогенні титанові або інші шаруваті системи. Окрім того, оскільки алюміній є відносно недорогим порівняно з титаном, система Ti-Al₃Ti є економічно більш привабливою, ніж гомогенний титан.

Однак, більшість відомих технологічних процесів виготовлення шаруватих композиційних матеріалів, у багатьох випадках, є складними, багатостадійними, або довготривалими [6, 7], а отримувані вироби – обмеженими за розмірами. Саме тому великий практичний інтерес викликає розроблення більш простих рідкофазних методів, які не вимагають довготривалої обробки та є не обмеженими у конфігурації.

Література:

1. Metal Matrix Composite (MMC) Market Analysis By Product (Aluminum, Nickel, Refractory) By End-use (Ground Transportation, Electronics/Thermal Management, Aerospace) And Segment Forecasts To 2022 [Електронний ресурс] / – Режим доступу: <https://www.grandviewresearch.com/industry-analysis/metal-matrix-composites-mmc-market>
2. Intermetallic Matrix Composites: Properties and Applications / ed. R. Mitra. – Woodhead Publishing Limited, 2018. – 486 p.

3. Layered metal-intermetallic composites in Ti-Al system: strength under static and dynamic load / A. Patselov, B. Greenberg, S. Gladkovskii, R. Lavrikov, E. Borodin // AASRI Procedia, 3. – 2012. – pp. 107-112.

4. Synthesis and microstructural characterization of Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites / L.M. Peng, J.H. Wang, H. Li, J.H. Zhao, L.H. He // Scripta Materialia, 52. – 2005. – pp. 243-248.

5. Resistance-curve and fracture behavior of Ti–Al₃Ti metallic–intermetallic laminate (MIL) composites / Aashish Rohatgi, David J. Harach, Kenneth S. Vecchio, Kenneth P. Harvey // Acta Materialia, 51. – 2003. – pp. 2933-2957.

6. Interface evolution and shear strength of Al/Ti bi-metals processed by a spark plasma sintering (SPS) apparatus / A. Miriyev, A. Levy, S. Kalabukhov, N. Frage // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – 678. – pp. 329-336.

7. Microstructure and mechanical properties of Ti/Al explosive cladding / H. Xia, S. Wang, H. Ben // Materials and Design. – 2014. – 56. – pp. 1014-1019

Солоненко Л.И.¹, Репях С.И.²

(¹ОНПУ, г. Одесса; ²НМетАУ, г. Днепр)

**РАБОТА ВЫБИВКИ ПЕСЧАНО-ЖИДКОСТЕКОВЫХ СТЕРЖНЕВЫХ
СМЕСЕЙ ИЗ ОТЛИВОК**

E-mail: solonenkoli14@gmail.com

В настоящее время в качестве критерия оценки выбиваемости смеси нередко используют значение величины работы, затраченной на разрушение образца смеси с размерами Ø50×30 мм. Перед испытаниями «сырые» или термически обработанные образцы из испытуемой смеси с лёгким натягом вставляют в стальную гильзу, что схематично представлено на рис. 1.

После этого, в верхней части образца устанавливают стальной боёк и на лабораторном копре проводят удары по бойку до тех пор, пока он не заглубится в образец на 30 мм. Работу, затраченную на пробивку образца на указанную глубину, рассчитывают по формуле (Дж):

$$A = n \cdot G \cdot h, \quad (1)$$

где A – работа, затраченная на пробивку образца;

n – число ударов бойка до пробивки образца на глубину 30 мм;

G – масса падающего на боёк груза в копре;

h – высота падения груза на копре на боёк.

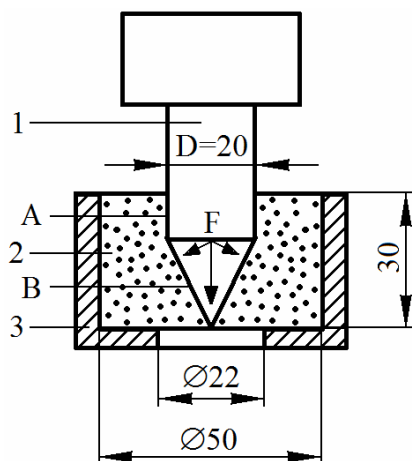


Рис. 1. Схема испытания образцов стержневых и формовочных смесей

на выбиваемость из отливок:

1 – боёк;

2 – испытуемый образец;

3 – гильза с отверстием в днище

В принятой схеме испытаний разрушение материала образца реализуется за счёт удара, при котором происходит его раскалывание и раздавливание.

Количество энергии (работа), затраченной на выбивку, рассчитывают по формулам, составленным на основе гипотезы Риттенгера (гипотеза поверхностей) либо гипотезы В.Л. Кирпичёва (гипотеза объёмов).

Согласно гипотезе Риттенгера, работа, затраченная при измельчении (разрушении) тела, пропорциональна площади вновь образовавшейся поверхности или степени измельчения тела. То есть, в соответствии с гипотезой Риттингера (гипотезы площадей):

$$A_R = z_R \cdot S, \quad (2)$$

где z_R – коэффициент пропорциональности;

S – площадь поверхностей, возникших в результате разрушении тела.

В соответствии с гипотезой В.Л. Кирпичёва, энергия, необходимая для одинакового изменения формы геометрически подобных тел, пропорционально объёмам или массам этих же тел. То есть, в соответствии с гипотезой объёмов, исходя из закона Гука, работу разрушения (дробления) тела рассчитывают по формуле:

$$A_R = \frac{\sigma_{сж}^2 \cdot V}{2E}, \quad (3)$$

где $\sigma_{сж}$ – предел прочности на сжатие материала тела;

E – модуль упругости первого рода материала тела;

V – объём тела.

В гипотезе В.Л. Кирпичёва учтены затраты энергии прежде всего на упругую, а затем на пластическую деформацию, но не учтен расход энергии на возникновение в теле

поверхностей разрушения, на преодоление сил внешнего и внутреннего трений, на потери энергии, вызванными тепловыми явлениями и т.п. Из этого следует, что гипотеза В.Л. Кирпичёва применима при дроблении, а гипотеза Риттингера – при размоле (тонком измельчении) тела [1, 2].

Любое измельчение реального тела представляет совокупность одновременно проходящих, но выраженных в различной степени и меняющихся во времени, процессов истирания, дробления, разламывания и т.д. Исходя из этого П.А. Ребиндер, приняв, что энергия, затрачиваемая на измельчение материала, является суммой энергий, затраченных как на деформацию измельчаемого тела, так и на образование новых поверхностей, рассчитывает её по формуле:

$$A = A_R + A_K. \quad (4)$$

Исходя из описанной выше методики определения работы, затраченной на выбивку цилиндрического образца из обоймы, его размеров, формы и размеров бойка, формулу (4) следует дополнить следующими слагаемыми (см. рис. 1):

- Работа (A_A), затраченная на преодоление силы трения ($F_{тр}$) на цилиндрической поверхности бойка (A) при его движении в образце:

$$A_A = \pi \cdot D \cdot l_A \cdot \mu \cdot (\sigma_{сж} + \sigma), \quad (5)$$

где l_A – длина цилиндрической части бойка, заглублённая в материал образца;

μ – коэффициент трения;

σ – сжимающие напряжения в образце, вызванные натягом обоймы при посадке в неё образца (для реальной отливки – линейной усадкой отливки при её охлаждении);

$\pi = 3,14$.

- Работа (A_B), затраченная при прохождении в смеси конической части бойка (B) пути протяжённостью l :

$$A_B = \frac{\pi \cdot D^2}{4} \cdot (\sigma_{эф} + \sigma) \cdot l \cdot \cos \alpha, \quad (6)$$

где $\sigma_{эф}$ – некоторое характерное (эффективное) напряжение;

$\cos \alpha$ – косинус угла между вектором приложенной силы и вектором перемещения поверхности.

- Работа (A_D) силы упругости при переходе материала бойка из недеформированного состояния в деформированное при ударе по бойку:

$$A_D = \frac{k \cdot \Delta l_2}{2}, \quad (7)$$

где k – жёсткость материала бойка;

Δl – абсолютное сжатие материала бойка при ударе.

В этом случае формула (4) будет иметь вид:

$$A = A_R + A_K + A_A + A_B + A_D \quad (8)$$

Из анализа формулы (8) следует, что работа выбивки образца по принятой методике зависима от значительного числа переменных факторов и по большей части может быть использована для приблизительной качественной оценки влияния того или иного параметра на выбиваемость стержневой смеси из отливки. В этой связи, для определения закономерностей влияния основных параметров формовочной смеси на работу её выбивки по описанной выше методике использовали метод анализа размерностей. В качестве переменных использовали следующие параметры испытуемого образца: $\sigma_{сж}$ – предел прочности на сжатие, K – газопроницаемость; l – характеристический размер кусков образца, выбитых из приспособления.

В результате проведенных вычислений методом анализа размерностей получили следующую формулу:

$$A = z_A \cdot \frac{K^2 \cdot \sigma_{сж}^3}{l^4}, \quad (9)$$

где z_A – безразмерный поправочный коэффициент.

Согласно (9) работа выбивки стержневой смеси из отливки возрастает с увеличением её остаточного предела прочности на сжатие, газопроницаемости и с увеличением степени её измельчения – уменьшения характеристического размера образующихся кусков стержня.

Для адаптации математической модели (9) изготовили и определили свойства песчано-жидкостеклянных смесей, предварительно высушенных при комнатной температуре и температуре 200 °С, а также впоследствии термически обработанных при температурах до 900 °С.

Результаты экспериментальной проверки адекватности полученной формулы (9) представлены на рис. 2, где светлые точки – экспериментальные данные, чёрные – расчётные величины, исходные экспериментальные данные для построения зависимостей на рис. 2 приведены в табл. 1.

Таблица 1. Экспериментальные данные свойств испытываемых стержневых смесей

σ , МПа	K, ед	A, Дж	σ , МПа	K, ед	A, Дж
1,2	62	35	2,5	83	40
5,3	81	625	3,9	80	110
7,2	84	1070	5,7	86	350
4,4	87	300	5,0	77	270
2,3	85	100	6,4	74	810

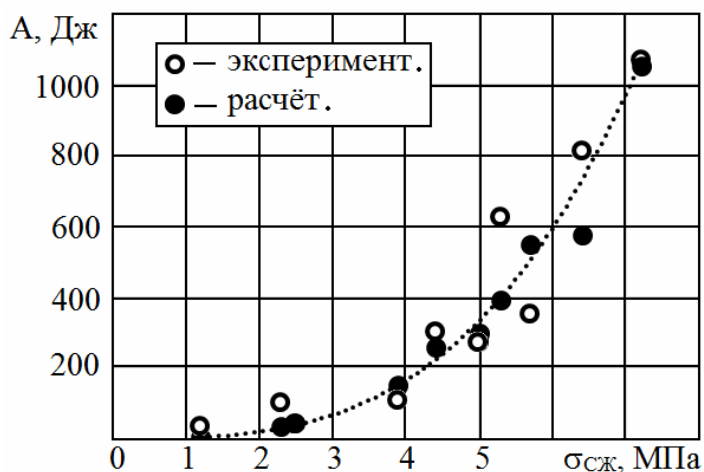


Рис. 2. Зависимость работы выбивки песчано-жидкостекольных образцов от величины остаточного предела прочности при сжатии

Исходя из общепринятых неизменных размеров обоймы и диаметра бойка в описанной выше методике, формулу (9) можно записать в виде:

$$A = z_A^* \cdot K^2 \cdot \sigma_{сж}^3, \quad (10)$$

где z_A^* – поправочный коэффициент.

В соответствии с (10), исходя из большого значения показателя степени параметра газопроницаемости, оценка работы выбивки смеси из отливки только лишь по величине её остаточной прочности – не корректна, но, тем не менее, может быть использована для смесей у которых абсолютные величины газопроницаемостей отличаются друг от друга не более чем на 3%.

Литература:

1. Сапожников М.Я. Машины и аппараты силикатной промышленности / М.Я. Сапожников, И.А. Булавин // Изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Промстройиздат, 1955. – 424 с.
2. Батунер Л.М. Математические методы в химической технике / Л.М. Батунер, М.Е. Позин // Изд. 4-е. – Л.: ГХИ, 1963. – 638 с.

Солоненко Л.И.¹, Репях С.И.²

(¹ОНПУ, г. Одесса; ²НМетАУ, г. Днепр)

ОСЫПАЕМОСТЬ ЖИДКОСТЕКОВЫХ ФОРМ И СТЕЖНЕЙ

E-mail: solonenkoli14@gmail.com

Осыпaeмoсть – oдин из показателей технологичности формовочных и стержневых смесей, который позволяет в первом приближении оценить способность поверхностного слоя структурированной смеси противостоять разрушению при истирании. По сути, осыпaeмoсть является косвенной характеристикой поверхностной прочности формы или стержня.

Величину осыпaeмoсти определяют в соответствии с ГОСТ 23409.9, как относительное изменение массы испытуемого образца цилиндрической формы ($\varnothing 50 \times 50$ мм) после его истирания в течение 1 мин в сетчатом барабане. То есть, исходя из условий проведения испытаний, истинная размерность абсолютной величины осыпaeмoсти (O_c) – кг/(м²·с). В соответствии с ГОСТ 23409.9, величину осыпaeмoсти оценивают величиной относительного изменения массы образца (до и после испытаний), выраженной в процентах. Как показывает практика, при стабильной технологии производства форм и стержней величина их осыпaeмoсти(O_c) до заливки не превышает 0,2%.

Осыпaeмoсть зависит от значительного числа параметров и факторов в числе которых прочность отверждённой смеси, природа и количество связующего материала в смеси, кажущаяся плотность и т.д. В процессе хранения форм и стержней их осыпaeмoсть может изменяться. Такие изменения, как правило, связаны с изменением влажности и химического состава связующего в поверхностном слое. Скорость этих изменений зависит от относительной влажности, температуры и химического состава окружающего воздуха, начальной влажности смеси, структуры и кажущейся плотности отверждённой смеси, фракционного состава зернистого огнеупорного материала и т.д. Помимо указанных факторов на результат определения осыпaeмoсти по принятой методике существенное влияние оказывает и удельная плотность применяемого в смеси зернистого огнеупорного материала, и форма его зёрен, и размеры используемого для испытаний образца.

То есть, между осыпaeмoстью и перечисленными выше параметрами существует определённая зависимость. Для установления общей структуры предполагаемой зависимости между исходными величинами, основанной только на инвариантности физической зависимости при изменении масштабов единиц, использовали π -теорему анализа размерностей. С этой целью предположили, что между n рассматриваемых физических величин существует некая зависимость у которой вид постоянен даже при изменении масштабов

единиц в некотором классе систем единиц. То есть, она эквивалентна зависимости между меньшим числом $p = n - k$ безразмерных величин, где k – наибольшее число величин с независимыми размерностями среди исходных n величин.

В число переменных предполагаемой зависимости приняли: K – газопроницаемость образца (характеристика структуры отверждённой смеси), $\text{м}^4/(\text{кг}\cdot\text{с})$; $\sigma_{\text{сж}}$ – предел прочности образца на сжатие (характеристика природы материалов, состава и структуры отверждённой смеси), $\text{кг}/\text{м}^2$; ρ – кажущаяся плотность отверждённой смеси (характеристика состава и структуры отверждённой смеси), $\text{кг}/\text{м}^3$; l – длина цилиндрического образца (характеристика геометрических размеров образца смеси), м.

Результатом проведенных теоретических исследований стала следующая зависимость:

$$Oc = z_0 \cdot \rho^3 \cdot l \cdot \frac{K}{\sigma_{\text{сж}}}, \quad (1)$$

где z_0 – поправочный коэффициент.

Из анализа полученной зависимости следует, что осыпаемость какой-либо структурированной смеси уменьшается с понижением её кажущейся плотности, длины испытуемого образца и его газопроницаемости, а также с увеличением её предела прочности при сжатии.

Степанчук А.М., Богатов О.С., Клеков А.О., Ковтун В.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СТРУКТУРА ТА ДЕЯКІ ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКОВИХ СПЛАВІВ Al–Fe, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ГАРЯЧОГО ШТАМПУВАННЯ

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

Сучасний розвиток машинобудування зумовлює створення принципово нових конструкційних багатофункціональних матеріалів, що мають достатньо високі механічні властивості. У разі використання їх як антифрикційних матеріалів вони повинні мати достатньо високий рівень механічної міцності при високих навантаженнях, підвищену зносостійкість та низький коефіцієнт тертя. При застосуванні таких матеріалів при створенні ряду деталей вузлів і механізмів у машинобудуванні, авіаційної і ракетно-космічної техніки до них також ставиться вимога мати малу густину [1]. У цьому відношенні перспективними є легкі композиційні матеріали на основі алюмінію, що поєднують в собі компоненти із високим модулем Юнга, та елементи із суттєво меншими значеннями модуля

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

пружності. Комбінуючи об'ємний вміст компонентів, можна одержувати композиційні матеріали з необхідними значеннями основних фізико-механічних та функціональних властивостей.

Тепер у світі приділяється значна увага розробці матеріалів на основі алюмінію, зміцненого твердою дисперсною фазою. В таких матеріалах як дисперсно-зміцнювальну фазу використовують тверді сполуки перехідних металів та інтерметаліди алюмінію з ними [1]–[3], сполуки вуглецю з бором та інше. Одними із перспективних матеріалів можуть бути матеріали системи Al-Fe, в яких як дисперсно-зміцнювальна фаза виступають інтерметаліди Al_xFe_y . При цьому для створення таких матеріалів перспективним є застосування технологій, які базуються на методах порошкової металургії, які дозволяють отримувати композиційні матеріали практично з необмеженої кількості компонентів, які знаходяться в дисперсному стані. Останнє має важливе значення при створенні матеріалів з підвищеними механічними характеристиками [1]. Тому отримання таких матеріалів є досить актуальною задачею.

Метою роботи було вивчення умов компактування порошків з композиції Al + 15% Fe, отриманих механічним диспергуванням розплавів, методом гарячого штампування.

Вихідні порошки отримували методом механічного диспергування розплавів [4], виходячи з передбачення, що інтерметаліди заліза Al_xFe_y , які мають місце у цих сплавах [5]–[6] (рис. 1, а) завдяки великій швидкості охолодження будуть кристалізуватись у вигляді дисперсних вкраплень. Для отримання порошків використовували шихту, яка складалась із 85% алюмінію та 15% заліза. Шихта плавилась в індукційній печі за температури 1250 °C і ізотермічної витримки протягом 30 хв з метою гомогенізації розплаву. Отриманий розплав поступав на розпилювання на установці для механічного диспергування за допомогою "полет" [4] при їх швидкості обертання 2800 об/хв. Загальний вигляд та структура отриманих порошків показана на рис. 1, б.

Як структура сплавів, отриманих литвом (рис. 1, а), так і отриманих диспергуванням розплаву (рис. 1, б), двофазна і складається з темно-сірої та світло-сірої фаз. Згідно рентгенівського фазового аналізу, світло-сірою фазою є інтерметалід Al_3Fe , а сірою – Al. У литому сплаві інтерметаліди знаходяться у вигляді дрібних та крупних кристалів видовженої форми довжиною від 50 мкм до 2000 мкм. У порошках, отриманих диспергуванням розплаву, інтерметалідна фаза знаходиться у вигляді дисперсних вкраплень рівновісної форми з розмірами від 2 мкм до 5 мкм та окремих вкраплень голчастої форми довжиною до 30 мкм і у перетині до 5 мкм.

