

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

X Міжнародної науково-технічної конференції

Присвячено 120-річчю

Національного технічного університету України

„Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”

Україна, Київ

2018

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

X Міжнародної науково-технічної конференції

Присвячено 120-річчю

*Національного технічного університету України
„Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”*

Україна, Київ

2018

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

Рекомендовано до друку вченою радою ІФФ НТУУ „КПІ”

Протокол № 04/18 від 03.04.2018 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-2018: матеріали науково-технічної конференції, 24...25 квітня 2018 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2018. – 211 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, 2018

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

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)

Рюдігер 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

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

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>Aikin M.D., Shalomeev V.A., Chorniy V.M (ZNTU, Zaporizhzhya) A REVIEW OF BIODEGRADABLE MATERIALS USED FOR OSTEOSYNTHESIS.....</i>	<i>14</i>
<i>Aikin M.D., Shalomeev V.A., Tsivirko E.I., Lukyanenko O.S. (ZNTU, Zaporizhzhya) OPTIMIZATION OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF MAGNESIUM ALLOY FOR BIODEGRADABLE IMPLANTS USING EXPERIMENT PLANNING.....</i>	<i>15</i>
<i>Chernyavsky V.V., Vitryak T.V., Yurkova A.I. (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv) AlNiCoFeCrTiB_x HIGH-ENTROPY ALLOY COATINGS RESULTED FROM ELECTRON BEAM WELDING</i>	<i>16</i>
<i>Cheylyakh Y.A.¹, Cheiliakh A.P.² (¹ Ilyich Iron and Steel Works in Mariupol, Mariupol; ² HSEI “Pryazovskyi State Technical University”, Mariupol) PARTS RENEWAL BY MEANS OF HARDFACING OF WEAR-RESISTANT METASTABLE METAL AND NEW METHODS OF ITS SURFACE STRENGTHENING.....</i>	<i>17</i>
<i>Yuzhda Yu., Samarai V. (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv) THE DEVELOPMENT AND INVESTIGATION OF A GENETIC ALGORITHM FOR SOLVING THE DIOPHANTINE EQUATION.....</i>	<i>18</i>
<i>Zhbanova O., Saithareyev L. (State Higher Educational Institution National University, Kryvyi Rih) INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF ELECTRO-IMPULSE CURRENT ON MANGANIFEROUS LIQUID-ALLOY.....</i>	<i>19</i>
<i>Абдуллаєва Е.Р., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНИХ ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ БОРУ</i>	<i>21</i>
<i>Андрусяк А.В., Величкович А.С., Петрик І.Я. (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ) АНАЛІТИКО-ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МОДЕЛЬ МІЦНОСТІ НАДЗЕМНИХ ПЕРЕХОДІВ ГАЗОНАФТОПРОВІДІВ</i>	<i>22</i>
<i>Афтандилянц Е.Г. (НУБІП, г. Киев) КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ СТАЛЕЙ</i>	<i>23</i>
<i>Афтандилянц Е.Г. (НУБІП, г. Киев) МОДИФИЦИРОВАНИЕ И МИКРОЛЕГИРОВАНИЕ ЛИТОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ</i>	<i>24</i>
<i>Афтанділянц Є.Г. (НУБІП, м. Київ) НАВЧАННЯ ТЕХНІЧНИХ ДИСЦИПЛІН АНГЛІЙСЬКОЮ МОВОЮ</i>	<i>25</i>
<i>Бажмина Э.А., Гонтаренко В.И., Гаркавенко В.Р. (ЗНТУ, г.Запорожье) РАСШИРЕНИЕ МЕТОДИКИ ОБУЧЕНИЯ СТУДЕНТОВ В ВУЗАХ</i>	<i>26</i>
<i>Бажміна Е.А., Гонтаренко В.І., Герасименко В.В. (ЗНТУ, м.Запоріжжя) АСПЕКТИ ВИКОРИСТАННЯ 3D</i>	<i>28</i>
<i>Бажміна Е.А. (ЗНТУ, м.Запоріжжя) БЛОГ З ІНЖЕНЕРНОЇ ГРАФІКИ У ВИЩІЙ ШКОЛІ</i>	<i>29</i>
<i>Белік В.І., Пригунова А.Г., Дука В.М., Семенченко А.І. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЕФЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ ЛІГАТУР AlTi5B1 ТА AlTi5 ПРИ ОДЕРЖАННІ ЗАГОТІВОК ДЛЯ РЕОЛИТТЯ ЗІ СПЛАВУ АК7ч.....</i>	<i>30</i>
<i>Булига Д.С. (КПІ ім. І. Сікорського, м. Київ) АНАЛІЗ БРАКУ ВИЛИВКІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ.....</i>	<i>31</i>
<i>Бурда М. Й., Дейнега Р.О., Михайлюк В.В., Петрик І.Я., Харламов Б.В. (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ) ЗВ'ЯЗОК ЗМІНИ ХАРАКТЕРИСТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ</i>	

КРИСТАЛІЧНОЇ ГРАТКИ ІЗ ПРИХОВАНОЮ ТЕПЛОТОЮ ТВЕРДОФАЗОВОГО ПРЕТВОРЕННЯ	33
Бутенко А.В., Брунеткин А.И., Демиденко В.Э. (ОНПУ, г. Одесса) МЕТОД ОБЕЗРАЗМЕРИВАНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ	34
Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М. (УО «БрГТУ», г. Брест, Беларусь) ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ НОЖЕЙ КУТТЕРА ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С ПОМОЩЬЮ ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ	36
Верховлюк А.М., Щерецкий А.А., Сергиенко Р.А., Каниболоцкий Д.С. (ФТИМС НАН України, г. Киев) НЕКОТОРЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ПРЕЦИЗИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ	37
Вінтоняк С.Ю. (КПІ ім. Ігоря Сікорського) ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ РІЖУЧИХ КРОМОК КОМБІНОВАНОЮ ОБРОБКОЮ	38
Ворон М.М., Дрозд Е.О., Матвієць Е.А. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ДОСЯГНЕННЯ У ЗАСТОСУВАННІ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ЛИВАРНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ	41
Восколович В.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ У ЛИВАРНМУ ВИРОБНИЦТВІ	42
Глотка А.А. (ЗНТУ, г. Запоріжжя) ПРИРОДА КАРБИДОВ В ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ	43
Гнатенко М.О.¹, Петрик И.А.¹, Чигилейчик С.Л.¹, Наумик В.В.², Овчинников А.В.² (¹ОАО «Мотор Сич», ²ЗНТУ г. Запоріжжя) ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ АВИАЦИОННЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ	44
Головаченко В.П.¹, Пригунова А.Г.¹, Цір Т.Г.¹, Кошелев М.В.¹, Шеневідько Л.К.¹, Вернидуб А.Г.¹, Титов А.В.² (¹ФТИМС НАН України, ²КПІ ім. І. Сікорського, м. Київ) ОСОБЛИВОСТІ УТВОРЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ В ЛИТИХ ЗРАЗКАХ ІЗ ВИСОКОМІЦНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ МАРКИ В95 ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ В ПРОЦЕСІ ТИКСОФОРМІНГУ	45
Гонтаренко В.І., Бялік Г.А., Марченко Д.М., Бажміна Е.А. (ЗНТУ, м. Запоріжжя) ВИПЛАВКА СТАЛІЗ ВИКОРИСТАННЯМ ВТОРИННОЇ СИРОВИНИ З ДОМІШКАМИ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ	46
Губенко С.И. (НМетАУ, г. Днепр) ОБРАЗОВАНИЕ ЧАСТИЦ ИЗНОСА НА ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ	47
Гурія І.М., Нечипоренко І.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ПОРШНІВ ІЗ СПЛАВУ АК12М2МГН	56
Даценко И.П.¹, Фесенко М.А.², Самарай В.П.². (¹Национальный университет обороны Украины им. И. Черняховского, г. Киев), (²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) К ВОПРОСУ О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СВАРКИ МОДУЛИРОВАНЫМ ТОКОМ САМОЗАЩИТНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ В ПРОИЗВОДСТВЕ ..	57
Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН України, г. Киев) НОВІ СПОСОБИ КОНТРОЛЮ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ З ЧКГ	58
Доценко Н.В., Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В. (НМетАУ, м. Дніпро) ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-SI	59

Єфімова В.Г. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ГІДРОДИНАМІКИ ПРОМІЖНОГО КОВША НА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ВИДАЛЕННІ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ МБРЗ.....	60
Жижкина Н.А., Карпов А.А. (ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет», г. Брянск) МЕТОДЫ ИСПРАВЛЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ДЕФЕКТОВ.....	61
Жижкина Н.А., Пахоменков Д.А. (ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет», г. Брянск) АНАЛИЗ МЕТОДОВ РАФИНИРОВАНИЯ СТАЛИ	62
Завертайло М.В., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ	63
Зайцев Б.В. Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПРОБЛЕМАТИКА ГІДРОАБРАЗИВНОГО ЗНОШУВАННЯ ТА ЛИВАРНІ СПЛАВИ ДЛЯ ПРОТИДІЇ ЙОМУ.....	64
Затуловский А. С., Щерецкий В.А., Малявин А.Г. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ ЭКЗОГЕННЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ	65
Затуловский А.С., Щерецкий В.А., Ивахненко М.О. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ТРАЕКТОРИЯ ДВИЖЕНИЯ ЧАСТИЦ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ ЛИТЬЕ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТОВ.....	66
Затуловский А.С., Щерецкий В.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ЛИТЫЕ МЕДНОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ, АРМИРОВАННЫЕ ЭНДОГЕННЫМИ ВЫСОКОМОДУЛЬНЫМИ ФАЗАМИ, КОТОРЫЕ ОБРАЗУЮТСЯ ЗА СЧЕТ ТВЕРДО-ЖИДКОГО МАССОПЕРЕНОСА И МОНОТЕКТИЧЕСКОГО РАССЛОЕНИЯ ЖИДКОСТЕЙ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ	69
Затуловский А.С., Щерецкий В.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АНТИФРИКЦИОННЫХ БИМЕТАЛЛОВ С ПЛАКИРУЮЩИМ СЛОЕМ ИЗ ЛИТОГО КОМПОЗИТА И МЕДНОГО СПЛАВА	70
Затуловський А.С., Лакєєв В.А., Щерецький В.О. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ ПРОДУКТІВ РЕЦИКЛІНГУ КОМПОЗИТІВ В ЯКОСТІ АРМУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ.....	72
Иванова Л.Х., Николаенко А.А. (НМетАУ, г. Днепр) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАЛИВКИ ПРОКАТНОГО ВАЛКА.....	73
Иванов В.Г., Пірождкова В.П. (ЗНТУ, м. Запоріжжя) ВПЛИВ КИСНЮ НА ФОРМОУТВОРЕННЯ ГРАФІТУ У ЧАВУНАХ.....	74
Кавериский В.В., Сухенко З.П. (ИПМ НАН Украины, г. Киев) ЛАБОРАТОРНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ КОНТРОЛИРУЕМОЙ НОРМАЛИЗАЦИИ МАЛОГАБАРИТНЫХ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ.....	75
Казимиров И.П.¹, Белименко С.С.², Александров А.Г.¹, Коломиец Е. В.¹ (¹ГВУЗ УДХТУ, г. Днпр; ²ООО «Теплотехника», г. Днепр) ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ТВЕРДОТОПЛИВНОГО ТЕПЛООВОГО АККУМУЛЯТОРА.....	76
Карпець М.В.¹, Рокицька О.А.¹,Крапівка М.О.¹,Якубіє М.І.¹, Дудак О.О.² (¹ ИПМ НАНУ; ²КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТРУКТУРА ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ОКАЛИНИ НА СПЛАВІ FE35NI25CO15CR20AL5 ПІД ЧАС ОКИСНЕННЯ ПРИ 900 °С	78

<i>Касьяненко М.В.¹, Куциба П.В.¹, Габ А.И.¹, Малышев В.В.^{1,2} (¹Університет «Україна»; ²Інститут общей и неорганической химии, г. Киев) СИЛИЦИРОВАНИЕ И БОРИРОВАНИЕ ВОЛЬФРАМА В СОЛЕВЫХ РАСПЛАВАХ.....</i>	<i>79</i>
<i>Кивгило Б.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) 3D ДРУК У ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ</i>	<i>80</i>
<i>Кисла Г.П., Сисоєв М.О., Черевко В.О., Любарець Є.Б., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) КОМПОЗИТИ НА ОСНОВІ SiB₆, ОТРИМАНІ РЕАКЦІЙНИМ СПІКАННЯМ</i>	<i>81</i>
<i>Ковалевич Е.В. (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва) ОСНОВЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ</i>	<i>83</i>
<i>Ковальчук А.Г., Ямшинский М.М., Федоров Г.Е. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЖАРОСТОЙКОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ОТЛИВОК</i>	<i>84</i>
<i>Коломієць О.В., Буличов В.В. (ДВНЗ «Український держаний хіміко-технологічний університет», м. Дніпро) ЕНЕРГОЕФЕКТИВНИЙ ЕКОЛОГІЧНИЙ ПІРОЛІЗНИЙ РЕАКТОР ДЛЯ УТИЛІЗАЦІЇ ЗНОШЕНИХ ШИН.....</i>	<i>87</i>
<i>Косенко В.А., Драгун Ю.О. (Університет «Україна» м. Київ) НАНОКЕРАМІКА- ПЕРСПЕКТИВНИЙ МАТЕРІАЛ МАШИНОБУДУВАННЯ.....</i>	<i>88</i>
<i>Косенко В.А., Литвиненко А.М. (Університет «Україна», м. Київ) НЕОРГАНІЧНІ НАНОМАТЕРІАЛИ – ВІСКЕРИ.....</i>	<i>89</i>
<i>Косенко В.А., Сидоренко І.І. (Університет «Україна», м. Київ) ДЕТОНАЦІЙНИЙ СИНТЕЗ ОТРИМАННЯ НАНОПОРОШКІВ ДЛЯ МАТЕРІАЛІВ МАШИНОБУДУВАННЯ.....</i>	<i>90</i>
<i>Косенко В.А., Томаз О.О. (Університет «Україна», м. Київ) МЕТОД ГАЗОТЕРМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ НАНОСТРУКТУРНИХ ПОКРИТТІВ.....</i>	<i>91</i>
<i>Костенюк О.В.¹, Мартинюк Я.В.¹, Шахнін Д.Б.¹, Малышев В.В.^{1,2} (¹Університет «Україна»; ²Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ НАНЕСЕННЯМ ГАЛЬВАНОПОКРИВІВ</i>	<i>92</i>
<i>Кочешков А.С., Тошева О.Ю. (КПІ ім. І.Сікорського, м. Київ) КОМПЕНСУЮЧІ ДОБАВКИ ДЛЯ ГПСОВИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ.....</i>	<i>93</i>
<i>Кравченко А.І. , Юркова О.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ФАЗОВИЙ СКЛАД КВАЗІКРИСТАЛІЧНОГО Al₉₄Fe₃Cr₃ СПЛАВУ ПІД ЧАС ВІДПАЛУ.....</i>	<i>95</i>
<i>Кулініч А.А., Беззуб Д.Б., Герасимчук П.В., Курилюк П.В., Голенко В.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ЛІГАТУРИ Al–5%Ti–1%B НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al – Mg – Zn</i>	<i>97</i>
<i>Кулініч А.А., Беззуб Д.Б., Герасимчук П.В., Курилюк П.В., Голенко В.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ЧАСУ ВИТРИМКИ МІЖ ГАРУВАННЯМ ТА ШТУЧНИМ СТАРІННЯМ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ Al – 5%Mg – 2%Zn.....</i>	<i>98</i>
<i>Кулініч А.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ РОЗМІРУ ДЕНДРИТНОЇ КОМІРКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ AM₂10.....</i>	<i>99</i>
<i>Лапіка А.А., Коломієць О.В., Сухий К.М. (ДВНЗ «Український держаний хіміко-технологічний університет», м. Дніпро) ЕНЕРГОЕФЕКТИВНИЙ АДСОРБЦІЙНИЙ ТЕПЛОВИЙ НАСОС.....</i>	<i>101</i>

Левківський І.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ РОЗРАХУНКОВОЇ ПЛОЩІ КРИЛА ТА ЗЛІТНОЇ ТЯГИ ДВИГУНІВ ВІД МАСИ КОРИСНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА ПРИКЛАДІ ЛІТАКА Ан-124.....	102
Лисенко Т.В., Тур М.П., Гетьман Т.В. (ОНПУ, м. Одеса) УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ АРМАТУРНИХ ВИЛИВКІВ.....	104
Лисенко Т.В., Козішкурт Є.М., Гетьман Т.В. (ОНПУ, м. Одеса) МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ З КОЛЬОРОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ ЛИТТЯМ ПІД НИЗЬКИМ ТИСКОМ.....	105
Лобачова Г.Г., Іващенко Є.В., Гурська В.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ СКЛАДУ РІДИННОГО СЕРЕДОВИЩА НА ФОРМУВАННЯ Тi-Cr ТА Cr-Ti ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ ПОКРИТТІВ НА СТАЛІ 40X13.....	106
Лук'яненко І.В., Кошіль А.В., Фесенко М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ З ОДНОГО ВИХІДНОГО РОЗПЛАВУ.....	107
Лысенко Т.В., Замятин Н.И., Тур М.П. (ОНПУ, г. Одесса) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИЛИКОНОВЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЗИН ДЛЯ ОБЛИЦОВКИ КОКИЛЕЙ ПРИ ЛИТЬЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИНКА И ОЛОВА.....	108
Лютый Р.В., Деркач Д.О., Мартиненко І.О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПЕРСПЕКТИВИ ВПРОВАДЖЕННЯ У ВИРОБНИЦТВО НОВИХ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ.....	109
Лютый Р.В., Прилуцький М.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ КОНТАКТНОГО ТЕПЛООБМІНУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ.....	110
Лютый Р.В., Скирденко М.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ДІЇ РІДКИХ ЗАТВЕРДЖУВАЧІВ НА СУМІШІ З ФОСФАТНИМИ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМИ КОМПОНЕНТАМИ.....	112
Лютый Р.В., Шейко О.І., Скирденко М.В., Кущерева А.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗМІЦНЕННЯ СУМІШЕЙ З АЛЮМІНАТОМ НАТРІЮ.....	115
Мазорчук В.Ф., Репях С.И., Узлов К.И., Усенко Р.В., Дзюбина А.В. (НМетАУ, г. Днепр) ПОЮЩАЯ БРОНЗА.....	116
Максюта І.І., Квасницька Ю.Г., Михнян О.В., Нейма О.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ РОЗЧИНЕННЯ ППС-МОДЕЛЕЙ ПРИ ЛИТТІ У КОМПЛЕКСНОМОДИФІКОВАНІ КЕРАМІЧНІ ФОРМИ.....	119
Малинов В.Л. (ООО «Бюро Веритас», г. Мариуполь) АБРАЗИВНАЯ И УДАРНО-АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА СИСТЕМ Fe-Cr-Mn-C И Fe-Cr-Mn-Nb, НАНЕСЕННОГО ПОРОШКОВЫМИ ЛЕНТАМИ.....	120
Малинов Л.С., Бурова Д.В. (ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь) УЛУЧШЕНИЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БОЛЕЕ НИЗКИХ, ЧЕМ ПРИ ТИПОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ, ТЕМПЕРАТУР НАГРЕВА ПОД ЗАКАЛКУ И ОТПУСК.....	121
Малинов Л.С., Бурова Д.В. (ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь) ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ ЭКОЛОГИЧНЫЕ СПОСОБЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ.....	122

- Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.² (¹ГВУЗ «ПГТУ»; ²ООО «Бюро Веритас», г. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРГАНЦОВИСТОГО МЕТАЛЛА ПОЛУЧЕНИЕМ В ЕГО СТРУКТУРЕ ВТОРИЧНОГО МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА 123**
- Малинов Л.С., Малышева И.Е. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ЗАКАЛКА ЦЕМЕНТИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР, ОБЫЧНО НЕ ПРИМЕНЯЕМАЯ НА ПРАКТИКЕ, ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ..... 124**
- Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) АРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ ЛОКАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ОБРАБОТКОЙ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ..... 125**
- Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ РЯДА СТАЛЕЙ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ... 126**
- Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ГАЗОВОГО ПОТОКА В КАЧЕСТВЕ АЛЬТЕРНАТИВЫ НЕЭКОЛОГИЧНЫМ ЗАКАЛОЧНЫМ СРЕДАМ. 127**
- Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПОЛУЧЕНИЕ ДИФФУЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ БОЛЬШОЙ ТОЛЩИНЫ, НЕ РЕАЛИЗУЕМЫХ ИЗВЕСТНЫМИ СПОСОБАМИ..... 128**
- Мельник Х.Р., Кухар І.С. (Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів) КОРОЗИЙНА ПОВЕДІНКА СТАЛІ Х18Н10Т У РОЗПЛАВІ СВИНЦЮ..... 129**
- Михальченко В.С.¹, Покойовий С.В.¹, Габ А.І.¹, Малишев В.В.^{1,2} (¹Університет «Україна»; ²Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ) ЕЛЕКТРОХІМІЧНА ПОВЕДІНКА ТА ПОЛІРУВАННЯ МОЛІБДЕНУ В НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНИХ РОЗПЛАВАХ..... 130**
- Міненко А.Л.¹, Ромашко М.В.¹, Шахнін Д.Б.¹, Малишев В.В.^{1,2} (¹Університет «Україна»; ²Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ) ЕЛЕКТРОХІМІЧНА ПОВЕДІНКА ТА ЕЛЕКТРООСАДЖЕННЯ МОЛІБДЕНУ В НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНИХ РОЗПЛАВАХ..... 131**
- Мініцький А.В., Радчук С.В., Мініцька Н.В., Ковтун Б.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОТРИМАННЯ ПЛАКОВАНИХ ЗАЛІЗНИХ ПОРОШКІВ ДЛЯ МАТЕРІАЛІВ КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ..... 132**
- Мусаєв В.А.¹, Попіль В.С.¹, Габ А.І.¹, Малишев В.В.^{1,2} (¹Університет «Україна»; ²Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ) ПОСТІЙНОСТРУМОВЕ ЕЛЕКТРООСАДЖЕННЯ ПОКРИВІВ ТИТАНУ НА ВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ..... 133**
- Нурадинов А.С., Шейгам В.Ю., Пригунова А.Г., Цир Т.Г., Шеневидько Л.К. (ФТИМС НАН України, г.Киев) УПРАВЛЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЕМ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ПРИ ПОМОЩИ ВИБРИРУЮЩЕГО КРИСТАЛЛИЗАТОРА 134**
- Одарченко И.Б., Прусенко И.Н. (ГГТУ им. П.О. Сухого, г. Гомель, Республика Беларусь) ОЦЕНКА ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ СЛОЖНОСТИ ВНУТРЕННИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ОТЛИВОК КАК ЭТАП ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ..... 135**
- Панконін К.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) РОЛЬ ЯКОСТІ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ ПРИ МЕТОДІ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ, У ЮВЕЛІРНОМУ ЛИТВІ..... 136**

<i>Пекельный В.Р.¹, Золотухин А.А.¹, Габ А.И.¹, Малышев В.В.^{1,2} (¹ Университет «Украина»; ² Институт общей и неорганической химии, г. Киев)</i> ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ НАНЕСЕНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ВОЛЬФРАМОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАН.....	137
<i>Петруша В.С., Болбут В.В., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО СПЛАВУ Mo – TiV₂.....	138
<i>Прилипко Е.А., Васильев Д.В. (ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев)</i> УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ВАННЫ В УСЛОВИЯХ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИ СВАРКЕ ПОД ВОДОЙ.....	140
<i>Репях С.И., Усенко Р.В. (НМетАУ, г. Днепр)</i> ФОНОННАЯ МОДЕЛЬ ВОЗНИКНОВЕНИЯ КЛАСТЕРОВ ПРИ ПЛАВЛЕНИИ МЕТАЛЛОВ	141
<i>Родичев Ю.М., Качинская И.Р., Самкова Л.Г., Сорока Е.Б. (ИПП имени Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев)</i> ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ХИМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ ЛИСТОВОГО СТЕКЛА	144
<i>Рудь В.Д., Савюк І.В., Самчук Л.М., Повстяна Ю.С. (Луцький НТУ, м. Луцьк)</i> ПЕРСПЕКТИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ПЕРЕРОБКИ ОКАЛИНИ СТАЛЕЙ.....	146
<i>Сазонов М.И., Хвисевич В.М., Веремейчик А.И., Батрак В.В. (УО «БрГТУ», г. Брест, Беларусь)</i> УПРОЧНЕНИЕ РАБОЧЕЙ ЧАСТИ ПРОБИВНОГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ СТАЛИ Х12М ДВИЖУЩЕЙСЯ ПЛАЗМЕННОЙ ДУГОЙ	147
<i>Сердюк В.М.¹, Сташук В.В.¹, Шахнін Д.Б.¹, Малишев В.В.^{1,2} (¹ Університет «Україна»; ² Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ)</i> ІМПУЛЬСНЕ ЕЛЕКТРО- ОСАДЖЕННЯ ПОКРИВІВ ТИТАНУ НА ВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ.....	148
<i>Сиропоршинев Л.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> ВПЛИВ ГРАФІТУ НА КІНЕТИКУ ТВЕРДНЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ НА ОСНОВІ СПУЧЕНОГО ПЕРЛІТУ ТА ПОЛІСТИРОЛОВОГО ЗВ'ЯЗУВАЛЬНОГО КОМПОНЕНТА.....	149
<i>Склярский И.А. (ДНУ им. Олеса Гончара, г. Днепр)</i> 3D ПРИНТЕРЫ-НОВЫЙ ШАГ В КОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ.....	151
<i>Скрипник А.І., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> ДО ПИТАННЯ РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ЖАРОСТІЙКИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ.....	153
<i>Сліпченко К.В. (ІНМ ім. В.М. Бакуля НАНУ, м. Київ)</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ cVN-VC-AL ...	154
<i>Слюсарев В.А., Калюжний П.Б. (ФТИМС НАН України, м. Київ)</i> ДОСЛІДЖЕННЯ СПІКАННЯ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ З МАКРОАРМУВАЛЬНОЮ ФАЗОЮ.....	155
<i>Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> ВПЛИВ ШОРСТКОСТІ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВОГО КОМПОЗИТУ НА ЙОГО ВЗАЄМОДІЮ З РОЗПЛАВОМ АЛЮМІНІЮ	156
<i>Соколовская Л. А., Шинский О.И., Мамышев В.А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев)</i> О ВЛИЯНИИ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ТЕПЛОТВОДА ОТ ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ СЛИТКОВ И ОТЛИВОК.....	158

Степанчук А.М., Похилько Б.В., Хващевський М.Ю. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ СКЛАДУ ТА УМОВ ОТРИМАННЯ НА СТРУКТУРУ СПЛАВІВ Al-Fe.....	159
Степанчук А.Н., Ведель Д.В., Деркач М.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, г. Киев) ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА ПЛАВЛЕНОГО КАРБИДА ЦИРКОНИЯ В ОБЛАСТИ ГОМОГЕННОСТИ	161
Тесля С.Ю., Степанчук А.М., Білик І.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ КОМПОЗИТИВ САМОФЛЮСІВНИЙ СПЛАВ – КАРБИДИ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ.....	163
Титаренко В.В., Заблудовський В.О. (ДНУЗТ, м. Дніпро) МЕХАНІЧНІ ТА ЗАХИСНІ ВЛАСТИВОСТІ ВУГЛЕЦЕВМІСНИХ НІКЕЛЕВИХ ПОКРИТТІВ	165
Тищенко С.А.¹, Улещенко Д.В.¹, Габ А.И.¹, Малышев В.В.^{1,2} (¹Університет «Україна»; ²Інститут общей и неорганической химии, г. Киев) ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЕ ТАНТАЛОВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ФТОРИДНЫХ РАСПЛАВОВ	167
Ткачук О.В., Погрелюк І.М. (ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів) КОМБІНОВАНА ПОВЕРХНЕВА ОБРОБКА ТЕХНІЧНО ЧИСТОГО ТИТАНУ VT1-0.....	168
Томашенко І.А.¹, Чеховский И.Ю.¹, Габ А.И.¹, Малышев В.В.^{1,2} (¹Університет «Україна», ²Інститут общей и неорганической химии, г. Киев) СИНТЕЗ СУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА ЭЛЕКТРОЛИЗОМ РАСПЛАВОВ	169
Троснікова І.Ю., Зайчук Т.П., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ШЛЯХИ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДИХ СПЛАВІВ.....	170
Троснікова І.Ю., Лукашевич В.О., Лобода П.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) НОВІ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ.....	171
Труш В.С.¹, Лук'яненко О.Г.¹, Федірко В.М.¹, Погрелюк І.М.¹, Тихоновський М.І.², Стоєв П.І.² (¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів; ²Інститут фізики твердого тіла, матеріалознавства та технологій ННЦ «ХФТІ» НАН України, м. Харків) ВПЛИВ АЗОТУВАННЯ НА ТРИВАЛУ МІЦНІСТЬ ЗА ТЕМПЕРАТУРИ 380 °С СПЛАВУ Zr-1%Nb.....	172
Федоров М.М. (ДДМА, м. Краматорськ) ВОЛОГОСТАБІЛІЗУЮЧІ ДОБАВКИ ДЛЯ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ СУМІШЕЙ	174
Хворостяний В.В., Родичев Ю.М., Сорока Е.Б. (ІПП ім. Г. С. Писаренко НАН України, г. Киев) ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ ДО СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ	175
Хворостяний В.В. (ІПП ім. Г. С. Писаренко НАН України, г. Киев) ОБОСНОВАНИЕ НЕОБХОДИМОГО ОБЪЕМА ИСПЫТАНИЙ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СТАТИСТИЧЕСКИ ДОСТОВЕРНЫХ ОПРЕДЕЛЕНИЙ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ ДО СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ	176
Христенко В.В.¹, Болобан Є.О.¹, Ушкалова О.В.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського; ²ФТІМС НАН України, м. Київ) РОЗРАХУНОК ВМІСТУ РОЗЧИНЕНИХ ЕЛЕМЕНТІВ В ТВЕРДОМУ РОЗЧИНІ НА ОСНОВІ МІДІ БРОНЗИ КІНЗ ЗА ПОЛІТЕРМАМИ ПИТОМОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ	178