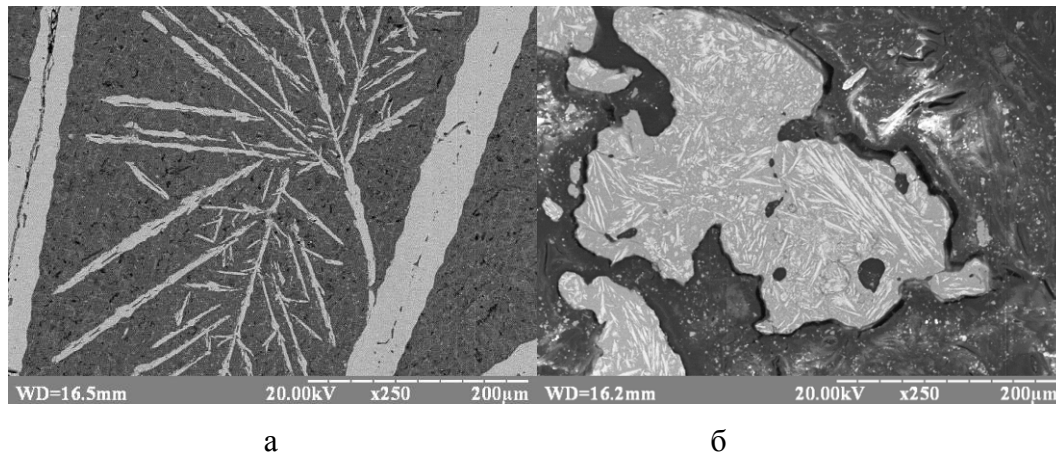


Рис. 1. Мікроструктура сплаву Al-Fe, отриманого кристалізацією розплаву в металевому кокілі (а) [4], та порошоків, отриманих механічним диспергуванням розплаву Al-Fe (б)

У роботі вивчався процес компактування порошоків, отриманих методом механічного диспергування розплаву гарячою штамповкою. Для цього з вихідних порошоків пресували заготовки, які попередньо нагрівали за температур 750 °С, 800 °С та 850 °С протягом 25 хв. і потім ущільнювали на дугостаторному пресі ФБ–1730 для гарячого штампування за енергії 150Н•м/см³. Вивчалась щільність, твердість та мікроструктура отриманих таким чином зразків.

Щільність отриманих матеріалів, отриманих за різних умов, була на рівні 97,2%...99,8%. Твердість складала 45...58 НВ залежно від умов отримання.

Результати дослідження структури показані на рис. 2– 4. Як видно з рисунків, матеріали, отримані за різних умов, практично мають однакову структуру. В них відсутні пори, що підтверджує результати вимірювання щільності матеріалів. Структура матеріалів складається із зерен, розмір яких співрозмірний з розміром частинок вихідних порошоків. Структура окремих зерен в основному наслідок структури вихідних порошоків. Однак слід відмітити, що розмір інтерметалідної фазової складової в матеріалах після гарячого штампування дещо більший, ніж у вихідних порошоків. У структурі також присутня третя (темна) фаза, яка знаходиться на межі між зернами. При цьому товщина прошарку цієї фази залежить від температури нагрівання заготовки перед штампуванням. Вона збільшується зі збільшенням температури. Наявність прошарків, вірогідніше за все оксидів, може бути зумовлено окисненням частинок порошоків сплаву під час їх отримання та під час нагрівання перед штампуванням. Останнє підтверджується тим, що товщина прошарку збільшується зі збільшенням температури нагрівання.

Проведене вивчення процесу компактування порошків сплаву Al-Fe методом гарячого штампування дозволяє отримувати вироби з них з практично стовідсотковою щільністю. При цьому в основному має місце спадковість структури виробів і вихідних порошків.

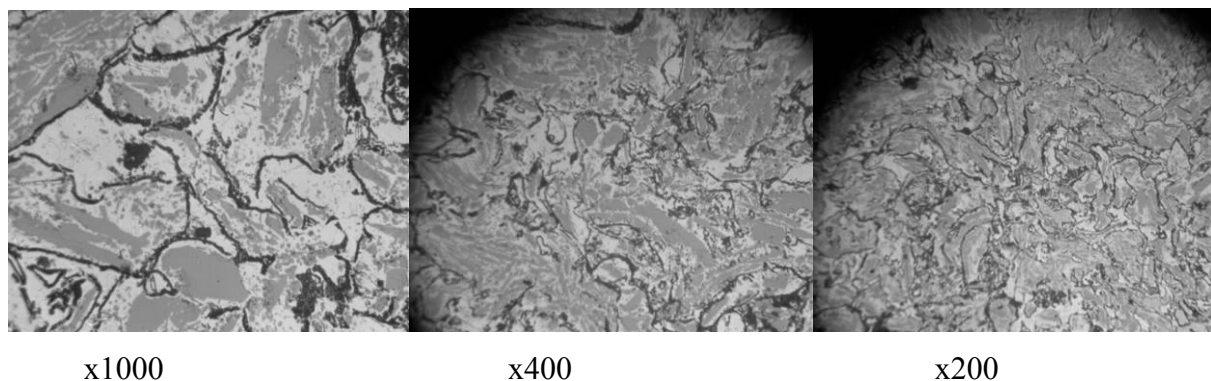


Рис. 2. Мікроструктура матеріалів, отриманих гарячою штамповкою з попереднім нагріванням заготовки за температури 750 °С

У подальшому перспективним є вивчення експлуатаційних характеристик порошкових матеріалів на основі сплаву Al-Fe: антифрикційних, струмознімачів рухомого транспорту та інших.

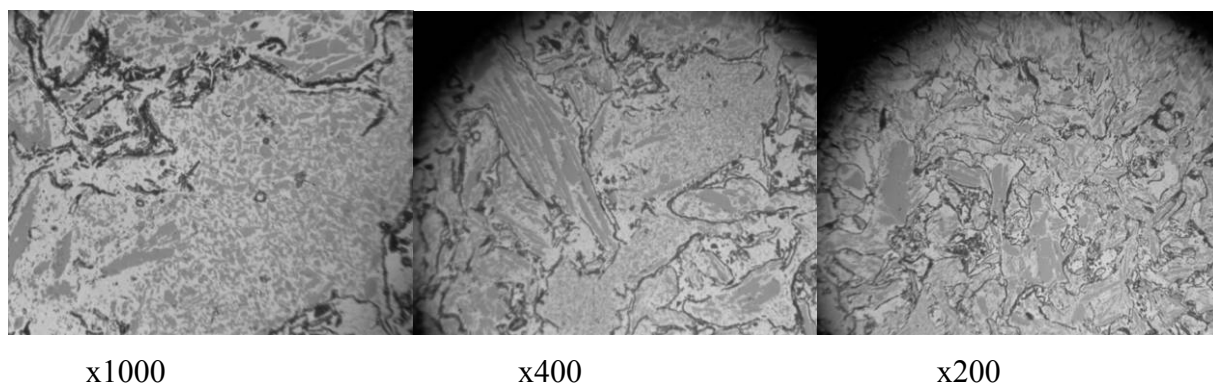


Рис. 3. Мікроструктура матеріалів, отриманих гарячою штамповкою з попереднім нагріванням заготовки за температури 800 °С

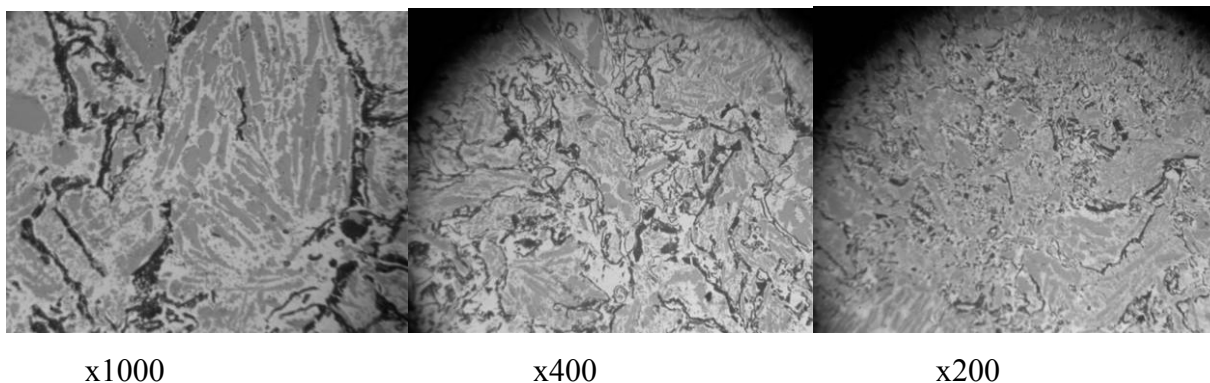


Рис. 4. Мікроструктура матеріалів, отриманих гарячою штамповкою з попереднім нагріванням заготовки за температури 850 °С

Література:

1. Баглюк Г.А. Новые композиционные дисперсно-упрочненные материалы на основе алюминия [Текст] / Г.А. Баглюк, Ю.А. Шишкина // Технологические системы. – 2011. – № 4 (57). – С.36–43.
2. Богачева А.Г. Получение и свойства дисперсно-упрочненных легких сплавов / А.Г. Богачева, Г.А. Баглюк, Ю.А. Шишкина // Технологические системы. – 2013. – № 6 (64). – С. 23 – 38.
3. Yang Xue. Fabrication, microstructure and mechanical properties of Al-Fe intermetallic particle reinforced Al-based composites / Yang Xue, RujuanShen, Song Ni [and oth.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – №618. – P.537–544.
4. Найда Ю.И. Промышленное производство порошков сплавов меди методом ударного дробления струи расплава / Ю.И. Найда, А.Н. Степанчук, А.Ю. Найда // Порошковая металлургия, 2006. – №1/2. – С.112–117.
5. Tomida S. Fe–Al composite layers on aluminum alloy formed by laser surface alloy iron powder / S. Tomida, K. Nakata // Surface and Coatings Technology. – 2003. – Vol.174 – 175, №1. – P.559 – 563.
6. Лякишева Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1976. – 250 с.

Степанчук А.М., Гришкевич Т.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ПОРИСТОСТІ
ВИСОКОПОРИСТИХ МАТЕРІАЛІВ З ПОРОШКІВ НІКЕЛЮ
ПРИ ЇХ ВІЛЬНОМУ СПІКАННІ**

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

Високопористі порошкові матеріали знаходять застосування в різноманітних галузях науки і техніки: в медицині, металургії, будівництві, машинобудуванні, хімічній та інших в якості електродів паливних комірок, акумуляторів, випарників, фільтрів, замінників кісткової тканини та інше [1]– [2].

Однією з вимог, що пред'являються до таких виробів, є наявність високої пористості (іноді до 80%) при збереженні характеристик міцності. Тому вирішення цих проблем є досить актуальною задачею. Згадані властивості пористих матеріалів багато у чому залежать від властивостей вихідних матеріалів та умов їх компактування з використанням методів порошкової металургії. При цьому для отримання пористих виробів можна використовувати практично всі методи формування та спікання порошків [3].

Відомо про отримання високопористих матеріалів методом статичного пресування з використанням наповнювачів та наступним спіканням [4].

Максимальні значення пористості матеріалів складали до 60%. При цьому вона не завжди була розподілена рівномірно.

В даній роботі вивчався процес отримання пористих матеріалів методом спікання вільно насипаного (та ущільненого вібрацією) карбонільного порошку нікелю (табл. 1) та сумішей порошку нікелю з пороутворювачами – карбамідом, полівініловим спиртом та парафіном.

Чистий порошок нікелю та його суміші з карбамідом, ПВС та парафіном засипали у керамічну форму з високотемпературного цементу та ущільнювали вібрацією до постійного об'єму. Спікання проводили разом з формою в муфельній печі в середовищі водню протягом 40 хвилин за різних температур. Визначалась усадка при спіканні, пористість і структура отриманих матеріалів залежно від складу вихідної шихти і температури спікання. Отримані результати наведені на рис. 1 – 2.

Як видно з рис. 1, усадка при спіканні збільшується зі збільшенням температури спікання, що узгоджується з існуючими уявленнями про процеси спікання порошкових матеріалів [5]. Згідно з цими уявленнями, збільшення температури прискорює процеси масоперенесення за рахунок дифузійних процесів, які є термічно активованими. Як наслі-

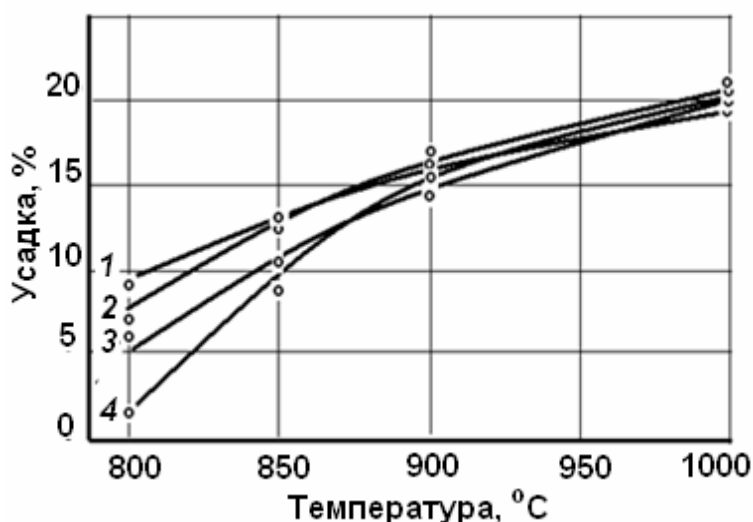
док збільшується усадка при спіканні, при чому основними діючими механізмами при спіканні порошків нікелю є об'ємна самодифузія та дифузійна в'язка течія.

Таблиця 1. Характеристики вихідних порошків нікелю

Порошок	Середній розмір частинок, мкм	Насипна щільність, г/см ³	Щільність утруски, г/см ³	Початкова відносна насипна щільність, %	Початкова відносна щільність утруски, %	Пористість вільної насипки порошку, %	Пористість утруски порошку, %
Нікель карбонільний	6,4	1,48	2,09	16,63	23,48	83,37	76,63

Різницю у величині усадки при спіканні чистого порошку нікелю та сумішей порошку нікелю з різними пороутворювачами можна пояснити тим, що наявність пороутворювача зменшує контактну поверхню між частинками порошку нікелю і тим самим призводить до зменшення усадки, особливо при спіканні за низьких температур.

Різна величина усадки зразків з різними пороутворювачами у випадку спікання за температур 800...900 °С може бути зумовлена різною термостійкістю (температурою розкладання) пороутворювача. Чим вища температура його видалення, тим довше пороутворювач роз'єднує частинки порошку нікелю і тим менше усадка при спіканні такого матеріалу.



1 – без пороутворювача; 2 – парафін; 3 – ПВС; 4 – карбамід

Рис. 1. Залежність усадки при спіканні від складу вихідної шихти та температури

Отримані в роботі результати узгоджуються з викладеними міркуваннями. Так, температура видалення використаних у роботі пороутворювачів збільшується в напрямку від парафіну (150 °С), ПВС (330 °С) до карбаміду (370 °С). У цьому ж напрямку, при інших рівних умовах, зменшується усадка при спіканні (рис. 1). У випадку спікання за тем-

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

ператур вищих за 900 °С закономірності спікання суміші в основному зумовлюються закономірностями спікання чистого нікелю.

Вивчення структури отриманих матеріалів показало, що вона також залежить від вихідного складу матеріалу та умов спікання (рис. 2). Після спікання чистого порошку нікелю без додавання пороутворювачів пористість матеріалу найменша і зменшується зі збільшенням температури спікання від 60 до 43%. Структура матеріалу відносно рівномірна.

При додаванні до вихідного порошку нікелю пороутворювачів пористість спечених матеріалів збільшується і змінюється у межах від 55 до 75%, зменшуючись при збільшенні температури спікання. При цьому найбільші її значення мають матеріали з додаванням парафіну як пороутворювача, для яких пористість змінюється від 76 до 68% при збільшенні температури спікання від 800 до 1000 °С (рис. 2). Отримані результати узгоджуються з викладеними вище результатами про вивчення усадки при спіканні досліджуваних матеріалів та уявленнями про спікання порошкових матеріалів.

Матеріали з додаванням пороутворювачів мають досить неоднорідну структуру, в якій пори мають різний розмір. При цьому неоднорідність розподілу пор по розміру збільшується зі збільшенням температури спікання. При підвищенні температури спікання в матеріалі збільшується також дисперсія по розміру пор. Кількість пор з малим розміром зменшується а з великим розміром – збільшується. Нерівномірність розподілу пор по розмірам в матеріалах з використанням пороутворювачів зумовлена складністю отримання вихідної суміші з їх рівномірним розподілом, що і сприяє при видаленні пороутворювачів утворення матеріалу з нерівномірною структурою.

Збільшення нерівномірності розподілу пор за розміром зі збільшенням температури спікання зумовлено, вірогідно, локалізацією усадки при спіканні, яка має місце при спіканні порошкових пресовок, в яких має місце нерівномірний розподіл щільності по об'єму за причин вказаних вище. Збільшення нерівномірності розподілу пор за розміром зі збільшенням температури спікання зумовлено, вірогідно, тим, що усадка при спіканні відбувається в межах не однієї, а багатьох зон.

Як показано в роботі [6], причиною локалізації усадки при спіканні є першочергове спікання (припікання) частинок в об'ємах, де існує більш якісний контакт між ними. Тому першочергово усадка відбувається в цих об'ємах з розривом контактів між частинками в місцях з гіршим контактом і, тим самим, утворенням більших пор по розмірам (рис. 3, б).

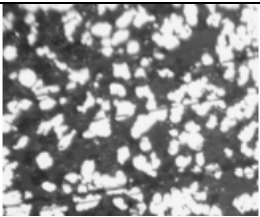
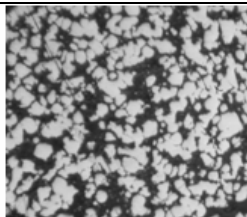
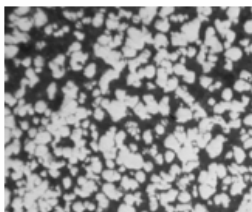
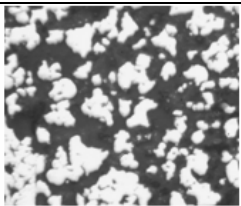
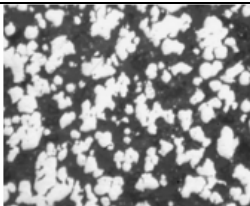
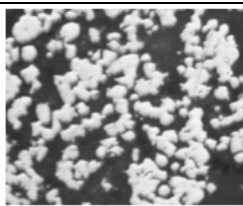
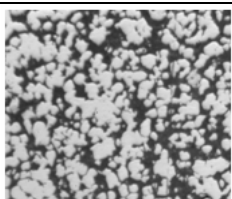
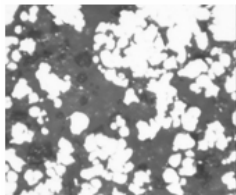
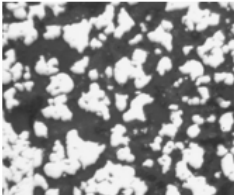
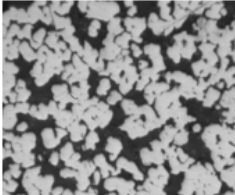
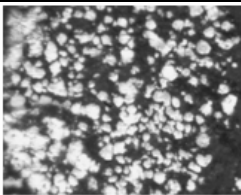
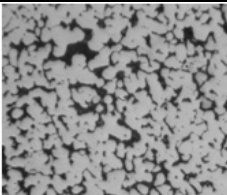
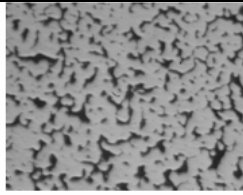
Темпе- ратура	Пороутворювач			
	Карбамід	ПВС	Парафін	Чистий Ni
800 °C	 П = 75 %	— П = 70 %	 П = 76 %	 П = 60 %
850 °C	 П = 69 %	 П = 65 %	 П = 74 %	 П = 56 %
900 °C	 П = 68 %	 П = 65 %	 П = 71 %	 П = 50 %
1000°C	 П = 63 %	 П = 56 %	 П = 68 %	 П = 43 %

Рис. 2. Мікроструктура та пористість спечених матеріалів з вільно насипаних порошків карбонільного нікелю з додаванням пороутворювачів та без них

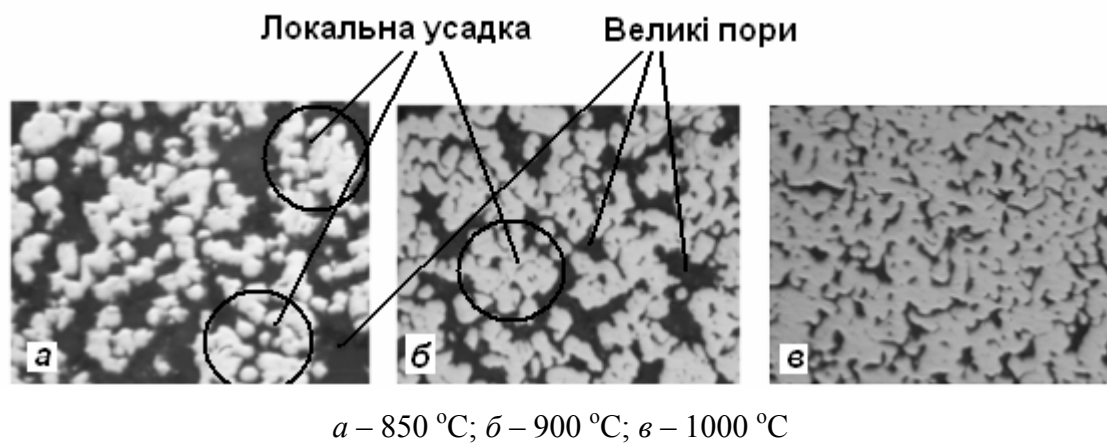


Рис. 3. Локалізація усадки при спіканні за різних температур ($^{\circ}\text{C}$) вільно насипаних та ущільнених вібрацією порошків нікелю з пороутворювачами

Аналіз отриманих в роботі результатів дозволяє зробити висновок, що методом спікання вільно насипаних та віброущільнених порошків з наступним спіканням можливо отримати високопористі матеріали з пористістю 65...75%. Але пористість в матеріалі розподілена не рівномірно за рахунок явища уособлення усадки при спіканні за рахунок нерівномірного розподілення пористості і у вихідних заготовках. У подальшому необхідно проводити дослідження умов отримання високопористих матеріалів з рівномірно розподіленою пористістю. У цьому відношенні перспективними методами можуть бути спікання вихідних заготовок екструзією та шлікерним литвом.