<i>Христенко В.В.¹, Болобан Є.О.¹, Ушкалова О.В.² (КПІ ім. Ігоря Сікорського;² ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> ЗАЛЕЖНІСТЬ ПИТОМОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ БРОНЗИ К1Н3 ВІД ВМІСТУ РОЗЧИНЕНИХ ЕЛЕМЕНТІВ В ТВЕРДОМУ РОЗЧИНІ НА ОСНОВІ МІДІ.....	179
<i>Цедик А.А.¹, Богдан А.В.¹, Шахнин Д.Б.¹, Малышев В.В.^{1,2} (Університет «Україна»;² Інститут общей и неорганической химии, г. Киев)</i> НАТРИЕТЕРМИЧЕСКОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ НИОБИЕВЫХ ПОРОШКОВ.....	180
<i>Чейлях А.П.¹, Давид Луенго Гарсія² (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь;² Политехнический университет Мадрида, Испания)</i> ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ В БИМЕДИЦИНСКОЙ ИНЖЕНЕРИИ – ВАЖНЕЙШАЯ КОМПОНЕНТА АКТИВНОСТЕЙ ПРОЕКТА “BIOART”.....	181
<i>Чернявський В.В., Матвеев О.М., Юркова О.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> БАГАТОКОМПОНЕНТНІ Al-Ni-Co-Fe-Cr-Si-Ti ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ ПОКРИТТЯ НА СТАЛІ.....	183
<i>Шалений Я.М., Доній О.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> УСТАНОВКА ДЛЯ ВИМІРЮВАННЯ В'ЯЗКОСТІ.....	184
<i>Шамрай А.І., Костик К.О., Мариненко Д.В. (НТУ «ХПІ», м. Харків)</i> ОПТИМІЗАЦІЯ РОЗРАХУНКУ І ПРОЕКТУВАННЯ ДОДАТКІВ ДЛЯ ВИЛИВКІВ З НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ.....	185
<i>Шевчук Б.М., Кравченко В.П., Токова О.В. (ФТІМС НАН України; МННЦІТС НАН і МОН України, м.Київ)</i> ДИСТАНЦІЙНИЙ МОНІТОРИНГ ПРОМИСЛОВИХ ОБ'ЄКТІВ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ ТА КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ ВИРОБНИЦТВА.....	186
<i>Шейгам В.Ю., Исайчева Н.П., Пригунова А.Г., Шеневидько Л.К. (ФТІМС НАН України, г. Киев)</i> ЭФФЕКТИВНОСТЬ РЕВЕРСИВНОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	187
<i>Шейгам В.Ю., Пригунова А.Г., Дука В.М., Шеневидько Л.К., Вернидуб А.Г. (ФТІМС НАН України, г. Киев)</i> О ВОЗМОЖНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК В ФОРМЕ С НИЗКОЙ ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬЮ.....	188
<i>Нурадинов А.С., Шейгам В.Ю., Пригунова А.Г., Цир Т.Г., Шеневидько Л.К. (ФТІМС НАН України, г. Киев)</i> УПРАВЛЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЕМ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ПРИ ПОМОЩИ ВИБРИРУЮЩЕГО КРИСТАЛЛИЗАТОРА.....	189
<i>Щерецький В.О., Щерецький О.А., Затуловський А.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> ДОСЛІДЖЕННЯ МІЖФАЗНОЇ ВЗАЄМОДІЇ НАНОДИСПЕРСНИХ ПОРОШКІВ ІЗ СПЛАВАМИ НА ОСНОВІ МІДІ.....	190
<i>Юсубов І.С., Костик К.О., Мариненко Д.В. (НТУ «ХПІ», м. Харків)</i> ПРОЕКТУВАННЯ ЖИВИЛЬНОЇ СИСТЕМИ ДЛЯ СТАЛЕВИХ РІЗНОСТІННИХ ВИЛИВКІВ.....	192
<i>Яким Р.С.¹, Яким І.С.² (ДДПУ ім. І.Франка;² Дрогобицький коледж нафти і газу, м. Дрогобич)</i> ПІДВИЩЕННЯ КОНТАКТНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ ЦАПФ ЛАП ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ.....	192
<i>Яковишин О.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> ВДОСКОНАЛЕННЯ СИСТЕМИ АВТОМАТИЧНОГО РЕГУЛЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ТЕХНОЛОГІЧНОГО УСТАТКУВАННЯ З ВИРОБНИЦТВА МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....	194
<i>Ямшинська Н.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> ПІДВИЩЕННЯ КВАЛІФІКАЦІЇ ВИКЛАДАЧІВ ЯК НЕВІД'ЄМНА СКЛАДОВА ФОРМУВАННЯ ПРОФЕСІЙНОЇ КОМПЕТЕНТНОСТІ.....	195

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ЗАЛЕЖНО ВІД ВМІСТУ В НИХ ВУГЛЕЦЮ.....	196
Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Воронова О.И. (ОНПУ, г. Одесса) ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО ЛИТЬЯ.....	198
Кругляк Д.С., Савощенко Г.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м.Київ) ТЕХНОЛОГІЯ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ.....	199
Цокота Є.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м.Київ) ТЕХНОЛОГІЯ ПРОТОТИПУВАННЯ ЛИТИХ МІНІАТЮРНИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ.....	201
Шейко О.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПОВЕРХНЕВА МІЦНІСТЬ ФОРМ І СТРИЖНІВ ПРИ НАГРІВАННІ.....	202
Дорошенко М.Г., Гурія І. М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) АДТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ.....	203
Фесенко М.А.¹, Фесенко А.Н.², Погребняк И.А.¹ КПИ имени Игоря Сикорского, г.Киев, ²ДГМА, г. Краматорск НОВЫЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫМИ СВОЙСТВАМИ.....	206
Самарай В.П., Зайцев Б., Феденко М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) МОДЕРНІЗАЦІЯ ОСНАЩЕННЯ ПРИЛАДІВ 04116 ДЛЯ ВИМІРЮВАННЯ РЕОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ.....	207
Іващенко В.В., Сиропоринцев Л.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ НА ОСНОВІ КВАРЦОВОГО ПІСКУ ТА СПУЧЕНОГО ПЕРЛІТУ ДЛЯ КОМБІНОВАНИХ ПІННОПОЛІСТЕРОВИХ МОДЕЛЕЙ	209
Могилатенко В.Г., Демиденко Д.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ТВЕРДІННЯ ПРИ ОБРОБЦІ РОЗПЛАВУ ТІОСУЛЬФАТУ НАТРІЮ ДИСПЕРСНИМИ ТУГОПЛАВКИМИ ЧАСТИНКАМИ.	211

Aikin M.D., Shalomeev V.A., Chorniy V.M.
(ZNTU, Zaporizhzhya)

A REVIEW OF BIODEGRADABLE MATERIALS USED FOR OSTEOSYNTHESIS

E-mail: fitone14@gmail.com

In the structure of the overall morbidity, third place is occupied by injuries, 10% of which are fractures. Implants, which are used for the treatment of fractures, undergo static and dynamic stress during operation, as well as the influence of biocorrosion. In this regard, the materials for the implants must be biologically inert and must have sufficient mechanical characteristics.

Nowadays, various metallic (stainless steels, titanium and cobalt alloys, zirconium and tantalum) and nonmetallic materials (polymers, ceramics) are used for the manufacture of implants. However, recently special attention is paid to biodegradable materials, which have a number of advantages over insoluble materials. Implants made from such materials do not need to be removed after consolidation of the fracture, which leads to a reduction in the cost and time of treatment.

Among the most common biodegradable materials 2 groups can be identified: 1. Biodegradable polymers based on polyglycolic and polylactic acid, as well as composites based on them; 2. Magnesium alloys.

Polymer materials have good biocompatibility, but their application is complicated due to the low level of mechanical properties and high cost. The mechanical strength of magnesium alloys is much higher. At the same time, they are not inferior to polymers by biocompatibility characteristics. Moreover, magnesium is an element involved in the metabolism and its main stores are contained in bone tissue. These advantages make magnesium alloys promising for use as biodegradable materials. At the same time, their level of mechanical characteristics should correspond to the properties of the bone.

The structure and properties of bone material were studied. To this end, standard tensile test specimens were manufactured in accordance with GOST 1497-84. The tests were carried out with "INSTRUN" 2801 Tensile Test Machine.

In the process of testing, the following results were obtained: $\sigma_b = 78...116$ MPa, $E = 29...48$ GPa, $\delta = 0,1...0,3\%$.

Comparative analysis of the characteristics of bone material, casting magnesium alloy and polymers showed that the physical and mechanical properties of the magnesium alloy are the closest to the properties of bone material, which makes magnesium alloys the most suitable for the manufacture of implants.

Table 1 – Average mechanical properties of biodegradable materials and bone material

Material	σ_b , MPa	E, GPa	δ , %
Cast magnesium alloys	230...260	45...48	2...6
Polymers	20...160	1...25	2...6
Bone tissue	78...116	29...48	0,1...0,3

This work is carried out with the support of Erasmus+ KA2 project (586114-EPP-1-2017-1-ES-EPPKA2-CBHE-JP) Innovative Multidisciplinary Curriculum in Artificial Implants for Bio-Engineering BSc/MSc Degrees [BIOART].

Aikin M.D., Shalomeev V.A., Tsivirko E.I., Lukyanenko O.S.
(ZNTU, Zaporizhzhya)
OPTIMIZATION OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF
MAGNESIUM ALLOY FOR BIODEGRADABLE IMPLANTS USING
EXPERIMENT PLANNING
E-mail: fitone14@gmail.com

Nowadays, biodegradable materials are used for the manufacture of implants in osteosynthesis. Among them, the most promising are magnesium alloys of the Mg – Zr – Nd system. Studies show that the chemical elements of alloys are biologically inert, non-toxic, do not cause carcinogenic reactions and do not lead to metallosis. In addition, the great advantage of these alloys is their mechanical properties: $\sigma_b \geq 230$ MPa, $E = 43...45$ GPa, $\delta \geq 2\%$, which are very close to the properties of bones ($\sigma_b = 120...150$ MPa, $E = 17...20$ GPa, $\delta = 1,4...3,1\%$) that prevents "stress-shielding".

However, the mechanical properties of the alloys of the Mg – Zr – Nd system decrease with prolonged biocorrosion influence. Exposure of samples to an artificial blood substitute (gelofusine) showed that after 3 months of use (average fracture consolidation time), the characteristics of the implant are reduced by more than 50%. Therefore, the development of a new alloy of the Mg–Zr–Nd system with an increased level of mechanical properties is an important task.

It was studied the effect of alloying elements in the next intervals 0,4...1,5% Zr, 2,2...3,4% Nd, 0,1...0,7% Zn on ultimate tensile strength (σ_b) and relative elongation (δ) using mathematical planning of the experiment according to the plan 23.

As a result of the studies, regression equations that describe the effect of the alloying elements under study on the ultimate strength (1) and the elongation (2) were obtained:

$$\sigma_b = 249,5 - 6,75x_1 + 15,75x_2 - 9,5x_1x_2 \quad (1)$$

$$\delta = 3,85 + 0,75x_1 - 0,225x_2 - 0,625x_1x_2 \quad (2)$$

As a result of the analysis of the regression equations it was determined that an increase in the neodymium content increased the ultimate strength, but its maximum concentration lowered the relative elongation. The effect of zirconium had the opposite effect. The maximum concentration of zirconium significantly increased ductility while reducing strength. The combined effect of neodymium and zirconium was negative. The effect of zinc on the properties of the alloy was insignificant.

In this regard, to obtain the maximum complex of mechanical properties of the alloy, graphic optimization of its chemical composition was carried out.

As a result, the following values of the content of alloying elements were obtained: Zr = 1,25...1,30%, Nd = 2,9...3,1%, Zn = 0,6...0,7%.

Testing of the samples from the developed alloy in gelofusine showed that it has the required level of physical-mechanical properties after 3 months of biocorrosion action. Implants made from this alloy showed their non-toxicity in the animal experiment and are recommended for further research.

This work is carried out with the support of Erasmus+ KA2 project (586114-EPP-1-2017-1-ES-EPPKA2-CBHE-JP) Innovative Multidisciplinary Curriculum in Artificial Implants for Bio-Engineering BSc/MSc Degrees [BIOART].

Chernyavsky V.V., Vitryak T.V., Yurkova A.I.
(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)

**AlNiCoFeCrTiB_x HIGH-ENTROPY ALLOY COATINGS RESULTED
FROM ELECTRON BEAM WELDING**

E-mail: vadikv13@gmail.com alien_12@ukr.net

In many situations, only the contact surface properties are important in determining performance of the component in practical applications. Therefore, the use of a coating from materials with high physical and mechanical characteristics, such as high-entropy alloys (HEA) [1-3], has several attractive advantages. HEAs have been found to have novel microstructures and unique properties. At the same time, by controlling the composition of HEA, it is possible to achieve high hardness, wear resistance, corrosion resistance, oxidation resistance, high temperature performance [2, 3]. Nowadays the primary method to synthesize HEAs is vacuum arc remelting for bulk cast ingot, surface coating and mechanical alloying is also possible [2-4]. Considering HEA's tendency to form simple structures, fabricating HEA coating by electron beam welding process is of great significance and potential for extensive use. Until now this novel method for preparing HEA coatings has just been reported by any organizations.

The purpose of this work is to study the features of microstructure, phase and chemical composition, and microhardness of HEA coatings, produced by electron-beam welding on steel substrate of 6 and 7-component powder equiatomic mixtures of the system Al-Ni-Co-Fe-Cr-Ti-B_x. In order to evaluate the influence of B content in AlNiCoFeCrTiB_x, the x factor was set as variable quantity and the experiments were divided into 4 groups: x = 0; 0,25; 0,5 and 1,0. All the elements except B are equiatomic. The microstructure, chemical composition, and constituent phases of the synthesized coatings were characterized by SEM, EDX, and X-ray diffraction (XRD) analysis. Microhardness HV was also evaluated.

Experimental results demonstrate that the AlNiCoFeCrTiB_{0...0,5} HEA coatings are composed of only two substitutional solid solutions with body-centered cubic (BCC) structure and different lattice parameter due to different component concentration. The coatings exhibit dendritic microstructure with different size and morphology. With the increase in the boron content to x = 1, the phase composition changes and in the AlNiCoFeCrTiB coating formation of one bcc solid solution and Cr₂B TiB₂ and BCr_{0,2}Fe_{1,8} borides is observed due to the presence of excess boron atoms, do not dissolve in the void spaces of the bcc crystal lattice of the substitutional solid solution.

The hardness was measured with a load of 100 g. The variation of coating hardness reflects the coating microstructure changes, which are responsible for the hardness variation. The addition of boron (0,25; 0,5; 1) to original mixture AlNiCoFeCrTi leads to distortion of the crystal lattice and increase in hardness from 8,8 GPa to 12,8 GPa and then with a maximum content in AlNiCoFeCrTiB coating due to appearance of borides to 14,2 GPa. The hardness of AlNiCoFeCrTiB_{0,25...1} high entropy coatings is much higher than that of the initial components and than the one of the steel substrate, and is much higher than that of the similar alloys prepared by laser cladding technique [5] and is due to the combined effects of solid-solution strengthening and to the presence of a large quantity of hard boride particles in the microstructure.

References:

1. Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. A New Era of Exploitation // Materials Science Forum. – 2007. – V. 560. – P.1- 9.
2. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S. High-Entropy Alloys. – Elsevier, 2014. – 218 p.
3. High-Entropy Alloys. Fundamentals and Applications / Editors M. C. Gao, J.-W. Yeh, P. K. Liaw, Y. Zhang. – Elsevier, 2015. – 516 p.
4. Yurkova A.I., Chernyavskii V.V., Gorban V.F. Structure and Mechanical Properties of High-Entropy AlCuNiFeTi and AlCuNiFeCr Alloys Produced by Mechanical Activation Followed by Pressure 3 intering // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – July 2016. – Vol. 55. – Issue 3. – P. 152–163.
5. Zhang H., Pan Y., He Y. Synthesis and characterization of FeCoNiCrCu high-entropy alloy coating by laser cladding // Materials and design. – 2010. – № 32. – P. 1910–1915.

Cheylyakh Y.A.¹, Cheiliakh A.P.²

(¹ Ilyich Iron and Steel Works in Mariupol, Mariupol;

² HSEI "Pryazovskyi State Technical University", Mariupol)

PARTS RENEWAL BY MEANS OF HARDFACING OF WEAR-RESISTANT METASTABLE METAL AND NEW METHODS OF ITS SURFACE STRENGTHENING

E-mail: cheylyakh_o_p@pstu.edu

Electric-arc hardfacing with powder electrodes of metastable deposited metal (DM), is especially efficient, as it has a series of advantages over other methods, including wide possibilities of obtaining various of chemical composition and consequently properties. Its advantages is using the deformation induced martensite transformation at wearing (DIMITW) as effect of self-strengthening for rise wear-resistance and others properties.

For different wear conditions (dry wear of metal against metal, abrasive and impact-abrasive wear) cost-saving alloyed compositions of flux-cored wire, ensuring obtaining of metastable Fe-Cr-Mn deposited steels with prescribed relation of austenite and martensite were developed at PSTU.

Under the influence of carbon (mass. %): 0,12...0,45; alloying (mass. %): 8...14 Cr; 6...13 Mn; 0,18...0,25 C; 0,40...0,95 Si, small additions (N, Ti, V) form the microstructure of the wear resistant deposited Fe-Cr-Mn steel with a regulated amount of martensite and austenite in the range from 0 to 100%, degree of austenite metastability, and its $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMITW provides enhanced properties.

New methods of strengthening DM is: tempering; quenching; thermo-cyclic treatment; strengthening with application of sources of highly concentrated energy; surface plastic deformation; thermo-chemical treatment (carburizing, nitro-carburising; nitriding); combination of its technologies.

Tempering not only makes it possible to relieve stresses, but also regulate the degree of metastability of the austenite component by modifying its temperature within 200...700 °C range and holding time from 0,5 to 6 hours, thus modifying its ability to DIMITW. Under conditions of dry sliding friction tempering from even 300 °C increases wear-resistance of DM ~ by 2 times approximately, as compared to the state without application of heat treatment, and at tempering at 500...600 °C this value is 2,7...2,8 higher.

For different conditions of the usages of surfaced parts it is necessary to select the mode of quenching, providing optimum phase composition, the degree of austenite metastability: for conditions of dry sliding friction temperature of quenching must be 950 °C, and for impact-abrasive wearing – 1150 °C.

After the appropriate modes of low-temperature thermo-cyclic treatment 600↔20 °C for conditions of dry sliding friction type relative wear-resistance of DM of 12Cr13Mn12SiTiNV grade was greatly increased after 5 cycles, and for impact-abrasive wear-resistance – after 11 cycles.

An increase of wear-resistance of DM of 20Cr12Mn9SiTiNV grades is observed after plasma treatment with different degrees of melting, with increase heating temperature within ~1400...1700 °C internal, when high-disperse austenite-martensite-carbide mixture of an improved hardness HV ~7000...9000 MPa. The main reasons of such increase in wear-resistance are dispersion of the structure and optimization of the kinetics of $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMITW.

Ways of surface plastic deformation of deposited metal can vary: e.g. shot blasting, vibration-strengthening (hammering) treatment, running-in with rolls, diamond polishing and many others.

On the whole carburizing and subsequent quenching of DM for example, 20Cr(8...13)Mn(6...12)SiTiNV grades made it possible to improve drastically (by 1,5...2) times its wear-resistance. This is explained by metastability of the DM structure, which undergoes in its thin surface layer $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMITW as well as intense deformation dynamic ageing, it causing intense self-strengthening of the surface layer and simultaneous relaxation of micro-stresses during wear tests and operation.

Yuzhda Yu., Samarai V.

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)

THE DEVELOPMENT AND INVESTIGATION OF A GENETIC ALGORITHM FOR SOLVING THE DIOPHANTINE EQUATION

E-mail: juliaushda@gmail.com

In mathematics, a Diophantine equation is a polynomial equation, usually in two or more unknowns, such that only the integer solutions are sought or studied (an integer solution is a solution such that all the unknowns take integer values). A linear Diophantine equation equates the sum of two or more monomials, each of degree 1 in one of the variables, to a constant. An exponential Diophantine equation is one in which exponents on terms can be unknowns.

Diophantine problems have fewer equations than unknown variables and involve finding integers that work correctly for all equations. In more technical language, they define an algebraic curve, algebraic surface, or more general object, and ask about the lattice points on it.

The mathematical study of Diophantine problems that Diophantus initiated is now called Diophantine analysis.

Genetic Algorithms (GAs) are computer simulations to evolve a population of chromosomes that contain at least some very fit individuals. Fitness is specified by a fitness function that rates each individual in the population.

Setting up a GA simulation is fairly easy: we need to represent (or encode) the state of a system in a chromosome that is usually implemented as a set of bits. GA is basically a search operation: searching for a good solution to a problem where the solution is a very fit chromosome. The programming technique of using GA is useful for AI systems that must adapt to changing conditions because "re-programming" can be as simple as defining a new fitness function and re-running the simulation.

Investigation of a genetic algorithm for solving the Diophantine equation

Let us consider a diophantine (only integer solutions) equation: $a+2b+3c+4d=30$, where a, b, c, d are positive integers. Using a genetic algorithm, all that is needed is a little time to reach a solution (a, b, c, d) . The architecture of GA systems allow for a solution to be reached quicker since "better" solutions have a better chance of surviving and procreating, as opposed to randomly throwing out solutions and seeing which ones work. First we will choose 5 random initial solution sets, with constraints $1 \leq a, b, c, d \leq 30$. (Note that we can choose smaller constraints for b, c, d , but for the sake of simplicity we shall use 30)

To calculate the fitness values, plug each solution set into the expression $a+2b+3c+4d$. Then, calculate the absolute value of the difference of each expression with 30, this will be our fitness value.

Since values that are lower are closer to the desired answer (30), these values are more desirable. In this case, higher fitness values are not desirable, while lower ones are. In order to create a system where chromosomes with more desirable fitness values are more likely to be chosen as parents, we must first calculate the percentages that each chromosome has of being picked. One solution is to take the sum of the multiplicative inverses of the fitness values (0,135266), and calculate the percentages from there (all simulations were created using a random number generator)

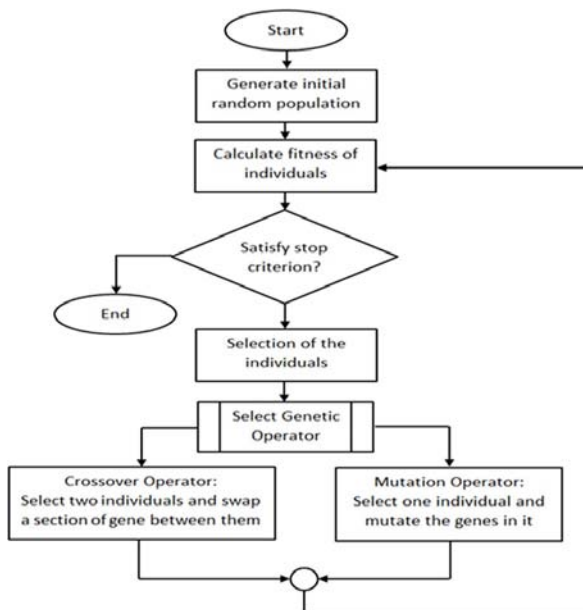


Fig. 1. Flow chart of the genetic programming approach

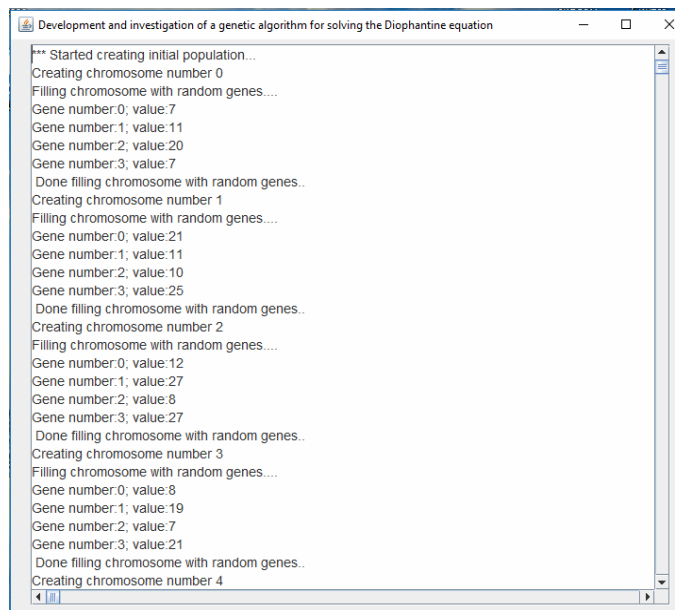


Fig. 2. Window of the developed program

The offspring of each of these parents contains the genetic information of both father and mother. How this can be determined is very arbitrary. However for this case, we could use something called a "cross-over". Let us say a mother has the solution set a_1, b_1, c_1, d_1 , and a father has the solution set a_2, b_2, c_2, d_2 , then there can be six possible cross overs ($|$ = dividing line).

There are many other ways in which parents can trade genetic information to create an offspring, crossing over is just one way. Where the dividing line would be located is completely arbitrary, and so is whether or not the father or mother will contribute to the left or right of the dividing line.

Conclusion

The average fitness value for the offspring chromosomes were 38.8, while the average fitness value for the parent chromosomes were 59.4. Of course, the next generation (the offspring) are supposed to mutate, that is, for example we can change one of the values in the ordered quadruple of each chromosome to some random integer between 1 and 30. Progressing at this rate, one chromosome should eventually reach a fitness level of 0 eventually, that is when a solution is found. For systems where the population is larger (say 50, instead of 5), the fitness levels should more steadily and stably approach the desired level (0).

Literary sources:

1. Practical Artificial Intelligence Programming With Java, Mark Watson, 2008, Version 3.0 United States License.

Zhbanova O., Saithareyev L.

(State Higher Educational Institution National University, Kryvyi Rih)

INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF ELECTRO-IMPULSE CURRENT ON MANGANIFEROUS LIQUID-ALLOY

E-mail: zhbanova.olena@gmail.com

The authors carried out a large volume of experimental studies on the influence of electro-impulse current in the process of crystallization of the casting during the study of steel grade 35GL.

Table 1 – Routines of electro-impulse current influence

Current parameters	Routine 1	Routine 2	Routine 3	Routine 4
Current strength	20, 40, 60, 80			
Squelching	2	5	15	24
Frequency	5	10	33	33

The treatment of the melt with an electro-impulse current was carried out from the beginning of the casting of the metal in the form to the end of the encryption, with the parameters of the current strength varying from 20 to 80 A, squelching from 1 to 24, and also the frequency from 5 to 33 Hz. To conduct research, 4 modifications were selected (Table 1).

All four routines of modification have an effect on the morphology of crystallite of the metal base (Fig. 1).

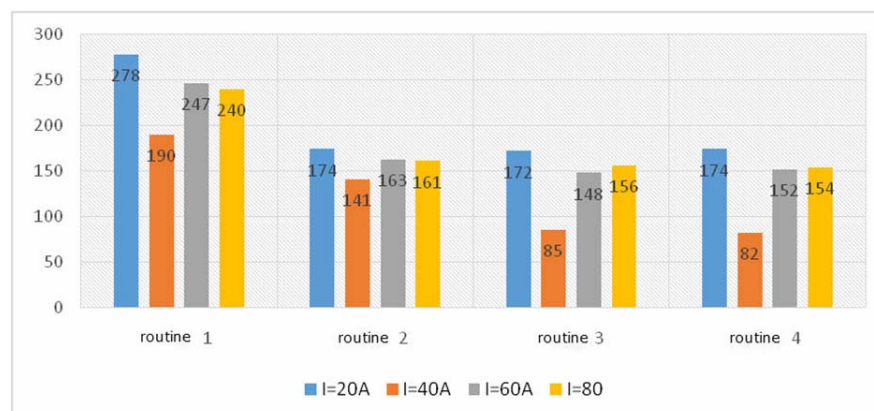


Fig. 1. Influence on the size of the crystallite of the metal base of different routines of electro-impulse processing of manganese steel 35GL

Modification routines 3 and 4 are the most appropriate since the smaller the austenitic crystallite the larger the total area between the crystallites and consequently the less specific content of harmful impurities located on the boundaries of the crystallites.

With a current of 40 A (routine 3) in 35GL steel samples, the crystallite size of manganese carbides is the smallest: crystallites are 10 times smaller than unmodified specimens and 2 times smaller than when treated under routine 4. Thus, the smallest structure is obtained in samples at modulating the electro-impulse current of variable polarity with the following parameters: duration of impulses more than 10...3 s, frequency 5...33 Hz, strength 30...40 A, squareness 5...24, with voltage in the power line 180...240 V (routine 3).

The electro-impulse current passing through liquid steel run away of formation of critical nucleus. This leads to active volumetric crystallization. The dendritical crystallization is discontinued much earlier than the unmodified casting. Metal in the volumetric crystallization zone has a finer structure and a higher density. In the modified casting the internal shrinkage is insignificant.