Література:

1. Liu P.S. Application of Porous Metals / P.S. Liu, G.F. Chen // Porous Materials. – Elsevier, 2014. – P. 113 – 188.
2. Тумилович М. В. Пористые порошковые материалы и изделия на их основе для защиты здоровья человека и охраны окружающей среды: получение, свойства, применение / М.В. Тумилович. – Минск: Беларус. навука, 2010. – 365 с.
3. Косторнов А.Г. Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов. В двух томах. Том 2. / А.Г. Косторнов. – К.: Наук. думка, 2003. – 550 с.
4. Руденко Н.А. Получение и свойства высокопористых материалов на основе порошка железа / Н.А. Руденко, А.М. Лаптев // Производство изделий из порошковых материалов. – Харьков : Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета, 2009. – № 5. – С. 23 – 25.
5. Скороход В.В. Физико-металлургические основы спекания порошков. / В.В. Скороход, С.М. Солонин. – М.: Металлургия, 1984. – 159 с.
6. Андриевский Р.А. О зональном обособлении при спекании ультрадисперсного никелевого порошка / Р.А. Андриевский, С.Э. Зеер // Порошковая металлургия. – К., 1985. – № 7. – С. 39 – 42.

Талімонова Н.Л., Чайковський П.О.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ТЕХНОЛОГІЧНІ ФАКТОРИ, ЩО ВПЛИВАЮТЬ НА ЯКІСТЬ ТИСНЕННЯ ПОЛІГРАФІЧНОЇ ПРОДУКЦІЇ МЕТАЛЕВИМИ ШТАМПАМИ

E-mail: malkoosh_kpi@ukr.net

Ефектним видом оздоблення поліграфічної продукції є тиснення з нанесенням покриття чи без нього. Такий вид обробки застосовується при виготовленні палітурних кришок, вітальних листівок, візитівок, папок, пакування і т.д. [1]. Для поліграфічного оформлення використовують наступні способи тиснення: сліпе блінтове, плоске тиснення фольгою, конгревне без нанесення фольги, конгревне з фольгою.

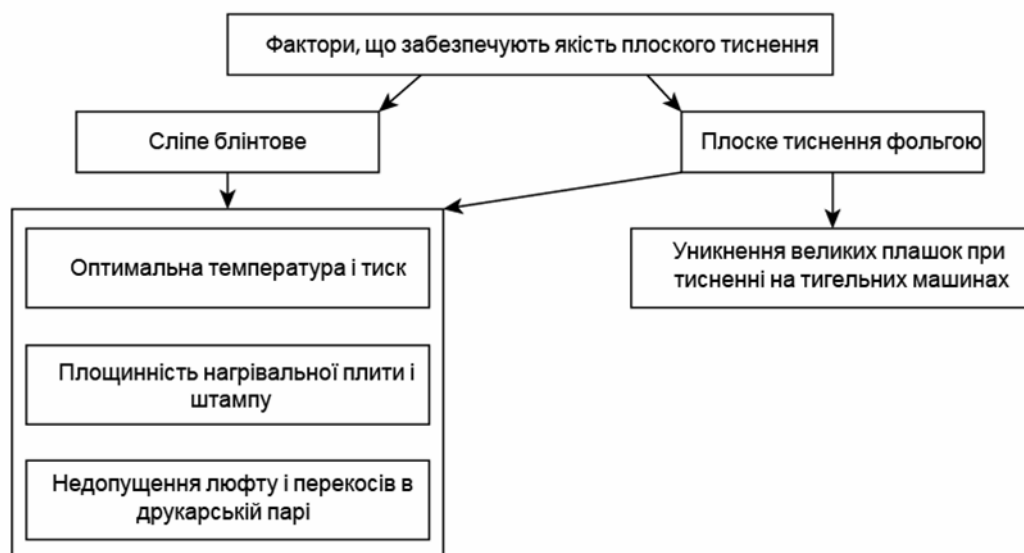


Рис. 1. Фактори, що забезпечують якість плоского тиснення

Найважливішими показниками якості тиснення є глибина рельєфу, чіткість ліній та якість нанесення фольги. На ці показники впливають режими тиснення, а саме, тиск, температура штампу, час контакту, технологічні чинники, що визначають деформаційні властивості матеріалів, а також вид графічного зображення на штампі, та властивості поліграфічної фольги [1-3]. Фактори, що впливають на якість тиснення представлені на рис. 1, 2.



Рис. 2. Фактори, що забезпечують якість конгравного тиснення

Ключовим фактором отримання якісного зображення є температура. Вибір температури залежить від виду фольги, швидкості тиснення та конфігурації обладнання. Жорсткі вимоги висуваються щодо площинності робочих поверхонь, адже цей параметр

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019 впливає на рівномірність тиснення. При розробці конфігурації штампу для конгренного тиснення варто враховувати товщину та деформаційні властивості матеріалу на якому передбачено формування рельєфу [1, 3].

Література:

1. Бекбосинова М.У. Технологические факторы, влияющие на качество тиснения полиграфической фольгой / Бекбосинова М.У., Бердибекова С.Н., Ибраева Ж.Е. // Передача, обработка, сприйняття текстової і графічної інформації: стаття у збірнику праць Міжнарод. наук.-практич. конф. – Єкатеринбург, 19-20 березня 2015. – С. 163–173.
2. Маїк В.З. Тиснення: технології, матеріали, устаткування / В.З. Маїк; за ред. д.т.н., проф. Е.Т. Лазаренка. – Львів: НВП «Мета», 1997. – 174 с.
3. Бобров В.І. Технология и оборудование отделочных процессов: навч. посіб. / В.І. Бобров, Л.Ю. Сенаторов. – Москва: МГУП, 2008. – 432 с.

Тесля С.Ю., Степанчук А.М.

(КПІ ім. І. Сікорського, м. Київ)

СТРУКТУРА ТА ДЕЯКІ ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙ САМОФЛЮСІВНИЙ СПЛАВ – РЕЛІТ

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

Зносостійкі покриття на сьогоднішній день займають провідне місце в області захисту поверхонь деталей від зношування. Вони знаходять широке використання в найрізноманітніших галузях науки і техніки, від ядерної енергетики до гірничодобувної промисловості [1].

До зносостійких покриттів ставляться досить жорсткі вимоги [2], [3]. Вони повинні мати високу стійкість до руйнування при дії зовнішніх ударних та дотичних навантажень. Тому матеріали, з яких вони виготовляються, повинні мати високу енергію активації руху дислокацій, яка лежить в основі руйнування матеріалів. Одним із варіантів вирішення цієї проблеми може бути введення до складу таких матеріалів високо модульних складових. У цьому відношенні досить поширеними є матеріали з нерівноважною композиційною структурою, в яких в пластичній металевій матриці рівномірно розподілені тверді вкраплення [3], [4]. Особливо перспективними є матеріали із композицій самофлюсівний сплав (СФС) – плавлені тверді тугоплавкі сполуки [5]. Використання самофлюсівного сплаву як металеві зв'язки дозволяє значно спростувати процес отримання виробів з композицій за його учас-

тю, так як у багатьох випадках немає необхідності використовувати захисне середовище при спіканні заготовок [6].

Плавлені тверді тугоплавкі сполуки [5], [6] мають більшу структурну однорідність, досконалість кристалічної ґратки, мають більшу міцність та твердість, що значно підвищує кінцеві властивості зносостійкості матеріалів за їх участю.

Однією з галузей застосування згаданих вище матеріалів як зносостійких матеріалів в умовах абразивного зношування є деталі обладнання машинобудівної та будівельної техніки. Тому в даній роботі вивчались умови отримання та формування структури і властивостей композиційних матеріалів із композицій СФС на основі нікелю – плавлений карбід вольфраму (РЕЛПТ). У зв'язку з тим, що властивості композиційних матеріалів є структурно чутливими, вивчався вплив розміру зерен складової з литого карбіду вольфраму на структуру отриманого матеріалу, його твердість та стійкість проти абразивного зношування при сухому терті.

Матеріали в роботі отримували методом просочування вільно насипаних гранул розплавом самофлюсівного сплаву за температурі 1250 °С з витримкою у 10 хв. на повітрі. При цьому, з метою вивчення впливу розміру зерен РЕЛПТ-у на властивості кінцевого матеріалу, використовували гранули з розміром 515 мкм, 357 мкм та 250 мкм.

Мікроструктуру отриманих матеріалів наведено на рис. 1, з якого видно, що вони мають гетерогенну структуру з практично стовідсотковою щільністю в якій в матриці з СФС рівномірно розподілені зерна РЕЛПТу. При цьому має місце якісний контакт між фазовими складовими і часткова їх взаємодія.

Вивчення твердості матеріалів показало, що вона збільшується з 45...48 HRA до 74...76 HRA, зі збільшенням середнього розміру гранул від 250 мкм до 515 мкм. Останнє може бути зумовлено тим, що зі збільшенням розміру частинок твердої фази збільшується їх об'ємний вміст в матеріалі і, тим самим, збільшується його інтегральна твердість.

Дослідження процесу зношування композицій при сухому терті в парі з абразивним кругом з КЗ № 60 показало, що воно, при інших рівних умовах, залежить від розміру гранул у матеріалі. Зношування збільшується зі зменшенням розміру гранул РЕЛПТу у матеріалі (рис. 2). Залежність зношування від часу зношування не однозначна. Для композицій, які вміщують гранули з розміром 250 мкм зношуваність з часом збільшується. При цьому інтенсивність зношування зменшується з часом (рис. 2, 1) Для композитів з гранулами розміром 357 мкм та 515 мкм при зношуванні до 20 хв зношування незначно збільшується і у подальшому залишається практично постійною (рис. 2, 2,3).

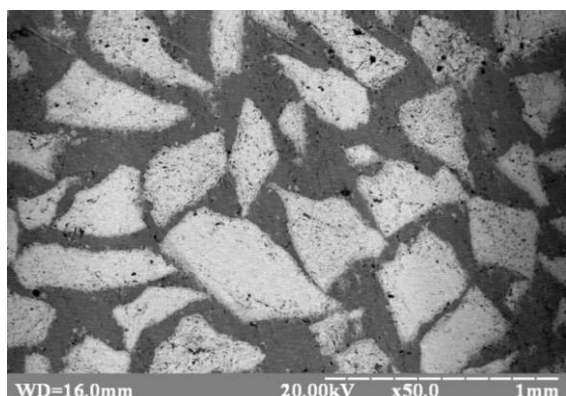
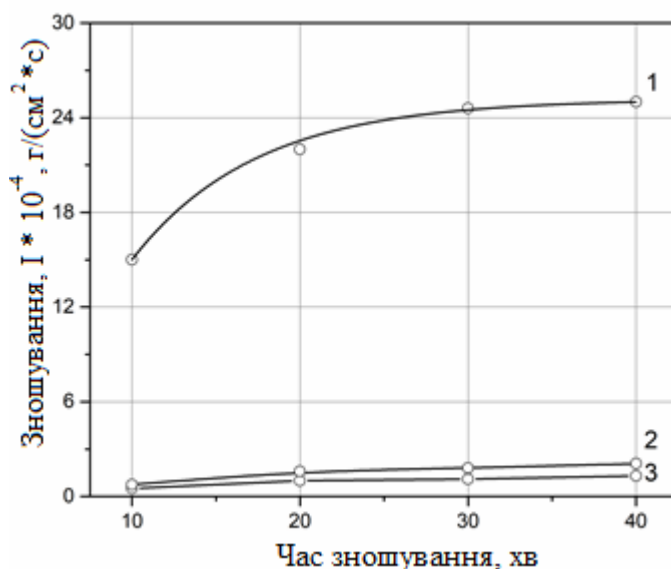


Рис. 1. Типова мікроструктура отриманих покриттів (x100)



1 – 250 мкм; 2 – 357 мкм; 3 – 515 мкм

Рис. 2. Залежність зношування від часу випробування з різним розміром гранул РЕЛІТу при навантаженні 30 кПа

Такий характер зношування можна пояснити наступним. Як видно з рис. 3 та табл. 1, при терті досліджуваних матеріалів в парі з закріпленим абразивом в основному має місце зношування матеріалу за рахунок крихкого руйнування зерен РЕЛІТу, в основному на межі поділу фаз.

Продукти руйнування частково виносяться з зони тертя а частково впроваджуються в більш пластичну матрицю з СФС. Про останнє свідчить, що нова фазова складова вміщує вольфрам (карбід вольфраму) та основні елементи, що входять до складу СФС (табл. 1, точка 1).

В той же час продукти зношування СФС адгезуються з поверхнею РЕЛІТу, заліковуючи її дефекти – тріщини, дислокаційні утворення та інше (табл. 1, точки 2,3). В цих фазових складових поряд з вольфрамом (карбідом вольфраму) присутні елементи, які входять до складу СФС, особливо в точці 2. Всі ці процеси з часом стабілізуються і у подальшому швидкість зношування практично не змінюється.

Більш висока швидкість зношування матеріалів, які вміщують гранули з малим розміром, може бути зумовлена більшою міжфазовою поверхнею, на якій, як було зазначено вище, в основному відбувається руйнування твердої складової композиції. Але і у цьому випадку при більших термінах зношування слід чекати стабілізації швидкості зношування.

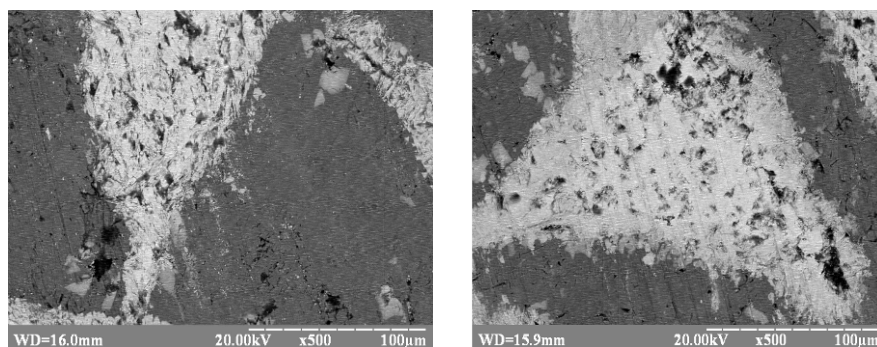


Рис. 3. Типові структури поверхні зношування

Таблиця 1. Вміст елементів у фазових складових поверхні тертя

Точка	Вміст, %		
	W	Ni	Cr
1	99,33	7,90	1,77
2	72,66	12,54	14,79
3	91,76	6,58	1,66
4	99,72	0,28	0,00

Таким чином, унаслідок проведеної роботи було встановлено, що на структуру, твердість та швидкість зношування композиційних матеріалів із композицій СФС–РЕЛІТ впливає, при інших рівних умовах, розмір фазових складових та умови зношування. При збільшенні розміру вихідних гранул РЕЛІТ-у твердість збільшується а швидкість зношування зменшується, що зумовлено утворенням вторинних структур на поверхні матеріалу, які покращують характеристики зносостійкості.

Література:

1. Neale M.J. A guide to wear problem sand testing for industry / M.J. Neale, M.Gee // William Adrew publishing. – 2001. – 157 p.
2. Bao J. Wear-Resistant WC Composite Hard Coatings by Brazing / J.Bao, J.W. Newkirk, S. Bao // Journal of Materials Engineering and Performance. –2004. – Vol. 13, №4. – P. 385 – 388.
3. Shan-Ping Lu. Wear behavior of brazed WC/NiCrBSi(Co)composite coatings/ Shan-Ping Lu, Oh-Yang Kwon, YiGuo // Wear. – 2003. – Vol. 254, №5–6. – P. 421 – 428.

4. A comparative study of the structure and wear resistance of NiCrBSi/50 t.% WC composite coatings by laser cladding and laser induction hybridcladding / Shengfeng Zhou, Jianbo Lei, Xiaoqin Dai [et al.] // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2016. – Vol. 60. – P. 17 – 27.

5. Степанчук А.М. Отримання зносостійких композиційних матеріалів за участю самофлюсівних сплавів просочуванням / А.М. Степанчук, М.Б. Шевчук // Наукові вісті НТУУ "КПІ". – 2013. – №5. – С 87 – 92.

6. Степанчук А. М. Отримання та властивості гранул з тугоплавких сполук для створення композиційних матеріалів / А.М. Степанчук, М.Б. Шевчук, С.В. Мазаєв // Наукові вісті НТУУ "КПІ". – 2010. – №6. – С.111–119.

Титаренко В.В., Заблудовський В.О.

(ДНУЗТ, м. Дніпро)

**ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВУГЛЕЦЕВМІСНИХ
КОМПОЗИЦІЙНИХ МЕТАЛЕВИХ ПЛІВОК**

E-mail: dudkina2@ukr.net

Прогрес сучасної техніки все більше залежить від успіхів у створенні нових матеріалів. Такими матеріалами, в першу чергу, є композиційні електролітичні покриття (КЕП), модифіковані наночастинками різної природи (наноалмази, фулерени, вуглецеві нанотрубки, оніони та ін.). Особливий інтерес представляють КЕП зі зміцнюючими частинками, що відносяться до класу надтвердих матеріалів, такими як ультрадисперсні алмази (УДА).

Відповідно до теорії дисперсного зміцнення, твердість і зносостійкість композиційного матеріалу залежить від розміру, концентрації частинок зміцнюючої фази і розподілу їх у металевій матриці. Метою даної роботи є встановлення впливу концентрації і фракційного складу частинок УДА на структуру, механічні та захисні властивості нікелевих КЕП.

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу показали, що з ростом концентрації частинок дисперсної фази у водному розчині електроліту від 2 до 15 г/л відбувається збільшення їх вмісту в покритті від 2,24 до 4,45 мас. % при збільшенні шпаруватості імпульсів від 2 до 50 за незмінної частоти імпульсів струму ($f = 50$ Гц).

Крім того, ступінь заповнення частинками УДА поверхні КЕП, отриманих за допомогою імпульсного струму, майже в два рази більше в порівнянні з композиційними нікелевими покриттями, отриманими за допомогою постійного струму.

При цьому зі збільшенням шпаруватості імпульсів струму від 2 до 50 збільшується частка частинок в покритті меншого розміру $0,25 \div 1$ мкм (рис. 1).

Включення частинок УДА у покриття ускладнює поверхневу дифузію ад-атомів металу і перешкоджає росту зародків кристалічної фази, що є причиною формування більш дрібнокристалічної структури покриттів. Дослідження тонкої структури плівок показали зменшення розміру кристалітів (розміру області когерентного розсіювання) від 104 до 65 нм.

Пасивуюча дія частинок УДА на катодну поверхню змінює структуру росту плівки у поперечному перерізі від стовбчатої до мікрошаруватої (рис. 2).

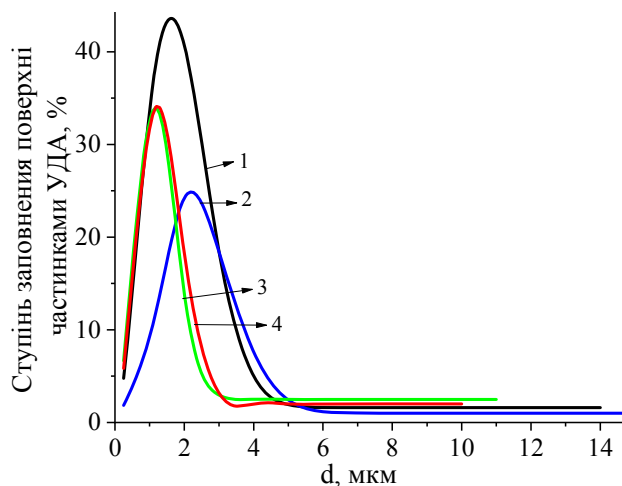


Рис. 1. Апроксимувальні криві експериментальних гістограм фракційного складу частинок УДА на поверхні нікелевих КЕП: 1 – постійний струм ($j = 100 \text{ А/м}^2$); імпульсний струм ($f = 50 \text{ Гц}$, $j_{\text{сер}} = 100 \text{ А/м}^2$); 2 – $Q = 2$; 3 – $Q = 25$; 4 – $Q = 50$

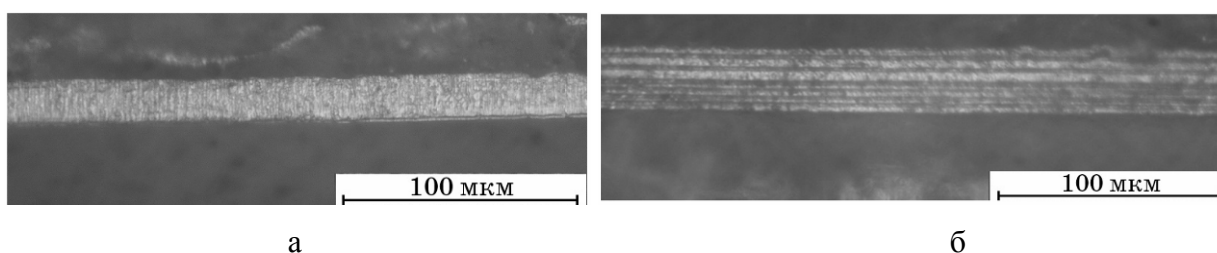


Рис. 2. Структура у поперечному перерізі нікелевих КЕП: а – постійний струм ($j = 100 \text{ А/м}^2$); б – імпульсний струм ($j_{\text{сер}} = 100 \text{ А/м}^2$, $f = 50 \text{ Гц}$, $Q = 50$)

Зменшення товщини мікрошарів від 4 до 2 мкм свідчить про збільшення швидкості підведення частинок УДА до поверхні і більш рівномірний розподіл частинок у поперечному перерізі покриттів, отриманих при імпульсних режимах осадження.

Зміни структури позначаються на механічних та захисних властивостях композиційних нікелевих покриттів. Мікротвердість покриттів, осаджених із водного розчину електроліту з концентрацій УДА 2 г/л, зростає на 75...77% у порівнянні з покриттями, отриманими з базового електроліту. Знос і пористість КЕП нікель-УДА менше відповідно в 3 і 2,4 рази, ніж у чистого нікелю, що і призводить до підвищення корозійної стійкості КЕП. Середній знос і середнє корозійне проникнення зменшились відповідно від 1,8 до 1,3 мг/год і від 0,014 до 0,006 мм/рік, а число пор на 1 см^2 – від 24 до 19.

Трегубенко Г.В., Калінін В.Т.

(НМетАУ, м. Дніпро)

**РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ВТОРИННИХ
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ АК6 і АК8, ЩО МАЮТЬ ЗНИЖЕНУ
ГАЗОНАСИЧЕНІСТЬ**

E-mail: tregubenko ganna@gmail.com

Кувальні алюмінієві сплави середньої і високої міцності АК6 і АК8 використовуються для виготовлення відповідальних деталей авіаційної техніки тривалого ресурсу. Для реалізації українського проекту «АН без Росії» необхідно, зокрема забезпечити вітчизняне авіабудування штампуваннями і поковками зі сплавів АК6 і АК8. Для вирішення поставленого завдання цілком можуть підійти ряд українських заводів (наприклад, «Південний машинобудівний завод», «Дніпропетровський агрегатний завод»), що спеціалізуються на виробництві відповідальних виробів для авіабудування з ливарних алюмінієвих сплавів і мають в своєму складі необхідне кувальне і допоміжне обладнання. При цьому, в умовах ливарних цехів даних підприємств розливанням в кокіль виробляються злитки зі сплавів АК6 і АК8 необхідних розмірів. Потім після гомогенізації і механічної обробки злитків проводиться їх кування або штампування з наступною термообробкою. Однак при ливарному виробництві алюмінієвих сплавів утворюється дуже висока газова пористість, яка може привести до різкого збільшення витратного коефіцієнта металу, а то і до повного браку при куванні або штампуванні.

Таким чином, метою даної роботи була розробка технології ливарного виробництва вторинних алюмінієвих сплавів АК6 і АК8 із забезпеченням їх мінімальної газонасиченості, яка дозволяє отримувати злитки з газової пористістю 1-2 балу і відсутністю газових бульбашок, що виходять на поверхню.

З підвищенням температури розплаву відбувається різке збільшення його газонасиченості тому плавку слід проводити при якомога меншій температурі (680...700 °С). Після отримання потрібного складу рідкого металу його необхідно фільтрувати і розливати в добре розігріті тиглі роздавальних печей, а потім проводити вакуумну обробку.

Після закінчення процесу вакуумування здійснюється розливання металу в прогрітий чавунний кокіль. Для створення кращих умов для спрямованої кристалізації і вільного спливання бульбашок «зайвого» водню в прибуткову частину зливка необхідно після закінчення розливання здійснювати долівку розплаву зверху в міру затвердіння металу.

Для експериментальної перевірки розробленої технології була проведена дослідна плавка сплаву АК6 в плавильній електропечі опору типу САТ-0,25Б. В якості шихти використовувалися: алюмінієвий брухт марки А99, силумін марки АК12, подвійні лігатури алюміній-мідь і алюміній-марганець, а також чушковий магній. Після отримання необхідного складу рідкого металу його розливали в 2 тигля роздавальних печей типу САТ-0,1 і проводили вакуумування.

В результаті проведення дослідної плавки сплаву АК6 було отримано два злитки. Один з яких був порізаний по різним горизонтам на 13 частин і вивчений на кількість і розташування газової пористості. Було встановлено, що у всьому злитку отримана закрита газова пористість 1 балу за ГОСТ 1583-93 з наявністю досить товстою беспузирістою кірки, була відсутня осьова рихлота і інші дефекти. А другий злиток після проведення допоміжних технологічних операцій було проковано. Порізка отриманих поковок по всій їх довжині показала, що всі газові бульбашки заварилися.

Таким чином, застосування в умовах ливарного виробництва розробленої технології дозволило отримати якісні злитки з вторинних алюмінієвих сплавів АК6 і АК8, в т.ч. із низькою газонасиченістю.

Трегубенко Г.М., Поляков Г.А., Підгорний С.М.

(НМетАУ, м. Дніпро)

**РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ КАРБОНІТРИДНОГО ЗМІЦНЕННЯ
ВІДЦЕНТРОВНОЛИТОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ ЕЛЕКТРОСТАЛІ**

E-mail: zxr5zxr55@gmail.com

Роботи, проведені у ВНДТІ і ЦНДІТмаш по дослідженню структури і властивостей відцентровнолитих труб з вуглецевих сталей, показали, що метал після термічної обробки відповідає вимогам стандартів на катані труби по механічним властивостям, а по однорідності цих властивостей в подовжньому і тангенціальному напрямках перевершує виготовлений гарячою прокаткою або отриманий стаціонарним литтям.

У роботі показано, що традиційна технологія відцентрового лиття з подальшою нормалізацією не забезпечує в товстостінних трубах з низьколеговою електросталі 10ХСНД необхідний рівень властивостей, що отримується після гарячої прокатки ($\sigma_b \geq 510$ МПа; $\sigma_t \geq 390$ МПа; $\delta \geq 19\%$; $KCU \geq 29$ Дж/см² при -40 °С і після механічного старіння при +20 °С). Використання мікролегування церієм, ванадієм, металевим кальцієм, а так само застосування термоцикування не дозволило добитися бажаного рівня ме-

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

ханічних властивостей у відцентровому литті.

Досліджена можливість карбонітридного зміцнення (КНЗ) відцентрового лиття з електросталі 10ХСНД комплексним введенням мікродобавок титану, алюмінію і азоту. Перший з них визначає рівень розчинності азоту в рідкому металі і формування карбонітридних включень в розплаві, а також, виконуючи функцію інокулятора, виступає як регулятор величини первинного литого зерна. Нітрид алюмінію, який формується в твердому металі, забезпечує подрібнення зерна при нагріві під термічну обробку.

У дослідженнях велика увага була приділена поведінці азоту при відцентровому розливанні, як елементу, найбільш відповідальному за ефективність карбонітридного зміцнення. Аналіз вмісту азоту в металі проводили в зразках, відібраних з печі до і після введення його у ванну, в ковшовій пробі і в темплетях від труб по перетину стінки на зовнішній і внутрішній поверхнях і в її центрі. Всього було проаналізовано 25 плавок сталі 10ХСНД з КНЗ і три труби без КНЗ – дві труби із сталі St52 і одна із сталі 10ХСНД.

Вперше виявлений ефект додаткового насичення металу азотом в процесі заливки металу в кокіль відцентрової машини. Можна стверджувати, що це пов'язано з взаємодією повітря з тонкою плівкою рідкої сталі в заливальній горловині і далі по всій довжині кокілю. При цьому, із-за постійно поновлюваної поверхні контакту повітря з відносно невеликими порціями розплаву, що поступають в машину, швидкість поглинання металом азоту достатньо велика.

При подальшій кристалізації із-за різкого зменшення розчинності азоту з $\sim 0,050$ до $\sim 0,012\%$ мас. не зв'язаний в карбонітриди титана надлишковий азот повинен переходити в газову фазу. Проте в умовах відцентрового розливання забезпечується можливість фіксації в твердому розчині при кристалізації сталі надлишкових концентрацій азоту в порівнянні із статичним розливанням (зливки, безперервна заготівка, звичайне литво), завдяки додатковому динамічному тиску відцентрових сил на метал. При цьому показано, що для гарантованого отримання беспористої структури металу вміст титану має бути не менше $0,033\%$ мас.

На підставі проведених досліджень встановлено, що оптимальне мікролегування титаном, алюмінієм і азотом забезпечує поліпшення мікроструктури і підвищує механічні властивості відцентроволитих труб з електросталі 10ХСНД до рівня вимог деформованого металу.

За результатами дослідно-промислових плавок розроблена нормативна документація на виплавку і відливання електросталі 10ХСНД з карбонітридним зміцненням. Проведена і прийнята замовником промислова партія відцентроволитих труб різних розмірів з цієї сталі.

Труш В.С., Федірко В.М., Лук'яненко О.Г.

(Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)

**ЕФЕКТ ДИФУЗІЙНОГО НАСИЧЕННЯ КИСНЕМ ТА АЗОТОМ НА ТВЕРДІСТЬ
ПРИПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ЗРАЗКІВ СПЛАВУ Zr-1%Nb**

E-mail: trushvasyl@gmail.com

Вступ. Проблема створення і модернізації конструкційних матеріалів з оптимальною мікроструктурою і високими експлуатаційними властивостями займає окреме місце в ядерній галузі. До конструкційних матеріалів активної зони ядерних реакторів належать, перш за все, цирконієві сплави. До чинників, які істотно знижують можливості їх застосування відносять домішки проникнення – кисень, азот, які легко з ним реагують і беруть участь у всіх процесах, що відбуваються в матеріалі.

Тому, **мета роботи** – встановити вплив хіміко-термічної обробки в азотовмісному та кисневмісному газовому середовищах на твердість зовнішньої поверхні зразка, вирізаного з ТВЕЛЬНОЇ трубки зі сплаву Zr1%Nb.

Методика та матеріали досліджень. Для досліджень використано зразки, вирізані з ТВЕЛЬНОЇ трубки з цирконієвого сплаву Zr-1% Nb. Хіміко-термічну обробку сплаву виконували в газовому середовищі за різних режимів: вакуумний відпал (штатна термічна обробка) **R0** – $T = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ год; обробка в кисневмісному середовищі **R1** – $T = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 1 \cdot 10^{-2}$ мм. рт. ст., $\tau = 3$ год. **R2** – $T = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 1 \cdot 10^{-2} + 1 \cdot 10^{-4}$ мм. рт. ст., $\tau = 3$ год; обробка в азотовмісному середовищі – **R3** – $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 1 \cdot 10^{-5} + 760$ мм. рт. ст., $\tau = 11$ год; **R4** – $T = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 1 \cdot 10^{-5}$ мм. рт. ст. + 760 мм. рт. ст., $\tau = 10$ год.

Результати та їх обговорення. Розчинення елементів втілення у цирконієвих сплавів пов'язано із спотворенням кристалічної ґратки та, внаслідок цього, суттєвим підвищенням твердості. Тому, після різних режимів обробки визначали мікротвердість як поверхні так і приповерхневого шару, яку вимірювали на “скісних” шліфах.

Згідно з результатами досліджень (табл. 1 та рис. 1) твердість зовнішньої поверхні зразка, вирізаного з ТВЕЛЬНОЇ трубки зі сплаву Zr-1% Nb, після вакуумного відпалу становить $HV_{0,49} = 260 \pm 25$, а після обробки у кисневмісному середовищі за режимами R1-R2 змінюється від $H^{\text{пов.}} = (275 \pm 20) HV_{0,49}$ до $(310 \pm 25) HV_{0,49}$ одиниць твердості, а після обробки в азотовмісному середовищі режими R3-R4 твердість поверхні становить $H^{\text{пов.}} = (315 \pm 15) HV_{0,49}$. Товщина зміцненого шару після відпалу у вакуумі $l = 15 \dots 19$ мкм; після окиснення – $l = 22 \dots 27$ мкм; а після азотування також зростає і становить $l = 34 \dots 39$ мкм за рахунок більшої тривалості азотування.

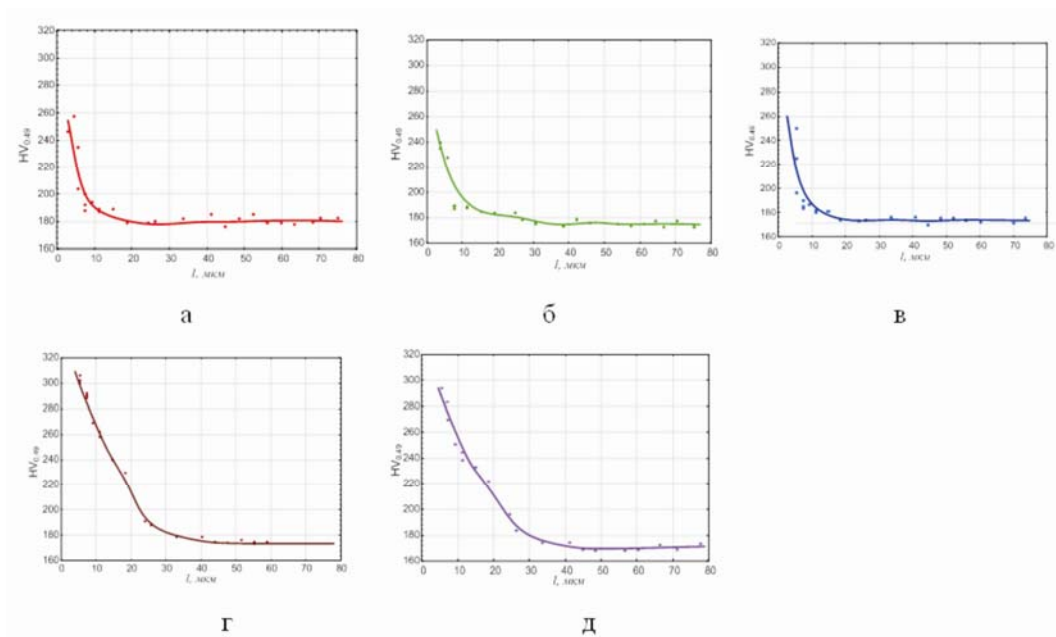


Рис. 1. Розподіл мікротвердості по товщині стінки зразка, вирізаного з ТВЕЛЬНОЇ трубки сплаву Zr-1% Nb, після обробки за режимом: а – R0; б– R1; в – R2; г – R3; д – R4

Висновок: Експериментально виявлено, що хіміко-термічна обробка в азотовмісному та кисневмісному газовому середовищах впливає на твердість зовнішньої поверхні зразка, вирізаного з ТВЕЛЬНОЇ трубки зі сплаву Zr-1% Nb.

Упатов М.І., Коваль Я.М., Богомол Ю.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СТРУКТУРА СПЛАВІВ СИСТЕМИ B_4C-NbB_2-SiC У ЕВТЕКТИЧНІЙ ОБЛАСТІ

E-mail: nikitaupatov@gmail.com

Завдяки поєднанню властивостей карбіду бору B_4C з високою твердістю, високою хімічною стійкістю, низькою густиною [1] з диборидом ніобію (NbB_2) – який має високу температуру плавлення ($\sim 3050^\circ C$), високу твердість (21 ГПа) [2] та карбідом кремнію SiC з відмінною окисною стійкістю та високотемпературною міцністю [3], можна отримати композит для використання останнього у високотемпературних вузлах технологічних установок.

В роботі [4] авторами був отриманий композит $32B_4C - 30NbB_2 - 38SiC$ (мол. %), який показав наявність в структурі трифазної евтектики. Як відомо від досконалості структури залежать фізико-механічні властивості спрямовано закрісталізованих композитів, в нашому випадку від точності визначення евтектичного складу.

Отже дана робота присвячена дослідженню нової потрійної евтектичної системи на основі безкисневих тугоплавких сполук: B_4C-NbB_2-SiC . З метою оптимізації визначення точного евтектичного складу було виготовлено зразки методом безтигельної зонної плавки наступного складу (мол. %) (рис. 1).

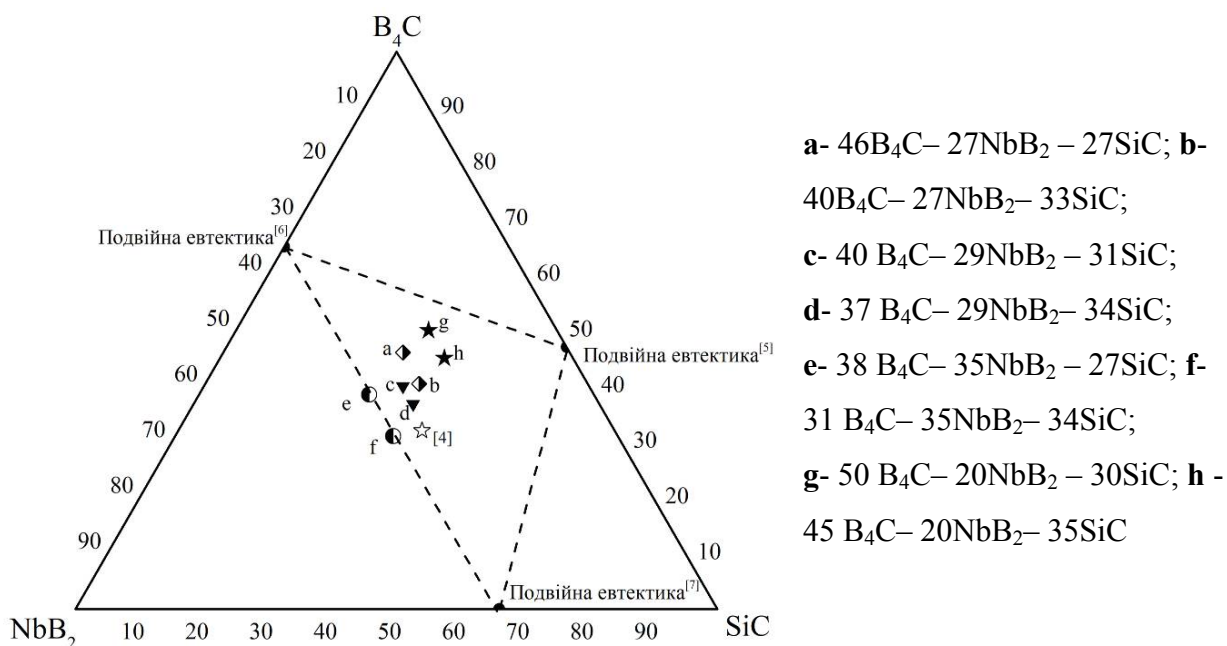


Рис. 1. Фазова діаграма B_4C-NbB_2-SiC

Дослідження структури зразка «а» показало наявність великої кількості трифазної евтектики B_4C-NbB_2-SiC (TE) в якій рівномірно розташовуються великі дендрити двофазної евтектики NbB_2-SiC (BE1) у незначній кількості та наявні окремі великі скупчення зерен NbB_2 здебільше навколо утворених пор. Зразок «b» має меншу кількість ділянок TE, причому вагова частка з яких знаходиться навколо периферії зразка, що може бути зумовлено більшою швидкістю кристалізації на даних ділянках. Області TE пронизані великими дендритами BE1 проте їх кількість значно більша в порівнянні зі зразком «а», великі скупчення зерен NbB_2 також присутні.