Electric discharge machining of a liquid-alloy steel 35GL with a current of variable polarity with an impulse time of more than 10...3 s, a frequency of 5...33 Hz, a strength of 30...40 A, a squareness of 5...24, at a voltage in the power line 180...240 V during crystallization in the casting-form contributes reduction of physical discontinuity: reduction of structural discontinuity: the size of the crystallite of the metal base decreases from 280 to 82...85 microns, and the size of manganese carbides – from 6,7 to 0,3...0,5 microns; significant increase in the basic mechanical properties of cast structural steel 35GL: the strength is increased by 9%, the impact hardness – by 21%, the hardness (HB) – by 6%.

Абдуллаєва Е.Р., Богомол Ю.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО
ЗАКРИСТАЛІЗОВАНИХ ЕВТЕКТИЧНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ
КАРБІДУ БОРУ
E-mail: elmiabdulla@gmail.com

Розвиток спрямовано закристалізованих евтектичних (СЗЕ) боридних та карбідних сплавів почався ще 40 років назад, починаючи з оригінальної роботи Стубікана та його співробітників [1]. Обробка цих сплавів змінювалась від традиційних методів Бріджмена в 1970-х роках до методів лазерної зонної плавки та лазерної поверхневої обробки у 2000-х роках.

Матеріали на основі карбіду бору знайшли широке застосування в матеріалознавстві через їх унікальні фізико-хімічні властивості. Більшість боридних та карбідних СЗЕ композиційних сплавів демонструють високі значення твердості, модулів пружності на відміну від монолітних матеріалів. Дані сплави мають відмінну зносостійкість та термічну стабільність, що може зробити їх потенційними матеріалами для високотемпературних захисних покриттів [2]. Керамічні сплави на основі карбіду бору використовують в екстремальних умовах, аерокосмічних технологіях, енергетиці, суднобудуванні. З них виготовляють високотемпературні деталі різних конструкцій, ріжучий інструмент, бурові деталі, газотурбінні двигуни та навіть броню. Однак висока крихкість цих матеріалів дещо обмежує їх використання. Тому дуже важливо зробити таку кераміку, яка б мала високі механічні характеристики в екстремальних умовах.

Дана робота присвячена дослідженню подвійних і потрійних евтектичних систем на основі безкисневих тугоплавких сполук (V_4C , TiB_2 , ZrB_2 , HfB_2 , TaB_2 , SiC , NbB_2 , $TiSi_2$ тощо) та одержання на їх основі спрямовано армованих композиційних матеріалів з підвищеними температурами експлуатації.

Як показано в попередніх роботах [1, 2] для одержання евтектичних та евтектоїдних керамічних композитів використовуються різні способи. Найбільш поширеними методами кристалізації є метод Чохральського, метод Бріджмена та метод зонної плавки. У КПІ ім. Ігоря Сікорського розроблено оригінальний метод безтигельної зонної плавки і виготовлені спрямовано закристалізовані евтектичні сплави систем LaB_6 - MeB_2 і V_4C - MeB_2 та ін. [2].

Типова евтектична мікроструктура буває пластинчаста, у вигляді ламелей (пластин неправильної форми), або у вигляді стрижнів. Однією з переваг спрямовано закристалізованих евтектичних сплавів є те, що структурно-геометричні характеристики можна регулювати швидкістю кристалізації.

У композиційних матеріалах зазвичай існують термічні залишкові напруження через різницю коефіцієнтів термічного розширення між двома фазами, що мають великий вплив на механічну поведінку матеріалів [2].

Дані випробувань показують, що твердість за Вікерсом спрямовано закристалізованого евтектичного сплаву V_4C - TiB_2 досягає $31,4 \pm 2,1$ ГПа (навантаження 10 Н). Загалом, твердість на вдавлювання боридних та карбідних СЗЕ сплавів зазвичай збільшується зі збільшенням швидкості кристалізації або зменшенням відстані між пластинами та волокнами.

Вимірювання міцності на згин спрямовано закристалізованих сплавів систем LaB_6 - MeB_2 і V_4C - MeB_2 показали, що міцність в інтервалі температур 25...1600 °Сяк правило збільшується або зберігається на рівні міцності при кімнатній температурі [2].

Огляд літературних даних свідчить про перспективність використання СЗЕ сплавів на основі карбіду бору в різних галузях промисловості. Вони є перспективними для використання в екстремальних умовах експлуатації.

Література:

1. Stubican V. S. Directional Solidification of Nonoxide Eutectics / V. S. Stubican, R. C. Bradt. – U.S.: Army Research Office Report, 1980. – pp. 1-60.
2. Directionally Solidified Boride and Carbide Eutectic Ceramics / Wei-Ting Chen, Ryan M. White, Takashi Goto, Elizabeth C. Dickey // J. Am. Ceram. Soc. – 2016. – Vol. 99, Issue 6. – P. 1837-1851.

Андрусяк А.В., Величкович А.С., Петрик І.Я.
 (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)

**АНАЛІТИКО-ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МОДЕЛЬ МІЦНОСТІ
 НАДЗЕМНИХ ПЕРЕХОДІВ ГАЗОНАФТОПРОВОДІВ**

E-mail: velja2@mail.ru

Характерною особливістю роботи надземного трубопровідного переходу, як стержневої конструкції, є його взаємодія з прилеглими підземними ділянками. Масив ґрунту для них є не лише додатковим навантаженням, але і середовищем, в якому розвиваються деформації. Через нестабільність кліматичних умов фізико-механічні властивості ґрунту зазнають змін, впливаючи на міцність споруди. У разі значного віку трубопроводу змін зазнають і механічні характеристики трубних сталей. Ці зміни можуть призводити до зниження коефіцієнту запасу міцності споруди та підвищувати ризик аварій. Тому при оцінкових розрахунках на міцність слід прагнути урахувати всі суттєві фактори, які впливають на поведінку надземного переходу трубопроводу, в тому числі і фактор терміну експлуатації.

Аналітична частина. При виконанні силового та деформаційного аналізу трубопровід моделювали трубчастим стержнем, який на прилеглих до надземного переходу ділянках контактує з ґрунтовою основою за гіпотезою Фусса-Вінклера (рис. 1). Вплив на споруду власної ваги трубопроводу, ваги продукту в трубах, а також ваги ґрунту на підземній ділянці моделювали рівномірно розподіленими навантаженнями з інтенсивностями q_1 та q_2 . Також врахували напруження від внутрішнього тиску та температурного перепаду. Зазначимо, що після завершення силового та деформаційного аналізу поведінки споруди і переході до більш детального розгляду питань міцності, трубопровід моделювали тонкостінною оболонкою. Усі дослідження проводили в геометрично та фізично лінійній постановці.

Такий підхід на етапі моделювання споруди дозволив коректно враховувати вплив на поведінку трубопроводу властивостей ґрунтової основи, і при цьому отримати кінцеві результати у вигляді простих аналітичних виразів.

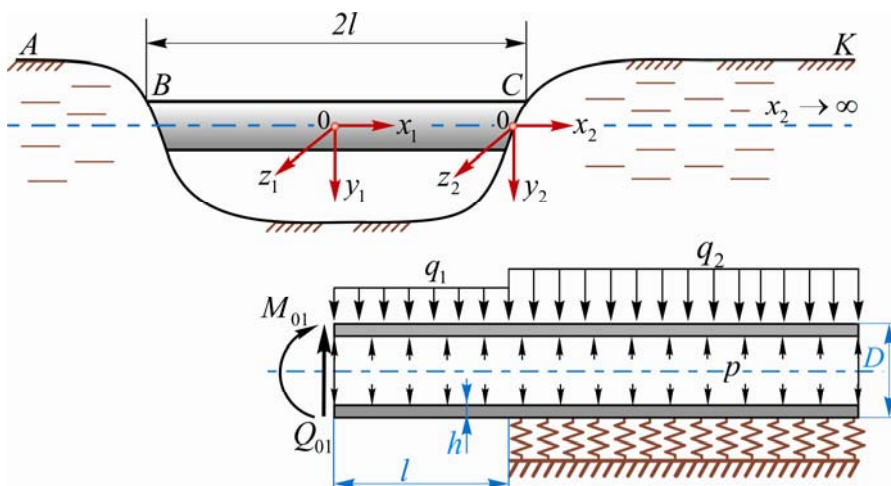


Рис. 1. Схема надземного переходу трубопроводу

Експериментальна частина. Щоб одержати реальні характеристики міцності споруди в стані тривалої експлуатації, застосовано методику визначення границі текучості та міцності матеріалу труб у польових умовах за результатами вимірювань твердості портативним електронним динамічним твердоміром ТЭМП-3. Особливістю застосованого підходу є попереднє тарування шкали твердоміра для конкретної марки сталі за результатами випробувань на розтяг та твердість зразків, виготовлених із тамплетів, які були вирізані під час ремонтних робіт з ділянок діючого трубопроводу.

Запропонований аналітико-експериментальний підхід реалізували при оцінці міцності реальної конструкції надземного переходу нафтопроводу “Дружба”, який споруджено в гірській місцевості.

Загалом представлена в доповіді модель надземного переходу дозволяє здійснити строгу математичну постановку цілої низки практичних задач і одержати їх розв’язки в аналітичному чи числово-аналітичному виді. Для цього достатньо в поданих розв’язках врахувати крайові умови, які відповідають конкретній інженерній задачі. Наприклад, це проектувальні розрахунки надземних переходів з проміжними опорами чи підвісами, оцінка міцності трубопроводів в гірських зонах повільного сповзання ґрунту (коли під частиною трубопроводу з’являється порожнина), визначення позаштатних напружень в підземних трубопроводах, які споруджені в карстових зонах тощо.

Афтандилянц Е.Г.
(НУБІП, г. Київ)

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ СТАЛЕЙ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Эффективное повышение качества отливок, без применения компьютерных методов анализа процесса формирования структуры изделий, является весьма трудоемким и малоэффективным.

Известные компьютерные программы позволяют решать частные задачи и, в основном, только констатируют эффективность влияния исходных факторов в конкретных условиях производства, но не дают возможность понять механизм их влияния, поскольку построение моделей основано на применении принципа «черного ящика». Это приводит к тому, что не достигается оптимальное соотношение расхода материальных ресурсов и уровня реализации потенциальных возможностей металлических материалов.

На основании комплексных аналитических и экспериментальных исследований влияния химического состава на процессы кристаллизации из жидкого состояния и перекристаллизации в твердом установлены основные термодинамические, физико-химические и фазовые параметры, определяющие формирование структуры и свойств литых конструкционных сталей, содержащих до 0,4% масс. доли углерода, до 3% кремния, марганца и хрома, до 0,035% азота, до 0,3% ванадия.

Установлены количественные зависимости влияния физико-химических свойств жидкого металла и параметров кристаллизации на характеристики дендритной структуры отливок.

Теоретически обосновано и экспериментально подтверждено, что конечная дендритная химическая неоднородность элементов в отливках из низко- и среднелегированных сталей в литом состоянии металла определяется такими параметрами процесса, как термодинамическая активность и эффективный коэффициент распределения элементов при температуре солидуса, а также расстоянием между ветвями второго порядка дендритов.

Установлено, что кинетика выделения вторичных фаз из пересыщенного твердого раствора контролируется термодинамической активностью, диффузионной подвижностью и растворимостью компонентов, образующих вторичную фазу, а также степенью отклонения системы от состояния равновесия, где за состояние равновесия принимается температура равновесия вторичных фаз с твердым раствором.

В результате исследования процессов феррито-перлитного, мартенситного и бейнитного превращений установлено, что неравновесные критические точки определяются температурой равновесия аустенита и феррита, содержанием в них вторичных фаз, диффузионной подвижностью углерода в аустените, степенью его

легирования, размером зерна аустенита и в случае диффузионных превращений скоростью нагрева и охлаждения.

Дисперсность феррито-перлитной, мартенситной и бейнитной структур определяется размером зерна аустенита и термокинетическими параметрами фазовых превращений, а дисперсность и однородность распределения карбидной и нитридванадиевой фаз после улучшения – пределом растворимости и диффузионной подвижностью углерода и азота в феррите, а в случае присутствия в аустените вторичной фазы более 0,04% масс. доли – ее количеством.

Установленные количественные закономерности дают возможность комплексно оценивать и целенаправленно управлять процессом формирования структуры сталей и являются теоретической основой компьютерного металловедения конструкционных сталей.

Афтандилянц Е.Г.
(НУБИП, г. Киев)

МОДИФИЦИРОВАНИЕ И МИКРОЛЕГИРОВАНИЕ ЛИТОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Модифицирование и микролегирование являются наиболее оптимальными технологическими операциями, которые позволяют эффективно влиять на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов.

В работе исследовали влияние модифицирования и микролегирования церием, в количестве от 0,01 до 0,07 % масс., бором (0,001...0,007%), медью (0,1...0,5%) и ванадием (0,1...0,7%) на диспергирование и однородность распределения вторичных фаз в аустенитной нержавеющей стали 10X18H10M3TL.

Анализ результатов выполненных исследований показал, что церий, бор, ванадий и медь оказывают существенное влияние на диспергирование и повышение однородности распределения карбидной (в основном $Me_{23}C_6$) и сигма фаз, а также изменение времени их выделения при изотермических выдержках.

При комплексном микролегировании и модифицировании наблюдается изменение массивных пленочных выделений по границам зерен, характерных для базовой стали, на многочисленные дисперсные частицы, форма которых модифицируется с пластинчатой на глобулярную, характерных для микролегированной и модифицированной стали.

В результате исследований установлены количественные закономерности влияния церия, бора, ванадия и меди на размер и время начала выделения карбидов $Me_{23}C_6$ и сигма фазы из твердого раствора, а также количество карбидов $Me_{23}C_6$. Комплексное влияние Ce, B, Cu, V экстремально и достигает максимальной эффективности диспергирования и повышения однородности распределения вторичных фаз при следующем содержании элементов (% масс.): Ce = 0,03; B = 0,003; Cu = 0,5; V = 0,3. При этом размер карбидов и сигма фазы уменьшается соответственно в 1,4 и 5,7 раза, а количество карбидов в 1,7 раза.

По увеличению эффективности влияния элементы можно расположить в следующей последовательности:

- в случае времени до начала выделения карбидов из твердого раствора – Ce, V, B, Cu. При этом относительная эффективность влияния выражается соответственно следующим соотношением: 1 : 4,2 : 6,2 : 15,4;
- для размеров карбидов – V, Ce, Cu, B при соотношении 1 : 1,1 : 1,9 : 3,4;
- для количества карбидной фазы – Ce, V, Cu, B при соотношении 1 : 1,04 : 1,08 : 2,41;
- в случае времени до начала выделения сигма фазы из твердого раствора – V, B, Ce, Cu при соотношении 1 : 2,5 : 15,7 : 53,5;
- для размера сигма фазы – Ce, V, Cu, B при соотношении 1 : 2,3 : 3,5 : 5,8.

Анализ установленных закономерностей показывает, что Се тормозит, а В, Сu, V ускоряют процесс выделения вторичных фаз. В то же время Се и V уменьшают, а В и Сu увеличивают количество и размер карбидов и сигма фазы. Однако влияние этих элементов на коэффициенты ликвации Mn, Cr, Ni, размер зерна аустенита и кинетические факторы таково, что суммарное их действие экстремально. Это связано с тем, что направление влияния элементов на диффузионную подвижность и растворимость компонентов, образующих вторичные фазы, не всегда совпадает с изменением структурных и кинетических факторов.

В заключение следует отметить, что влияние модифицирования и микролегирования Се, V, Сu, В на диспергирование и однородность распределения вторичных фаз столь сложно и неоднозначно, что может быть оптимизировано только с применением компьютерного анализа установленных количественных закономерностей.

Афтанділянц Є.Г.
(НУБІП, м. Київ)

НАВЧАННЯ ТЕХНІЧНИХ ДИСЦИПЛІН АНГЛІЙСЬКОЮ МОВОЮ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Інтегрування вищої освіти України в Болонський процес ставить питання про підвищення рівня знань та використання англійської мови українськими студентами, аспірантами та викладачами.

На кафедрі технології конструкційних матеріалів і матеріалознавства Національного університету біоресурсів і природокористування України технічні дисципліни «Матеріалознавство», «Технологія конструкційних матеріалів» і «Технологія машинобудування» викладаються англійською мовою з 2015 року.

Досвід показав, що найбільш оптимальним варіантом навчання є презентація на великому екрані матеріалу на англійській мові, який студенти переписують, а потім читають і перекладають. Викладач при цьому допомагає студентам правильно читати та перекладати.

Для більш швидкого засвоєння англійської термінології, що характерна для цих дисциплін, було видано двомовний навчальний посібник «Технологія конструкційних матеріалів» українською та англійською мовою [1, 2].

Двомовний українсько-англійський навчальний посібник «Технологія конструкційних матеріалів» охоплює необхідний матеріал навчальної програми та загальнонаукову та технічну лексику і основні поняття, що пов'язані з технологією конструкційних матеріалів та галузями застосування цих знань.

При виборі термінів, що використані в навчальному посібнику, за основу були прийняті відомі словники з металургії, матеріалознавства, технології конструкційних матеріалів і машинобудування [3-9].

Наявність двомовного посібника дало можливість виконувати перевірку знань студентів шляхом надання їм з посібника тем презентацій, які студенти самостійно підготовляли, доповідали та обговорювали на заняттях англійською мовою.

Наприклад, при підготовці до іспиту по дисципліні «Технологія конструкційних матеріалів» студенти зробили презентації англійською мовою, що були присвячені наступним розділам курсу: фізико-технологічним основам деформації металів (Коваль В.Г.), напруженням, деформації, дефектам і контролю якості (Прит О.Ю.), спеціальним способам литва (Бундалевський О.В.) (рис. 1).

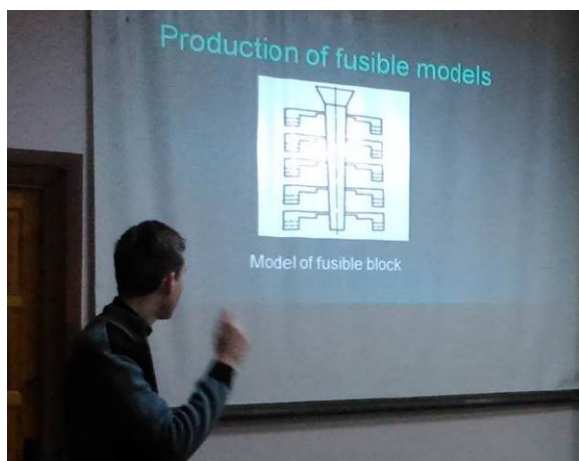


Рис. 1. Студент Бундалевський О.В. презентує англійською мовою процес литва за моделями, що виплавляються

Аналіз презентацій показав, що студенти засвоїли наданий їм матеріал, можуть самостійно його систематизувати, готувати цікаві презентації англійською мовою на сучасному рівні, задавати питання один одному та давати відповіді на англійській мові. Декілька студентів самостійно знайшли в інтернеті та додали в свої презентації цікаву інформацію, що не була наведена в посібнику.

В заключенні необхідно зазначити, що підготовка та доповідь студентами презентацій англійською мовою більш корисна при вивченні технічних дисциплін, що викладаються англійською мовою, ніж традиційні контрольні роботи.

Література:

1. Технологія конструкційних матеріалів. Навчальний посібник в 2-х книгах. Книга 1/ Е.Г. Афтанділянц, О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько, О.В. Іванова // К.: НУБіП, 2016. – с. 511.
2. Construction materials engineering. Book 2./Y. Aftandilyants, O. Zazymko, O. Ivanova, K. Lopat'ko//Kyiv: NULES of Ukraine, 2017. - p. 523.
3. Матеріалознавство. Російсько – українське - англійський термінологічний словник/ С.С. Дяченко, І.П. Гладкий, М.Ф. Замора, С.В. Кафтанов// Київ: ІЗМН, 1997. – 296 с.
4. Большой англо-русский политехнический словарь. В 2-х т. / С.М. Баринев, А.Б. Борковский, В.А. Владимиров и др. – М.: Русский язык, 1991. – 720 с.
5. Русско-английский политехнический словарь /Составил Л.Н. Кондратьев. – М.: ОГИЗ, 1948. – 348 с.
6. Англо-русский металлургический словарь / Н.И. Перлов, А.И. Истеев, В.А. Тюрин и др. – М.: Русский язык, 1985. – 841 с.
7. Войналович О., Моргунок В. Російсько-український словник наукової і технічної мови. -К.: Вирій, Сталкер, 1997. – 256 с.
8. Афтанділянц Е.Г., Зазимко О.В., Лопатько К.Г. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Російсько – англійсько – український термінологічний словник. Частина I (А-О). К.: НУБіП, 2010. – с. 346.
9. Афтанділянц Е.Г., Зазимко О.В., Лопатько К.Г. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Російсько – англійсько – український термінологічний словник. Частина II (П-Я). К.: НУБіП, 2010. – с. 282.

Бажмина Э.А., Гонтаренко В.И., Гаркавенко В.Р.
(ЗНТУ, г.Запорожье)

РАСШИРЕНИЕ МЕТОДИКИ ОБУЧЕНИЯ СТУДЕНТОВ В ВУЗАХ

E-mail: eva472369@gmail.com

В наш век новейших компьютерных технологий и достижений огромную роль играет не только обилие всевозможной информации, а то, как и в какой форме она подаётся. Особенно это касается системы образования, где личный профессиональный и жизненный опыт преподавателя, желание и умение им поделиться играет весомую, скорее даже главенствующую роль в получении и усвоении знаний. Тем более это касается предмета «Инженерная графика», ведь он подразумевает не только владение умением точных замеров и перенесения их на бумагу, а и пространственного мышления. И только

от педагога зависит, насколько он сумеет увлечь студентов и увести их в волшебный мир объёмных фигур и их многогранного изображения.

Существует множество методов обучения такому интересному и интеллектуальному предмету как «Инженерная графика». Это лекции, семинары, тренинги, дистанционное обучение, модульное обучение, работа в парах, коучинг, мозговой штурм, консалтинг, обмен опытом и другие. Особое внимание хотелось бы уделить рассмотрению тех методов, которые позволяют максимально доступно и быстро освоить этот достаточно сложный предмет. Именно они базируются скорее на практическом изучении вопросов, нежели на теории. Практический подход даёт возможность детально и в целом рассмотреть изучаемые объекты с разных ракурсов.

Один из таких методов – коучинг или наставничество. Он представляет собой индивидуальное или коллективное управление педагогов или более опытных учащихся менее опытными, передавая тем самым свой бесценный опыт, личный багаж знаний. Однако максимально эффективным метод наставничества будет лишь в том случае, если он будет осуществляться с максимальной отдачей, с передачей уникальных навыков, полученных с годами. Также должна присутствовать мотивация, которая и в этом вопросе, и во многих других является движущей силой. Единственная сложность этого метода – подбор педагогов, которые должны быть не только профессионалами своего дела с большой буквы, но и быть обладателями таких качеств характера, как коммуникабельность и умение адаптироваться, дабы суметь доступно донести каждому слушателю разную информацию.

Также одним из методов, который основывается на изучении практической стороны вопроса, является тренинг, теоретический аспект которого имеет лишь второстепенное значение. С помощью этого метода можно подробно рассмотреть предмет вопроса с разных ракурсов, чтобы максимально точно уловить все тонкости и нюансы. Главным недостатком тренинга является необходимость по окончании обучения сопровождать учащихся, оказывать им необходимую поддержку и проводить контроль знаний.

Симбиоз инновационных и традиционных технологий мы хорошо можем наблюдать в методе «образовательные тренажёры». Этот метод характерен созданием определённых педагогических задач посредством специального оборудования. При этом ученики овладевают алгоритмами решения задач, принятия решений в сложных ситуациях. Учебные задания основаны на обратной связи, с помощью которой можно будет судить о качестве проделанной работы учеников. Тренажер предназначен для многократного повторения заданий учащимися, что позволяет достичь автоматизма правильности действий, а также разработан таким образом, что сложность выполнения возрастает, что позволяет определить уровень своих знаний на практике.

Подытоживая вышесказанное, предлагаем внести немного предложений или пожеланий касательно системы обучения по предмету «Инженерная графика», которые могут быть применены и к другим наукам. Самое главное это заинтересованность преподавателя донести аудитории, а скорее, лично каждому, суть и значимость предмета. Немаловажную роль играет умение увлечь своим предметом, показать его с такого ракурса, что даже инфантильный студент захочет его понять и изучить. Также педагог должен постоянно самосовершенствоваться, что касается не только профессиональной, но и духовной и моральной сферы, быть психологом, чтобы найти подход к каждому студенту. Но эффект, как известно, достигается только обоюдным желанием и сотрудничеством. И если и студент, и преподаватель будут смотреть в одном направлении в вопросе обучения, то главная цель – получение знаний и умение воплотить их на практике в будущем – будет достигнута.

Бажміна Е.А., Гонтаренко В.І., Герасименко В.В.
(ЗНТУ, м.Запоріжжя)

АСПЕКТИ ВИКОРИСТАННЯ 3D

E-mail: eva472369@gmail.com

Сучасний світ неможливо уявити без інформаційних технологій. Вони все глибше проникають в наше життя, захоплюючи все більше і більше наук – інформатику, математику, фізику, біологію та ін. В учбовий процес технічних спеціальностей вищих навчальних закладів при вивченні курсу інженерної графіки активно впроваджуються нові ефективні комп'ютерні технології тривимірного моделювання. Тривимірне моделювання є найбільш наочним, точним і повним джерелом інформації про об'єкт. Комп'ютерне тривимірне моделювання, анімація і графіка, в цілому, не знищують у людині справжнього творця, а дозволяють йому звільнити творчу думку від фізичних зусиль, максимально налаштувавшись на плід свого творіння. Звичайно, поки неможливо займатися графікою без певних навичок, але технологія не стоїть на місці і, можливо, в недалекому майбутньому творіння людини буде залежати тільки від його думки. Тривимірна графіка вже настільки міцно увійшла в наше життя, що ми, стикаючись з нею, часом навіть не помічаємо її. Область застосування тривимірної графіки надзвичайно розповсюджена: від реклами і кіноіндустрії, дизайну інтер'єру і виробництва комп'ютерних ігор до 3D моделювання в хірургії та трансплантології.

Тривимірна графіка за визначенням з сайту Вікіпедія – розділ комп'ютерної графіки, сукупність прийомів та інструментів (як програмних, так і апаратних), призначених для зображення об'ємних об'єктів. Також під цю категорію потрапляють технології тривимірного друку і сканування.

3D моделювання – процес створення об'ємної моделі будь-якого предмета. Мета тривимірного моделювання полягає в тому, щоб створювати візуальний тривимірний образ потрібного вам об'єкта професійною програмою. Це дозволяє створювати не лише нові об'єкти, а й точні копії вже існуючих. Із застосуванням 3D моделювання відпадає ціла галузь створення креслень, конструкцій старими способами. Сучасні 3D технології відкривають перед людьми нові можливості, що практично не мають кордонів. Вже сьогодні можна роздрукувати практично будь-який предмет і повноцінно використовувати його. При цьому друк може здійснюватися різними матеріалами: різними видами пластика, склом, металом, будівельними сумішами тощо. Застосовуються дві принципові технології – лазерна та струменева.

3D принтер – пристрій, що використовує метод пошарового створення фізичного об'єкта за цифровою 3D моделлю. З його допомогою можна забезпечити повторюваність точності виготовлення деталі. Можна класифікувати такі способи використання 3D принтерів: швидке прототипування та виробництво штучних деталей, нових компонентів, макетів в промисловому виробництві; проектування предметно-просторових комплексів в архітектурі, автомобілебудуванні, індустрії моди, харчової промисловості, медицині і багатьох інших сферах. Після створення 3D моделі використовуються САПР або CAD системи, що підтримують управління 3D друком. Це технології адитивного виробництва, які використовуються при виготовленні медичних виробів, наприклад, на стереолітографічних принтерах друкують імплантанти для стоматологічного протезування, і особливо важливо для створення моделей ливарного виробництва.

Крім того 3D модель можна побудувати і з використанням 3D сканера – пристроєм, який аналізує об'єкт або середовище реального світу для збору даних щодо його форми і, якщо можливо, кольору. Робота 3D сканера базується на принципі стереозору, що здатний визначити відстань до об'єкту і його розміри. Для уникнення неточностей, 3D сканер обладнаний підсвічуваннями для кожної з двох камер. Результат сканування доопрацьовується в професійному графічному редакторі для тривимірної графіки. Для сканування пристрою можна перебувати в безпосередньому контакті з об'єктом

сканування (контактний сканер) і необов'язково контактувати з об'єктом, що дозволяє проводити 3D сканування для важкодоступних об'єктів, пам'яток культури та архітектури, а також ювелірних виробів (безконтактний сканер). Вже навіть існує промисловий 3D сканер, який сканує будинки, насипи й інші великі об'єкти. Отримання 3D моделі з його допомогою вважається найбільш перспективним методом 3D сканування, оскільки 3D сканер значно полегшує і прискорює цей процес.

Якщо ми хочемо, щоб наша наука і техніка прогресивно розвивалися, необхідно сьогодні навчати молоде покоління розвивати вищеперелічені способи створення речей в різних галузях промисловості, побуту, навчання. Без сучасних технологій і їх розвитку неможливе становлення прогресивних технологій в нашій державі.

Бажміна Е.А.
(ЗНТУ, м.Запоріжжя)
БЛОГ З ІНЖЕНЕРНОЇ ГРАФІКИ У ВИЩІЙ ШКОЛІ
E-mail: eva472369@gmail.com

В наш час важко уявити навчання без інтернет-технологій, вони міцно увійшли в наше життя і дозволяють не тільки вирішувати виробничі питання, а й реалізувати ідеї індивідуалізації та диференціації навчання в вузі. При цьому акцент викладання зміщується від традиційної системи навчання до інноваційної. Студент стає активним учасником освітнього процесу.