Структура зразка «с» характеризується наявністю рівномірно розподілених ділянок TE навколо яких розташовується великі дендрити BE1 у значній кількості. Для зразка «d» присутній характерний розподіл структури на дві частини. Одна з них складається з великої кількості ділянок TE пронизаних невеликими дендритами NbB_2 . Інша частина характеризується здебільше наявністю великої кількості зерен NbB_2 , що може свідчити про нерівномірний розподіл компонентів.

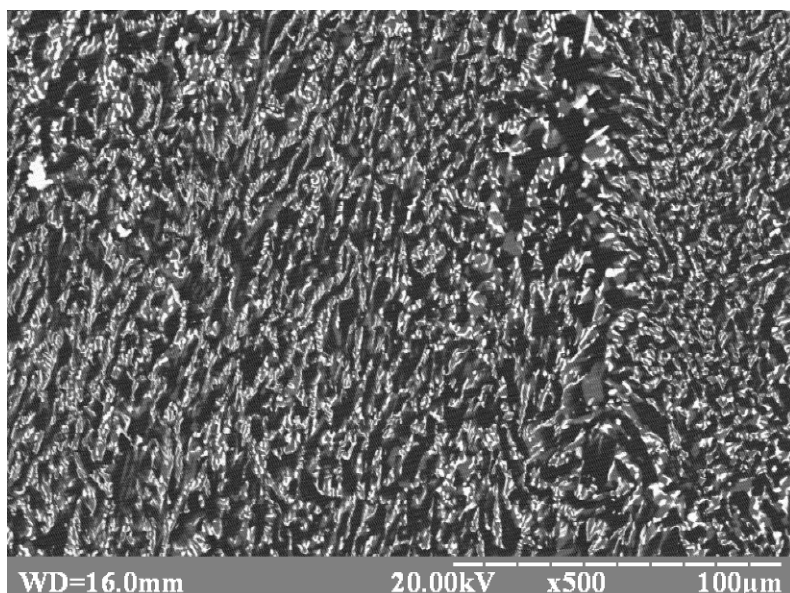


Рис. 2. Трифазна евтектика V_4C-NbB_2-SiC (зразок h) навколо яких у невеликій кількості розташована трифазна евтектика. Для зразків «е» та «f» очевидно завищений вміст NbB_2 .

Для зразка «g» характерна наявність ТЕ рівномірно розподіленої по всьому об'єму зразка, пронизаної невеликою кількістю великих дендритів NbB_2 та $BE1$. Зразок «h» має велику кількість ділянок ТЕ вільних від присутності інших структурних утворень, проте також присутні ділянки скупчення зерен NbB_2 .

Структура евтектичних ділянок всіх досліджуваних зразків складається з матриці V_4C (темна фаза) з рівномірно розподілені по всьому об'єму включеннями карбіду кремнію SiC (світло сіра фаза) та дибориду ніобію NbB_2 (світла фаза), рис. 2.

За допомогою кількісного металографічного аналізу евтектичних ділянок було виявлено оптимальний об'ємний вміст фаз у трифазній евтектиці: 58 V_4C – 17 NbB_2 – 25 SiC (об. %).

Висновок: досліджена структура зразків системи V_4C-NbB_2-SiC , звужена область пошуку точного евтектичного складу системи, що дає можливість одержання спрямовано закристалізованих композитів з регулярною евтектичною структурою.

Література:

1. Пилянкевич А.Н. Бора карбиды. Химическая энциклопедия / А.Н. Пилянкевич. – Под. ред. Кнунянц И.Л. – М.: 1988. – 623 с.
2. High temperature hardness and slip system of NbB_2 and TaB_2 single crystals / K.Nakano, K. Nakamura, T. Okubo, T. Sugimura. // J. of The Less-Common Met. – 1982. – №84. – С. 79–85.

3. Lane J.E. Kinetic sand Mechanisms of High Temperature Creep in Silicon Carbide: III, Sintered α Silicon Carbide / J. E. Lane, C. H. Carter, R. F. Davis. // J. Am. Ceram. Soc. – 1988. – №71. – С. 281–295.
4. Упатов. М.І. Структури та властивості композиту $32B_4C - 30NbB_2 - 38SiC$ / Упатов М.І., Богомол Ю.І., Абдулаєва Е.Р. // Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8», 6-7 грудня 2018 р.: тези доп. – К., 2018. – с. 108-110.
5. Akashi T. Characterization of directionally solidified B_4C-TiB_2 and B_4C-SiC eutectic composites prepared by floating-zonemethod / T. Akashi, I. Gunjishima, T. Goto. // KeyEng. Mater. – 2002. – №247. – С. 209–212.
6. Demirskyi D. Insitu fabrication of B_4C-NbB_2 eutectic composites by spark-plasma sintering / D. Demirskyi, Y. Sakka. // J. Am. Ceram. Soc.. – 2014. – №97. – С. 2376–2378.
7. Demirskyi D. Mechanical properties of $SiC-NbB_2$ eutectic composites by insitu spark plasma sintering / D. Demirskyi, O. Vasylyuk. // Ceram. Int.. – 2016. – №42. – С. 19372–19385.

Федоров М.М.

(ДДМА, м. Краматорськ)

**ПРОГРЕСИВНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ВИРОБНИЦТВА БЕНТОНІТОВИХ
КОМПЛЕКСНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЛИВАРНОГО
ВИРОБНИЦТВА**

E-mail: fyodorov@ukr.net

Окремі природні різновиди бентонітових глин, у тому числі деякі кальцієві бентоніти вітчизняних родовищ, дещо повільно «засвоюють» вологу в процесі сумішопріготування, навіть за умов використання самого передового змішувального обладнання. Завдяки цьому піщано-бентонітова формувальна суміш досягає необхідних значень технологічних властивостей (міцності, здатності до формування та текучості) за більш тривалий відрізок часу. Якщо даний фактор інертності окремих різновидів бентонітових глин залишати без уваги, то, в кінцевому рахунку, виробнича формувальна суміш не буде відповідати нормативним значенням за більшістю показників технологічних властивостей, що є неприпустимим для високопродуктивного ливарного виробництва на лініях автоматичного формування за сучасною технологією сейатцу-процесу. При цьому результати вхідного лабораторного контролю для таких різновидів бентопорошків будуть повністю відповідати вимогам діючих стандартів та нормативів.

В якості основної мети даної роботи було прийнято експериментальне дослідження фізико-механічної активації перспективних зразків бентонітових глин вітчизняних родо-

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

вищ, що відрізняються від аналогів, в тому числі зарубіжних, підвищеною термостійкістю, а також порівняно високою інертністю «засвоєння» при швидкісних режимах сумішопідготовки. Адитивний метод комбінування подібних зразків бентонітових глин з іншими глинистими мінералами, що відрізняються від основного бентонітового наповнювача за своїми кристаломорфологічними властивостями, шляхом спільного помелу всіх підібраних компонентів глинистої шихти в мелючому агрегаті спеціальної конструкції дозволив домогтися:

– істотного скорочення часу сумішопідготовки для досягнення оптимальних фізико-механічних характеристик формувальних сумішей;

– приросту міцності сумішей на стиск у вологому стані – до 20...25% у порівнянні з варіантом використання базового бентопорошку, отриманого за традиційною технологією.

Одержані практичні результати створюють передумови для розробки комплексних зв'язувальних матеріалів на основі бентонітових глин та інших глинистих мінералів, що видобуваються в різних родовищах України, а також із застосуванням привізної з-за кордону бентонітової сировини.

Адитивна технологія отримання комбінованих бентопорошків з глинистої сировини різних родовищ може бути рекомендована в якості інноваційного підходу підвищення якості виробленої продукції для вітчизняних підприємств, що спеціалізуються на виробництві марочних бентопорошків для ливарного виробництва.

Фесенко М.А.¹, Фесенко А.М.², Фесенко К.В.³, Кивгило Б.В.¹

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ; ²ДДМА, м. Краматорськ;

³ВАТ Меридіан ім. С.П. Корольова, м. Київ)

ВНУТРІШНЬОФОРМОВЕ МОДИФІКУВАННЯ БАЗОВОГО РОЗПЛАВУ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ МЕХАНІЧНОЇ ПЕРЕГОРОДКИ

E-mail: fesmak@kr.net, prorector@digma.donetsk.ua

fesenkoev87@gmail.com, kyvglylo.bogdan@gmail.com

Відпрацьовується новий спосіб виготовлення двошарових чавунних виливків, який полягає в виплавлянні базового сірого чавуну в одній електричній індукційній тигельній печі та розділенні його при заливанні в ливниковій системі ливарної форми на два потоки з внутрішньоформовим модифікуванням одного з них карбідостабілізуювальним реагентом, для одержання в частині виливка зносостійкого білого чавуну, а іншого сфероїдизуювальним

модифікатором, для формуванні в частині вилівка в'язкого високоміцного чавуну з кулястим графітом ферито-перлітного класу.

Експериментальні виливки виготовлялися за наступними технологічними варіантами:

– заливання базового розплаву сірого чавуну (СЧ) через загальний стояк та симетричні відносно нього горизонтальні канали ливниково-модифікувальної системи, до складу яких входять окремі реакційні камери одна з яких заповнена карбідостабілізуювальним (КМ), а інша сфероїдизуювальним модифікатором (СМ) (рис. 1, а);

– заливання базового розплаву сірого чавуну (СЧ) через загальну ярусну вертикальну ливниково-модифікувальну систему, в якій до складу обох ярусів входять окремі реакційні камери, заповнені сфероїдизуювальним (СМ) і карбідостабілізуювальним модифікатором (КМ) (рис. 1, б).

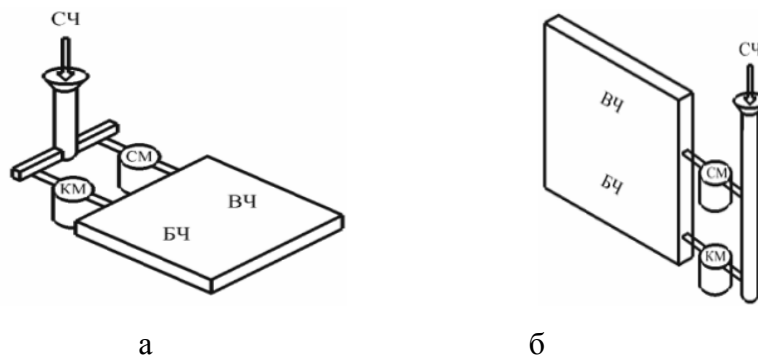


Рис. 1. Схеми технологічних варіантів виготовлення двошарових чавунних виливків за запропонованим способом

В експериментах, як карбідостабілізуювальний модифікатор, використовували церієвий мішметал марки ФЦ50ЖЗ, сфероїдизуювальний – сплав VL63М розміром часток 1,0...5,0 мм. Кількість модифікаторів, які завантажували до реакційних камер, складала 2,0% від маси розплаву, що оброблюється. Піщано-глинясті форми протягом $(12 \pm 2,0)$ с заливали розплавом чавуну з ручного ковша за температури (1450 ± 10) °С.

Перші лабораторні експерименти показали негативні результати. Замість очікуваних двошарових виливків одержували виливки, які кристалізувалися повністю з однорідного чавуну. Гідродинамічне перемішування різномодифікованих потоків чавунів при заливанні порожнини форми і подальший конвективно-дифузійний перерозподіл в рідко-твердому сплаві елементів-модифікаторів із однієї частини в іншу призводив до усереднення структури та властивостей чавуну по всьому об'ємі виливків.

Проблему запобігання гідродинамічного перемішування потоків чавунів та перерозподілу елементів вирішили встановленням за віссю симетрії порожнини ливарної форми розділової перегородки.

Як розділові перегородок використано прямокутні пластини із чавуну (рис. 2, а), міді (рис. 2, б), сталі з покриттям жовтого (рис. 2, в) та білого (рис. 2, г) цинку, а також алюмінієвої фольги для конденсаторів (рис. 2, д).

Спрогнозували, що надійність і якість попередження взаємодії різномодифікованих чавунів у порожнині ливарної форми буде залежати від початкової товщини перегородки, температури рідкого чавуну, що заливається в форму та товщини перерізу стінки виливків.

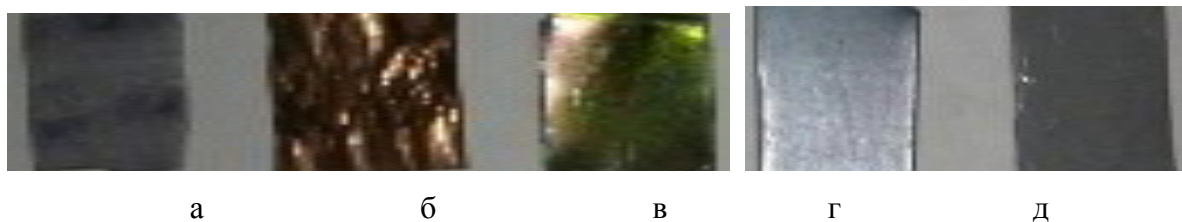


Рис. 2. Загальний вигляд розділових перегородок

З метою визначення оптимальних цих параметрів провели експериментальні дослідження в ході яких у порожнину форми встановлювали перегородки з перелічених матеріалів товщиною від 1 до 10 мм, заливали рідким базовим чавуном із температурою $(1300...1500) \pm 10^\circ\text{C}$ з кроком 50°C . При цьому виготовляли виливки із товщиною перерізу стінки від 5 до 25 мм.

Результатами багаточисельних досліджень підтверджено можливість реалізації запропонованого способу виготовлення двошарових чавунних виливків із застосування перегородок із перелічених матеріалів. Встановлені температурні режими при яких кожна з перегородок може запобігати змішуванню двох різномодифікованих розплавів чавунів у порожнині ливарної форми та забезпечувати формування якісних виливків в одній частині з зносостійкого білого та в іншій із в'язкого високоміцного чавунів із щільним їх з'єднанням.

Мікроструктурним аналізом визначено, що при контакті різномодифікованих розплавів чавунів із перегородками у виливках між її частинами утворюється перехідна зона, розмір якої пропорційно залежить від товщини перегородки, що залишається після заливання та кристалізації розплавів у ливарній формі.

Отримані експериментальні данні свідчать про перспективність застосування запропонованого способу на промислових підприємствах при виготовленні дрібних двошарових та багатошарових виливків, що працюють в умовах зношування.

Франков О.С., Несін В.В., Шабетя С.А., Підпригора Ю.А.

(ІСТЕ СБУ, м. Київ)

**ОРГАНОЛЕПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІАМІДУ БЛОЧНОГО ТА СПОСІБ
ЗМЕНШЕННЯ ЇХ ВПЛИВУ НА СУБ'ЄКТИВНІ МОЖЛИВОСТІ ОПЕРАТОРА ПРИ
МЕХАНІЧНІЙ ОБРОБЦІ ДЕТАЛЕЙ**

E-mail: witnes@ukr.net

Білий блочний поліамід ПА6 марки Б – полімерний конструкційний матеріал антифрикційного призначення. Широко застосовується в машинобудуванні, приладобудуванні, металургії, харчовій та взуттєвій промисловості [1]. Має цікаві органолептичні характеристики поверхневого шару [2], що впливають на відчуття оператора, який здійснює механічну обробку деталей з цього матеріалу. Тонкий шар поліаміду прозорий, збільшеної товщини від 0,1 мм до 0,3 мм – мало прозорий молочного відтінку (рис. 1).

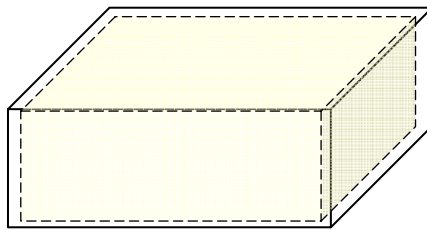
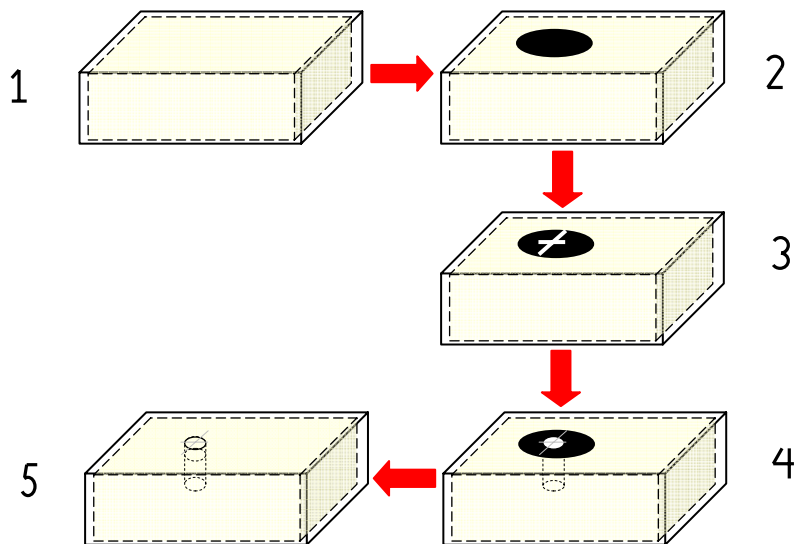


Рис. 1. Схема умовної заготовки з поліаміду ПА6 марки Б з виділеною штрихом зоною непрозорості матеріалу для видимого світла

Елементи рельєфу поверхонь оброблюваних деталей, навіть за умови застосування високого рівня освітленості в 500 люксів [3] – погано сприймаються візуально. Стан шорсткості, задрані риски глибиною до 0,1 мм – просто не впадають в око через те, що поверхня матеріалу в цьому діапазоні майже прозора для видимого світла і елементами поверхні не відбивається. Розмітка поверхні під обробку не виконує своєї функції, вона не помітна. Невизначеність із точкою врізання та глибиною обробки при фрезеруванні та гравіюванні призводить до негативних наслідків у вигляді відхилень від вимог конструкторської документації, а в разі виникнення недопустимих дефектів обробки – до неможливості передачі продукції споживачеві.

Можливим технологічним шляхом вирішення описаної проблеми є нанесення тимчасового локального контрастного покриття (рис. 2). В якості такого забарвлення оброб-

люваних елементів може бути застосовано чорний маркер або простий олівець. Місця виконання розміток попередньо зафарбовуються. Тимчасово забарвлена поверхня з контрастною розміткою дозволяє оператору здійснити врізання інструменту та виконати механічну обробку на визначену глибину.



1 – заготівельна; 2 – нанесення тимчасового забарвлення; 3 – розмітка; 4 – механічна обробка; 5 – видалення контрастної фарби

Рис. 2. Схема процесу зменшення впливу прозорості матеріалу

Література:

1. Полиамид. – Режим доступу: <http://aplast.com.ua/poliamid>.
2. Підпригора Ю.А. Особливості неруйнівного контролю гравірованих символів на деталях з білого блочного поліаміду [Текст] / Ю.А. Підпригора, О.С. Франков, В.В. Несін // Збірник тез доповідей Вісімнадцятої міжнародної науково-технічної конференції «ПРИЛАДОБУДУВАННЯ: стан і перспективи», 15-16 травня 2019 р., м. Київ, ПБФ, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського». – 2019.
3. Несін В.В. Нормування умов здійснення органолептичного контролю якості об'єктів підвищеної небезпеки [Текст] с. 303-304 / В.В. Несін // Збірка тез доповідей XIII Міжнародної науково-практичної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Екологія. Людина. Суспільство. » (19-23 травня 2010 р., м. Київ) / Укладач Д.Е. Бенатов. – К.: НТУУ «КПІ», 2010. – 340 с.