Ефективним засобом навчання є навчальний блог, який, маючи великі функціональні та дидактичні можливості, виступає в ролі помічника студентам у вивченні багатьох дисциплін і, особливо, інженерної графіки в вузі. Тому в Запорізькому національному технічному університеті на кафедрі нарисної геометрії використовується навчальний блог з метою створення можливості дистанційної підтримки студента очного навчання (розміщення текстової, графічної, відеоінформації) і умов для самоосвіти, для обміну думками та ідеями, стимулювання пізнавальної діяльності, розвитку творчого мислення та комунікативних навичок.

Даний блог повністю відповідає змісту навчально-методичного комплексу дисципліни «Інженерна графіка». За програмою на дисципліну відводиться 90 годин (3 кредити) і 25% з них на аудиторні заняття, а на самостійну роботу залишилися 75%. В експерименті брали участь дві групи студентів: перша група використовувала в навчанні такі види занять: лекції, практичні заняття та консультації; друга група – ті ж види занять, що і перша група, і ще блог – новий і незвичний для студентів вид роботи. Студенти не відразу освоїлися в блозі і навчилися працювати з ним. Робота в блозі розглядалася як обов'язкова частина навчального процесу, який пред'являє обопільні певні вимоги, як до студентів, так і до викладача. Від викладача блог вимагає: подачі сучасної наукової інформації; безперервного курирування контенту; створення інтерактивних завдань для самоконтролю, правильність виконання яких перевіряється миттєво; швидкого зворотного зв'язку.

В результаті спільної інтерактивної діяльності викладача і студентів вирішуються не тільки основні педагогічні завдання, але також у студента підвищується мотивація навчання, інтерес до навчання, розвивається вміння ставити перед собою цілі, планувати свою діяльність, контролювати результат. Таким чином, за допомогою блогу ми формуємо пізнавальну самостійність студентів і розвиваємо інформаційно-комунікативну компетентність. Результати експерименту видно з табл. 1.

Результати дослідження показали, що перша група практично залишилася на середньому рівні, в той час як друга група підвищила успішність, намагаючись самостійно виконувати індивідуальні завдання, зайняла п'ять призових місць в

університетських олімпіадах (I тур) і брала активну участь в міжнародних науково-практичних конференціях.

Таблиця 1 – Дані експерименту

Група	Число відвідувань блогу студентами	Оцінювання студентів в кінці семестру, %			Участь в університетській олімпіаді та призове місце в номінації		
		відмінно	добре	задовільно	нарисна геометрія	інженерна графіка	3D моделювання
Перша	-	12	46	42	-	III місце	-
Друга	2400	32	32	36	II місце	III місце	I, II, III місця

Тому освітній блог – сучасний ефективний електронний засіб навчання, що переводить студента з позиції пасивного споживача інформації в суб'єктивну позицію активного і усвідомлено діючого учасника освітнього процесу.

Белік В.І., Пригунова А.Г., Дука В.М., Семенченко А.І.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ЕФЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ ЛІГАТУР AlTi5B1 ТА AlTi5 ПРИ ОДЕРЖАННІ ЗАГОТІВОК ДЛЯ РЕОЛИТТЯ ЗІ СПЛАВУ АК7ч

Досліджено вплив модифікування на структуру заготовок для реолиття в умовах прямого термічного методу (DTM), а також можливість заміни пруткової лігатури AlTi5B1 на більш економічно привабливу лігатуру AlTi5, що отримана методом швидкісного охолодження. В експериментах використано сталевий циліндричний кокіль висотою 70 мм, зовнішнім діаметром 30 мм та товщиною стінки 1,6 мм. Температура заливання розплаву становила: 750 °С, 700 °С, 660 °С, 630 °С, 620 °С, масова частка титану в модифікованому сплаві – від 0,12% до 0,15% для обох типів досліджених модифікаторів, мікроструктури яких наведено на рис. 1.

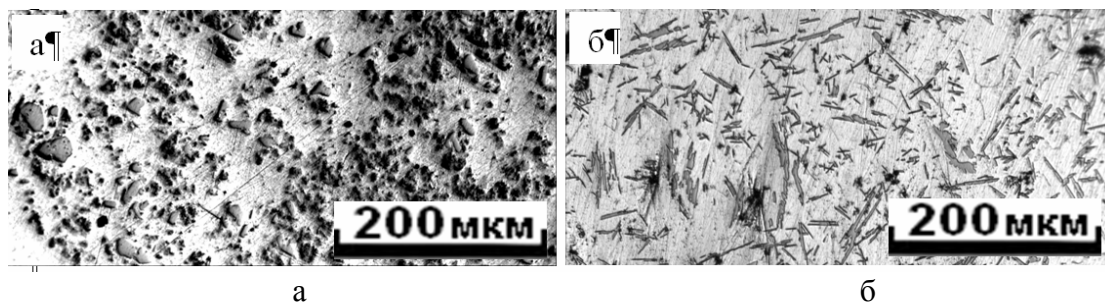


Рис. 1. Мікроструктура пруткової лігатури AlTi5B1 (а) та швидко охолодженої лігатури AlTi5 (б)

Товщина виливка з лігатурного сплаву AlTi5 складала від 2 мм до 4 мм, швидкість охолодження – від 102 °С/с до 103 °С/с. Внаслідок високої швидкості охолодження формуються голкоподібні інтерметаліди, які більш, ніж в 10 разів, тонше порівняно з інтерметалідними фазами в чушкочій лігатурі AlTi5, одержаній за традиційною технологією. Середній об'єм частинок інтерметалідів (оцінений візуально) також менший, ніж в прутковій лігатурі Al5Ti1B (рис. 1, а, б). Тобто, при однаковій масі введених модифікаторів використання лігатури AlTi5 призводить до збільшення кількості зародковоутворювальних частинок з більшою відносною поверхнею, ніж у компактних

частинок лігатури Al5Ti1B, завдяки чому вони стають ефективними центрами зародкоутворення.

В табл. 1 схематично представлено морфологію кристалів твердого розчину алюмінію (α -фаза) в заготівках для реолиття, отриманих в умовах DTM, в залежності від зони вилівка, температури заливання та виду модифікатора.

Таблиця 1 – Морфологія кристалів у виливку

Край	Середина	Центр	Край	Середина	Центр	Край	Середина	Центр	$T_{зал}$ °C
									750
		Д			Д			Д	700
									660
		Р			Р+Г				630
									620
		Р+Г						Г	
вихідний розплав			модифікування Al5Ti1B			модифікування AlTi5			
Д – дендрити, Р – розетки, Г – глобулі, Р+Г – розетки та глобулі									

Встановлено, що за умов експерименту глобулярна структура α -фази має місце лише в модифікованих сплавах. Модифікування сплаву розширює зону з глобулярною структурою по перебігу вилівка (край-середина-центр) і температурний інтервал її отримання (620...660 °C). Можливою причиною цього є утворення атомарного шару α -фази на частинках модифікатора в процесі зародження кристалу і збереження цього шару при подальшому розплавленні кристалу наступними порціями розплаву, що заливається.

Лігатура, що виготовлена методом швидкого охолодження (AlTi5), характеризується наявністю дисперсних інтерметалідів. Порівняно з лігатурою у вигляді прутка (AlTi5B1), одержаного в процесі пластичної деформації, вона більш ефективно розширює температурний інтервал одержання глобулярної структури. Її використання забезпечує формування глобулярних кристалів α -фази з найменшим розміром – 80 мкм.

Використання методу швидкого охолодження при виробництві лігатури AlTi5 дозволяє замінити нею більш дорогу лігатуру – AlTi5B1.

Булига Д.С.

(КПІ ім. І. Сікорського, м. Київ)

АНАЛІЗ БРАКУ ВИЛИВКІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ

E-mail: dmytrobulyha@gmail.com

Сьогодні найчастіше виготовлення виливків із сплавів кольорових металів проходить за допомогою спеціальних методів лиття. Великий відсоток складає процес лиття за моделями, що витоплюються (ЛВМ). Через використання значної кількості операцій у такому виробництві та номенклатури виробів, цей спосіб отримання виливків є складним. Незважаючи на успіхи вітчизняних та зарубіжних фахівців, які вирішили ряд теоретичних та практичних питань з проблеми лиття, деякі питання так і залишаються не вирішеними, і не розвиваються в повній мірі [1].

Ювелірні технології досягли високого рівня якості, точності та мінімізації браку при дотриманні технологій порівняно з ручними методами, але повністю уникнути браку не завжди вдається. Саме тому знаходяться методи виправлення рентабельних видів браку, а саме: пористість; недолив; неспай; корольок.

Ці види браку виливків легко виправляються з допомогою прогресивної технології лазерного зварювання [2].

Для дослідження взаємодії лазерного променя з металами ми використовували імпульсний лазерний маркувальник Sharp Mark Fiber. Технологічні режими роботи лазерних маркувальників та лазерних зварювальників відрізняються потужністю та розміром плями променя. З результатів досліджень ми зробили висновки щодо найкращих режимів роботи з окремими сплавами. Нижче наведено графічні залежності оброблення ювелірних сплавів (рис. 1, 2).

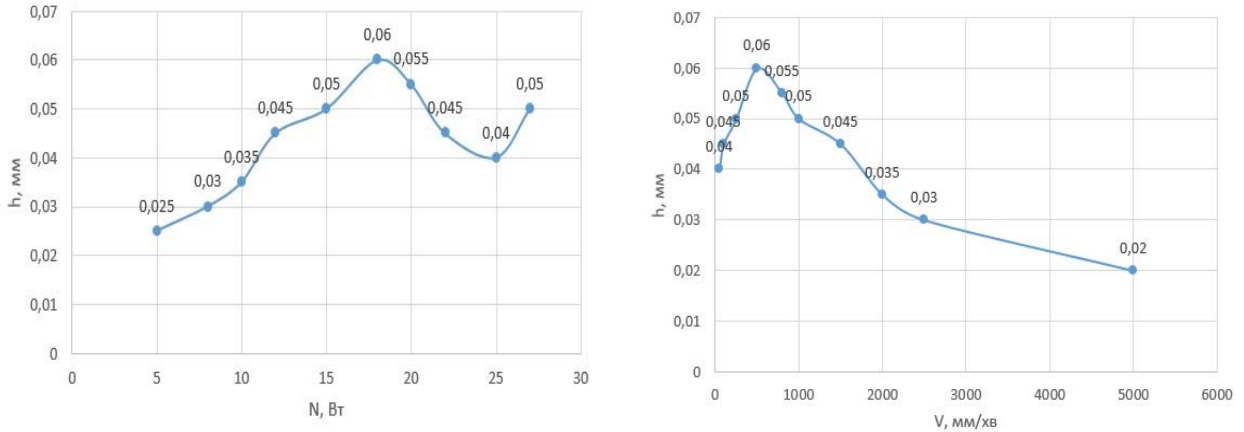


Рис. 1. Режими роботи лазера із сплавом срібла SrM925

З даних досліджень визначено найкращі режими роботи лазера для сплавів золота та срібла:

SrM925: $V=500$ мм/хв; $N = 18$ Вт.

ЗлСрМ585-30: $V=800$ мм/хв; $N = 22$ Вт.

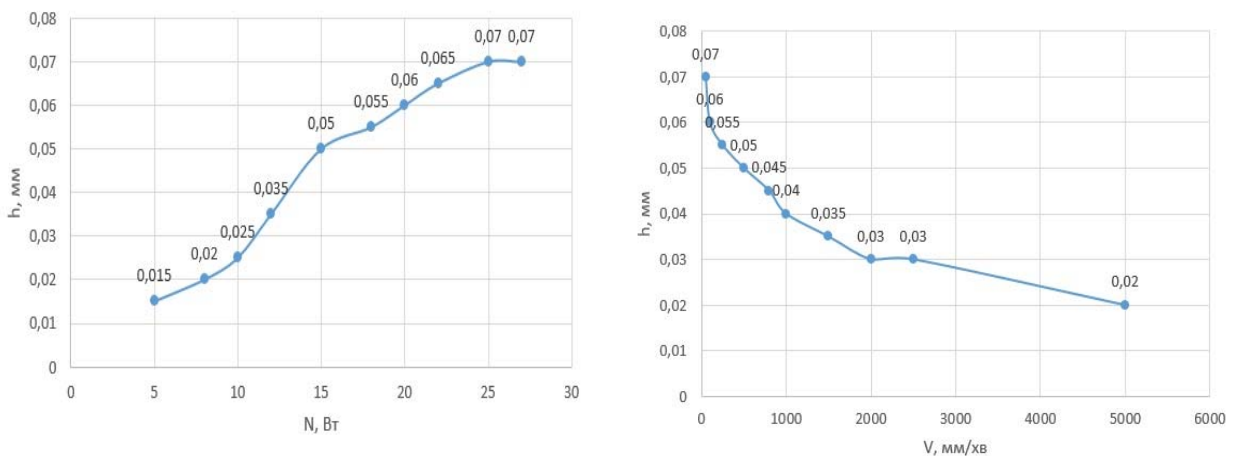


Рис. 2. Режими роботи лазера із сплавом золота ЗлСрМ585-30

Зробивши якісний перехід на лазерне зварювання, відштовхуючись від даних досліджень можна сказати, що краще буде зварюватися сплав золота, адже він має більшу міцність та меншу теплопровідність, ніж у срібла, а отже, точковий промінь ефективніше зварюватиме дефект саме у золота.

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. Промышленное применение лазеров. Под ред. Кебнер Г., – М.: Машиностроение, 1988. – 280 с.

Бурда М. Й., Дейнега Р.О., Михайлюк В.В., Петрик І.Я., Харламов Б.В.
(ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)

**ЗВ'ЯЗОК ЗМІНИ ХАРАКТЕРИСТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ
 КРИСТАЛІЧНОЇ ҐРАТКИ ІЗ ПРИХОВАНОЮ ТЕПЛОТОЮ
 ТВЕРДОФАЗОВОГО ПЕРЕТВОРЕННЯ**

E-mail: iyap@ukr.net

Пластична деформація металів виникає як результат дії зовнішніх факторів, що призводить до складної реорганізації розміщення атомів в зернах металу і на їх границі. Враховуючи анізотропію матеріалів, зовнішній дія передається не всьому матеріалу одночасно, а певному його об'єму, утворюючи таким чином флуктуації температури та енергії. В областях де температура, яка відіграє в даному випадку роль критичного параметру, досягає певного значення, яке залежить від хімічного складу матеріалу, проходить його твердофазове перетворення. Існування високотемпературної чи низькотемпературної модифікацій кристалічної ґратки при критичній температурі має ймовірний характер. Одночасне існування двох кристалічних ґраток спричинює дефектну структуру матеріалу та впливає на його макроскопічні властивості. Такі властивості матеріалу як пластичність та втомна міцність пов'язані, передусім, з дефектами структури, що зароджуються і еволюціонують у кристалічній ґратці, які є наслідком спонтанних змін енергії в мікрооб'ємах де протікають твердофазові переходи. Цю енергію можна оцінювати через приховану теплоту перетворення. В даній роботі оцінюють приховану теплоту перебудови кристалічної ґратки при зміні характеристичних параметрів. Для цього розглянемо процес поліморфного перетворення з врахуванням теорії характеристичних коливань атомів кристалічної ґратки.

Розглянемо поліморфне перетворення як перехід від однієї кристалічної модифікації до іншої при певному критичному значенні температури $T_{кр}$. Приховану теплоту поліморфного перетворення шукаємо у вигляді:

$$Q = T_{кр} \Delta S, \quad (1)$$

де ΔS – величина приросту ентропії, яка зумовлена зміною характеру коливань атомів при поліморфному перетворенні.

Досліджено кристалічну ґратку, утворену N атомами [1]. Тоді коливальний рух ґратки визначаємо як сукупність $3N$ незалежних ліній гармонійних осциляторів. Вільна енергія, яка відповідає коливальному руху ґратки, має вигляд:

$$F = \frac{\hbar}{2} \sum_{\alpha=1}^{3N} \omega_{\alpha} + kT \sum_{\alpha=1}^{3N} \ln \left(1 - \exp \left(-\frac{\hbar \omega_{\alpha}}{kT} \right) \right) \quad (2)$$

Знайдемо коливальну частину ентропії диференціюванням вільної енергії по температурі при постійному об'ємі $S = -(\partial F / \partial T)_V$. При диференціюванні всі величини частот коливань ω_{α} вважаються постійними, але в загальному випадку вони змінюються з температурою. Зміну ентропії ΔS шукаємо як різницю ентропії високотемпературної модифікації при критичній температурі S^+ і ентропії низькотемпературної модифікації при критичній температурі S^- . Зауважимо, що кожній кристалічній модифікації відповідають різні набори характеристичних частот $\omega_{\alpha}^+(T_{кр})$ та $\omega_{\alpha}^-(T_{кр})$. Використовуючи модель Дебая, замінимо частоти ω_{α} характеристичними температурами Дебая Θ_D^+ високотемпературної та Θ_D^- низькотемпературної модифікації. Обмежимося

першим членом розкладу експоненти в ряд, тоді приріст коливальної частини ентропії, що зумовлена поліморфним перетворенням, буде мати вигляд:

$$\Delta S = 3Nk \ln \frac{\Theta_D^-}{\Theta_D^+}. \quad (3)$$

Таким чином, отримано формулу, яка характеризує приріст ентропії, а отже і приховану теплоту твердофазового претворення, як наслідок зміни характеристичних параметрів кристалічної ґратки.

Література:

1. Мельник П.І. Наближена оцінка взаємозв'язку енергії твердофазного перетворення в металах з прихованою теплотою процесу. / П.І. Мельник, І.Я. Петрик, В.М. Крамар, І.Й. Перкатюк. // Фізика і хімія твердого тіла. Т. 8, № 2 – 2007р. – с. 405-407.

Бутенко А.В., Брунеткин А.И., Демиденко В.Э.
(ОНПУ, г. Одесса)

МЕТОД ОБЕЗРАЗМЕРИВАНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

E-mail: butik-tks@ukr.net

Связь между единицами размерности и выражение единиц измерения классов через комбинации единиц других классов определяется структурой ММ и правилом размерности Фурье. Это является обобщением понятия размерности.

В физических законах, независимых от выбора системы единиц измерения, соотношения между масштабами размерных величин при изменении единиц измерения имеют вид: $\mu_i = \prod_j \mu_j^{\alpha_{ij}}$, $i, j \in J_u$, где α_{ij} – соответствующий показатель степени; u –

число размерных величин. Выполнив соответствующие преобразования, получим

выражение для каждого обезразмеренного комплекса: $\pi_h = \prod_{q=1}^{q=u} p_q^{\alpha_{nq}}$, а ММ будет

приведена к обезразмеренному виду, решение которой, если оно существует, может быть

записано следующим образом: $\bar{y} = f(\bar{s}, \bar{\pi})$. Предлагается преобразование, позволяющее

сократить мерность пространства, в котором решается задача. Выразим

$p_q = \mu_q \cdot p_q^*$, $\forall q \in J_u$. Здесь p, p^* – размерная и обезразмеренная величины ММ

соответственно, q – количество переменных в ММ. При этом первые номера натурального

ряда отводятся элементам кортежа \bar{y} – всех размерных величин, входящих в ММ,

последующие – \bar{s} – величинам, определяющим координаты геометрического пространства

и время и остальным размерным величинам ММ. В конечном итоге получим:

$\prod_{q=1}^{q=u} \mu_q^{\alpha_{hq}} = 1$, $\forall h \in J_t$. Логарифмирование выражения для «р» позволяет получить

систему линейных однородных алгебраических уравнений $A_1 \cdot \vec{M} = 0$,

$$\text{где } A_1 = \begin{bmatrix} \alpha_{11} & \alpha_{12} & \dots & \alpha_{1u} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ \alpha_{t1} & \alpha_{t2} & \dots & \alpha_{tu} \end{bmatrix} - \text{матрица показателей степеней } \alpha_{nq},$$

$\vec{M} = [\ln(\mu_1), \ln(\mu_2), \dots, \ln(\mu_u)]^T$ - вектор-столбец логарифмов масштабів всіх размерных величин.

Используя алгоритм Гаусса-Жордана, матрицу A_1 можно преобразовать к виду: $A_1 \rightarrow [E : B]$, где E – единичная матрица размера $(r \times r)$, $r = \text{rank}[A_1]$. Строки с линейно зависимыми элементами из матрицы A_1 удаляются, B – матрица показателей степеней β_{hv} размера $[r \times (u - r)]$.

В общем виде матрицу $[E : B]$ можно представить в виде:

$$\begin{array}{c}
 p_1, \dots, p_q, \dots, p_r, p_{r+1}, \dots, p_u \\
 y_1, \dots, y_{n_y}, s_1, \dots, s_{n_s}, z_1, \dots, z_{n_z}, z_{\Omega_1}, \dots, z_{\Omega_n}, c_1, \dots, c_{n_c} \\
 \pi_1 \left[\begin{array}{cccc} 1 & \dots & 0 & \square \beta_{11} \dots \beta_{1(u-r)} \\ \dots & & \square & \\ \pi_n & \dots & 1 & \dots \square \dots \beta_{nv} \dots \\ \dots & & \square & \\ \pi_r & 0 & \dots & 1 \square \beta_{r1} \dots \beta_{r(u-r)} \end{array} \right]
 \end{array}$$

Над матрицей записан кортеж всех размерных величин MM , из степеней которых в комплексах π_h состоит матрица A_1 .

Здесь z – параметры процесса, c – физические константы рабочих тел, Ω – величины, входящие в краевые условия задачи.

Используя матрицу $[E : B]$, легко записывать решение системы и выполнять анализ результатов.

Решение системы для q -го масштаба будет иметь вид:

$$\mu_q = \prod_{v=1}^{v=u-r} \mu_v^{-\beta_{qv}}, \quad \forall q \in J_r. \quad \text{Теперь нормирующие величины примут вид:}$$

$$p_q^\square = \prod_{v=1}^{v=u-r} p_v^{-\beta_{qv}}, \quad \forall q \in J_r, \quad \text{а нормированные: } \bar{p}_q = \frac{p_q}{\prod_{v=1}^{v=u-r} p_v^{-\beta_{qv}}}.$$

Выполненные преобразования позволяют получить все известные результаты сокращения мерности пространства вплоть до приведения MM к автомодельному виду.

Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М.

(УО «БрГТУ», г. Брест, Беларусь)

ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ НОЖЕЙ КУТТЕРА ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С ПОМОЩЬЮ ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ

E-mail: vai_mrtm@bstu.by

Ножи, использующиеся при измельчении продуктов на универсальных установках-куттерах, изготовлены из хромистой жаропрочной нержавеющей стали 14X17H2 и упрочнялись объемной закалкой, твердость детали достигала величины 42...48 HRC. В процессе эксплуатации ножи подвергались кавитационному, механическому и коррозионному изнашиванию и имели короткий срок эксплуатации. Долговечность ножей не превышала трех месяцев. Анализ показал, что ввиду наличия высокоинтенсивных нагрузок разрушение материала является малоцикловым. Визуальные обследования изношенных ножей показали ряд типичных дефектов – поверхностная коррозия металла, затупление, растрескивание и выламывание режущей кромки, разрушение полотна детали, отламывание кусков в периферийной зоне. Установлено, что из-за высоких градиентов напряжений в процессе эксплуатации ножей появляются трещины на глубину до 3,7 мм.

Для определения оптимальных режимов процесса поверхностного плазменного азотирования и разработки рекомендаций по оптимизации геометрии детали проведено исследование температурных полей, напряжений и деформаций, выполненное с применением конечно-элементного вычислительного комплекса ANSYS. В ходе проведения вычислительного эксперимента разработана трехмерная модель ножа, которая разбивалась на конечные элементы. В соответствии со скоростью движения плазменной струи к узлам дискретной модели пошагово последовательно прикладывалась температурная нагрузка в виде конвекции. Тепловой поток плазменной струи распределяется по ширине пятна нагрева по закону, близкому к кривой вероятности Гаусса, исходя из чего на нагреваемой поверхности коэффициент конвекции задавался различным по ширине зоны нагрева, соответствующим нормальному распределению. Разработанная модель позволяет учитывать зависимость свойств материала от температуры. При решении задачи термоупругости нож закреплялся по нижней торцевой поверхности для ограничения перемещения в направлении, перпендикулярном поверхности ножа, и по поверхности шпоночного паза для ограничения перемещения в направлении, параллельном его поверхности. Получены типичные зависимости распределения температур, эквивалентных напряжений и суммарных перемещений на рабочей зоне ножа при различных скоростях движения пятна нагрева.

Для осуществления процесса поверхностного плазменного азотирования в комплексе с вакуумно-плазменной установкой был разработан специальный манипулятор, при помощи которого осуществляется перемещение детали относительно плазменной дуги с заданной скоростью (частота вращения стола манипулятора может регулироваться в пределах 0,5...180 об/мин). Упрочняемая деталь располагалась на столике манипулятора горизонтально. Осуществлен процесс поверхностного плазменного азотирования ножей путем нанесения дорожек с шагом 1,5 мм на рабочую поверхность детали. По результатам экспериментов определены оптимальные параметры процесса плазменного азотирования. В результате микротвердость поверхности детали увеличена до 460...600 HV0,1. Экспериментально подтверждена возможность азотирования при наложении соседних дорожек друг на друга с расстояниями 0,4 мм между их осями.

По результатам исследований износостойкости ножей построены графики относительного износа их элементов после упрочнения объемной закалкой и плазменным поверхностным азотированием. Результаты показали, что износостойкость ножей, упрочненных путем поверхностного плазменного азотирования после объемной закалки, в 2,3 раза выше, чем лишь после объемной закалки.

Верховлюк А.М., Щерецький А.А., Сергиенко Р.А., Каниболоцький Д.С.
(ФТИМС НАН України, г. Київ)

**НЕКОТОРЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ
ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С
ПРЕЦИЗИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ**

E-mail: anatoliiverkhovliuk@gmail.com, vam@ptima.kiev.ua

Исследования по этому направлению базируются на единой методологической основе, которая может быть применена для различных проблем и объектов, в частности для производства сплавов специального назначения.

Для их проведения были созданы и использованы следующие методики и оригинальные установки:

а) метод вращающегося диска с равнодоступной поверхностью. Установка для реализации этого метода позволяет проводить исследования при температурах до 1823 К на воздухе и в среде аргона;

б) метод лежащей капли и установка. Автоматизированная установка позволяет проводить исследования в вакууме, инертной среде при температуре до 1723 К и передавать изображение в электронном виде для дальнейшей обработки на компьютере. Разработаны программы анализа и обработки изображения лежащей капли;

в) методы получения композиционных материалов.

Разработано оборудование и составы сплавов на основе циркония и алюминия, которые дают возможность получать материалы в аморфном состоянии. Например, в результате кристаллизации аморфных лигатур образуются нанодисперсные частицы необходимой кристаллической структуры, которые обеспечивают эффективное модифицирование алюминиевых и медных сплавов. На основе проведенных исследований выбрано два наиболее перспективных сплава ($Al_{47}Cu_{40}Zr_{13}$, $Al_{47}Cu_{40}Zr_{10}Ni_3$), которые можно использовать в качестве модификаторов.

Получены нитевидные кристаллы (вискеры) Al_2O_3 прямым окислением алюминия порошками SiO_2 та Fe_2O_3 . Для этого смесь порошка алюминия и окислителя нагревали в индукционной печи до 1600 °С и выдерживали при этой температуре 15 минут. Полученные нитевидные кристаллы имели толщину от 0,5 мкм до 7 мкм, а длина – от 800 мкм до 3000 мкм. Установлено, что если в качестве окислителя применяется Fe_2O_3 , образуется большее количество вискеро, чем при использовании оксида кремния. Показано влияние нитевидных кристаллов на структуру и механические свойства литейных сплавов на основе алюминия. Например, их добавка в сплав АК7 приводит к росту прочности примерно на 15%.

Разработаны технологические режимы получения новых монетных сплавов с функциональными свойствами.

Исследовано влияние алюминия и никеля на электропроводность меди. Показано, что их наличие в количестве до 1,0% резко снижает ее в 2...3 раза. Термическая обработка образцов при температуре 800 °С в течение 2 часов приводит к незначительным повышениям электропроводности. Это связано с рекристаллизационными процессами, то есть с увеличением размеров зерна, а значит с уменьшением поверхности раздела между зернами, а также исчезновением кристаллических дефектов.

Зависимость твердости от концентрации легирующих элементов имеет различный характер в системах медь-алюминий и медь-никель. В системе Cu-Al эта зависимость имеет непрямолинейный характер. Резкое увеличение твердости при содержании алюминия 7,0...8,0% связано с образованием γ_2 фазы, которая возникает при распаде β фазы. Пропорциональная зависимость твердости от концентрации никеля связана с образованием с медью непрерывных твердых растворов во всем диапазоне температур и концентраций ниже линии солидус.

Разработана технология получения пористых металлических материалов методом травления дисперсного наполнителя из композиционного материала, полученного методом вакуумной компрессионной пропитки. Области применения: фильтры, смесители, демпфирующие материалы.

Разработана технология выплавки высокопрочного чугуна и его деформации для получения деталей приводных механизмов. Свойства изготовленных деталей превышают технические требования к ним минимум в 1,5 раза, что свидетельствует о перспективности использования высокопрочного алюминиевого чугуна и комплексной технологии литье – пластическая деформация – термообработка для нагруженных деталей транспортного машиностроения.