Хворостяний В.В., Родичев Ю.М.

(ИПП им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев)

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ И ЛОКАЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ХРУПКИХ
МАТЕРИАЛОВ В ЭКСПЕРИМЕНТАХ НА ЦАРАПАНИЕ ИНДЕНТОРОМ
РОКВЕЛЛА ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ**

E-mail: plt2002@ukr.net

Определение закономерностей повреждаемости и сопротивления разрушению хрупких материалов в условиях локального нагружения осуществлялось методом царапания индентором поверхности образца до скалывания его кромки (S+EFметод). На стадии царапания поверхности материала под действием усилий, приложенных к индентору Роквелла, образуется канавка, в пределах которой наблюдаются неупругие деформации, смятие поверхностного слоя, образование кольцевых микротрещин Герца. В качестве параметра локальной повреждаемости поверхности материала при изменении нагрузки P_f на индентор была принята ширина канавки w_s , величина которой возрастала по мере увеличения нагрузки.

В соответствии с методикой проведения экспериментов, была получена оценка твердости при царапании H_s , которая вычислялась как отношение нормальной нагрузки к площади отпечатка:

$$H_s = \frac{8P_f}{\pi w_s^2},$$

Ее значения практически не зависели от уровня приложенной нагрузки. Среди материалов настоящего исследования наибольшей твердостью характеризовались горяче-прессованный карбид кремния ($H_s = 25,3$ ГПа) и оксид алюминия ($H_s = 21,2$ ГПа). Значительно менее твердым являлось стекло, для которого величина H_s не превышала 5...6 ГПа.

По результатам выполненных испытаний были построены диаграммы повреждаемости хрупких материалов на стадии царапания (рис. 1). Уровень их повреждений линейно возрастал с увеличением приложенной нагрузки в диапазоне от 10 Н до 30 Н для стекол и от 10 Н до 50 Н для керамики. Максимальная повреждаемость при царапании была характерна стеклам, для которых по мере возрастания нагрузки ширина царапины изменялась в пределах от 70 мкм до 130 мкм, а вид самой царапины от чередования кольцевых трещин Герца до четко очерченной канавки с латеральными трещинами и сколами. Степень повреждения керамики в зависимости от твердости и уровня нагрузки изменялась в диапазоне от 50 мкм до 90 мкм. Царапина представлялась главным образом без явных признаков конического растрескивания, так что разрушение материала можно охарактеризовать как упругопластическое.

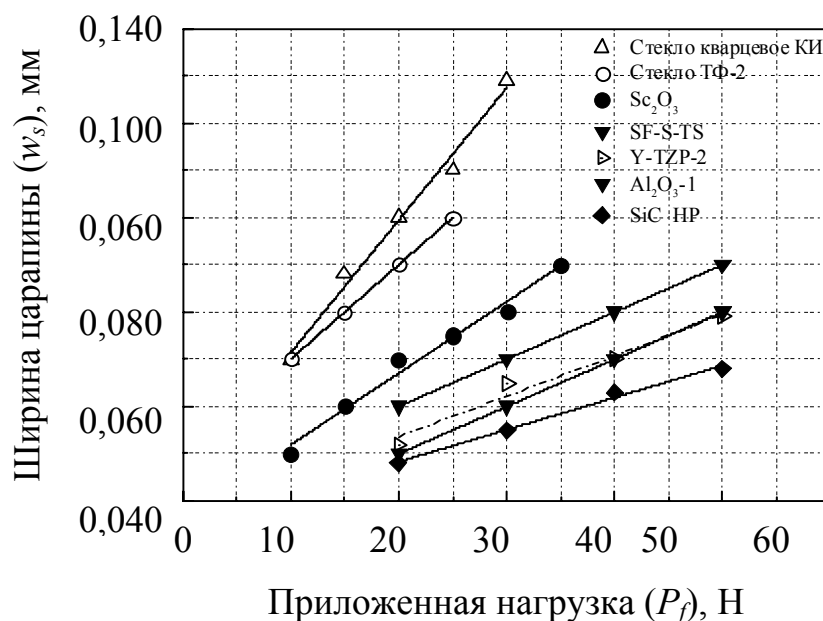


Рис. 1. Диаграмма зависимости повреждаемости поверхности (параметра ширины царапины w_s) от приложенной к индентору нагрузки P_f для хрупких материалов, испытанных S + EF методом

Для описания экспериментальных диаграмм повреждаемости материалов при царапании были использованы линейные зависимости $w_s = a + b \cdot P_f$. Используя коэффициенты этих уравнений, можно прогнозировать степень повреждения поверхности хрупких материалов при локальном нагружении с использованием инденторов в макродиапазоне применяемого усилия.

Ціко Р.В., Величкович А.С.

(ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ДІАПАЗОНУ РЕГУЛЮВАННЯ ЖОРСТКОСТІ ПРУЖНОЇ ОПОРИ

E-mail: a_velychkovych@ukr.net

На сьогодні пружні опори та приводи зі змінною жорсткістю розглядаються як перспективні типи вузлів в галузі робототехніки та машинобудування. Більшість конструкторів створюють механічний інтерфейс роботів якомога жорсткішим. Це має сенс у традиційних системах керування, адже тут висока жорсткість механічних передач максимізує пропускну здатність, зменшує нестабільність. Однак дуже часто зниження жорсткості механічного інтерфейсу може надати суттєві переваги, зокрема, толерантність до ударів,

зниження інерційних та вібраційних навантажень, більш точний і стабільний контроль зусиль, потенціал для зберігання енергії тощо. Регульовані пружні приводи вельми актуальні для застосувань у разі фізичної взаємодії людини з роботом, вони сприяють підвищенню безпеки людини, можуть покращувати енергоефективність машин.

У доповіді представлено аналітичні оцінки діапазону регулювання жорсткості стержневого опорного елемента. Розрахункова схема такого опорного елемента подана на рис. 1.

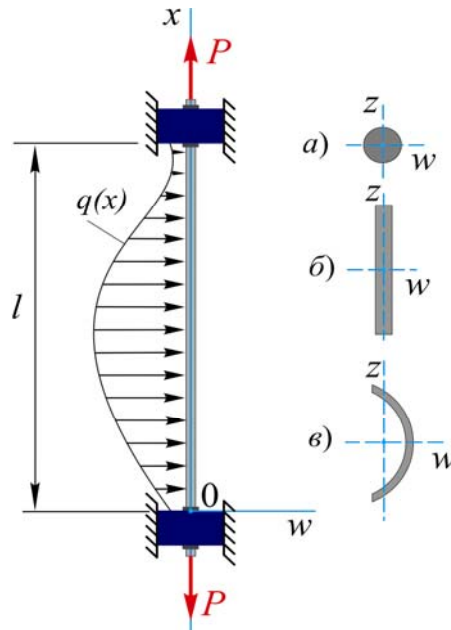


Рис. 1. Розрахункова схема пружної опори з регульованою жорсткістю

Зміна жорсткості пружної опори відбувається за рахунок створення натягу з допомогою спеціального натяжного механізму. Межі зміни сили натягу P_i встановлено із використанням критерію міцності пружної опори за допустимими напруженнями.

Загальний розв'язок поставленої задачі записали в нормальних фундаментальних функціях:

$$w(x) = w(0) + \frac{dw}{dx}(0)x + \frac{d^2w}{dx^2}(0)\frac{1}{k^2}(\operatorname{ch} kx - 1) + \frac{d^3w}{dx^3}(0)\frac{1}{k^3}(\operatorname{sh} kx - kx) + \bar{w}.$$

Після врахування конкретних крайових умов отримали вирази поперечних переміщень за різних видів навантаження. Наприклад, для випадку коли $q(x) = q = \text{const}$ одержали:

$$EJ_z w = -\frac{q}{k^4} \left(\frac{1}{2} kl \cdot \frac{\operatorname{ch} \frac{1}{2} kl - \operatorname{ch} \left(kx - \frac{1}{2} kl \right)}{\operatorname{sh} \frac{1}{2} kl} - \frac{1}{2} k^2 l x + \frac{1}{2} k^2 x^2 \right),$$

де E , J_z – модуль пружності та осьовий момент інерції пружного елемента опори;
параметр $k = \sqrt{P / EJ_z}$.

Графічні залежності (рис. 2) візуалізують діапазон зміни максимального поперечного переміщення пружної опори при різних значеннях натягу P_i . За приклад взято систему (рис. 1, а), $d = 5 \text{ мм}$, $l = 0,8 \text{ м}$, $q = 2 \text{ кН / м}$, $E = 200 \text{ ГПа}$. Аналіз переміщень при різних видах навантаження та при різних формах попереччя пружної опори показав, що зміною натягу можна суттєво регулювати жорсткість опори в доволі широкому діапазоні. Для низки конкретних типорозмірів пружних опор сформовано директивні таблиці з парами числових даних: "зусилля натяжного механізму – жорсткість пружної опори".

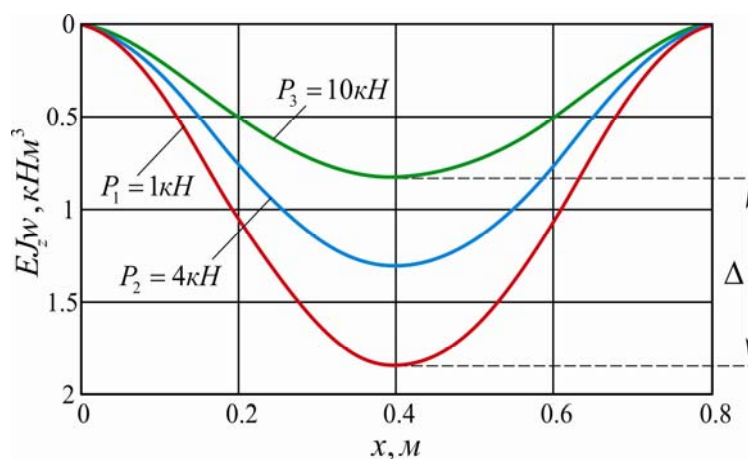


Рис. 2. Поперечні переміщення стержневого елемента пружної опори за різної величини натягу

Чейлях Я.О.¹, Чейлях О.П.¹, Шимизу К.², Голюк К.В.¹

(¹ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь, Україна; ²MIT, м. Муроран, Японія)

ВПЛИВ ВІДПУСКУ НА МЕТАСТАБІЛЬНІСТЬ АУСТЕНІТУ, СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНИХ Fe-Cr-Mn СТАЛЕЙ

E-mail: cheilyakh_o_p@pstu.edu

Підвищення зносостійкості багатьох деталей машин і інструменту при відновленні їх функціонального призначення є дуже актуальним завданням. Метою дослідження є підвищення їх зносостійкості наплавлених Fe-Cr-Mn сталей шляхом регулювання метастабільності аустеніту параметрами відпуску.

Перевагою досліджених наплавлених сталей 12X13Г12СФ і 40X13Г12САФ є метастабільність аустенітної складової, що викликає деформаційне мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення при зношуванні (ДМПЗ) в тонкому поверхневому шарі та за рахунок цього – ефект самозміцнення в процесі зношування та підвищення зносостійкості. В відпуск (500...700 °С, 1, 3, 5 годин) проводився не тільки для зниження внутрішніх напружень, а й для регулювання фазово-структурного складу аустеніт-мартенсит-карбіди (карбонітриди), ступеня метастабільності аустеніту і кінетики його $\gamma \rightarrow \alpha$ ДМПЗ. Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що за розподілом хрому верхній шар (рис. 1: зліва від 0) на глибину 3,0...3,5 мм містить хрому 14,3...14,45%, далі вміст знижується до 13,5...13,8% (до глибини ~7 мм), потім на глибині 7,0...9,5 мм зніжується до 9,3...9,7% Cr, після чого на мережі сплавлення різко падає до 0,35...0,40% – в металі основи (Ст. 3). Аналогічно змінюється вміст марганцю від 11,7...12,4% до 9,3...9,7% після чого – різке падіння до 0,3...0,4% Mn на лінії сплавлення наплавки з металом основи. Зміна вмісту V і Si по товщині шару аналогічно (див. рис. 1), а вуглецю навпаки – спостерігається підвищення з 0,12% до 0,23% на лінії сплавлення з металом основи. Ця картина зміни вмісту елементів свідчить про пошарово-ступеневий характер їх розподілу згідно пошаровому наплавленню, встановлений раніше.

З підвищенням температури відпуску в інтервалі 500...700 °С, що підсилює ступінь дестабілізації аустеніту, збільшується кількість мартенситу деформації в поверхневому шарі наплавлених сталей внаслідок $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ. Це призводить не тільки до зниження внутрішніх напружень, а й до підвищення відносної ударно-абразивної зносостійкості наплавлених сталей 12X13Г12СФ і 40X13Г12САФ в ~2 та в ~4 рази, відповідно, в порівнянні зі станом без термічної обробки за рахунок ефектів самоадаптації і самозміцнення в процесі зношування. Сталь 40X13Г12САФ при однакових параметрах відпуску має більш

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

високу (~в 2 рази) ударно-абразивну зносостійкість внаслідок більш високого вмісту вуглецю та додаткового легування азотом.

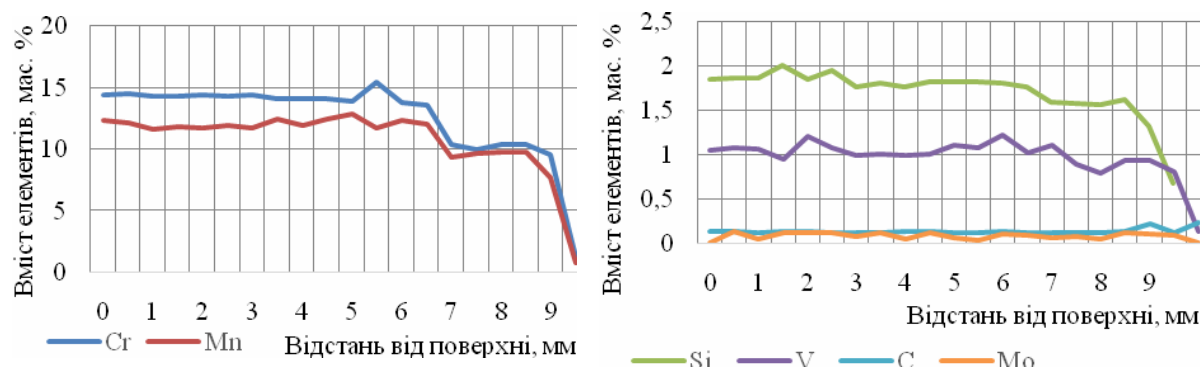


Рис. 1. Розподіл легувальних елементів та вуглецю по глибині наплавленого металу 12X13Г12САФ після відпуску 500 °С, 1 год

Ці економнолеговані зносостійки сталі рекомендуються для реновації наплавленням багатьох деталей машин і металургійного обладнання, що працюють в складних умовах абразивного та ударно-абразивного зношування взамін дорогих і дефіцитних наплавлювальних матеріалів.

Шейко О.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ТЕОРЕТИЧНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ БЕЗ ПРИГАРУ В ПІЩАНИХ ФОРМАХ

Отримання сталевих та чавунних виливків у піщаних формах без пригару та інших поверхневих дефектів завжди було та є актуальною проблемою ливарного виробництва. Дослідження умов утворення пригару та підвищення якості поверхні виливків були розпочаті професором С.П. Дорошенком з 1959 року, коли він розпочав свою наукову діяльність після вступу до аспірантури. До сьогодні цей напрямок досліджень залишається одним із пріоритетних.

Підсумком проведених С.П. Дорошенком досліджень стало розроблення окислювальної теорії утворення пригару на поверхні виливків із залізовуглецевих сплавів, яка була визнана в усьому світі і принесла С.П. Дорошенку всесвітнє визнання.

Відповідно до цієї теорії, природа утворення хімічного пригару на чавунних і сталевих виливках однакова. Зв'язувальною ланкою між металом виливка та шаром пригару (пригарною кіркою) є плівка оксидів заліза, яка утворюється, а міцність її зчеплення з ви-

ливком залежить від товщини цієї плівки оксидів. Якщо плівка оксидів має достатню товщину, то відбувається легке відокремлення пригарної кірки від виливка по шару оксидів заліза при охолодженні. Такий вид пригару було запропоновано називати пригар, який легко відокремлюється (легковідокремлюваним, *рос. легкоотделяемым пригаром*). Якщо плівка оксидів заліза має недостатню товщину, то відокремлення пригарної кірки не відбувається, вона міцно зв'язана з металом виливка. Дослідженнями встановлено, що мінімальна товщина плівки оксидів має складати 100 мкм.

Утворення на поверхні виливка шару оксидів заліза необхідної товщини можна отримати двома шляхами – посиленням окислення поверхні виливка або зменшенням або виключенням витрати оксидів заліза на взаємодію з формою або стрижнем. Перше положення (підсилення окислення) стало основою для досліджень та розроблення нового способу отримання пригару, який легко відокремлюється, на сталевих виливках шляхом використання спеціальних окислювальних формувальних сумішей або фарб.

Друге положення (зменшення або виключення витрати оксидів заліза) досягається при виготовленні сталевих та чавунних виливків шляхом нанесення на поверхню форм і стрижнів протипригарних фарб. Цей спосіб запобігання утворення пригару на сьогодні є основним. У подальших дослідженнях кафедри, які виконувалися під керівництвом проф. С.П. Дорошенка, основна увага була направлена на підвищення ефективності використання протипригарних фарб та покриттів.

Для виконання свого призначення протипригарні фарби повинні мати високі технологічні властивості при їх приготуванні, в процесі нанесення на поверхню форм або стрижнів, після висушування або самовисихання на повітрі і, особливо при заливанні та затверджуванні сплаву в формі (тобто при високих температурах).

Після приготування при нормальних температурах протипригарна фарба повинна мати високу седиментаційну стійкість та гарну криючу здатність, тобто утворювати на поверхні форм і стрижнів рівномірний і рівний шар достатньої товщини, який після висушування або самовисихання має достатнє зчеплення з пофарбованою поверхнею форми та високу механічну міцність. Проведеними дослідженнями встановлено, що досягти цих вимог можливо при використанні в якості стабілізатора водних фарб високомолекулярних речовин, які при невеликій концентрації утворюють в'язкі структуровані розчини, завдяки чому досягається висока седиментаційна стійкість суспензії протипригарної фарби та її гарна криюча здатність. Найбільш ефективними стабілізаторами водних протипригарних фарб є поливініловий спирт (ПВС) та карбоксиметилцелюлоза (КМЦ). Це пояснюється тим, що макромолекули ПВС та КМЦ мають гідроксильні та карбоксильні функціональні групи, які утворюють з гідратованими часточками вогнетривкого наповнювача фарб стійкі

XI Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2019

водневі зв'язки. Завдяки цьому, при одночасному підвищенні в'язкості дисперсного середовища забезпечується висока седиментаційна стійкість протипригарних фарб навіть при використанні важких наповнювачів (наприклад, циркон). Для самовисихаючих протипригарних фарб в якості стабілізатора доцільно використовувати полівінілбутираль (ПВБ).

Криючу здатність протипригарної фарби визначають її в'язкість та статичне напруження зсуву (СНЗ). Дослідженнями, проведеними в 1969-1972 роках аспірантом В.М. Дробязко, було встановлено, що в'язкість фарби визначає її здатність проникати в поверхню ливарної форми або стрижня, а СНЗ – товщину та рівномірність шару, який утворюється при нанесенні фарби. Здатність фарби проникати в поверхневі шари ливарної форми є дуже важливою властивістю, яка визначає разом із зв'язувальним компонентом фарби міцність зчеплення шару протипригарного покриття з поверхнею форми або стрижня. Це пояснюється тим, що зчеплення покриття з поверхнею форми або стрижня забезпечується як за рахунок сил адгезії, так за рахунок когезійної міцності прожилок фарби, які проникли в міжзернинні проміжки формувальної суміші. Встановлено, що оптимальна глибина проникнення протипригарної фарби в'язкістю 45...60 с за віскозиметром ВЗ-4 має складати 1,3...1,6 середньої величини зерна наповнювача формувальної або стрижневої суміші. В'язкість протипригарної фарби необхідно регулювати зміною в'язкості розчину стабілізатора (ПВС, КМЦ або ПВБ).

СНЗ фарби визначає товщину та рівномірність притипригарного шару, який утворюється на поверхні форми або стрижня. Дослідженнями встановлено, що при низьких значеннях СНЗ фарба стікає з вертикальних поверхонь форми, а при високих значеннях – утруднюється самовільне вирівнювання поверхні шару фарби під дією поверхневих сил і він зберігає сліди пензля, підтікань та спостерігається утворення шару покриття нерівномірної товщини. Залежно від виду вогнетривкого наповнювача, який використовується у складі протипригарної фарби, оптимальне значення СНЗ при використанні високомолекулярних стабілізаторів має знаходитися в межах 0,04...0,10 Па. При таких значеннях СНЗ фарби при одноразовому нанесенні утворюють рівномірний шар покриття товщиною 0,40...0,45 мм, який є достатнім для запобігання утворення пригару на виливках з товщиною стінки до 50...60 мм. При необхідності отримання шару покриття більшої товщини потрібно проводити повторне його нанесення на поверхню, яка висушена. Регулювати значення СНЗ в указаних межах необхідно зміною кількістю вогнетривкого наповнювача, який входить до складу протипригарної фарби.

Підсумком ґрунтовних багаторічних досліджень стала публікація в 1978 році монографії авторів С.П. Дорошенко, В.М. Дробязко, К.І. Ващенко «Получение отливок без пригара в песчаных формах». Це видання було відразу переведено на китайську та

японську мови, стало настільною книгою для наступних поколінь ливарників практиків та науковців.

При заливанні ливарної форми на шар протипригарного покриття впливає, з одного боку, ерозійна дія та згинальні навантаження з боку рідкого металу, з другого – газовий тиск з боку форми або стрижня за рахунок протікання в поверхневому шарі процесів деструкції зв'язувального компонента формувальної суміші та випаровування вологи. Таким чином, необхідною умовою для виключення утворення пригару та інших дефектів на поверхні виливків є висока міцність шару протипригарного покриття при згинанні та достатня міцність зчеплення його з поверхнею форми або стрижня при контакті металу з шаром протипригарного покриття на поверхні форми.

Дослідження технологічних властивостей протипригарних покриттів при високих температурах були виконані Шейко О.І. після 1975 року.

Для дослідження та контролю властивостей протипригарних покриттів при високих температурах розроблені та виготовлені оригінальні установки, використання яких дало змогу визначати міцність зчеплення та міцність при згинанні шару протипригарних покриттів при температурах, наближених до реальних умов заливання форм.

На основі проведених досліджень встановлено, що на міцність зчеплення протипригарних покриттів (при оптимальній глибині проникнення фарб після їх нанесення) з поверхнею форм та стрижнів та їх міцність при згинанні при високих температурах вирішальний вплив надає термостійкість зв'язувального компонента. Водні протипригарні покриття з широко використовуваними органічними зв'язувальними (наприклад ЛСТ) повністю втрачають міцність при температурах 550...650 °С. Тому їх слід використовувати при виготовленні виливків з невеликою товщиною стінок.

При виготовленні крупних та товстостінних виливків необхідно до складу фарб вводити неорганічні зв'язувальні компоненти, які порівняно з органічними, мають значно вищу термостійкість і низьку газотвірність, наприклад, алюмо-, хром-, магнійфосфати, інші фосфати, сульфати та інші. При їх використанні протипригарні покриття зберігають достатню міцність при нагріванні до 1100...1300 °С.

Із самовисихаючих протипригарних фарб найбільше використовують спиртові фарби з ПВБ, який вважають і стабілізатором і зв'язувальним компонентом одночасно. Але ПВБ являє собою термопластичний полімер, який розплавляється при температурі близько 200 °С, тому міцність зчеплення покриттів з поверхнею форм та стрижнів різко знижується при нагріванні теплотою металу, який заливається. При цьому під дією газів, які утворюються, відбувається відривання покриття від поверхні форми, що призводить до утворення пригару та засмічень. Дослідженнями встановлено, що для підвищення міцнос-

ті покриттів до складу фарб з ПВБ необхідно додавати додатковий зв'язувальний компонент, наприклад, резольні фенолформальдегідні смоли, а ПВБ – вважати стабілізатором. Такі смоли відрізняються високою термостійкістю і гарно суміщуються з ПВБ, утворюючи з ним після випаровування розчинника тверді розчини, які забезпечують міцність покриттів при підвищенні температури до 800...850 °С. До більш високих температур зберігають міцність самовисихаючі покриття з ПВБ при використанні в якості зв'язувальних компонентів кремнійорганічних смол. Однак, такі смоли підвищують газотвірність покриттів та мають високу вартість.

Проведеними автором дослідженнями встановлено, що досягти достатньої міцності водних та самовисихаючих протипригарних покриттів можна шляхом їх самовільного зміцнення під дією теплоти металу, який заливається в форму, при додаванні до складу фарб спеціальних домішок, які сприяють протіканню процесу низькотемпературного спікання в шарі покриття.

Як відомо, процес спікання порошків оксидів та силікатів у присутності рідкої фази протікає при більш низьких температурах та значно швидше. Так, наприклад, для самовисихаючих покриттів з ПВБ та смолою, які зберігають міцність до 800...850 °С, необхідно використовувати домішки, які забезпечують зміцнення покриттів при цих температурах. Установлено, що в якості таких домішок – прискорювачів спікання можуть бути використані фосфати, хлориди, фториди. Міцність таких покриттів при згинанні при 1000 °С складає 0,15...0,18 МПа. При збільшенні тривалості витримки спостерігається подальше зростання міцності, тобто спостерігається явно виражена здатність покриттів до спікання.

Розроблені склади високоефективних протипригарних покриттів були впроваджені в ряді ливарних цехів, завдяки чому було досягнуто зниження браку та трудомісткості очищення виливків від пригару та інших поверхневих дефектів, а також покращено санітарно-гігієнічні умови праці на операціях очищення.

Отримання протипригарних покриттів, які мають високу міцність при згинанні, не є достатньою умовою для запобігання утворенню пригару. Необхідно, щоб покриття зберігало зчеплення з поверхнею форм та стрижнів при нагріванні. Дослідженнями встановлено, що міцність зчеплення покриттів з поверхнею форм та стрижнів визначається як міцністю самого покриття, так і поверхневою міцністю форм та стрижнів при температурах заливання сплаву. При недостатній міцності протипригарного покриття його відривання відбувається по границі «покриття – суміш», а при низькій поверхневій міцності суміші відривання покриття відбувається разом з поверхневим шаром форми або стрижня, який втратив міцність.

Для контролю поверхневої міцності формувальних і стрижневих сумішей при нагріванні (до 1100 °С) було розроблено та виготовлено спеціальну установку, принцип дії якої засновано на визначенні втрати маси стандартного циліндричного зразка в умовах впливу високих температур.

Проведеними дослідженнями встановлено, що переважна більшість формувальних і стрижневих сумішей, які використовують у ливарному виробництві, і в першу чергу з органічними зв'язувальними компонентами, мають дуже низьку поверхневу міцність. Це призводить до втрати міцності, а потім руйнування поверхневого шару форми або стрижня при нагріванні їх вище температури термодеструкції зв'язувального компонента суміші, і в підсумку, до відшарування протипригарного покриття (навіть високотермостійкого з високою міцністю) і утворення пригару та інших поверхневих дефектів на виливках.

Для підвищення поверхневої міцності формувальних і стрижневих сумішей при температурах заливання запропоновано проводити зміцнення поверхні форм і стрижнів спеціальними зміцнювальними розчинами, наприклад, розчинами зв'язувальних матеріалів або комплексними розчинами. Для приготування зміцнювальних розчинів можуть використовуватися як водо-, так і спирторозчинні зв'язувальні матеріали. Наприклад, самовисихаючі покриття з ПВБ та фенолформальдегідною смолою зберігають зчеплення з поверхнею форм та стрижнів з РСС з ЛСТ при підвищенні температури на границі «покриття – форма» до 550...600 °С, а після попереднього зміцнення форми або стрижня зміцнювальним розчином – до 800...850 °С. Найбільша міцність зчеплення досягається при використанні самовисихаючих протипригарних покриттів із домішками, які сприяють спіканню покриття (наприклад, з фосфатами), та одночасним зміцненням поверхні форм та стрижнів. При цьому міцність зчеплення шару протипригарного покриття з поверхнею форм та стрижнів зберігається при підвищенні температури до 1000 °С і вище. Виробничими дослідженнями встановлено, що при використанні розроблених складів протипригарних покриттів, які спікаються, та одночасним зміцненням поверхні ливарних форм і стрижнів спеціальними зміцнювальними розчинами гарантується висока чистота поверхні навіть дуже крупних та товстостінних виливків, які отримують у разових піщаних формах, в тому числі із ХТС з органічними зв'язувальними компонентами.

Щерецький В.О., Затуловський А.С.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ ОДЕРЖАННЯ ЩІЛЬНИХ ШАРУВАТИХ НАНОКОМПОЗИТІВ НА ОСНОВІ МІДНИХ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ КОНСОЛІДАЦІЇ ПОРОШКОВИХ КОМПОНЕНТІВ ТА ПІЧНОЇ НАПЛАВКИ

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

В роботі досліджували вплив технологічних режимів на щільність зразків композитів з нанорозмірними замінювачами карбідів та оксидів, одержаних за оригінальним технологічним рішенням. В сталеве оснащення в випадку формування композиційного шару на основі $\text{BrO10}\Phi\text{1}$ розмішують мікро-наногранули на основі порошку $\text{BrO10}\Phi\text{1}$, а в випадку формування композиційного шару на основі $\text{BrA9}\text{Ж4}$ – порошки міді та алюмінію в пропорції 1:10. Попередньо на поверхню мідного порошку наносили нанорозмірний зміцнювачі, а на поверхню алюмінієвого порошку гексахлоретан, шляхом його розчинення в етиловому спирті в кількості 0,5 мас. % відносно маси порошку алюмінію, з наступною сушкою при кімнатній температурі. Композиційна заготовка піддавалася попередньому гарячому пресуванню, та наступному пічному наплавленню, для формування міцного адгезійного зв'язку між шарами матеріалу, що забезпечується широкою перехідною дифузійною зоною.

Для процесу попередньої консолідації матриці шляхом гарячого пресування встановлювали оптимальні режими нагріву, ізотермічної витримки, пресування та пічної наплавки, які дозволили одержувати шар з максимальною щільністю.

Для матеріалу на основі $\text{BrO10}\Phi\text{1}$, оптимальним режимом попередньої термічної обробки є нагрів до $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ з витримкою 15 хв. Для матеріалу на основі $\text{BrA9}\text{Ж4}$, оптимальним режимом попередньої термічної обробки є нагрів до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ з витримкою 10 хв.

Для матеріалу на основі $\text{BrO10}\Phi\text{1}$ було встановлено, що при зміні навантаження пресування від 8 до 20 МПа та часу витримки від 5 до 20 хв; пористість заготовки змінюються в межах 31...23%, оптимальним режимом гарячого пресування є навантаження 17 МПа з витримкою 15 хв.

Для матеріалу на основі $\text{BrA9}\text{Ж4}$ було встановлено що, оптимальним режимом гарячого пресування є навантаження 20 МПа з витримкою 10 хв.

Для ШКМ з функціональним шаром на основі $\text{BrO10}\Phi\text{1}$ було встановлено, що при зміні часу і температури пічної наплавки пористість матеріалу змінюються від 8 до 3%. Оптимальним режимом пічної наплавки є нагрів до $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ без витримки.

Для ШКМ з функціональним шаром на основі БрА9Ж4 було встановлено, що при зміні часу і температури пічної наплавки пористість матеріалу змінюється від 4,6 до 1,3%. Оптимальним режимом пічної наплавки є нагрів до 1150 °С з витримкою 10 хв.

Середня ширина перехідної зони в ШКМ при застосуванні оптимальних режимів консолідації шарів складала 25 мкм та 63 мкм для матеріалів з композиційним шаром на основі сплавів систем БрАЖ та БрОФ відповідно.

Металографічні дослідження виявили, що з збільшенням часу ізотермічної витримки при пічній наплавці, збільшується розмір зерен матеріалу, для КМ на основі БрА4Ж9 з 3% карбідів вольфраму ефект збільшення розміру зерна майже нівельований дією нанорозмірного зміцнювача.

Яким Р.С.

(ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич)

**ПІДВИЩЕННЯ КОНТАКТНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ ВІДКРИТИХ ОПОР ЦАПФ ЛАП
ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ, ЩО ПРИЗНАЧЕНІ ДЛЯ БУРІННЯ
МІЦНИХ ТА ОСОБЛИВО МІЦНИХ ПОРІД**

E-mail: Jakym.r@online.ua

Відкриті опори тришарових бурових доліт що призначені для буріння міцних та особливо міцних порід працюють у надзвичайно важких умовах за дії значних статичних і динамічних навантажень та абразивного й корозивного середовища. Це суттєво знижує контактну довговічність елементів підшипників, через що збільшуються люфти, зростає перекошування осей цапфи та шарошки, зростає імовірність передчасної відмови долота.

Параметри мікроструктури та фізико-механічних показників елементів опор доліт достатньо обґрунтовані та ефективно застосовуються у долотобудуванні [1]. Тим не менше, на практиці часто виникають ситуації, що потребують ґрунтовного вивчення.

Досліджено працездатність опор секцій долота діаметром 244,5 мм, які відпрацьовували в стендових умовах, що відтворювали умови експлуатації.

Аналізом встановлено, що фізико-механічні параметри тіл кочення (кульки і ролики, особливо ролики великого периферійного підшипника опори), не завжди забезпечують належні експлуатаційні показники. На фоні загального зносу тіл кочення зафіксовано крихке руйнування. У окремих випадках ролики та кульки виявилися розколеними на фрагменти. Слабкими елементами опор є торці цапф лап та елементи бортів бігових доріжок підшипників кочення. Ці елементи зазнають значного зносу, а при зростанні люфтів в

опорі фіксували деформації та крихке руйнування. Відтак, фрагменти зруйнованих тіл кочення та інших елементів підшипників спричинювали пришвидшення заклинювання й відмову опор доліт. Зауважимо, що раціональні значення твердості тіл кочення є у межах HRC 58...61. При менших значеннях зростає зношування, а при вищих – інтенсифікується крихке руйнування. Зокрема, ролики зазнають руйнування в основі та в поперечному перерізі. Ще одним аспектом є проблема випадкового поєднання твердості бігових доріжок цапфи лапи і тіл кочення. Це як правило не регламентується при складанні секцій доліт. Встановлено, що при твердості великої бігової доріжки роликового підшипника кочення HRC 60...61, а роликів HRC 54...56, останні швидко зношуються, особливо у основі, отримуючи заокруглення, відтак опора заклинює через перекошування роликів в постелі бігової доріжки. Коли ж твердість великої бігової доріжки роликового підшипника HRC 56...58, а роликів HRC 60...62, частим є брінелювання чи відшарування цементованого шару чи загальний знос бігової доріжки. Тут важливим є критерій градієнта зміни міцності зміцнених шарів бігової доріжки у глибину. Чим плавніший перехід (для кожної плавки сталі встановлюється експериментально), тим менша схильність до відшарування цементованого шару. Найкращі експлуатаційні показники зафіксовано при контакті тіл кочення й бігових доріжок, у яких тіла кочення мають однакову, або ж більшу твердість на HRC 1...3.

Висновок: При проектуванні складальних операцій опор секцій доліт застосовувати селективний підхід, враховуючи не тільки геометричні параметри тіл кочення в групах (у одній селективній групі допускати розсіювання значень твердості не більше HRC 1), але й твердості тіл кочення та бігових доріжок які входять у контакт.

Загартований цементований шар бігових доріжок має мати однорідну мікроструктуру й однакову товщину в перерізі, а мікроструктура зміцнених шарів та серцевини має задовольняти вимоги сформульовані у [1].

Застосування селективних тіл кочення повинно відповідати також селективним групам цапф лап, які мають мати однакові в групі фізико-механічні показники на опорних поверхнях.

Література:

1. Яким Р.С. Теорія і практика забезпечення якості та експлуатаційних показників цементованих деталей шарошкових бурових доліт: монографія / Яким Р. С., Петрина Ю. Д. – Івано-Франківськ: Вид-во ІФНТУНГ, 2011. – 189 с.

Яковишин О.А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ДО ПИТАННЯ ЛІНІЙНОЇ ДЕФОРМІВНОСТІ СИПКОЇ ФОРМИ В УМОВАХ
ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

E-mail: gu-rd@i.ua

Однією з основних особливостей виробництва виливків способом лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ) є можливість формування полімерної моделі в сипкому незв'язному наповнювачі. Порівняно з традиційними тверднучими формувальними сумішами сипкий наповнювач має поліпшені технологічні властивості. Вимогою, що висувається до ливарної форми на етапі заливання і кристалізації металу є забезпечення її статичного положення. Якщо недеформівність традиційних тверднучих форм зумовлена присутністю в'язких компонентів, які надають формі заданої міцності, то рівновага сипкої форми визначається [1]: 1) міцністю ГМ; 2) силами фільтрації потоку парогазових продуктів термодеструкції ГМ; 3) міцністю самої форми, яка значною мірою залежить від таких параметрів як величина кута внутрішнього тертя наповнювача, ступеню ущільнення наповнювача і (в разі вакуумування контейнера) різниці атмосферного і внутрішньоформового тисків. Основні положення стійкості піщаної форми базуються на теорії механіки ґрунтів і зокрема на умові міцності Кулона, яка встановлює залежність утворення деформації піщаної маси від напруження зсуву, що формується. Для спрощення розрахунків в класичній механіці ґрунтів виходять з лінійної залежності між напруженнями і деформаціями, тобто оперують законом Гука. Необхідними умовами застосування до ливарної форми рішень теорії пружності є [2]: 1) ізотропність середовища дослідження; 2) суцільність середовища; 3) обмежені зміни діючого навантаження межами двох фаз напруженого стану – пружних деформацій і ущільнення; 4) одноразова завантаженість середовища. Визначення сипкого наповнювача в якості ізотропного тіла можна вважати обґрунтованим, з огляду на багаторазові цикли його формування/вибивання, в процесі яких сипкий матеріал інтенсивно перемішується. Проведені дослідження переміщення води крізь сипкий кварцовий пісок показали, що його фільтраційні властивості не залежали від напрямку її руху, що є додатковим аргументом на користь ізотропності вказаного середовища. Модель суцільного середовища до сипкого конгломерату може бути застосована, якщо для кварцового піску фракції $0,2 \div 0,315$ мм при точності обчислень 10% лінійний розмір контейнера для формування ГМ, згідно наших розрахунків по [3] становитиме не менше $200 \div 315$ мм, що в межах технології ЛГМ завжди виконується. Умова існування сипкої форми в фазах пружних деформацій і ущільнення також виконується. Виходячи з [2] в цьому випадку тиск в сипкому середовищі підвищується не більше ніж до $0,3 \div 0,6$ МПа. Досліди з вивчення напружено-деформівного стану сипкої незв'язної форми з кварцового піску за допомогою тензодатчиків, встановлених на різних рівнях контейне-

ра висотою 0,8 м (зазначена висота для ЛГМ є доволі значною) показали, що нормальні напруження на нижньому горизонті віброущільненої форми не перевищували (при вакуумуванні контейнера) 0,095 МПа. Стосовно умови одноразового навантаження, то експерименти з багаторазовим розвантаженням і наступним загрузженням більшим за модулем навантаженням ущільненої форми (шляхом зміни величини вакууму в формі від 0,09 до 0,05 МПа) показали, що дослідні точки, які характеризують залежність коефіцієнта поруватості форми від тиску розміщувались практично на одній компресійній кривій ущільнення, тобто при тискові $0,1 \div 0,15$ МПа, який діє на верхні горизонти ущільненої вакуумованої форми умова одноразового навантаження не є лімітуючою. Таким чином, аналіз літературних джерел і проведені дослідження показали, що для розрахунків механічних напружень ущільненої сипкої форми зміцненої вакуумом при застосуванні спрощуючих припущень, що не вносять в результати значних похибок, з достатньою точністю може бути застосована теорія пружності.

Література:

1. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. – СПб.: НПО “Профессионал”. – 2007. – 408 с.
2. Далматов Б.И. Механика грунтов, основания и фундаменты. – Л.: Стройиздат. – 1988. – 416 с.
3. Клейн Г.К. Строительная механика сыпучих тел. – М.: Стройиздат. – 1977. – 256 с.