Разработаны технологические режимы получения высокотемпературных карбидов вольфрама с кубической WC1-x и гексагональной W2C структурами методом плазменного разряда в ультразвуковом кавитационном поле органической жидкости. Низковольтный плазменный разряд между электродами инициировался в этиловом спирте благодаря увеличению электрической проводимости жидкости в ультразвуковом поле. Области применения: конструкционные материалы, модификаторы и др.

Вінтоняк С.Ю.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського)

ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ РІЖУЧИХ КРОМОК КОМБІНОВАНОЮ ОБРОБКОЮ

Вивчено зносостійкість робочих поверхонь ріжучих елементів, відновлених методом комбінованої обробки, що включає попереднє хіміко-термічне насичення наплавлювального матеріалу в порошкових сумішах та наступне електроконтактне наплавлення отриманого матеріалу на раціональних режимах. Досліджено вплив розподілу структурних складових у наплавленому поверхневому шарі на величину та тривалість зношування відновленої поверхні комбінованим методом.

Для відновлення і зміцнення швидкозношуваних ріжучих елементів, що працюють в умовах інтенсивного зносу, широке застосування знаходять електроконтактні способи нанесення покриттів [1]. Однак технологічні можливості таких методів обробки обмежені низкою не достатків, пов'язаних з низькою міцністю зчеплення при електроконтактному напавленні порошкових і спечених стрічок, а також з низькою зносостійкістю суцільних електродних стрічок і дротів [2]. У зв'язку з цим доцільно застосування технологій комбінованої обробки поверхні, що включає попередню хіміко-термічну обробку наплавочного матеріалу, що сприяє отриманню необхідних функціональних властивостей в наплавленому робочому шарі електроконтактним методом. Абразивна зносостійкість відновленої поверхні обумовлюється структурою наплавленого матеріалу, що містить дифузійні шари, отриманих попередньою хіміко-термічною обробкою електродної стрічки, а також глибиною дифузійних шарів [3, 4]. Комплексний аналіз впливу зазначених характеристик дозволить повною мірою оцінити якість відновленої поверхні, а також відповідність її функціональних властивостей, що надаються до деталей і вузлів машин, що працюють в умовах інтенсивного абразивного зношування [5].

Попередній хіміко-термічній обробці в порошкових сумішах піддавали стрічку товщиною 0,5 мм із сталі 45. Хіміко-термічне насичення проводили на різну глибину протягом 5 годин при температурі 1000 °С в порошкових сумішах з різним вмістом компонентів (табл. 1). Компонування порошкових сумішей обране таким чином, щоб було можливо вивчити вплив основних складових компонентів V_4C , $FeMn$, Na_3AlF_6 , постачальників В, Mn, і Al, відповідно, на структуру дифузійного шару в напавні матеріали, його глибину і зносостійкість наплавленого шару.

Таблиця 1 – Склад порошкових сумішей і глибина дифузійного шару в наплавні матеріали після хіміко-термічної обробки

Інд.	Склад порошкової суміші, %				Глибина дифузійного шару, мкм
	B ₄ C	Na ₃ AlF ₆	Al ₂ O ₃	FeMn	
1	50	2	48	-	275
2	46	6	48	-	295
3	42	10	48	-	305
4	25	2	48	25	325
5	23	6	48	23	305
6	21	10	48	21	283

Отримані наплавні матеріали подавали до відновлюваної деталі електроконтактним методом таким чином, щоб в контакті з поверхнею виробу перебувала сторона, яка не пройшла попередню хіміко-термічну обробку. Електроконтактну наплавку підготовленого наплавного матеріалу проводили на наступних режимах: тиск $P = 2,0$ кН; зварювальний струм $I_{св} = 6,5...7,5$ кА; тривалість імпульсів струму $t_{св} = 0,06$ с. Мікроструктуру наплавленого матеріалу і глибину дифузійних шарів досліджували із застосуванням мікроскопа МІМ-8М, використовували хімічне і теплове травлення мікрошліфів. Мікротвердість визначали за допомогою приладу ПМТ-3, зносостійкість вивчали за методикою робіт [6, 7]. Досліджували вплив двох типів насичувальних сумішей, наведених в табл. 1. До першого типу відносяться суміші 1, 2, 3, що містять різну кількість B₄C, Na₃AlF₆ і мають однакову кількість нейтральної складової Al₂O₃. До другого типу відносяться суміші 4, 5, 6, що містять крім B₄C, Na₃AlF₆ додатково FeMn і мають також однакову кількість нейтральної складової Al₂O₃.

Мікроструктура наплавленого матеріалу, що пройшов попередню обробку в сумішах 1-3, складається з двох типів боридів (Fe₂B і FeB) і карбідів, які спостерігаються на границі з основним металом після теплового травлення. Результати теплового травлення свідчать про наявність Fe₂B по всій глибині дифузійного шару в наплавленому матеріалі, а біля поверхні спостерігаються бориди FeB. Мікротвердість боридів FeB становить Н100 – 16300 МПа, що вище мікротвердості боридів Fe₂B Н100 – 15300 МПа. Різниця типів боридів у структурі наплавленого матеріалу спостерігається також після хімічного травлення мікрошліфів, коли бориди FeB травляться сильніше, ніж бориди Fe₂B. Зазначені типи боридів утворюються в наплавному матеріалі в процесі попередньої хіміко-термічної обробки наступним чином. Спочатку при насиченні В при достатній кількості Fe утворюються бориди Fe₂B. Дифузія атомів заліза назустріч дифузії атомів В ускладнюється по мірі збільшення глибини шару. У якийсь момент на поверхні контакту боридного шару з сумішшю недостатньо атомів заліза для утворення Fe₂B, і тоді утворюються бориди FeB. Різний вміст бору в боридах впливає на їх окислення при тепловому травленні. Бориди Fe₂B містять менше В, ніж бориди FeB, а тому вони окислюються сильніше. Аналіз результатів дослідження зносостійкості поверхні відновлених деталей (рис. 1) свідчить про найменшу зносостійкість наплавленого матеріалу, що пройшов попередню хіміко-термічну обробку в порошковій суміші складу 1.

Це пояснюється тим, що дифузійний шар в цьому випадку має найменшу глибину 275 мкм, так як його формування зумовлено мінімальним вмістом активатора (криоліту) в цій групі сумішей (2%). При насиченні в сумішах 2 і 3, що містять 6% і 10% криоліту, глибина дифузійного шару в наплавленому матеріалі становить 295 мкм і 305 мкм відповідно. Згідно рис. 1, збільшення глибини дифузійного шару в наплавленому матеріалі сприяло підвищенню зносостійкості виробу, причому в більшій мірі при зростанні товщини дифузійного шару від 275 мкм до 305 мкм. Мікроструктура дифузійних шарів наплавленого матеріалу після попереднього насичення в сумішах 4-6 характеризується наявністю боридів FeB і Fe₂B, карбідів, а також великою площею «прожілок» твердого розчину, розташованих між боридами.

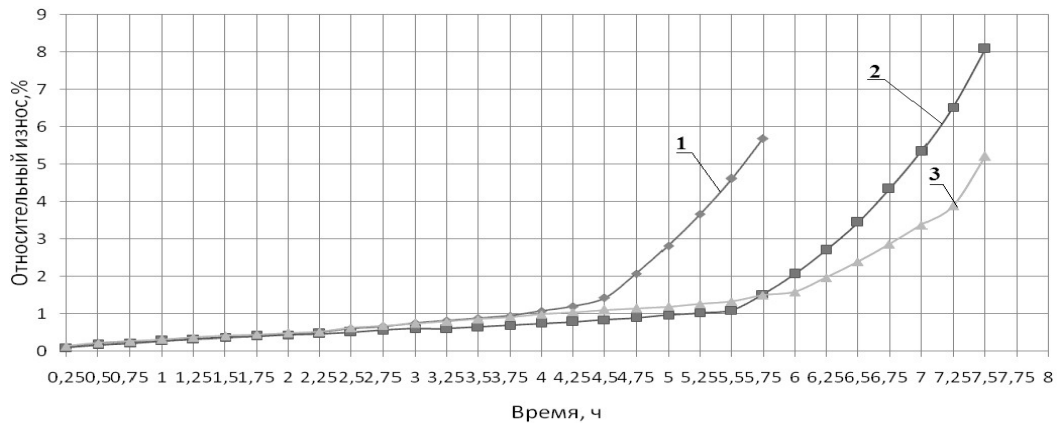


Рис. 1. Вплив складу насичувальних сумішей складів 1-3 (табл. 1) для попередньої хіміко-термічної обробки наплавного матеріалу на величину та тривалість зносу відновленої поверхні комбінованим методом

Глибина дифузійних шарів знижується зі збільшенням вмісту в порошкових сумішах кріоліту (див. табл. 1). Зносостійкість відновлених поверхонь з використанням комбінованого методу є такою ж високою, як і в випадку дослідження зносостійкості наплавного матеріалу, що пройшов попередню хіміко-термічну обробку в сумішах 2 і 3, що містять в два рази більшу кількість V_4C .

Отже, включення до складу порошкової суміші FeMn в процесі попередньої хіміко-термічної обробки наплавного матеріалу сприяє підвищенню зносостійкості робочих поверхонь, відновлених методом комбінованої обробки, що обумовлено не тільки наявністю боридів FeB і Fe_2B , а також і наклепом твердого розчину, що містить FeMn.

Встановлено, що зменшення товщини дифузійного шару менше 295 мкм, обумовлене при ідентичних технологічних параметрах попередньо хіміко-термічної обробки наплавного матеріалу відмінністю в складі насичувальної суміші, призводить до зниження зносостійкості напвленої поверхні. Показано, що значного підвищення зносостійкості поверхні комбінованої обробкою сприяє наявність в складі порошкової суміші для попереднього хіміко-термічного насичення наплавного матеріалу FeMn, що обумовлює утворення в дифузійному шарі твердого розчину і подальший його наклеп в процесі електроконтактного наплавлення.

Література:

1. Ляшенко Б.А. Рекомендації по реконструкції технологічного парку України для нанесення зміцнюючих захисних покриттів / Б.А. Ляшенко, В.А. Ілюшин, С.А. Клименко // Інструментальний світ. – 2007. - №3. – С. 12-15.
2. Сабіров О.Н. Дослідження властивостей напвлено антифрикційного сплаву / О.М. Сабіров, Г.Г. Онищенко, А.А. Слободяник // Праці Одеського політехнічного університету. - 2003. - Вип. 1 (19). – С. 8-11.
3. Євграфов В.А. Вплив твердості поверхневого шару на абразивний знос робочих органів ґрунтообробних машин / В.А. Євграфов, Б.Н. Орлов // Ремонт, відновлення, модернізація. – 2004. - №3. – С. 21-22.
4. Бережна О.В. Дослідження впливу комбінованої термомеханічної обробки на фізико-механічні характеристики покриття / Є.В. Бережна, А.В. Лапченко, М.А. Турчанинов // Надійність інструменту та оптимізація технологічних систем. Збірник наукових праць. – Краматорськ, ДДМА. - №38. - 2016. - С. 125- 131.
5. Борисенко Г.В. Хіміко-термічна обробка металів і сплавів: довідник / Г.В. Борисенко, А.А. Васильєв, Л.Г. Ворошнін. – М.: Металургія, 1981. – 424 с.
6. Кузнєцов В.Д. Підвищення зносостійкості деталей, відновлених електроконтактним наплавленням / В.Д. Кузнєцов, Е.В. Бережна, А.В. Лапченко // Проблеми тертя та зношування. – 2016. - №3 (72). – С.34-40.
7. Бережна О.В. Машина тертя для випробування на зносостійкість металу наплавлення / Є.В. Бережна, Ю.А. Чепель // Надійність інструменту та оптимізація технологічних систем. Збірник наукових праць. – Краматорськ, ДДМА. - №31, 2012. – С. 112- 117.

Ворон М.М., Дрозд Е.О., Матвієць Е.А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ДОСЯГНЕННЯ У ЗАСТОСУВАННІ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ЛИВАРНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ

E-mail: mihail.voron@gmail.com

Електронно-променева ливарна технологія (далі ЕПЛТ) є похідною від металургійного способу одержання злитків – електронно-променевого переплаву. Ці методи дозволяють вирішувати важливу задачу одержання виливків готових виробів та напівфабрикатів з високореакційних і тугоплавких металів та сплавів на їх основі. ЕПЛТ досі є доволі рідкісною технологією, не дивлячись на явні економічні переваги у вирішенні широкого спектру задач [1].

Метод характеризується різко нестаціонарним нагрівом металу, можливістю контрольованої витримки розплаву, проведенням термочасової обробки останнього та іншими важливими технологічними особливостями. Так, наприклад, для даної технології можливе використання до 100% шихтових матеріалів у вигляді губки або різноманітних відходів. Також в умовах ЕПЛТ можливо здійснювати дошихтовку та модифікування під час плавки. На ряду з гравітаційною заливкою реалізується відцентрове лиття та лиття у форму з накладання електромагнітних полів [1, 2].

Важливою перевагою ЕПЛТ є можливість роботи з невеликими масами металу, вивчення «поведінки» різних шихтових матеріалів, моделювання, відпрацювання та перевірка режимів одержання тих чи інших сплавів та виробів з них. В Україні максимальні об'єми виплавки металу в таких установках складають приблизно 20 кг (по титану), в світі – близько 50 кг.

Першочерговим об'єктом для застосування ЕПЛТ був титан та його сплави. Згодом цей метод було ефективно використано при одержанні виливків з цирконію, ніобію, молібдену, кремнію, міді, сплавів алюмінію, нікелю та ін. Завдяки ЕПЛТ було виготовлено велику кількість промислових та експериментальних складнолегованих титанових сплавів, сплавів на основі інтерметалідів систем Ti-Al та Ti-Si [1, 3-6].

Для серійних титанових сплавів електронно-променевої виплавки було вирішено ряд технологічних задач, пов'язаних із забезпеченням необхідного хімічного складу, структури та властивостей виливків. В рамках великої кількості робіт із серійними сплавами та сплавами деяких найбільш розповсюджених систем було досліджено можливість управління структурно-фазовими параметрами та механічними властивостями сплавів [7, 8]. Для литого технічно чистого титану було досягнуто збільшення межі міцності на 40...70% при одночасному збільшенні пластичності на 30...50% порівняно з деформованим станом. Для найбільш розповсюдженого титанового сплаву ВТ6 в литому стані вдалося підвищити межу міцності на 15...30% при збереженні пластичності на рівні деформованого металу [8, 9].

Важливим в багатьох аспектах досягненням стало створення технології одержання литих трубних заготовок із сплаву Zr-1Nb на основі вітчизняного цирконію кальцій-термічного відновлення, з яких було виготовлено трубні оболонки ТВЕЛ ядерних реакторів. Також проводились дослідження по виплавці сплаву E635 системи Zr-Nb-Sn-Fe для деталей ядерних реакторів.

Електронно-променеву ливарну технологію також було використано для виплавки злитків кремнію, переплаву алюмінієвих сплавів та рафінування мідних та нікелевих сплавів [1].

Загалом, ЕПЛТ можна впевнено віднести до числа найбільш унікальних ливарних технологій з широким спектром можливостей, що можна повною мірою застосовувати для виробництва найбільш складних та відповідальних металів та сплавів.

Література:

1. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / Под ред. С.В. Ладохина. – К: Сталь, 2007. – 626 с.
2. Левицкий Н.И., Матвиец Е.А., Лапшук Т.В. и др. Особенности получения титановых сплавов из отходов производства в электронно-лучевой литейной установке // Процессы литья. – 2013. – № 5. – С. 55-59.
3. Ladokhin S., Chernyavsky V. The Use of Secondary Copper for the Production of Rods and Tubes by Continuous Casting in an Electron Beam Installation // Proceed. 4-th Intern. Symposium "Recycling of Metals and Engineered Materials" Pittsburg (USA), TMS, 2000, p. 529-536.
4. Левицкий Н.И., Матвиец Е.А., Лапшук Т.В., и др. Получение сложнелегированных титановых сплавов методом электронно-лучевой гарниссажной плавки // Металл и литье Украины – 2012. – № 4. – С. 6-9.
5. Матвієць Є.О. Особливості виплавки титанових сплавів з високим вмістом ніобію в електронно-променевої установці // Металл и литье Украины». – 2013. – № 1. – С. 33-34.
6. Левицкий Н.И., Лапшук Т.В., Матвиец Е.А. и др. Использование электронно-лучевой литейной технологии для производства материалов системы Ti-Al-Si // Процессы литья. – 2011. – № 6. – С. 70-75.
7. Ворон М.М. Управление структурными параметрами титана и сплавов на его основе // Вісник СевНТУ. – Серія: Механіка, енергетика, екологія. – 2012. – №133. – с. 184-190.
8. M. Voron, A. Doniy. Structure and properties management of cast α -titanium alloys, produced by electron beam skull melting with electromagnetic stirring // Electrotechnika & elektronika E+E.– 2014.–vol. 49.–№ 5/6.– p. 144-150.
9. Ворон М.М., Левицький М.І., Лапшук Т.В. Структура та властивості литих сплавів системи Ti-Al-V електронно-променевої виплавки // Металознавство та обробка металів. – 2015.– № 2 (74). – С. 29-37.

Восколович В.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ВИКОРИСТАННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ У ЛИВАРНОМУ
ВИРОБНИЦТВІ**

E-mail: vosvalera96@gmail.com

Останнім часом у різних галузях науки і техніки, в тому числі і в ливарному виробництві, стрімко зростає інтерес до технологій, в яких використовуються 3D-принтери [1]. 3D-друк або «адитивне виробництво» являє собою процес створення цілісних тривимірних об'єктів практично будь-якої геометричної форми на основі цифрової моделі. 3D-друк заснований на концепції побудови об'єкта послідовно нанесеними шарами, що відображають контури моделі.

В умовах сучасного гнучкого багатонаменклатурного виробництва великий інтерес представляють безмодельні способи отримання ливарних форм [2]. Їх загальними перевагами є: малий час технологічної підготовки виробництва; скорочення витрат і зниження трудомісткості; виготовлення ливарних форм практично будь-якої складності; відсутність необхідності проектування і виготовлення моделей; можливість отримання виливків без ливарних ухилів з елементами, отримання яких утруднено при традиційних технологіях внаслідок необхідності вилучення моделей; можливість об'єднання стрижнів в єдину систему, що підвищує точність складання і, як наслідок, точність виливків. Адитивні технології можуть застосовуватися як для отримання піщаних форм з холоднотвердною сполукою або лазерним селективним спіканням (SLS), так і керамічних оболонкових форм [2].

На сьогодні особливе значення адитивні технології (AF – additive fabrication) мають для пришвидшеного виробництва литих деталей. AF-машини використовують для отримання: ливарних моделей, майстер-моделей, ливарних форм та ливарного оснащення. Сутність AF-технологій полягає в пошаровій побудові, пошаровому синтезі виробів – моделей, форм, майстер-моделей і т. д. шляхом фіксації шарів модельного матеріалу і їх послідовного з'єднання між собою різними способами: спіканням, сплавленням, склеюванням, полімеризацією – в залежності від нюансів конкретної технології. Ідея адитивних технологій базується на цифрових технологіях, в основі яких лежить цифровий опис виробу, його комп'ютерна модель (CAD-модель). При використанні AF-технологій всі стадії реалізації проекту від ідеї до матеріалізації знаходяться в єдиному технологічному середовищі, де кожна технологічна операція виконується в цифровій CAD\CAM\CAE – системі, що практично означає реальний перехід до «безпаперових» технологій [3].

На сьогодні передовими світовими виробниками AF-обладнання, яке набуває поширення у ливарному виробництві, є такі провідні компанії світу як FORMLABS, Photocentric, Voxeljet. Отже, адитивні технології, разом з розвитком CAD\CAM\CAE систем змінюють нашу технологічну цивілізацію. Ці зміни будуть й надалі впливати на розвиток всієї світової економіки та культури виробництва.

Література:

1. Колесніков В.О., Коровін Я.В., Савченко Е. Перспективи використання 3D-принтерів // Матеріали V Міжнародної науково-практичної конференції «Економічні, екологічні та соціальні проблеми вугільних регіонів СНД», 20 квітня 2012 р. – С. 338 -341.
2. Технологии без модельного литья. Тенденции их развития. [Электронный ресурс]. МирПром. Режим доступа: <http://www.mirprom.ru/public/tehnologii-bezmodelnogo-litya-i-tendencii-ih-razvitiya.html>.
3. Зленко М., Забеднов П. Аддитивные технологии в опытном литейном производстве. Технологии литья металлов и пластмасс с использованием синтез-моделей и синтез-форм [Электронный ресурс]. Системы и технологии. Режим доступа: http://ksystec.ru/download/additiv_tech.pdf.

Глотка А.А.

(ЗНТУ, г. Запорозьє)

ПРИРОДА КАРБИДОВ В ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ

E-mail: Glotka-alexander@ukr.net

В связи с возрастающим дефицитом основных легирующих элементов (W, Mo, Co, V) становится актуальным проведение работ по созданию более экономнолегированных быстрорежущих сталей, чем сталь «базовой» производительности P6M5, применяемой для обработки при обычных скоростях резания углеродистых и среднелегированных конструкционных сталей с прочностью 900...1000 МПа (HB 150...200), а также нержавеющей сталей.

Как известно, в литой стали типа P3AM3Ф2 кристаллизуются карбиды типа M_6C , MC и M_2C которые могут образовывать эвтектические колонии. Такая структура определяется концентрацией ванадия и суммарным содержанием вольфрама и молибдена, то есть количеством карбидообразующих элементов и их соотношением. После проведения термической обработки, как правило, карбид M_2C распадается на M_6C и MC .

Дополнительное легирование ниобием не приводит к изменению типа карбидов в литом состоянии. Однако в структуре отсутствуют карбиды типа M_6C , которые заменены вновь появившимися карбидами на основе титана и ниобия. Также карбид типа VC стал дополнительно легированным титаном и ниобием.

Введение титана вызывает увеличение его количества в карбидах MC_6 , а также легирование карбидов в которых наблюдалось его отсутствие. Дополнительное легирование Ti приводит к зарождению карбида типа M_6C и исчезновению M_2C и MC (NbC). Зафиксированы эвтектические карбиды M_6C , формированию которых, как следует предположить, способствует комплексное легирование титаном и ниобием, что также приводит к появлению сложнолегированного титано-ниобиевого карбида MC ($(TiNb)C$). Таким образом, повышение легирования стали имеет следствие к увеличению элементов в карбидах, а значит и к возможности увеличения свойств стали.

После прохождения полного цикла термической обработки природа карбидной фазы изменяется. Так, в стали распадаются карбиды M_2C и образуются карбиды типа M_6C , однако при этом первичные карбиды типа MC остаются неизменными. Такое поведение фазового состава есть закономерным и прогнозируемым. Карбид NbC имеет типичную форму шестигранников, которые расположены равномерно по площади шлифа. Также наблюдаются перьевые ответвления от шестигранников, которые классифицируются как карбид M_2C , такое строение объясняется условиями кристаллизации из жидко-твердого состояния.

В стали РЗАМЗФ2Б1Т1, после термической обработки, имеет место прохождение распада карбида M_2C , однако карбид типа M_6C присутствовал и в литом состоянии. Наряду с TiC , образуется «сложный» карбид типа $(TiNb)C$. Форма его существенно отличается от TiC , она приобретает очертания трех-, пяти-, а иногда шестигранников. Количество ниобия в нем находится на максимальном уровне с относительно большим количеством титана, что может привести к существенному увеличению эксплуатационных свойств материала.

Сравнительные испытания стойкости инструмента из экспериментальных сталей и классической быстрорежущей стали Р6М5 проводили при различных режимах резания на конструкционных материалах. Анализ полученных результатов показал незначительный разброс в показателях. Так при работе инструмента из стали РЗАМЗФ2Б1Т только в трех случаях результаты стойкости ниже инструмента из классической стали, а при резании инструментом из стали РЗАМЗФ2Б1Т1 – в двух режимах ниже Р6М5 (однако относительная стойкость в этих случаях не ниже 94%).

**Гнатенко М.О.¹, Петрик И.А.¹, Чигилейчик С.Л.¹, Наумик В.В.²,
Овчинников А.В.²**

(¹ОАО «Мотор Сич», ²ЗНТУ г. Запорожье)

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ АВИАЦИОННЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ

E-mail: jane070air594@gmail.com

Аддитивные технологии с каждым годом становятся более востребованными в области авиадвигателестроения. Метод роботизированной наплавки, один из видов аддитивных технологий основан на послойном нанесении материала по заданной САД-модели. Внедрение данного процесса в производство позволяет исключить этапы изготовления оснастки и снизить трудоемкость как при серийном так и при экспериментальном производстве деталей.

Плазменная наплавка позволяет осуществлять ремонт деталей после эксплуатации, а так же устранять дефекты литья, штамповки, фрезеровки.

Было проведено исследование пластин, полученных методом плазменной наплавки с использованием присадочного материала – проволоки из сплава AlMg5 (ER5356). Выбор присадочного материала был обусловлен тем, что алюминиевые порошки пока не

обладають необхідними свойствами, а выбор источника нагрева – плазмы тем, что она обеспечивает стабильное расплавление при нанесении слоев по сравнению с электрической дугой, и имеют более низкую стоимость, чем у лазера.

Целью данной работы является определение соответствия химических, механических свойств, структуры влияния технологии выращивания на распределение легирующих элементов алюминиевых сплавов, полученных плазменной наплавкой со сплавами изготовленным классическими методами (литьем, штамповкой) для оценки возможности изготовления и ремонта деталей.

По результатам научно-исследовательской работы были сделаны следующие выводы:

1. Химический состав образца, изготовленный методом плазменной наплавки, соответствует требованиям AWSA5.10 для сплава AlMg5(ER5356) и близок к составу сплава АМг5 по ГОСТ 4784-74.

Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) показал, что в материале образца имеются концентрационные неоднородности содержания Fe, Mg, Mn по месту выделения упрочняющих фаз.

2. Механические свойства образцов, вырезанных вдоль и поперек наплавленных слоев, находятся примерно на одном уровне. После отжига при $T = 330\text{ }^{\circ}\text{C}$ произошло некоторое снижение прочности и пластичности.

Механические свойства металла образца, соответствуют нормам ГОСТ 17232-99 на деформированные плиты из сплава АМг5.

3. Макроструктура наплавленного образца имеет однородный матовый фон, без проявления макрозерна и линий соединения наплавленных слоев; следует отметить, что в структуре образца по всему сечению имеют место мелкие поры округлой формы $\varnothing 60 \dots 90\text{ мкм}$.

4. Микроструктура наплавленного образца неоднородна по сечению – на поверхности образца по линии сплавления слоев металла характерна для перегретого состояния, перегретый слой залегает на глубину $\sim 1,0\text{ мм}$, далее по сечению образца – состоит из более дисперсных выделений упрочняющих фаз в твердом растворе, характерна для сплавов типа АМг.

По результатам работы можно сделать вывод, что метод плазменной наплавки возможно применить для изготовления и ремонта таких крупногабаритных деталей как: кольца, кронштейны, корпуса, крышки, кожуха.

Головаченко В.П.¹, Пригунова А.Г.¹, Цір Т.Г.¹, Кошелєв М.В.¹,

Шеневідько Л.К.¹, Вернидуб А.Г.¹, Титов А.В.²

(¹ФТІМС НАН України, ²КПІ ім. І. Сікорського, м. Київ)

**ОСОБЛИВОСТІ УТВОРЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ В ЛИТИХ
ЗРАЗКАХ ІЗ ВИСОКОМІЦНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ МАРКИ
В95 ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ В ПРОЦЕСІ ТИКСОФОРМІНГУ**

E-mail:jknd-t@ukr.net

В останнє десятиліття інтенсивно проводяться дослідження по вивченню особливостей використання високоміцних деформованих алюмінієвих сплавів в прогресивному процесі тиксоформінгу фасонних заготовок.

Метою досліджень є одержання дисперсної глобулярної морфології α -фази в литих зразках, виготовлених в умовах теплосилової дії із високоміцного алюмінієвого сплаву В95 який широко використовуються в аерокосмічній галузі.

Визначення температурних параметрів фазових перетворень дослідного сплаву проводили за допомогою ДТА (Derivatograph Q-1500-Q), температура ліквідус для сплаву В95 становила 630 °С; солідус – 470 °С, інтервал кристалізації 160 °С.

Широкий інтервал кристалізації дослідного високоміцного алюмінієвого сплаву В95 дозволяє ефективно реалізувати такі процеси як рео-тиксолиття, тиксоформінг.

За допомогою оптичної мікроскопії отримали фотографії мікроструктури, з яких вивчали фазовий склад і морфологію. Встановили механічні властивості литих заготовок із високоміцного алюмінієвого сплаву В95.

Як видно із аналізу (рис. 1), мікроструктура вихідного зразка складається із розеток (95%) розміром 150...200 мкм, дендритів (3%) розміром 150...200 мкм, глобулярної евтектики (~2%) з розміром глобулів 15...20 мкм. Механічні властивості литого зразка такі: $\sigma_B = 250$ МПа, $HV = 1000$ МПа.

Одержаний литий зразок в умовах теплосилової дії на розплав (роторна обробка розплаву, гартування розплаву на воду разом із формою, зміна температури) має дисперсну структуру. При цьому розміри кристалів α -твердого розчину зменшились у 5...10 разів, порівняно з вихідним зразком.

В процесі високотемпературної гомогенізації «розетки» трансформуються в глобули з розміром зерен 100...110 мкм. Така мікроструктура відповідає процесу тиксоформінгу.