Ямшинська Н.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПРОГРАМИ МОБІЛЬНОСТІ ДЛЯ СТУДЕНТІВ ТЕХНІЧНИХ СПЕЦІАЛЬНОСТЕЙ ЯК ЕТАП ПІДВИЩЕННЯ РІВНЯ ЇХНЬОЇ ПРОФЕСІЙНОЇ КВАЛІФІКАЦІЇ

E-mail: nyamshinskaya@ukr.net

Сьогодні Україна намагається розширити кордони для співпраці з іншими країнами, зарекомендувати себе як надійного та серйозного ділового партнера, який володіє потужним потенціалом промислових підприємств та значним капіталом висококваліфікованих наукових та трудових кадрів.

Для забезпечення такого іміджу нашої держави першочерговою задачею, що постає перед освітянами, є підготовка кадрів відповідно до потреб сучасного суспільства, а саме спеціалістів, які володіють усебічними навичками та широким світоглядом, зорієнтовані на високий рівень своєї професійної компетентності. Світ сьогодення пропонує безліч пе-

спектив для молодшої людини отримати гарну освіту та відчувати себе вільною у виборі робочого місця, тому що вона є конкурентоспроможною на ринку праці.

Завдяки приєднанню України до Болонського процесу зараз багато університетів та інших освітніх установ України залучені у різні форми міжнародного співробітництва і демонструють швидку інтеграцію у Європейський освітній простір. Таким чином відбувається процес обміну досвідом, забезпечується можливість для студентів брати участь у програмах академічної мобільності і отримати якісну вищу освіту.

У Законі України «Про вищу освіту» наведено наступне визначення «академічної мобільності» як можливості учасників освітнього процесу навчатися, викладати, стажуватися чи проводити наукову діяльність в іншому вищому навчальному закладі (науковій установі) на території України чи поза її межами» [2].

М. Згуровський трактує академічну мобільність як важливу якісну особливість європейського простору, що передбачає обмін людьми між вищими закладами освіти та між державами [3].

Висока якість освіти, як відомо з практики управління у вищій школі західних країн, досягається за умови глибокої індивідуалізації навчання, коли ядром навчального плану студента є обов'язкові дисципліни, а далі він сам створює його варіативну частину, яка відображає спеціалізацію підготовки відповідно до структурно-логічної схеми [1, с. 79].

Академічна мобільність значною мірою впливає на формування у студентів таких важливих рис як відповідальність за своє майбутнє та самостійність у прийнятті рішень. Наразі студент є суб'єктом навчання, який чітко бачить мету своєї навчальної діяльності. Двері багатьох Вишів за кордоном відкриті для наших студентів, і вони можуть обрати той університет, де на їхню думку, вони можуть отримати якісну професійну освіту та здобути досвід міжкультурного та професійного спілкування. Для становлення студента як майбутнього професіонала в своїй галузі це є неоціненним досвідом і трампліном для подальшої професійної самореалізації. Успішність у навчанні повинна бути головним мотивом, стимулом, який сприятиме досягненню високих професійних висот.

Зараз система освіти переорієнтується, і всі ми є свідками її модернізації, яка спрямована на посилення співробітництва між університетами з метою забезпечення якості вищої освіти та високого рівня професійної підготовки майбутніх спеціалістів.

Література:

1. Гуляєва Н.М. Мобільність викладачів і студентів: проблеми та орієнтири // Матеріали VI щорічної міжнародної конференції «Розбудова менеджмент-освіти в Україні» (17–19 лютого 2005 року м. Дніпропетровськ). – К.: Навч.-метод. центр «Консорціум із удосконалення менеджмент-освіти в Україні», 2005. – С. 76–81.

2. Закон України «Про вищу освіту» від 01.07.2014 № 1556-VII / Офіційний веб-сайт Верховної Ради України [Електронний ресурс] – Режим доступу: <http://zakon4.rada.gov.ua/laws/show/1556-18>.

3. Згуровський М.З. Болонський процес – структурна реформа вищої освіти на європейському просторі [Електронний ресурс] / М.З. Згуровський. – Режим доступу: <http://www.idn.polynet.lviv.ua>.

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНЕ ОКИСНЕННЯ СПЛАВІВ

СИСТЕМ Ni–Cr–Al, Fe–Cr–Al

Утворення на поверхні високотемпературних сплавів захисного оксидного шару під час окиснення призводить до монотонного збіднення хрому або алюмінію у приповерховому шарі [1].

Особливо критичним це явище є для тонкостінних деталей з обмеженим вмістом основних легувальних елементів. Критичне збіднення Cr та Al в таких деталях з перебігом часу призводить до окиснення елементу основи сплаву – заліза або нікелю. Цей феномен катастрофічного окиснення, який у літературі прийнято називати «*Breakaway oxidation*» або «*Breakaway*» [2], вважається критерієм вичерпання хімічного ресурсу деталі, або тривалістю життя.

Перехід до окиснення по типу *Breakaway* характеризується різким збільшенням швидкості окиснення та утворенням на поверхні оксидів заліза або нікелю.

Ймовірно, що хімічний ресурс збільшується разом з товщиною зразка й зменшується з температурою. Проблема прогнозування терміну експлуатації та підбору матеріалу стає особливо актуальною під час проектування високотемпературних деталей, коли виникає потреба в оптимізації товщини стінки деталей, наприклад, паливоспалювальних пристроїв котлоагрегатів теплових електростанцій з точки зору економічної ефективності й вартості матеріалу тощо.

Теорія Вагнера була значним кроком до кращого розуміння природи окиснення металів. Проте ця модель має істотні обмеження через припущення гомогенності та монокристалічності оксидної плівки, що унеможливорює її застосування до таких технологічно важливих оксидів, як Cr_2O_3 і Al_2O_3 . Обидва оксиди є термодинамічно стабільнішими за оксиди заліза, нікелю або кобальту [3, 4] та, відповідно, майже не виявляють відхилень від стехіометрії. При таких низьких концентраціях точкових дефектів в

оксиді найнезначніші домішки в металі можуть суттєво вплинути на структуру і концентрацію дефектів в оксиді та кінетику росту оксидної плівки.

Окалина Al_2O_3 утворюється на сплавах Fe-Al, Fe-Cr-Al, Ni-Cr-Al. Установлено, що реакція окиснення відбувається на границі «оксид–метал», внаслідок дифузії молекулярного кисню границями зерен Al_2O_3 до поверхні металу.

Реагуючи з агресивним середовищем за високих температур, багатокомпонентні металеві сплави утворюють на поверхні як однорідні, так і складні оксидні конгломерати. Склад таких оксидних шарів зазвичай залежить від температури, хімічного складу сплаву, мікроструктури та хімічного складу атмосфери. З практичної точки зору для більшості високотемпературних сплавів бажаним є формування на поверхні металу зовнішнього однорідного оксидного шару. Проте досить часто металеві сплави зазнають внутрішнього окиснення – утворення дрібних (декілька мкм в діаметрі) часточок різної форми в приповерхневому шарі металу. У широкому сенсі мова йде про внутрішню корозію.

Класичний теоретичний аналіз феномена внутрішнього окиснення запропонував Вагнер [5], який розглядав бінарний сплав $A-B$, в якому окиснюється лише більш споріднений до кисню компонент B .

Досягти окиснення компоненту B вдається застосуванням атмосфер з низьким парціальним тиском кисню в газових сумішах $\text{H}_2/\text{H}_2\text{O}$ та CO/CO_2 .

У випадку стабільних оксидів (наприклад, Cr_2O_3 та Al_2O_3) показано, що швидкість внутрішнього окиснення лімітована дифузією кисню в сплаві. Відповідно, кінетика росту зони внутрішнього окиснення є параболічною.

Оскільки переважна більшість високотемпературних матеріалів ґрунтується на таких простих подвійних (Ni-Al і Fe-Al) та потрійних системах (Ni-Cr-Al – аустенітного класу і Fe-Cr-Al – феритного класу), розглянемо основні особливості високотемпературного окиснення в цих системах.

Сплави з низьким вмістом алюмінію (до 5%) утворюють зовнішню окалину NiO і зону внутрішнього окиснення, що містить шпінель NiAl_2O_4 і Al_2O_3 в широкому температурному інтервалі. При вищих концентраціях алюмінію (5...12%) спостерігається утворення зовнішньої окалини Al_2O_3 , яка внаслідок її руйнування з часом переростає у змішану окалину, що містить NiO та NiAl_2O_4 . Підвищення температури або концентрації алюмінію (понад 12%) призводить до утворення суцільної зовнішньої окалини Al_2O_3 . Таким чином було підтверджено залежність складу окалини від концентрації алюмінію та визначено мінімальне значення для утворення зовнішньої окалини Al_2O_3 на рівні 7,0...12,5 мас. %.

Необхідно відзначити, що розрахунок кількості алюмінію ускладнений особливостями дифузії кисню в зоні внутрішнього окиснення.

Установлено, що за низьких температур проникність кисню, на декілька порядків вище внаслідок швидкої дифузії кисню границями голкоподібних зерен Al_2O_3 , які є притаманними для цієї зони в сплавах системи Ni-Al.

Система Fe-Al якісно є досить подібною до системи Ni-Al з точки зору температурної залежності складу окалини. Установлено, що вже за відносно невисоких концентрацій алюмінію (від 3 мас. %) в широкому інтервалі температур 500...1000 °C спостерігається характерний склад окалини: тонка прозора плівка Al_2O_3 , вкрита оксидами заліза. Така окалина досить швидко втрачає захисні властивості через надзвичайно високу швидкість росту оксидів заліза. Таким чином, низьколеговані сплави в системах Ni-Al і Fe-Al є абсолютно технологічно непридатними до застосування за високих температур. З підвищенням концентрації алюмінію стійкість до окиснення цих матеріалів значно покращується. Натомість втрачається пластичність і тріщиностійкість через утворення інтерметалідів NiAl і FeAl.

Сплави систем Fe-Cr і Ni-Cr можна вважати першими високотемпературними матеріалами. Низьколеговані сплави з вмістом хрому до 10 мас. % характеризуються утворенням зовнішньої окалини оксиду типу MO й внутрішнім окисненням хрому [6]. З перебігом реакції границя «оксид–метал» зміщується всередину вбік зони внутрішнього окиснення, де відбувається взаємодія MO з Cr_2O_3 з утворенням шару шпінелі $(\text{Ni/Fe})\text{Cr}_2\text{O}_4$. Вміст шпінелі в окалині монотонно збільшується з концентрацією хрому в сплаві з подальшим переходом до утворення зовнішньої окалини Cr_2O_3 . Зміна складу окалини під час окиснення відповідним чином відображаються на швидкості окиснення.

У роботі [7] експериментально встановлено, що для сплавів Fe-Cr і Ni-Cr найнижча швидкість окиснення спостерігається за концентрації хрому 18...22% мас. Цей результат став основою всіх сучасних високолегованих високотемпературних сплавів на основі заліза та нікелю, які утворюють захисну окалину Cr_2O_3 . Відповідно, сплави на основі кобальту легують на рівні 25...30% мас. хрому для досягнення оптимальної корозійної стійкості.

Пізніші роботи над сплавами Fe-Cr і Ni-Cr [8] були спрямовані на визначення критичних параметрів переходу від внутрішнього до зовнішнього окиснення й навпаки – залежно від температури експлуатації. Зокрема, велику увагу було приділено феномену – переходу від захисного режиму окиснення з утворенням зовнішньої окалини Cr_2O_3 до утворення оксидів металу основи сплаву внаслідок критичного збіднення хрому в приповерхневому шарі сплаву. Установлено, що в інтервалі температур застосування сплавів на

основі системи М-Сr (700...1000 °С) критичне значення концентрації хрому, за якої відбувається перехід окиснення, становить 8...10 мас. %.

Сплави на основі систем М-Сr-Al (М = Ni, Cr) можуть утворювати зовнішню окалину Al_2O_3 , що дає змогу створення на їхній основі конструктивних матеріалів для застосування за температур, вищих за 1000 °С.

Сплави з низьким вмістом хрому та алюмінію утворюють на поверхні зовнішню окалину NiO (система Ni -Cr-Al), під якою відбувається внутрішнє окиснення хрому й алюмінію. Зі збільшенням концентрації хрому в сплаві до 20 мас. % відбувається перехід до зовнішнього окиснення хрому, проте алюміній продовжує окиснюватися внутрішньо під окалиною Cr_2O_3 (рис. 1). Паралельне підвищення концентрації хрому до 20% хрому і 4...5% алюмінію призводить до утворення зовнішньої окалини Al_2O_3 .

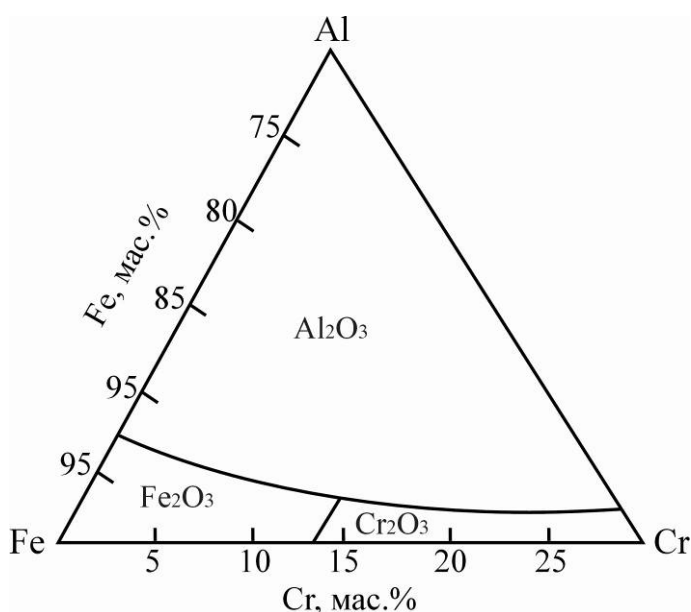


Рис. 1. Діаграма окиснення для систем Fe-Cr-Al [9] за 1000 °С

20 мас. % хрому, то сплав Fe-Cr-Al утворює зовнішній оксид алюмінію вже за 2...3 мас. % алюмінію в сплаві.

Установлено, що вже за 5 мас. % хрому в сплаві зменшується розчинність кисню на один порядок, а сплав Ni-5Cr-4Al за 1200 °С утворює зовнішню окалину Al_2O_3 . Очевидно, що 5 мас. % хрому недостатньо для утворення проміжної зовнішньої окалини Cr_2O_3 . Таким чином, в системі Ni-Cr-Al й подібних до неї системах хром впливає на проникність кисню в основу металу.

Слід зазначити, що хром підвищує хімічний потенціал і швидкість дифузії алюмінію в сплавах Ni-Cr-Al. Підвищена дифузія алюмінію сприяє утворенню зовнішнього оксиду алюмінію, проте однозначного підтвердження цього механізму в літературі немає.

Система Fe-Cr-Al є схожою до Ni-Cr-Al і ще більше схильною до утворення зовнішньої окалини Al_2O_3 . У порівнянні зі сплавами Ni-Cr-Al з характерною кристалічною ГЦК-ґраткою дифузія алюмінію та хрому в ОЦК-ґратці фериту (Fe-Cr і Fe-Cr-Al) є швидшою, в середньому, на один порядок [10].

Підвищення дифузії алюмінію у фериті сприяє зниженню вмісту алюмінію у сплаві, що загалом підтверджується експериментальними даними. Якщо сплав містить

Очевидно, що дифузійна теорія внутрішнього окиснення не враховує великої кількості структурних факторів, які впливають на співвідношення кисню та легувального елемента: по-перше, склад внутрішніх оксидів впливає на ефективну швидкість дифузії кисню в зоні внутрішнього окиснення, по-друге, механічне оброблення поверхні впливає на швидкість дифузії основи металу сплаву й в третє, ізоморфність оксидів Cr_2O_3 та Al_2O_3 сприяє швидшому росту зерен у зоні внутрішнього окиснення й обумовлює швидший перехід до щільної зовнішньої окалини [11].

Наведені вище відомості стали основою практичних рекомендацій як до розроблення нових високотемпературних сплавів (хімічний склад, легування, мікроструктура), так і до подальшого оброблення матеріалів (механічне оброблення) з метою підвищення їхньої жаростійкості.

Література:

1. Bastow, B.D.; Whittle, D.P.; Wood, G.C., Alloy depletion profiles resulting from preferential removal of less noble-metal during alloy oxidation. *Oxidation of Metals* **1978**, 12 (5), 413-438.
2. Evans, H.E.; Donaldson, A.T.; Gilmour, T.C., Mechanisms of breakaway oxidation and application to a chromia-forming steel. *Oxidation of Metals* **1999**, 52 (5-6), 379-402.
3. Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1965. – 315 с.
4. Бенар Ж. Окисление металлов. Теоретические основы. – М.: Металлургия 1968. – 499 с.
5. Wagner, C., Reaktionstypen bei der Oxydation von Legierungen. *Zeitschrift fur Elektrochemie* **1959**, 63 (7), 772-790.
6. Stott, F.H.; Wood, G.C., The mechanism of oxidation of Ni-Cr-Al alloys at 1000°–1200°C. *Corrosion Science* **1971**, 11 (11), 799-812.
7. Wood, G.C.; Wright, I.G.; Hodgkiess, T.; Whittle, D.P., A comparison of the oxidation of Fe-Cr, Ni-Cr and Co-Cr alloys in oxygen and water vapour. *Werkstoffe und Korrosion* 1970, 21 (11), 900-910.
8. Essuman, E.; Meier, G.H.; Zurek, J.; Hansel, M.; Quadakkers, W.J., The effect of water vapor on selective oxidation of Fe-Cr alloys. *Oxidation of Metals* 2008, 69 (3-4), 143-162.
9. Tomaszewicz, P.; Wallwork, G.R., Observations of nodule growth during the oxidation of pure binary iron-aluminum alloys. *Oxidation of Metals* **1983**, 19 (5), 165-185.

10. Bowen, A.W.; Leak, G.M., Solute diffusion in alpha-iron and gamma-iron. *Metalurgical Transactions* **1970**, *1* (6), 1695-1700.
11. Niu, Y.; Zhang, X.J.; Wu, Y.; Gesmundo, F., The third-element effect in the oxidation of Ni-xCr-7Al (x = 0, 5, 10, 15 at.%) alloys in 1 atm O₂ at 900–1000 °C. *Corrosion Science* **2006**, *48* (12), 4020-4036.

Ясюков В.В., Воронова О.И., Тур М.П.

(ОНПУ, г. Одесса)

**ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПРИГАРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И
ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК**

E-mail: tuma@bk.ru

Наиболее распространенным дефектом литья является пригар. Наличие пригара на поверхности отливки непосредственно влияет на механические и эксплуатационные свойства.

Влияние качества поверхности на механические свойства при переменных нагрузках может колебаться в широких пределах и зависит от величины шероховатости. Это объясняется концентраторами напряжений, которые вызывают усталостные трещины.

При оценке влияния состояния поверхности на эксплуатационные свойства отливок необходимо учитывать следующие факторы:

- жаростойкость отливок (например, печная арматура) при наличии на поверхности фаляита и других легкоплавких соединений оксидов железа, приводит к значительной потере массы при эксплуатации;
- коэффициент полезного действия деталей гидроаппаратуры (лопастные колеса насосов, лопасти гребных винтов, лопасти низконапорных гидротурбин электростанций, статоров и роторов турбобуров) зависит от шероховатости рабочих поверхностей;
- величина припусков на механическую обработку зависит от качества обрабатываемой поверхности;
- эмалирование отливок (нефтехимическое и сантехническое оборудование) затруднено при наличии пригара и высокой шероховатости поверхности;
- наплавка поверхности отливок (буровые шарошки, зубья экскаваторов и др.) требует чистой от пригара поверхности.

Возрастающие требования к повышению геометрической точности отливок и эксплуатационной надежности литых деталей породило большое количество теоретических, экспериментальных и практических разработок по уменьшению пригара [1].

Авторы рассматривают следующие основные мероприятия по предотвращению пригара:

- использование приемов раскисления металла, минимизирующих количество оксидов на поверхности;
- применение новых технологических процессов;
- традиционные методы борьбы с пригаром – краски, припылы и др.

Хорошие результаты в борьбе с пригаром достигаются при замене кварцевого песка другими формовочными материалами, например, хромомагнетитом, оливином.

Литература:

1. В.В. Ясюков, О.И. Воронова, Я.М. Рудницкий Влияние пригара на свойства отливок и меры борьбы с ним // Металл и литье Украины. – №6. – 2016. – С. 26-31.