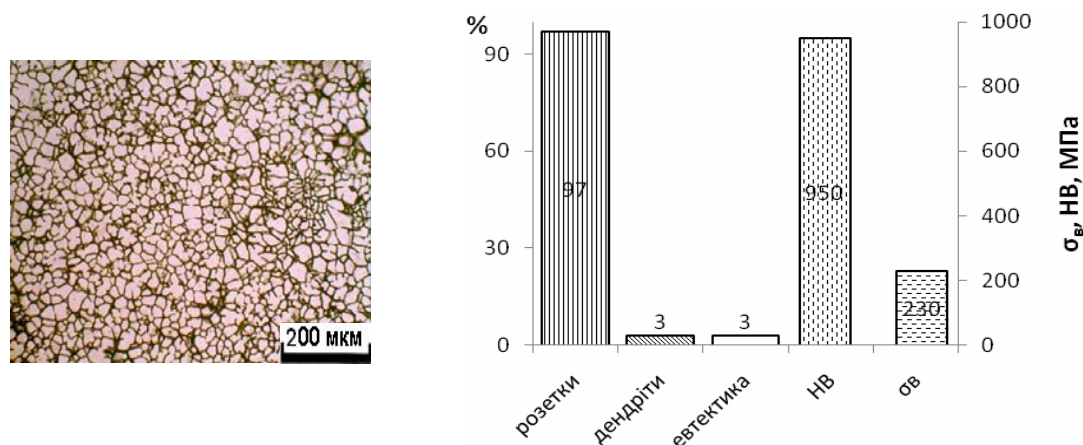


Рис. 1. Мікроструктура та механічні властивості литого зразка із сплаву В95

Гонтаренко В.І., Бялік Г.А., Марченко Д.М., Бажміна Е.А.
(ЗНТУ, м.Запоріжжя)

ВИПЛАВКА СТАЛІЗ ВИКОРИСТАННЯМ ВТОРИННОЇ СИРОВИНИ З ДОМІШКАМИ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ

E-mail: eva472369@gmail.com

При виплавці конструкційних сталей в якості одного з компонентів шихти широко використовують вторинну сировину у вигляді чорного металобрухту. У більшості випадків сталевий брухт містить домішки кольорових металів, з яких найбільш поширені – мідь і сплави на мідній основі – латуні та бронзи. В процесі виплавки сталі в окислювальний період при температурі близько 1600 °С відбувається окислення елементів, що входять до складу шихти. Черговість окислення залежить від величини вільної енергії утворення окислів.

Зі сплавів на мідній основі практично повністю видаляються цинк, алюміній, олово. У розплаві залишається мідь, видалення якої можливо тільки при значному угарі заліза. Отже, в процесі виплавки сталі вміст міді в металі збільшується.

З іншого боку вплив міді на основні фізико-механічні властивості сталі вивчено недостатньо повно, літературні дані з цього питання суперечливі. У даній роботі вивчали вплив міді на основні якісні показники сталі 20.

Досліджений метал відбирали статистичним методом з промислових плавок за результатами хімічного аналізу. Вміст міді змінювався в межах від 0,12 до 1,2%.

Сталь розливали в виливниці. Злитки після нагрівання до температури 1200 °С здійснювали прокат на круглу заготовку діаметром 100 мм.

На поверхні заготовок з підвищеним вмістом міді (1,12%) були виявлені дефекти у вигляді неглибоких тріщин.

Рентгеноспектральним мікроаналізом встановили, що тріщини заповнені міддю. Слід зазначити, що при високій швидкості охолодження поверхневої зони зливка згідно діаграмі стану залізо-мідь в цій зоні можливе розшарування розплаву і при подальшому твердінні утворюються локальні ділянки, збагачені міддю. При нагріванні зливок під прокатку відбувається окислення поверхні зливка за рахунок угару заліза, додаткове збільшення вмісту міді в поверхневому шарі, розплавлення міді та її дифузія по межах зерен вглиб заготовки.

З дослідного металу були виготовлені зразки для механічних випробувань. Аналіз результатів механічних випробувань показав, що зі збільшенням вмісту міді істотно зростають межі міцності та текучості, а також ударна в'язкість при збереженні для даної марки сталі високих пластичних властивостей. Для отримання стабільних властивостей сталі слід в процесі плавки після першого експрес-аналізу при необхідності провести додаткову присадку міді і довести її вміст до оптимального. Слід зазначити, що для легування сталі можна використовувати вторинну і відносно дешеву мідь у вигляді відходів.

Таким чином, мідь в конструкційній сталі можна розглядати як легувальний елемент, що істотно підвищує основні механічні властивості сталі.

Єдиним недоліком підвищеного вмісту міді в конструкційній сталі є схильність до утворення поверхневих тріщин при гарячій обробці тиском.

Для запобігання цьому явищу необхідно знизити швидкість кристалізації поверхневого шару зливка, що може бути досягнуто обмазкою внутрішньої поверхні виливниць ізоляційним складом зі зниженою теплопровідністю. При цьому знижується ймовірність розшарування заліза і міді при затвердінні і, відповідно, утворення локальних ділянок з підвищеним вмістом міді.

Знизити локальний вміст міді можна за рахунок гомогенізувального відпалу зливок, при якому відбуваються дифузійні процеси, які вирівнюють концентрації міді і заліза. Температура відпалу повинна бути порядку 900...950 °С, що більше ніж на 100 °С нижче температури плавлення міді.

Для зниження поверхневого угару заліза, що супроводжується збільшенням вмісту міді, нагрівання зливок при відпалі та при гарячій деформації необхідно проводити в захисній атмосфері.

Губенко С.И.

(НМетАУ, г. Днепр)

ОБРАЗОВАНИЕ ЧАСТИЦ ИЗНОСА НА ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

На железнодорожное колесо действует сложный комплекс вертикальных и боковых нагрузок от тяговых, направляющих и боковых сил, значительную часть которых составляют инерционные силы от необрессоренных деталей [1]. При эксплуатации колесо находится в сложном напряженном состоянии, определяемом системой контактных, ди-

намических и циклических напряжений. Динамические напряжения возникают от давления колеса при его качении по рельсу, нагрузки при ударах о стыки рельсов и др. Контактные напряжения обусловлены взаимодействием колеса с рельсом и тормозными колодками, когда возникают касательные напряжения и напряжения от тепла трения при торможении. Тепловые напряжения, действующие в ободе и диске, являются циклическими. Все эти напряжения вызывают в колесе упруго-пластические и тепловые явления, способствуют усталостным процессам в ободе и диске, подрезу гребня и разрушению поверхности катания. В колесе при эксплуатации возникают различного рода повреждения: износ поверхности катания (изменение профиля поверхности обода по кругу катания), дефекты теплового воздействия (ползуны навары, тормозные выщербины, термические трещины), усталостное выкрашивание, хрупкие трещины.

Комплексный подход к механизму изнашивания железнодорожных колес включает не только изучение структурных изменений, происходящих в поверхностных слоях ободьев [2, 3], но также анализ частиц износа и установление механизма их образования. Многообразие условий работы пар трения позволяет утверждать, что общим подходом может быть представление об усталостной природе разрушения поверхностных слоев [4]. Интерес к изучению механизма износа связан не только с необходимостью сокращения связанных с износом потерь, но и с разработкой эффективных методов прогнозирования долговечности колес, обеспечением надежности их работы, особенно в экстремальных условиях. Механизм износа поверхности катания представляет совокупность механических, теплофизических и химических явлений и связан с образованием частиц износа и микротрещин в местах интенсивной пластической деформации и в участках "белого слоя", вблизи частиц неметаллических включений и продуктов коррозии стали [2,3].

Целью настоящей работы было изучение механизмов образования частиц износа на поверхности катания железнодорожных колес в процессе эксплуатации.

При визуальном осмотре колес с сильно изношенным ободом на поверхности катания обнаружены такие дефекты, как ползун, наволакивание металла, отслоения, наплыв металла с поверхности катания на наружную боковую грань обода, усталостно-коррозионный износ. В результате наплыва произошло искажение профиля поверхности катания в процессе эксплуатации (рис. 1, а). От ползуна в глубинные слои обода расходятся многочисленные трещины, сопровождающиеся зонами смятия металла, а также коррозионным разъеданием стали. Очевидно, максимальный износ поверхности катания происходит в зонах выкружки и наплыва.

Микроструктура ободьев колес вблизи поверхности катания характеризуется наличием зоны деформированных зерен и участков "белого слоя" (рис. 1, б, в) [3, 4]. Появление зоны деформированных зерен связано со смятием металла в контакте с рельсом от давления. Пластические сдвиги в тонком поверхностном слое прошли в условиях относительно высоких давлений и циклически изменяющейся температуры. Характер микроструктуры свидетельствует о неоднородном протекании пластической деформации по сечению обода, что связано с неоднородным распределением контактных напряжений: известно, что в зоне выкружки они выше, чем в середине поверхности катания [3, 4].

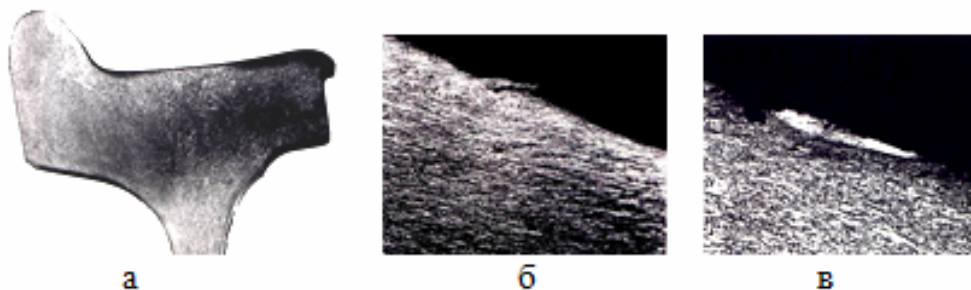


Рис. 1. Макроструктура колеса с изношенным ободом (а) и зоны структурных изменений вблизи поверхности катания (б, в – х 200)

Значения величин степени вытянутости зерен ε , глубины зоны пластических сдвигов h и плотности дислокаций ρ_{\perp} в разных участках поверхности катания колеса 1 приведены в табл. 1. Глубина зоны деформированных зерен по ширине обода неодинакова. Наиболее глубоко пластическая деформация распространилась в месте выкружки гребня и зоне наплыва у края обода. Степень вытянутости зерен позволяет судить о степени деформации стали в поверхностном слое обода. Характер изменения микротвердости аналогичен. Плотность дислокаций, определенная рентгеноструктурным методом, также не одинакова в различных местах поверхности катания (табл. 1). Участки "белого слоя" представляют собой бесструктурный мартенсит – это хрупкая структурная составляющая, которая выкрошивается в процессе работы колеса. Появляется "белый слой" вследствие нагрева тонкого поверхностного слоя от тепла торможения до температуры выше A_3 и последующего резкого охлаждения после отключения тормозных колодок. Ширина "белого слоя" составляет 20...40 мкм.

Таблица 1 – Значения параметров микроструктуры ε , h и ρ_{\perp} разных участков поверхности катания

Параметр	Место замера по ширине обода		
	выкружка	середина	наплыв
ε , %	65...75	22...25	90
h , мкм	300	60	600
ρ_{\perp} , см ⁻²	$9,22 \cdot 10^{11}$	$3,732 \cdot 10^9$	$9,60 \cdot 10^{11}$

Вдоль всей поверхности катания встречаются микротрещины и расслоения, приводящие к формированию и отслоению частиц износа, а также хрупкому разрушению в зоне выкружки, что на практике вызывает массовые подрезы гребней колес. Образование частиц износа имеет разные причины, а форма частиц износа зависит от условий их образования.

Одной из главных причин формирования частиц износа является протекание пластических сдвигов с довольно большой степенью деформации, которая имеет неоднородный характер [2, 3]. На границах зон с разной степенью деформации, а также в участках интенсивной и турбулентной деформации возникают микротрещины (рис. 2, а), отслоения, частицы износа (рис. 2, б). В зоне выкружки возникает множество частиц износа, что свидетельствует о значительной локализации деформации и приводит к подрезу гребня.

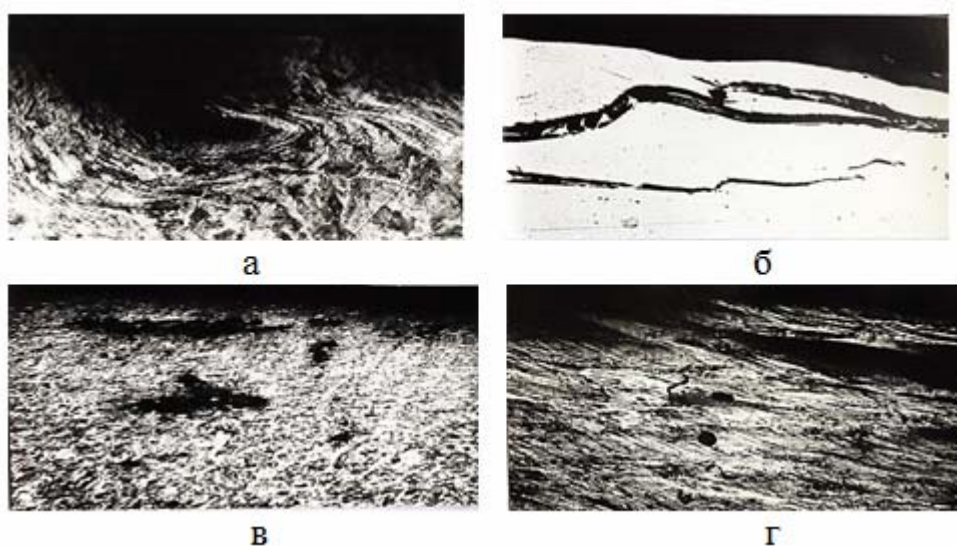


Рис. 2. Частицы износа вблизи поверхности катания в зоне интенсивной пластической деформации: а –х100, б – г –х200

Частицы износа, возникшие вследствие развития интенсивной пластической деформации вблизи поверхности катания, представляют собой чешуйки или пластины разной толщины. Они характерны для нормальных условий износа [4]. Согласно теории износа «отслаиванием» [5], при трении максимальная плотность дислокаций возникает непосредственно не на поверхности, а на некоторой глубине, где и появляются протяженные микротрещины (рис. 2, в), растущие до критического размера в результате пластического течения стали (рис. 2, г). При этом в зоне между трещинами и поверхностью катания локализуется пластическое течение стали и образуются частицы в виде чешуек, которые отслаиваются. Образование чешуек износа происходит путем вязкого отслоения металла при слиянии этих микротрещин и сопровождается пластическим течением стали вблизи поверхности катания колеса.

Данные по определению плотности дислокаций на поверхности катания, приведенные в работах [2, 3], свидетельствуют о развитии интенсивной деформации в процессе эксплуатации колес. На поверхности катания плотность дислокаций составляла $10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Однако на глубине 100...200 мкм от поверхности катания величина плотности дислокаций была примерно в 2...3 раза выше, чем непосредственно на поверхности катания. Такое различие в плотности дислокаций связано с выходом движущихся дислокаций на свободную поверхность при пластической деформации. Кроме того, известен факт «экранирующего» влияния внешней поверхности (в нашем случае – поверхности катания колеса) на движущиеся дислокации [5].

Были определены напряжения трения для частиц износа определенной толщины вблизи поверхности катания [6]. При пластической деформации вблизи поверхности катания на движущиеся дислокации действует, так называемое, поляризационное напряжение σ_i :

$$\sigma_i = G \cdot b / 4\pi (1-\nu) \quad (1)$$

где G – модуль сдвига колесной стали;

b – вектор Бюргерса дислокаций;

ν – коэффициент Пуассона колесной стали.

Этой силе противостоят напряжение трения $\sigma_{тр}$ и изменение поверхностной энергии, когда дислокации перемещаются от поверхности. Приравнявая уравнение (1) к силам трения, получаем решение уравнения для толщины частицы износа $a_ч$:

$$a_ч = G \cdot b / 4\pi (1-\nu) \sigma_{тр} \quad (2)$$

Напряжение трения вблизи поверхности катания можно приблизительно выразить следующим образом:

$$\sigma_{тр} \sim G \varepsilon^2 c \quad (3)$$

где ε – степень деформации стали;

c – концентрация примесных атомов;

G – модуль сдвига колесной стали.

Рассматривая особенности развития пластической деформации колесной стали вблизи поверхности катания колеса следует учитывать взаимодействие этой поверхности с окружающей атмосферой, приводящей к образованию коррозионных повреждений. Известно, что начальный этап коррозии включает адсорбцию атомов элементов из окружающей влажной среды, что может вызывать эффект адсорбционного облегчения пластической деформации вблизи поверхности катания колеса (эффект П. А. Ребиндера) [7]. Явление пластифицирования поверхностных слоев объясняют влиянием изменения поверхностной энергии на поведение деформируемого твердого тела (снижением поверхностного потенциального барьера, оказывающего влияние на поведение дислокаций в приповерхностном слое деформируемого металла), а также уменьшением сил трения и предела

текучести стали [7]. По-видимому, пластифицирование поверхности катания способствует на начальных этапах эксплуатации железнодорожного колеса сглаживанию шероховатостей на поверхностях катания колеса и рельса, допустимому изменению профиля поверхности катания колеса, что ускоряет, так называемый, полезный износ, необходимый для ускорения процесса прирабатываемости в системе колесо-рельс. Далее для образования поверхностных дефектов (частиц износа) необходимо достижение предельного состояния деформационного упрочнения стали, и этот этап деформации ускоряется под действием поверхностно-активной среды [7]. При образовании и отслоении частиц износа появляются новые «свежие» поверхности развивающихся трещин, на них происходит адсорбция активных элементов окружающей влажной среды. Такое адсорбционное проникновение поверхностно-активных компонентов внутрь трещин происходит с достаточно высокими скоростями [7], что приводит к снижению поверхностной энергии трещин (а значит, и работы их образования) и облегчает тем самым дальнейшее их развитие в процессе пластической деформации стали. Кроме того, в результате адсорбционных процессов на поверхности частиц износа развивается коррозия стали, поэтому на них нередко видны продукты окисления. Известно, что влажная среда проникает внутрь образовавшихся трещин под влиянием капиллярного давления с достаточно высокой скоростью. Термодинамическая неизбежность процесса проникания поверхностно-активных веществ в трещины объясняется понижением поверхностной энергии внутри трещины под влиянием адсорбции. Таким образом, влажная окружающая среда, содержащая к тому же различные смазки, загрязнения и т. д., оказывает отрицательное влияние на усталостную прочность поверхности катания колеса благодаря адсорбционному и коррозионному эффектам.

Согласно данным работы [5], частицы износа, представляющие собой чешуйки или пластины разной толщины, образуются при равномерном распределении дислокаций по толщине этих частиц-чешуек. После образования этих чешуеобразных частиц некоторые из них попадают между двумя скользящими поверхностями колеса и рельса, в результате они могут быть обкатаны с изменением формы или разрушены, либо остаться прежнего размера и «плоской» формы.

Износ поверхности катания колеса, сопровождающийся развитием интенсивной пластической деформации, происходит послойно и каждый слой состоит из большого числа чешуек – частиц износа. Их количество N в каждом слое пропорционально числу микротрещин, образовавшихся при пластической деформации. Скорость слияния микротрещин и критическая степень деформации, необходимые для образования свободных частиц износа, зависят от глубины зоны пластической деформации с максимальной плотностью дислокаций. Определены общий износ поверхности катания при развитии пластической деформации, размеры и уровень шероховатости частиц износа, скорость износа поверхности катания [6]. Очевидно, скорость износа уменьшается, когда снижается интенсивность пластической деформации в поверхностном слое обода колеса.

Вторым источником образования частиц износа на поверхности катания колеса является, так называемый, «белый слой», который обладает повышенной хрупкостью [2, 3]. Вблизи участков «белого слоя» обнаруживается локализация деформации поверхностного слоя обода колеса, что способствует концентрации напряжений и выкрашиванию «белого слоя». Частицы износа имеют вид осколков с острыми краями неправильной формы (рис. 3, а). Они обычно возникают при очень высоких давлениях и их появление можно связать с образованием в поверхностных слоях ободьев мелких усталостных трещин [4].

Следует отметить, что под хрупким «белым слоем» сталь пластически деформируется и на границе этих структурных составляющих возникают силы отталкивания, действующие на движущиеся дислокации [4]. Это может привести к появлению микротрещин как вдоль границы «белый слой» – деформированная структура стали, так и на некотором расстоянии от нее, аналогичных приведенным на рис. 2, в и параллельных поверхности

катання колеса (рис. 3, б). Для трансформации таких микротрещин в частицы износа справедливы рассуждения, приведенные выше.

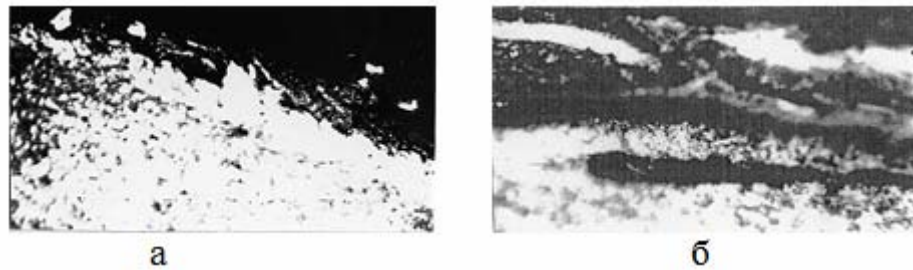


Рис. 3. Частицы износа (а) и выкрашивание «белого слоя» (б); x1000

Третьей причиной образования частиц износа являются неметаллические включения, которые имеют металлургическое происхождение и являются концентраторами напряжений и деформаций в колесной стали [7]. Образованию трещин и частиц износа также способствует окисление и коррозионное разрушение поверхности катания, причем эти процессы приводят к формированию непосредственно на поверхности катания грубых включений сложных оксидов. Наличие включений и продуктов коррозии существенно повышает скорость образования микротрещин и их объединения, что увеличивает интенсивность износа (усталостного и при трении) [7].

Анализ микроструктуры колесной стали вблизи поверхности катания колес показал, что неметаллические включения и продукты коррозии колесной стали способствуют неоднородному развитию деформации, появлению зон турбулентного течения (рис. 4, а) и способствуют образованию зон с повышенной степенью деформации. Поведение неметаллических включений, находящихся вблизи поверхности катания под влиянием действующих напряжений зависит от их типа. Они пластичны (сульфиды), либо не подвержены пластическому формоизменению (оксиды, силикаты, карбонитриды титана). Неметаллическое включение, находящееся вблизи поверхности катания колеса, находится в сложном напряженном состоянии, определяемом системой контактных, динамических и циклических напряжений. Возникающий в процессе эксплуатации колеса градиент температур вблизи поверхности катания приводит к неоднородному распределению деформаций в стальной матрице и сил, действующих на включение.

В условиях высоких давлений и циклически изменяющихся температур взаимодействии контактирующих поверхностей включения и стальной матрицы происходит путем установления механического контакта и развития диффузионных процессов.

Механический контакт устанавливается в результате сглаживания неровностей поверхностей включения и матрицы колесной стали путем развития контактного трения их поверхностей друг относительно друга, препятствующего их относительному перемещению. Такое трение является кинематическим сухим трением скольжения [8]. Проанализированы условия трения на межфазных границах неметаллическое включение-матрица стали [6]. Контактное трение усиливает неоднородность деформации матрицы колесной стали вблизи включений, что может оказать влияние не только на уровень напряжений, действующих на включение, но и на схему напряженного состояния [8]. В процессе контактного взаимодействия включений и стальной матрицы возможно вращение включений (рис. 4, а), что вызывает моментные напряжения и способствует локальным пластическим поворотам в стальной матрице в результате ее вихревого течения.

В процессе совместной деформации системы включение-матрица вблизи поверхности катания колеса образуется характерная волокнистая зеренная структура колесной стали (рис. 4, а). Волокна матрицы огибают включение, постепенно «наезжают» на него (рис. 4, б), при этом возможно расслоение вдоль межфазных границ раздела включение-матрица (рис. 4, в). При этом на границах включение-матрица концентрируются сжимаю-

щие и сдвиговые напряжения, способные разрушить включение, если они превысят предел прочности включений при сжатии (рис. 4, б).

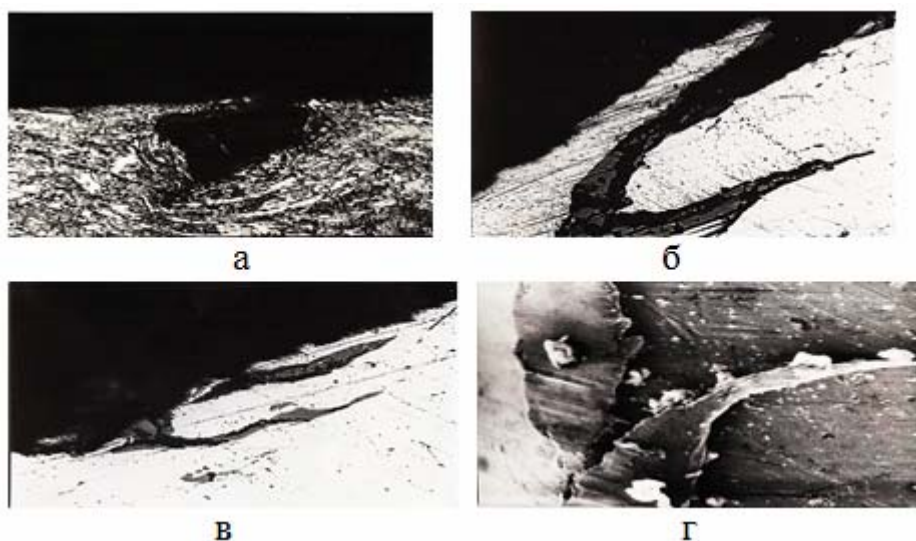


Рис. 4. Локализация деформации (а) и формирование частиц износа вблизи неметаллических включений и продуктов коррозии колесной стали (б-г) на поверхности катания железнодорожных колес: а, б –х 400, в, г –х 200

При ускоренном торможении в условиях резкого повышения температуры следует учитывать возможную роль проскальзывания вдоль межзеренных границ в аустените и межфазных границ включение-матрица в развитии деформации вблизи поверхности катания колеса [8]. Следует отметить, что неметаллические включения нередко являются центрами локального обезуглероживания стали, что вызывает структурную неоднородность и влечет за собой неоднородное развитие пластических сдвигов, а также образование микротрещин и частиц износа.

Необходимо рассмотреть еще один аспект влияния легкоплавких неметаллических включений на образование частиц износа вблизи поверхности катания железнодорожных колес в условиях экстренного торможения и локального разогрева поверхности катания до температур, соответствующих аустенитной области, когда может произойти оплавление и даже плавление легкоплавких железо-марганцевых сульфидов и сульфидных эвтектик [8-12]. Тогда возможно проявление локальной сульфидной красноломкости, когда резко снижаются пластичность и прочность колесной стали. Если поверхность катания колеса нагревается до высоких температур сульфидные включения плавятся (рис. 5, а), происходит резкая локализация деформации стали и возникает множество трещин, т. е. происходит разрушение стали при достижении относительно невысоких степеней деформации. Жидкие прослойки легко вытягиваются параллельно поверхности катания колеса (рис. 5, б), между ними распространяются трещины, способствующие образованию частиц износа.

Вблизи неметаллических включений и продуктов коррозии колесной стали частицы износа имеют вид петель, спиралей, аналогичных стружкам при резании (рис. 4, г). Такую форму они принимают благодаря остаточным напряжениям, связанным с неоднородным распределением дислокаций по толщине частиц износа, образовавшихся вблизи включений [5]. По данным работы [4], такие частицы износа предшествуют повреждению и обнаруживаются, главным образом, на поверхности катания перед локальным разрушением. В случае локальной сульфидной красноломкости стали в участках поверхности катания, где прошло оплавление сульфидных включений, наблюдается множество частиц износа как спиральной формы, так и компактной неправильной формы (рис. 5, в), что вызвано наличием множества микротрещин в этих зонах, а также дроблением частиц износа вследствие сильной локализации деформации.

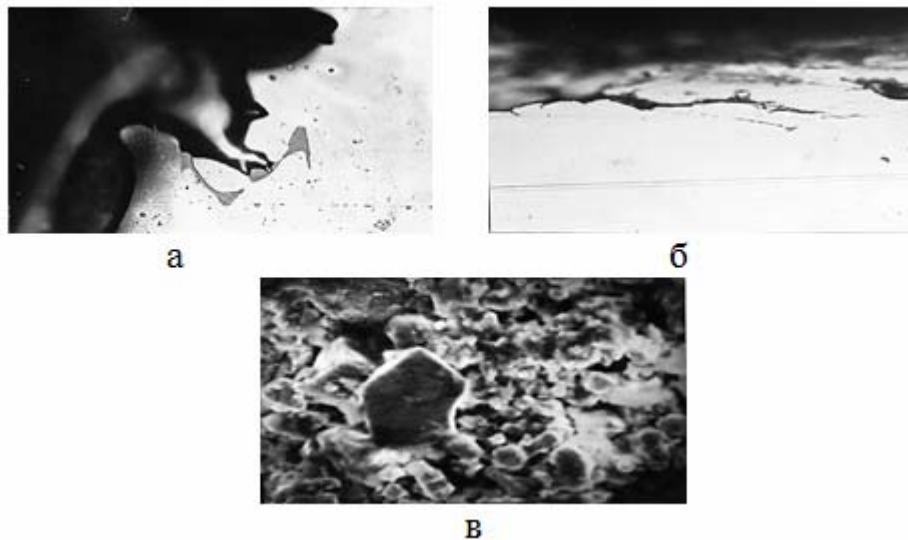


Рис. 5. Образование частиц износа в зонах сульфидной красной окисности на поверхности катания железнодорожных колес; $\times 600$

Рассматривая влияние продуктов коррозии на образование частиц износа, следует учитывать еще один аспект влияния на развитие усталостного разрушения на поверхности катания внешней среды. Выше было отмечено, что начальный этап коррозии включает адсорбцию атомов элементов из окружающей среды, что вызывает эффект адсорбционно-го понижения прочности изделия (эффект Ребиндера) [7]. Возникающие в поверхностном слое обода (вблизи поверхности катания) пластические сдвиги, термоциклирование в процессе торможения и взаимодействие с окружающей атмосферой создают условия для интенсивного развития диффузионных процессов, которые способствуют более интенсивной адсорбции элементов из окружающей среды. На поверхности катания железнодорожного колеса происходят адсорбционно-усталостные явления, приводящие к зарождению усталостных трещин и частиц износа и сопровождающие их рост и отслоение [4]. Наличие межфазных границ включение-матрица стали с их дефектной структурой и межфазными напряжениями [11], а также образование в них микротрещин несомненно способствует локализации проявления эффекта адсорбционно-го понижения прочности поверхности катания железнодорожного колеса вблизи неметаллических включений, который энергетически характеризуется понижением работы образования новых поверхностей твердого тела в процессе деформации и разрушения под влиянием образования на них адсорбционно-го слоя [7]. По-видимому, для межфазных границ включение-матрица особенно актуальна силовая трактовка эффекта адсорбционно-го понижения прочности, связанная с возникновением расклинивающих усилий в этих границах, способствующих прониканию адсорбционно-го слоя в глубь от поверхности катания [7], что, в свою очередь способствует отслоению включений от стальной матрицы и формированию частиц износа.

Выводы. Многократное циклическое термомеханическое воздействие на поверхность катания колеса при взаимодействии ее с рельсом приводит к накоплению напряжений и дефектов (микротрещин, расслоений, отслоений), что способствует образованию частиц износа, имеющих разную форму, источник и механизм формирования:

– Наиболее распространенные частицы износа представляют собой чешуйки или пластины разной толщины. Образование таких чешуек износа происходит путем вязкого отслоения. Они характерны для нормальных условий износа и их появление связано с пластической деформацией вблизи поверхности катания колеса.

– При хрупком разрушении участков «белого слоя» образуются частицы износа в виде осколков с острыми краями неправильной формы. Их появление связано с образованием в поверхностных слоях ободьев мелких усталостных трещин, выход которых на поверхность является началом образования частиц износа.

– Вблизи неметаллических включений и продуктов коррозии колесной стали частицы износа имеют форму петель и спиралей. Они образуются вследствие локализации деформации вблизи включений и наволакивания металла матрицы на включения, а также в результате расслоения межфазных границ включение-матрица. Такие частицы обнаруживаются, главным образом, на поверхности катания перед локальным разрушением.

– В случае проявления локальной сульфидной краснотомкости образуется множество частиц износа как спиральной формы, так и компактной неправильной формы, что вызвано наличием множества микротрещин в этих зонах, а также дроблением частиц износа вследствие сильной локализации деформации.

Результаты анализа микротрещин, отслоений и частиц износа, а также механизмов их образования показали, что износ поверхности катания железнодорожных колес представляет собой сложное явление. Он происходит по нескольким механизмам (усталостный, адсорбционный, коррозионный, износ при трении) и является многофакторным процессом.

Литература:

1. Конструкції залізничних коліс світу / [Есаулов В.П., Козловський А.І., Есаулов О.Т., Староселецький М.І.]. – Дніпропетровськ: Січ, 1997. – 428 с.
2. Таран Ю.Н., Есаулов В.П., Губенко С.И. Структурные изменения в ободьях железнодорожных колес с разным профилем поверхности катания // Известия вузов. Черная металлургия, 1989, №9, С. 101-105.
3. Таран Ю.Н., Есаулов В.П., Губенко С.И. Повышение износостойкости железнодорожных колес с разным профилем поверхности катания. Металлургическая и горнорудная промышленность, 2000, №2, С.42-44.
4. Марченко Е.А. О природе износа поверхностей металлов при трении. – М.: Наука, 1979. – 118 с.
5. Suh N.P. The Delamination Theory of Wear. Wear, 1973, v. 23, n 1, p. 111 – 124.
6. Ресурс и ремонтпригодность колесных пар подвижного состава железных дорог / Воробьев А.А., Губенко С.И., Иванов И.А. и др./ Москва: ИНФРА-М, 2011 – 264 с.
7. Лихтман В.И., Шукин Е.Д., Ребиндер П.А. Физико-химическая механика материалов. – Москва: Изд. Академии наук СССР, 1962. – 303 с.
8. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
9. Губенко С.И. Неметаллические включения и прочность сталей. Физические основы прочности сталей. – Германия, Саарбрюкен (Saarbrücken): LAP LAMBERT. Palmarium academic publishing, 2015. – 476с.
10. Губенко С.И., Ошкадеров С.П. Неметаллические включения в стали. – Киев: Наукова думка, 2016. – 528 с.
11. Губенко С.И. Межфазные границы включение-матрица в сталях. Межфазные границы неметаллическое включение-матрица и свойства сталей. Germany-Mauritius, Beau Bassin, Palmarium academic publishing, 2017. – 506 с.
12. Денисенко О.І. Розподіл температури одновимірного зразка в умовах місцевої термообробки / О.І. Денисенко, В.І. Цоцко, І.М. Спиридонова, Б.Г. Пелешенко // Фізика і хімія твердого тіла. – Т.9. – № 1 (2008). – С. 181-184.

Гурія І.М., Нечипоренко І.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ
ПОРШНІВ ІЗ СПЛАВУ АК12М2МГН

E-mail: Vanya190993@mail.ru

Ресурс роботи двигуна внутрішнього згорання у вітчизняному автомобілебудуванні значно поступається найкращим світовим аналогам. До проведення капітального ремонту середній пробіг автомобіля складає 100...150 тис. км., в той час коли закордонний автопром показує результати на рівні 300...500 тис. км [1]. Тому робота в цьому напрямку є актуальною.

Для вирішення цієї проблеми необхідно особливу увагу приділяти такому відповідальному елементу двигуна, як поршень. До нього пред'являють такі вимоги, як мінімальна питома вага, здатність витримувати значні механічні навантаження і теплові удари, висока зносостійкість робочих поверхонь, низьке тертя при мінімально можливому зазорі в циліндрі.

Основними шляхами підвищення ресурсу роботи поршня є розроблення принципово нових поршневих матеріалів або удосконалення існуючих технологій його виготовлення.

В даній роботі досліджено технологічний процес виготовлення поршнів із сплаву АК12М2МгН на базі АТ «Полтавський турбомеханічний завод». На основі аналізу причин виникнення браку (рис. 1) поставлено наступні завдання:

- виявити недоліки технологічного процесу;
- встановити хімічний склад вхідних шихтових матеріалів;
- запропонувати технологію оброблення розплаву.

Проведено поетапний аналіз технологічного процесу виготовлення поршня та виявлено:

- невідповідність хімічного складу вхідних шихтових матеріалів до ДСТУ 2839-94 та супровідної технічної документації;
- невідповідність флюсу технічній документації та відсутність операцій його попередньої підготовки та введення у технологічних картах;
- відхилення від карт технологічного процесу при контролі температури перегрівання розплаву та температури його заливання;
- недотримання вимог щодо підготовки металевої форми до заливання (нанесення теплоізоляційного покриття).



Рис. 1. Поршень із сплаву АК12М2МгН з дефектами у вигляді газової пористості

Отже, за результатами проведеного аналізу надано наступні рекомендації щодо удосконалення технологічного процесу виготовлення поршнів:

– перевірити та налагодити обладнання лабораторії підприємства для ретельної перевірки відповідності хімічного складу вхідних шихтових матеріалів до супровідної документації та ДСТУ 2839-94. Тимчасово проводити додатковий контроль хімічного складу вхідних шихтових матеріалів;

– замінити існуючий флюс для рафінування флюсом на основі карналіту складу: 80...85 % MgCl (KCl), 15...20 % CaF₂ (MgF₂). Внести зміни у технологічну карту щодо підготовки та

введення флюсу;

– після рафінування проводити операцію оброблення розплаву модифікатором складу: 0,5 % K_2ZrF_6 і 0,15 % TiN від маси розплаву для підвищення механічних властивостей виливка за запропонованою технологією.

– проводити обов'язковий контроль температури перегрівання та заливання розплаву у металеву форму;

– наносити теплоізоляційне покриття не рідше ніж тричі за зміну.

Література:

1. Автомобільні двигуни / Ф.Г. Абрамчук, Ю.Ф. Гугаревич, К.Є. Долгунов, І.І. Тимченко. – К.: Арістей, 2006. – 476 с.

**Даценко І.П.¹, Фесенко М.А.², Самарай В.П.².¹(Национальный университет обороны Украины им. И. Черняховского, г. Киев),
²(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**

К ВОПРОСУ О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СВАРКИ МОДУЛИРОВАННЫМ ТОКОМ САМОЗАЩИТНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ В ПРОИЗВОДСТВЕ

Известно, что уменьшение мощности дуги достигается уменьшением силы сварочного тока, что при механизированной сварке выполняются путем уменьшения скорости подачи сварочной проволоки.

Однако для каждого способа сварки существует минимально допустимое значение силы сварочного тока, ниже которого нарушается устойчивость горения дуги и следует ее обрыв. Исходя из условия устойчивости горения дуги, для применяющейся в настоящее время механизированной сварки деталей возможности для уменьшения мощности дуги путем уменьшения скорости подачи сварочной проволоки исчерпаны. Следовательно, требуются иные условия для управления тепловым режимом сварки.

Следует также отметить, что для плавления металлической оболочки и шихты самозащитной порошковой проволоки, содержащей легирующие элементы, требуется больше тепловой энергии дуги, чем при плавлении сплошной сварочной проволоки.

В связи с этим положительный результат может быть достигнут при использовании сварки на нестационарном, но управляемом режиме. При этом отдельные параметры режима сварки подвергаются принудительному целенаправленному и периодическому изменению, при котором происходило изменение характеристик дугового процесса, что, в конечном итоге, приводит к уменьшению тепловложения в свариваемые детали и изменению термического цикла металла. Известно, что при мелкокапельном переносе жидкого металла повышается устойчивость горения дуги и улучшаются возможности для усвоения легирующих элементов. Кроме того, увеличивается перемешивание металла в жидкой металлической ванне в формирующемся сварном шве, что способствует повышению однородности металла и образованию мелкозернистых структур, что, в свою очередь, улучшает механические характеристики сварного шва. В соответствии с принятой терминологией, такая сварка может быть отнесена к сварке модулированным током.

Был предложен способ механизированной сварки модулированным током самозащитной порошковой проволокой, суть которого заключается в том, что изменение скорости подачи сварочной проволоки достигается путем периодического наложения на постоянную скорость подачи импульсного ускорения определенной амплитуды и частоты.

Для изучения данного способа сварки были проведены экспериментальные исследования, в ходе которых было установлено, что внедрение данного способа сварки позволит достичь следующих технологических эффектов по сравнению с традиционным способом механизированной сварки: снизить тепловложение электрической дуги в свариваемое соединение и тем самым изменить термический цикл формирования свойств

сварного соединения, что способствует образованию более благоприятной структуры металла, уменьшает вероятность возникновения в нем различного рода дефектов, а также уменьшает ширину зоны термического влияния; улучшить условия легирования расплавленного металла вследствие более мелкокапельного переноса электродного металла; повысить стабильность горения дуги на низких значениях сварочного тока; повысить степень измельчения структуры металла и степень его однородности в силу влияния пульсирующего теплового поля; повысить твердость металла сварного шва.

Все вышеперечисленное дает возможность предположить, что применение технологии механизированной сварки модулированным током существенно повышает качество сварного соединения.

Дорошенко В.С.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)
НОВІ СПОСОБИ КОНТРОЛЮ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ З ЧКГ
E-mail: doro55v@gmail.com

За ДСТУ 3925-99 відповідність марці литого чавуну з кулястим графітом (ЧКГ) встановлюють на зразку $\varnothing 10$ мм і довжиною 98 мм. З литої проби вирізають 1/5 частину – заготовку в перетині (мм) 25×40, і на металорізальних верстатах вирізають циліндричну пробу, переводячи близько 90% цієї заготовки у стружку. Якщо дозволено на кресленні вилівка, допускаються зразки інших розмірів. Виробник литва з ЧКГ повинен мати обладнання та апаратуру (чи доступ до них) і визначати на стандартних чи інших допустимих зразках механічні властивості згідно марки ЧКГ (σ_b , $\sigma_{0,2}$ та δ) кожного результату сфероїдизувального модифікування; за цими числами метал вилівка вважають якісним, бо інакше він може бути бракованим. Умови визначення марки ЧКГ досить непрості, що утруднює виготовлення з нього вилівок, особливо в малих та середніх ливарних цехах. Лише за наявності вказаного обладнання, апаратури і підготовленого персоналу для виготовлення проб та проведення на них випробовувань механічних властивостей можна отримати показники марки (якості) ЧКГ і лише готових вилівок, бо тривалість цих робіт довші ніж тривалість знаходження рідкого ЧКГ в ковші без втрати результатів модифікування при найбільш поширеному ковшовому модифікуванні чавуну (близько 90% від загальної кількості ЧКГ). Тому підстави, що з ковша у ливарну форму заливається ЧКГ потрібної марки, можуть відповідати лише непрямим ознакам якості ЧКГ з високим ступенем суб'єктивізму окремих ливарників, що не гарантує низького рівня браку вилівок. При модифікуванні у формі взагалі у форму заливають чавун, що не є ЧКГ. Для спрощення обладнання та технології випробовувань металу на пробах, скорочення тривалості випробувань для попереднього контролю якості запропоновано вилівати V-, або U-подібні проби, а властивість V-проби, що складається з двох прямих гілок, визначати при стисканні вільних кінців цих гілок і зменшенні кута між ними до контактування цих гілок. А також V-пробу можуть вилівати з тим більшим кутом між двома гілками, чим більша величина відносного видовження δ (%) ЧКГ у вилівку згідно марки його ЧКГ. Обґрунтування таке, що ЧКГ отримують сфероїдизуючим модифікуванням рідкого вихідного чавуну, який за відсутності ефекту модифікування дасть в переважній більшості випадків вилівок з чавуну з пластинчастим графітом (ЧПГ). По суті, якісний метал (не бракований) вилівка буде тоді, коли пройшло модифікування потенційного ЧПГ в достатній мірі і кулястий графіт залишився у твердому вилівку. В ЧПГ пластини графіту з гострими краями зменшують живий перетин металевої матриці сірого чавуну і є внутрішніми концентраторами напружень, які сприяють зародженню і розвитку тріщин. Для ЧПГ, як правило, δ не перевищує 0,5...1,0% і стандартом не гарантується. Мінімальне δ (за ДСТУ 3925-99) ЧКГ складає 2...22%, тому ЧПГ в цілому більш крихкий і при згинанні проби ламається, а ЧКГ значно більш в'язкий і при згинанні

проби гнеться. На порівнянні властивостей проб цих типів чавуну з різною формою графіту ґрунтується їх випробування. Стисканням V-, або U-проби і згинанням вільних кінців її двох гілок визначають ламається чи згинається проба. Також експериментально вибирають максимальний кут для V-проби для мінімального δ відомого стандартного ЧКГ при згинанні до стику гілок проби для якісного ЧКГ, а при ламанні проби метал бракують. За ДСТУ 3925-99 зразок має товщину 10 мм, то виливали V-проби не товще 10 мм, а для більш тонкостінних виливків допустимі проби за товщиною вилівка. Для випробовування стисканням таких проб без спеціального обладнання навіть досить слюсарних тисків (лещат), наприклад, типу "MaxSteel" моделей 1-83-066, -067, -068, що продаються в Україні та мають, відповідно, силу стиснення 1400, 1800 та 2200 кг і розкриття губок на 100, 125 і 150 мм. Спосіб такого контролю планується перевірити і для інших металів, а литу U-пробу перевірити для випробування як камертону, порівнюючи якість звуку (що дзвенить) від проби з ЧКГ відомої марки, тоді як для ЧПГ звук швидше нагадує тріск коротшої тривалості.

Доценко Н.В., Селівьорстов В.Ю., Доценко Ю.В.
(НМетАУ, м. Дніпро)

**ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ
СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-SI**

E-mail: yvd160574@gmail.com

Известно, что физико-механические свойства литого металла зависят от целого ряда факторов различной значимости. Поэтому разработка достаточно универсальных технологических процессов, направленных на снижение непроизводительных потерь металла с одной стороны, и на повышение его качества – с другой, неизменно является актуальной задачей технологов и исследователей.

Наиболее высокие и стабильные по сечению отливок свойства обычно достигаются при получении однородной и мелкозернистой структуры. Чем мельче размеры первичных кристаллов, тем выше ряд важных эксплуатационных и технологических свойств отливок. Поэтому литейщики чаще всего стремятся к получению наиболее мелкозернистой и однородной структуры металла.

Одним из наиболее распространенных средств достижения этой цели является модифицирование. Кроме того, к методам активного воздействия на формирование структуры слитков и отливок можно отнести процессы, связанные с применением давления, введения в расплав упругих колебаний, воздействия концентрированными источниками энергии. При этом, указанные процессы обладают, в том числе, определенной технологической спецификой, имеют свои достоинства и недостатки.

Эффективный способ изменения морфологии кристаллизующихся фаз – их затвердевание в резко неравновесных условиях. При этом создаются условия для измельчения зерна, значительного расширения растворимости в твердом состоянии, подавления роста грубых включений первичных интерметаллидов.

Одним из эффективных способов воздействия на кристаллизующийся металл является, в частности, газодинамическое воздействие. При осуществлении такого процесса к моменту начала подачи газа на поверхности рабочей полости литейной формы должен сформироваться слой твердого сплава такой толщины, который может обеспечить герметичность системы вплоть до полного затвердевания отливки.

В лабораторных условиях были проведены исследования влияния переменного газового давления на структурообразование металла отливок из сплава А356. Результаты лабораторных исследований показали повышение механических свойств литого металла и

снижение пористости цилиндрических отливок из сплава А356 диаметром 50 мм и высотой 100 мм. В порядок технологических операций изготовления отливки были включены следующие этапы: проведение рафинирования (препарат DEGASAL T 200, введение в рабочую полость формы устройства для подачи газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона) с начальными показателями давления 0,15...0,20 МПа, последующее наращивание давления до 1,3...1,4 МПа и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки. Приведенные данные свидетельствуют о том, что в результате газодинамического воздействия удалось измельчить структурные составляющие, в результате чего увеличились на 20...25% пластические свойства литого металла и на 8...12% увеличилась его плотность. Таким образом, газодинамическое воздействие на затвердевающий металл позволяет добиться эффекта модифицирования, который может быть значительно усилен вводом в расплав дополнительных центров кристаллизации в виде соответствующих традиционных модификаторов либо нанокристаллических порошков, полученных методами механохимии. При этом возможно снижение количества расходуемого модификатора.

Єфімова В.Г.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ГІДРОДИНАМІКИ ПРОМІЖНОГО КОВША НА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ВИДАЛЕННІ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ У ПРОМІЖНОМУ КОВШІ МБРЗ

E-mail: yefimovavg@gmail.com

У Фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАН України спільно з співробітниками КПІ ім. Ігоря Сікорського була розроблена технологія, що дозволяє значно підвищити якість безперервнолитої продукції, що випускається. Всі технології відрізняються простотою і доступністю. Їх здійснення полягає в деякій зміні внутрішньої конструкції проміжного ковша і його футерування.

Представлені раніше конструкції проміжних ковшів в достатній мірі забезпечують видалення екзогенних неметалевих вкраплень, а також сформованих ендогенних. Для їх видалення необхідні багатостадійні перетворення до виділення їх у вигляді самостійної фази, що має достатні розміри. Ґрунтуючись на теоретичних принципах видалення неметалевих вкраплень визначено, що найбільшою мірою інтенсифікує цей процес коагуляція і час перебування частини неметалевого вкраплення у ванні проміжного ковша, оскільки процес коагуляції неметалевих вкраплень ускладнений утворенням плівок металу, що змочує їх. Тому проміжний ковш повинен забезпечувати умови, що інтенсифікують цей процес, а забезпечити тривалий контакт зі шлакової фазою.

В процесі фізичного моделювання на холодній моделі було встановлено, що найкращі результати можуть бути досягнуті, якщо промковш буде обладнаний додатковою реакційної камерою. Причому, гідродинаміка в проміжного ковша повинна забезпечувати наявність ефективних вихороподібних структур, як в реакційній камері, так і роздавальної.

Додаткова реакційна камера може бути отримана за рахунок установки додаткової перегородки. При цьому треба приймати до уваги, що кожна перегородка є холодильником, яка знижує температуру металу, за рахунок акумуляції тепла металу вогнетривами перегородки. Особливо сильно метал охолоджується в початковий період розливання, коли перші, невеликі за обсягом, порції металу вступають в контакт з футеровкою проміжного ковша, а також з вогнетривами перегородок. Ця обставина може значно знизити температуру металу, особливо в області стакан-стопор і приморозити останній, створивши аварійну ситуацію. Тому конструкція перегородок повинна передбачати більшу пропускну здатність металу в перші моменти розливання. У цьому

випадку великі об'єми металу знизять питомі тепловтрати. Найбільш придатними вогнетривками для перегоронок і футерування є периклаз і корунд.

В промислових умовах було розроблено конструкцію реакційних камер та відпрацьовані режими їх роботи. Камери утворюються завдяки установці двох перегоронок і протяжної багатоканальної фурми, що вироблена з вогнетривкого матеріалу з розміром продувальних каналів 1...2 мм. Перегородки мають спеціальну конструкцію, що забезпечує мінімальні питомі тепловтрати в початковий період розливання і забезпечують утворення ефективних гідродинамічних структур, як в реакційній камері, так і в роздавальної за рахунок встановлення каналу, через який перетікає метал з відповідним кутом нахилу та розміром.

Всі промислові випробування проводилися на сталі марки К-60. Промислові випробування показали, що застосування проміжних ковшів з реакційними камерами дозволяє підвищити чистоту сталі, з точки зору вмісту неметалевих вкраплень (силікатів недеформованих), в середньому на 0,6 бали за середнім балом і на 0,8 бали за максимальним балом. Це дозволяє отримувати метал більш високої чистоти і підвищити вихід придатного на 20...30%.

Застосування даної технології дозволяє знизити вміст неметалевих вкраплень до 2-го і 3-го рівня якості, згідно ТТ232-60-2005, до трубного металу.

Жижкина Н.А., Карпов А.А.

(ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет», г. Брянск)

МЕТОДЫ ИСПРАВЛЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ДЕФЕКТОВ

E-mail: nataliia.litjo@gmail.com

Одной из проблем современного литейного производства является большое количество отливок, характеризующихся наличием дефектов (раковин, трещин, недоливов). В связи с этим актуальным направлением современных научных исследований является повышение качества отливок.

Получить отливку высокого качества (без дефектов) возможно двумя способами: предотвратить дефекты в отливках на стадии их изготовления путем разработки специальных технологических приемов; исправить дефектов в готовых отливках. Именно получению качественных отливок вторым способом посвящена настоящая работа.

Основными видами дефектов, образующихся в отливках, являются [1]:

- песчаные раковины;
- перекоп;
- недолив;
- усадочные раковины;
- газовые раковины;
- трещины (горячие и холодные).

Такие дефекты формируются на поверхности отливки и внутри ее.

Известно [2], что для устранения дефектов на поверхности отливок и значительного сокращения производственных затрат разработаны специальные методы, наиболее эффективным из которых является наплавка. Наплавка покрытий состоит в нанесении покрытия из расплавленного материала на разогретую до температуры плавления поверхность отливки. Такие покрытия характеризуются отсутствием пор, высокими значениями модуля упругости и прочности, соизмеримой с прочностью материала отливки.

Способы наплавки можно разделить на три группы:

- термическая. К ней относят:

1. Ручная электродуговая наплавка выполняется в основном электродами с толстым покрытием.

2. Электродуговая наплавка под слоем флюса. Сварочная дуга горит между электродом и изделием под слоем сухого гранулированного флюса.

3. Электрошлаковая наплавка характеризуется тем, что на нагретой поверхности детали образуется ванна расплавленного флюса, в которую введен электрод, а к детали и электроду приложено напряжение.

4. Наплавка в среде защитного газа. В зону электрической дуги подают под давлением защитный газ, в результате чего столб дуги, а также сварочная ванна изолируются от кислорода и азота воздуха.

– механическая. К ней относятся:

1. Наплавка трением. Суть метода заключается в быстром вращении прутка, который торцом прижимается к наплавляемой поверхности.

2. Наплавка взрывом.

– термомеханическая. К ней относят:

1. Электроконтактная наплавка. Состоит в закреплении металлического слоя на поверхности мощными импульсами тока с приложением давления.

2. Наплавка прокаткой.

Исходя из вышесказанного следует, что при наличии дефектов на поверхности отливок возможно изготовление годной продукции путем их устранения методом наплавки, что является экономически выгодным и актуальным направлением научных исследований в машиностроении.

Литература:

1. Хенкин, В.И. Качество литейной продукции : учеб. пособие для вузов / Брян. гос. техн. ун-т. – Брянск: Изд-во БГТУ, 2017. – 194 с.

2. Лакедемонский, А.В. Литейные дефекты и способы их устранения / А.В. Лакедемонский, Ф.С. Кваша, Я.И. Медведев и др. – М.: Машиностроение, 1972. – 152 с.

Жижкина Н.А., Пахоменков Д.А.

(ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет», г. Брянск)

АНАЛИЗ МЕТОДОВ РАФИНИРОВАНИЯ СТАЛИ

E-mail: nataliia.litjo@gmail.com

В процессе приготовления стали, в результате сложных физических и химических процессов, расплав загрязняется вредными примесями (газами, неметаллическими и другими включениями), которые снижают механические свойства стали и являются причинами возникновения дефектов.

Очищение стали от вредных примесей состоит в рафинировании ее расплава в печи или вне ее. Печное рафинирование осуществляется путем добавления в расплав различных окислителей и восстановителей. При внепечной обработки стали используется продувка инертными газами, порошкообразными материалами, обработка синтетическим шлаком и вакуумная обработка. Одни и те же технологические задачи можно решать разными методами и способами рафинирования. Для оптимизации технологического процесса производства и получения стали более высокого качества применяются комбинированные методы обработки.

Внепечная обработка стали благодаря своим преимуществам (оптимизация процесса плавки, создание наиболее благоприятных термодинамических условий для обработки стали и другие) получила наибольшее распространение на производстве. Однако этот метод рафинирования имеет существенный недостаток по сравнению с печной обработкой стали – ограниченность воздействия на сталь. Например, очищение расплава от неметаллических включений и серы при печном рафинировании проводят в

восстановительный период, а при внепечной обработке эти процессы проводятся отдельно.

Известно [1], что по методу воздействия процесс рафинирования классифицируют на: химические, физические и электрохимические (электролитическое рафинирование).

К химическим методам рафинирования относят: окисление, хлорирование и сульфидирование. Все эти методы основываются на различиях в сродстве к кислороду, сере и хлору. К химическим методам рафинирования относится химическое осаждение – метод очистки расплава растворами серной, азотной и других кислот. При рафинировании стали химическими методами основными недостатками являются дополнительное загрязнение расплава вредными примесями при вводе в него различных окислителей, восстановителей и увеличение продолжительности плавки.

К физическим методам рафинирования относятся: дистилляция, дразнение и ликвация. Они основаны на различиях физических свойств разделяемых компонентов. Ликвационное рафинирование основано на разностях температур плавления и плотностей разделяемых элементов. Процесс дразнения заключается в продувке расплава газами, не реагирующими с расплавом. Дистилляция, или ректификация, основывается на разности температур кипения компонентов. Обработка стали физическими методами, например продувкой инертным газом аргонном, также имеет свои недостатки, к ним относятся: увеличение разрушения футеровки ковша и понижение температуры расплава перед выпуском.

Таким образом, рафинирование стали от вредных примесей является важнейшим технологическим процессом, от которого зависят качество и свойства получаемой стали. Существуют различные способы рафинирования, которые имеют как свои достоинства, так и недостатки. Их выбор зависит от технологии производства и требуемого качества готовой продукции. Рафинирование стали как технологический процесс подробно изучен в специальной литературе, но работы по его улучшению продолжаются.

Литература:

1. Металлургия и материаловедение / Циммерман Р., Гюнтер К.; Пер. с нем. Б.И. Левина и Г.М. Ашмарина. – Справ, изд. – Москва: Металлургия, 1982. – 480 с.

Завертайло М.В., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ

E-mail: zavertaylonikolay@gmail.com

Підвищення довговічності і експлуатаційної надійності деталей може досягатися керуванням процесу структуроутворення поверхневого шару, оскільки зношення та пошкодження литих деталей починається, переважно, з поверхні.

Критичний аналіз літератури показав, що автори і роботи, що описують процес поверхневого легування, мають різні точки зору щодо самого процесу і не задовольняють усіх потреб щодо технології отримання поверхні, методології нанесення покриття тощо.

Тому поставлена задача: визначення параметрів процесів поверхневого легування і інших методів виготовлення литих заготовок з заданими властивостями поверхні.

Робота полягає в тому, що розвиток машинобудування на сучасному етапі потребує збільшення довговічності служіння машин і механізмів, особливо в складних умовах експлуатації.

Для досягнення даної задачі необхідно використати один із способів підвищення зносостійкості литих деталей – поверхневе легування виливків або окремих їх частин безпосередньо в ливарній формі.

Найбільш перспективними легувальними елементами, які сприяють підвищенню зносостійкості сплавів на основі заліза є хром, марганець, титан і бор, які були використані у роботі.

Але оскільки чисті метали дорогі і мають, переважно, високі температури плавлення, для приготування легувальних покриттів використовували феросплави.

За результатами роботи зроблено висновки:

1. Найбільш зносостійкими матеріалами є сплави на основі заліза, леговані такими елементами як марганець, хром, титан, бор, молібден, нікель та інші.

2. Наповнювачами легувальних покриттів можуть бути використані чисті метали, феросплави, лігатури або механічні суміші на їх основі: зносостійкого легування: марганець, феромарганець різних марок, ферохром високовуглецевий, феротитан, феробор та ін.

3. Вибрано феросплави та їх механічні суміші для приготування ливарного покриття.

4. Вибрано розмір стрижня для поверхневого легування, його матеріал, хімічний склад, та спосіб приготування.

5. Відпрацьовано технологію приготування та нанесення на поверхню стрижня легувального покриття.

6. Вибрано базовий сплав, технологію підготовки шихти для виготовлення сплаву, вибрано піч, визначено температурні параметри сплаву при заливанні в форми.

7. Вивчено процеси поверхневого легування литих деталей, які працюють в умовах інтенсивного зносу.

8. Визначено методику підготовки стрижня до проставлення в форму та методику оброблення та підготовки форми зі стрижнем до заливання рідкого металу.

8. В результаті проведених досліджень встановлено, що для зносостійкого поверхневого легування доцільно використовувати порошки високовуглецевого феромарганцю, феротитану, феробору, феромолібдену або їх суміші.

9. Визначено, що індекс забрудненості легованого шару неметалевими вкраплинами практично знаходиться на рівні з основою металу, а в багатьох випадках – значно менший.

Зайцев Б.В. Федоров Г.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПРОБЛЕМАТИКА ГІДРОАБРАЗИВНОГО ЗНОШУВАННЯ ТА ЛИВАРНІ СПЛАВИ ДЛЯ ПРОТИДІЇ ЙОМУ

E-mail: ut5uei@gmail.com

Мета дослідження: визначення параметрів процесів гідроабразивного зношування деталей і пошук складу ливарних сплавів для протидії рідині та абразивним частинкам, змішаним з рідиною.

Обрано дану тему через актуальність. Її актуальність полягає в тому, що розвиток гідромашинобудування потребує збільшення довговічності служіння машин і механізмів, особливо в складних умовах експлуатації при зменшенні витрат на їх обслуговування.

Підвищення довговічності і експлуатаційної надійності деталей може досягатися шляхом керуванням об'ємного складу сталі шляхом модифікування та легування.

Одним із таких способів підвищення зносостійкості литих деталей є модифікування рідкого матеріалу у ковші з можливим легуванням у ливарній формі.

Найбільш перспективними легувальними елементами, які сприяють підвищенню зносостійкості сплавів на основі заліза є хром, марганець, титан і бор.

Чисті метали використовувати недоцільно через високі температури плавлення. Для приготування легувальних покриттів доцільніше використовували феросплави.

Додавання в розплав інокуляторів, модифікатори 2-го роду, забезпечує підвищення однорідності і дисперсності литої структури, оптимізацію форми і розподілу неметалевих

вкрапель, зменшення деяких ливарних дефектів (пористості, пухкості, осьової та поза-осьової ліквіації), що істотно підвищує рівень і ізотропність властивостей литого металу:

– при приблизно рівній міцності підвищуються пластичні властивості металу та його ударна в'язкість;

– максимальний ефект – підвищення пластичних властивостей в серединній (на половині радіуса) і осьовій зонах – свідчить про суттєве підвищення фізико-хімічної однорідності і ізотропності властивостей металу по перерізу зливків;

– зниження анізотропії властивостей суспензійного металу в поздовжньому напрямку в поверхневій зоні пов'язано з усуненням структури стовпчастих кристалітів, яка зазвичай характерна для цієї області.

Підвищення рівня і ізотропності характеристик пластичності і ударної в'язкості сталі, обумовлене введенням порошків, зберігається і після кування.

За пластичністю, злитки відлиті з введенням екзогенних інокуляторів, наближаються до цього показника кованого металу або досягають максимальних значень вже при невеликих 1,5- і 3-кратних уковах, ударна в'язкість не знижується навіть після 7-ми кратного укову, як це має місце в інших злитках.

Однак, незважаючи на поліпшення можливої макроструктури злитків і виливків, використання металевих порошків, литого дробу як інокуляторів призводить до збільшення забрудненості сталі неметалевими вкрапленнями, в основному оксидами. Обмеженість застосування даної технології викликана складністю технологічного ланцюжка отримання дисперсних інокуляторів (порошку, дробу), для яких необхідний захист їх від окислення при зберіганні, транспортуванні та введенні в злиток.

За результатами проведеної аналітичної роботи зроблено висновки:

1. Визначено можливі процеси використання поверхневого легування для литих деталей, які працюють в умовах гідроабразивного зношування.

2. В результаті аналізу встановлено, що для зносостійкого поверхневого легування доцільно використовувати порошки високовуглецевого феромарганцю, феротитану, феробору, феромолібдену або їх суміші.

3. Аналіз існуючої літератури показав, що для поверхневого легування краще використовувати механічну суміш феромарганцю і ферохрому, оскільки ці елементи під час експлуатації в агресивних середовищах та ударних навантаженнях утворюють на поверхні та у середині виробу захисні плівки складу Cr_2O_3 та аустенітну структуру завдяки впливу високого відсотку марганцю.

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

(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ ЭКЗОГЕННЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

Широкое промышленное применение находят литые композиционные материалы (ЛКМ) на алюминиевой основе как конструкционные и функциональные сплавы. Преимущества их состоят в том, что они обладают высокой удельной прочностью, износостойкостью, а также некоторыми другими повышенными физико-механическими свойствами. ЛКМ получают с помощью технологий твердо-жидкофазного совмещения (пропитки, специальных методов литья). Центробежное литье – уникальный способ создания заготовок деталей со слоистой градиентной структурой, у которых за счет направленного осаждения частиц в жидкометаллической суспензии могут быть организованы поверхностные зоны (слои) с повышенной концентрацией армирующих частиц [1-3]. Получение композитов методом центробежного литья с горизонтальной осью вращения дает возможность получать заготовки с дифференцированным распределением

армируючих елементов по сечению отливки, благодаря одновременному заполнению металлом формы по всей длине отливки и отсутствия оседания частиц. Полученные детали имеют армированную наружную или внутреннюю поверхность (зону), в зависимости от соотношения плотности частиц и матричного сплава [4].

Для определения рациональных составов композитов на основе алюминия и выбора наиболее рациональных наполнителей был проведен расчет траектории движения различных армирующих частиц с различной плотностью при получении композитных заготовок методом центробежного литья. Установлено, что частицы бронзовой стружки, имеющие наибольшую плотность ($\rho = 8820 \text{ кг/м}^3$) достигнут области наружной поверхности гораздо быстрее, чем частицы карбида кремния ($\rho = 3200 \text{ кг/м}^3$) и каменного литья ($\rho = 3000 \text{ кг/м}^3$), имеющие более низкую плотность, а частицы алюмосиликата ($\rho = 2000 \text{ кг/м}^3$) будут оттесняться к внутренней поверхности отливки. В результате этого воздействия композиционные материалы, армированные бронзовой стружкой, будут иметь более плотный наружный слой, т. к. процесс пропитки будет происходить более полно.

Результаты расчетов подтверждает физическое моделирование процессов происходящих при центробежной заливке гетерогенных суспензий, полученных введением в воду частиц различной плотности. С увеличением скорости вращения формы во вращательное движение вовлекается все более толстый слой жидкости, часть которой под действием силы тяжести сползает обратно в ванну (т. н. дождевание). Лишь при скорости, соответствующей установившемуся режиму вращения, весь объем жидкости полностью вовлекается во вращательное движение, причем при вводе частиц бронзовой стружки данный режим наблюдается уже при скорости вращения равной 550 об/мин, а при использовании полистирола только при 650 об/мин. Следовательно, пропитка бронзовой стружки будет начинаться раньше, чем других частиц, имеющих более низкую плотность.

Проведенные расчеты и моделирование процесса центробежного литья дало возможность получить плотные литые композиционные отливки на основе алюминия армированные элементами бронзовой стружки и частицами каменного литья с наружным композитным слоем (4...5 мм) и равномерным их распределением по всей длине втулки.

Литература:

1. С.С. Гусев, Д.Н. Лобков, С.С. Казачков Использование методов центробежного литья для получения изделий из композиционных материалов с упрочненной поверхностью // «Материаловедение». – 1999.- №5. – С. 50-53.
2. Эскин Г.И. и др. Устранение структурной неоднородности композитов на основе алюминиевых сплавов с целью повышения их качества // Литейное производство. – 2001.- №9. – С.2-8.
3. A. Dolata-Grosz и др. Struktura strefowa kompozytow AK12-Al₂O₃-AK12-SiC kształtowana w Prozesie odlewania odsrod kowedo // Kompozyty.-2002.-№5. – С. 305-308.
4. J. Braszczyński. Lite kompozitni materialy s kovovou maticí // Slevarenství. 2004.- №6. – С.209-212.

Затуловский А.С., Щерецкий В.А., Ивахненко М.О.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

ТРАЕКТОРИЯ ДВИЖЕНИЯ ЧАСТИЦ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ ЛИТЬЕ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТОВ

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

Широкое промышленное применение находят литые композиционные материалы (ЛКМ) на алюминиевой основе как конструкционные и функциональные сплавы. Преимущества их состоят в том, что они обладают высокой удельной прочностью, износостойкостью, а также некоторыми другими повышенными физико-механическими

свойствами [1]. В основном ЛКМ получают с помощью технологий твердо-жидкофазного совмещения (пропитки, специальных методов литья) [2]. Центробежное литье – уникальный способ создания заготовок деталей со слоистой градиентной структурой, у которых за счет направленного осаждения частиц в жидкометаллической суспензии могут быть организованы поверхностные зоны (слои) с повышенной концентрацией армирующих частиц [3-5]. Получение композитов методом центробежного литья с горизонтальной осью вращения дает возможность получать заготовки с дифференцированным распределением армирующих элементов по сечению отливки, благодаря одновременному заполнению металлом формы по всей длине отливки и отсутствия оседания частиц. Полученные детали имеют армированную наружную или внутреннюю поверхность (зону), в зависимости от соотношения плотности частиц и матричного сплава [6].

Для определения рациональных составов композитов на основе алюминия и выбора наиболее рациональных наполнителей был проведен расчет траектории движения различных армирующих частиц с различной плотностью при получении композитных заготовок методом центробежного литья. При расчетах учитывались следующие силы, влияющие на поведение частицы, вброшенной в движущийся расплав алюминия: сила лобового сопротивления расплава, сила тяжести, центробежная сила, сила Архимеда и сила Кориолиса. Графические результаты расчетов представлены на рис. 1.

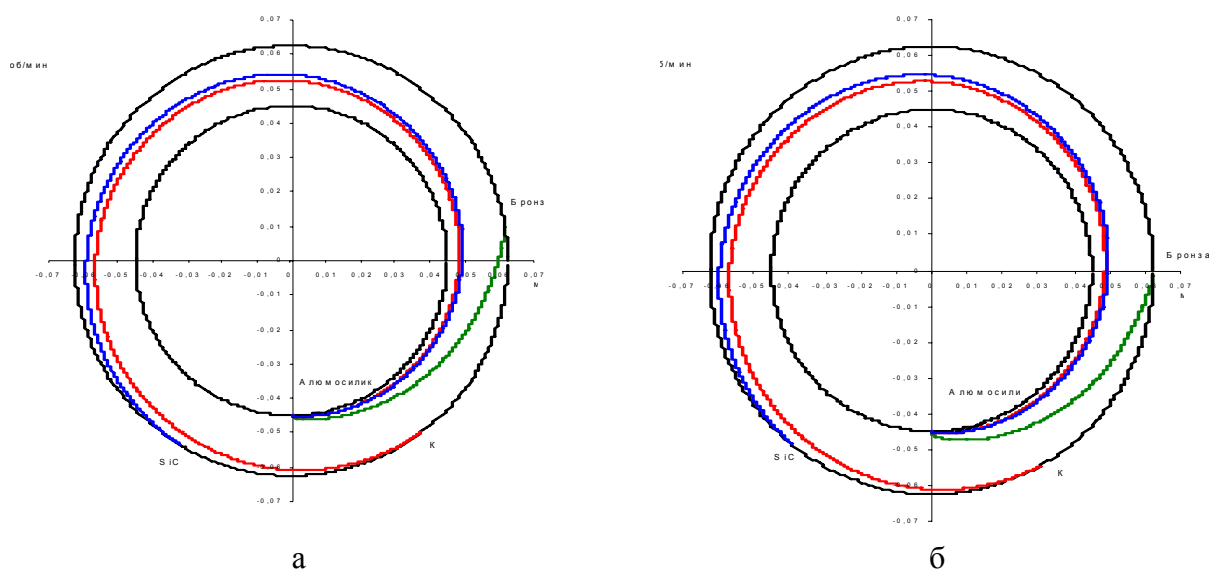


Рис. 1. Траектория движения армирующих частиц в алюминиевом расплаве при центробежном методе литья с горизонтальной осью вращения при различных скоростях вращения кокиля: а – 1500 об/мин; б – 1000 об/мин

Установлено, что частицы бронзовой стружки, имеющие наибольшую плотность ($\rho = 8820 \text{ кг/м}^3$) достигнут область наружной поверхности гораздо быстрее, чем частицы карбида кремния ($\rho = 3200 \text{ кг/м}^3$) и каменного литья ($\rho = 3000 \text{ кг/м}^3$), имеющие более низкую плотность, а частицы алюмосиликата ($\rho = 2000 \text{ кг/м}^3$) будут оттесняться к внутренней поверхности отливки. В результате этого воздействия композиционные материалы, армированные бронзовой стружкой, будут иметь более плотный наружный слой, т. к. процесс пропитки будет происходить более полно.

Данные результаты расчетов подтверждает физическое моделирование процессов происходящих при вращении частиц полистирола и бронзовой стружки, помещенных в воду (рис. 2).

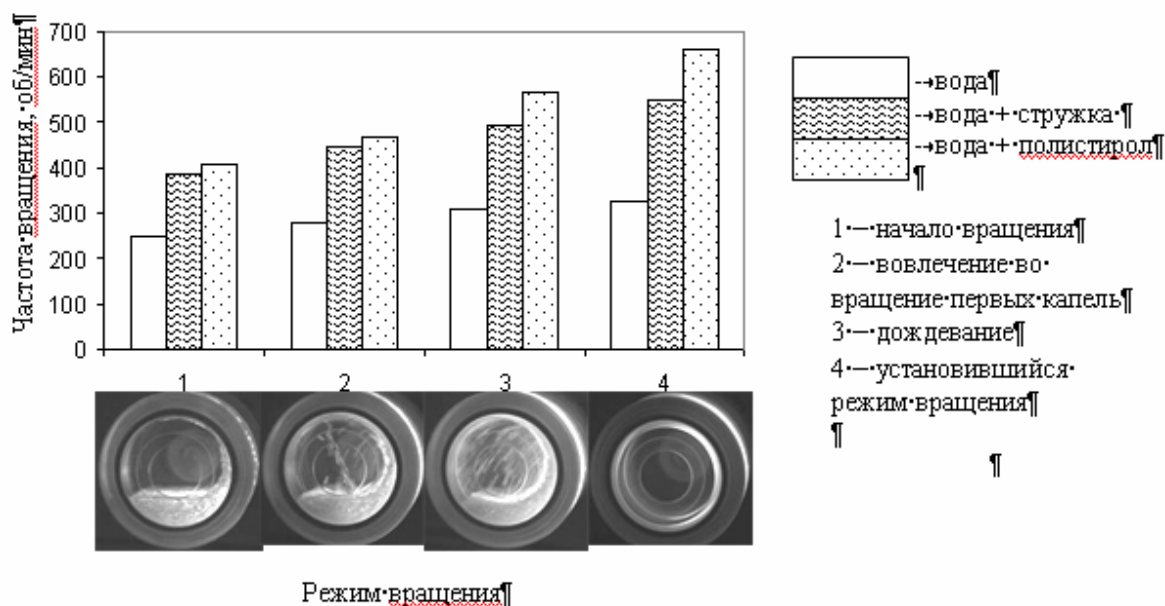


Рис. 2. Определение режимов вращения в зависимости от скорости и плотности наполнителей

Как видно, с увеличением скорости вращения формы во вращательное движение вовлекается все более толстый слой жидкости, часть которой под действием силы тяжести сползает обратно в ванну. Лишь при скорости, соответствующей установившемуся режиму вращения, весь объем жидкости полностью вовлекается во вращательное движение, причем при вводе частиц бронзовой стружки данный режим вращения наблюдается уже при скорости вращения равной 550 об/мин, а при использовании полистирола только при 650 об/мин. Следовательно, пропитка бронзовой стружки будет начинаться раньше, чем других частиц, имеющих более низкую плотность. Но и в этом случае скорость движения внутренних слоев сильно отстает от скорости наружных, т.к. при ударе о дополнительную порцию жидкости внутренние слои снова начинали сползать подобно случаю 2 и 3. Поэтому скольжение элементарных слоев жидкости во вращающейся форме есть фактор объективный, без учета которого нельзя рассматривать механизм формирования центробежной отливки.

По закону Ньютона, залитая во вращающуюся форму жидкость вовлекается во вращательное движение действием тангенциальных сил трения, возбуждаемых поверхностью вращающейся формы: $P = \eta fV/S$. Согласно этой формуле, тангенциальные силы P (кг) прямопропорциональны коэффициенту вязкости η (кг·с/м²), поверхности соприкосновения f (м²), скорости вращения формы V (м/с) и обратно пропорциональны толщине слоя жидкости S (м), т.е. количеству элементарных слоев, вовлеченных во вращательное движение. В соответствии с этой формулой, зависимость тангенциальных сил от указанных значений характеризуется в поперечном сечении вращающегося слоя жидкости с постоянной вязкостью убывающей кривой, свидетельствующей о скольжении элементарных слоев, как относительно поверхности формы, так и относительно друг друга. Действие закона Ньютона и характер скольжения слоев и подтверждает моделирование с использованием воды на центробежной машине при различных скоростях вращения.

Проведенные расчеты и моделирование процесса центробежного литья дало возможность получить плотные литые композиционные отливки на основе алюминия, армированные элементами бронзовой стружки и частицами каменного литья с наружным композитным слоем (4...5 мм) и равномерным их распределением по всей длине втулки.

Литература:

1. Т.А. Чернышева, Л.И. Кобелева и др. // Перспективные материалы, 69, №3 (2004).
2. Е.В. Миронова, Процессы литья, 27. №4 (2004).
3. С.С. Гусев, Д.Н. Лобков, С.С. Казачков Использование методов центробежного литья для получения изделий из композиционных материалов с упрочненной поверхностью, «Материаловедение», 1999г., №5. – С. 50-53.
4. Эскин Г.И. и др. Устранение структурной неоднородности композитов на основе алюминиевых сплавов с целью повышения их качества //Литейное производство, 2001, №9, С. 2-8.
5. A. Dolata-Grosz и др. Struktura strefowa kompozitow AK12-Al2O3-AK12-SiC ksztal towana w Prozesie odlewania odsrod kowedo, Kompozyty, 2002 (2), 5. – С. 305-308.
6. J. Braszcynski. Lite kompozitni materially s kovovou matrici // Slevarcnstvi, 2004, №6. – С.209-212.

Затуловский А.С., Щерецкий В.А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

**ЛИТЫЕ МЕДНОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ, АРМИРОВАННЫЕ
ЭНДОГЕННЫМИ ВЫСОКОМОДУЛЬНЫМИ ФАЗАМИ, КОТОРЫЕ
ОБРАЗУЮТСЯ ЗА СЧЕТ ТВЕРДО-ЖИДКОГО МАССОПЕРЕНОСА И
МОНОТЕКТИЧЕСКОГО РАССЛОЕНИЯ ЖИДКОСТЕЙ В ПРОЦЕССЕ
ИЗГОТОВЛЕНИЯ**

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

Повышенные требования к уровню триботехнических свойств материалов, соответственно экстремальным условиям эксплуатации многих видов деталей, сегодня невозможно реализовать за счет использования лишь серийных сплавов и традиционных методов их обработки: легирование, модифицирования, термообработки, и т.п.. Необходимость и актуальность создания и внедрения в промышленность новых антифрикционных металлокомпозитов- очевидна. [1] Эффективность использования биметаллических структур сталь-медь для триботехнических узлов, которые работают в тяжелых условиях трения скольжения, в которых каждый слой выполняет свое функциональное назначение уже доказано опытом их использования в металлургической, автомобильной, энергетической и др. областях промышленности [2].

Консолидация биметалла рассматривается в рамках диффузного механизма соединения слоев, с изучением структурообразования переходной зоны. По результатам исследований микроструктур переходных зон соединения слоев биметаллов, проведенных в отделе композиционных материалов ФТИМС НАНУ, можно утверждать о сложных механизмах формирования переходной зоны биметаллов, обусловленных наличием монотектической реакции в тройной диаграмме Cu-Fe-C, под влиянием которой формируется структура переходной зоны биметалла сталь – медный сплав. Учитывая то, что согласно бинарным диаграммам фазового равновесия, между основными химическими элементами биметаллической системы (железо, углерод, медь) вторичные соединения отсутствуют, а в системе медь-железо обоюдно образуются ограниченные твердые растворы, тогда как в системе медь-углерод взаимная растворимость элементов пренебрежительно мала, углерод в форме графита фактически не смачивается медным расплавом – именно описанный выше механизм определяет формирование эндогенной железосодержащей фазы, которая формируется в жидкости и кристаллизуется в виде дисперсной фазы. Таким образом, в системе железоуглеродистый сплав 1 (твердая фаза) – медный расплав (жидкая фаза) – железоуглеродистый сплав 2 (твердая фаза), при условии наличия градиента концентраций между железоуглеродистым сплавом 1 и 2 при температуре монотектического расслоения Fe-Cu-C, возникают дисперсные зоны

расслоения жидкой фазы, которые формируются в направлении железоуглеродистого сплава с меньшим содержанием углерода. Используя этот механизм, непосредственно из жидкой медной фазы возможно формировать высоко модульные и интерметаллидные соединения жаростойких металлов 4 и 5 групп (Ti, W, Cr, Mo, Mn), в том числе карбиды.

Предложенный метод предусматривает то, что дисперсные композиционные фазы будут формироваться в форме, в которой одна стенка одновременно является первым слоем биметалла, а вторая является источником диффузионной фазы и удаляется механически после термической обработки. Таким образом, стадии синтеза композиционной структуры и консолидация слоев биметалла объединяются в одну.

Литература:

1. 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.

2. Затуловский А.С., Тракшинский Б.Р. Технично-экономические предпосылки эффективного применения износостойкого металлокомпозита вместо антифрикционных бронз / Материалы III Международной научно-практической конференции «Литье – 2007», Запорожье: Торгово-промышленная палата. – 2007. – С. 72-75.

Затуловский А.С., Щерецкий В.А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

**ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АНТИФРИКЦИОННЫХ
БИМЕТАЛЛОВ С ПЛАКИРУЮЩИМ СЛОЕМ ИЗ ЛИТОГО
КОМПОЗИТА И МЕДНОГО СПЛАВА**

E-mail: shcheretskyi@nas.gov.ua

Функциональные и конструкционные свойства многослойных материалов определяются природой составляющих металлов, соотношением толщин и взаимным расположением слоев, прочностью их соединения, поэтому изучение физико-механических свойств многослойных материалов имеет важное значение для разработки новых слоистых композитных материалов, выбора рациональных условий их эксплуатации. В настоящей работе впервые изучены механические свойства экономнолегированных антифрикционных биметаллов «сталь + композит (ЛКМ)», «сталь + медный сплав» в зависимости от параметров армирования в сравнении с известными мономатериалами типа антифрикционных бронз, латуней.

Механические испытания биметаллических антифрикционных материалов «сталь + ЛКМ», «сталь + медный сплав» и мономатериалов проводили по стандартным методикам, на стандартном испытательном оборудовании, что позволило получить достоверные данные, пригодные для сравнения. Образцы биметаллических материалов изготавливались стандартных размеров 10x10x45 мм. Механические испытания проводили на маятниковом копре при заданных нагрузках 6,8 и 13,2 кгс. Образцы биметалла подвергались удару со стороны основы – стали или плакирующего слоя. В качестве плакирующего композиционного материала применялся литой композит (ЛКМ), состоящий из латуни и стальной дроби. Дробь использовали круглую диаметром 0,6...1,2 мм и колотую. Для сравнения были изготовлены образцы из ЛКМ и латуни марки ЛС59-1.

В биметаллических образцах при ударе по образцу биметалла «сталь + ЛКМ» со стороны стали (нагрузка 6,8 кгс) работа разрушения или относительная ударная вязкость составила 30...52 Дж/см², а при ударе со стороны плакирующего слоя (композита) нагрузка 6,8 кгс оказалась недостаточной для разрушения образца. При увеличении почти в 2 раза нагрузки, до 13,2 кгс, относительная ударная вязкость возросла до 70...80 Дж/см².

Такая же закономерность установлена в случае применения для армирования колотой дроби. Для сравнения: ударная вязкость монообразца из ЛКМ составила 0,5, а из латуни 2,0 Дж/см², т.е. существенно ниже, чем у биметалла. С целью определения уровня механических характеристик биметалла «сталь + ЛКМ» в зависимости от соотношений толщин основного (стального) и плакирующего (антифрикционного) слоя проведен комплекс механических испытаний различных вариантов биметалла. Как указывалось выше, ресурс подшипника скольжения зависит от ряда факторов: конструкции подшипников, используемых материалов, условий и режимов эксплуатации и др. В общем виде схема традиционного подшипника скольжения представляет собой сопряжение двух цилиндрических тел, радиусы которых мало отличаются. Исходя из положений, приведенных в работе [1] и др. источниках, а также собственного практического опыта определили следующие физико-механические характеристики: прочность на сжатие и ударную вязкость. Эти характеристики ответственны за прочность и долговечность антифрикционной втулки при статических и динамических ударных нагрузках, которые возникают в практике работы высоконагруженных трибоузлов.

В табл. 1 представлены результаты испытаний на сжатие образцов из слоистых биметаллов «сталь + ЛКМ», «сталь + бронза» и отдельных компонентов, слагающих материалов.

Таблица 1 – Результаты испытания на сжатие ($\sigma_{сж}$, МПа)

Значения полученных данных	Бронза типа А9Ж4	ЛКМ (бронза + стальная дробь)	Вариант биметалла «сталь+плакирующий слой»			
			сталь + ¹ / ₄ бронза	сталь + ¹ / ₂ бронза	сталь + ¹ / ₄ ЛКМ	сталь + ¹ / ₂ ЛКМ
Min-max	450...580	756...788	593...706,5	431...535,4	756...976	546...860
Среднее	513	774	638	484	866	700

Как видно из табл. 1, прочность на сжатие $\sigma_{сж}$ слоистых биметаллов «сталь + ЛКМ» характеризуется более высокой (в 1,5...1,7 раз), чем бронза. Из полученных данных следует, что для обоих типов слоистых композитов преимущество имеют варианты с меньшей толщиной плакирующего антифрикционного слоя (1/4 от общей толщины образца). Причем, как правило, слоистый биметалл «сталь + ЛКМ» имеет более высокие значения минимальных показателей характеристики $\sigma_{сж}$. До разрушения сжатием биметаллы прогнозируемо имеют большую степень деформации, чем «мономатериал» (бронза и дискретноупрочненный композит ЛКМ), что, вероятно, определяет их большую стойкость и стабильность при нагружении в процессе эксплуатации.

Как показали исследования, ударная вязкость антифрикционного биметалла «сталь + ЛКМ» равна или приближается к уровню данной характеристики прочной углеродистой стали (основного слоя биметалла), т.е. слоистый биметалл «сталь + ЛКМ» имеет ударную вязкость в 3...4 раза выше, чем мономатериал ЛКМ на основе бронзы, армированный стальными гранулами и существенно более высокую, чем у биметалла «сталь + бронза», и тем более выше монобронзы.

Базой для линейной механики разрушения биметаллов послужила концепция Гриффитса [2]. В изделиях из технических металлов и сплавов трещины имеются еще до начала нагружения. В любом случае склонность к хрупкому разрушению определяется, в первую очередь, сопротивлением развитию трещины, а не ее зарождению. Вязкость разрушения используется как количественный критерий сопротивления материалов распространению в нем трещины и как критерий конструктивной прочности. Эти положения положены в основу создания новых материалов конструкционного класса, разработанных ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины – многослойных квазимонолитных сталей [3] и нового экономнолегированного антифрикционного материала (ЛКМ), разработанного ФТИМС НАН Украины [4].

В плакующому шарі біметалла із дискретноармированих литих макронеоднородних композиційних матеріалах (ЛКМ) типу «мідний сплав (матриця) + сталеві гранули (дискретний наповнювач)» в якості перешкоди для розвитку тріщин служать високомодульні сталеві армируючі гранули. Тріщина зароджується в менш надійному, пластичному матричному мідному сплаві і локалізується і зупиняється в своєму розвитку високонадійною сталеві армируючою гранулою (включенням, частинкою), що сприяє збільшенню надійності ЛКМ на стискання порівняно з монометаллом. В разі біметалла типу «сталь + ЛКМ» уповільненню розвитку тріщин буде сприяти також поява в об'єкті деталі меж розділу основного і плакуючого шарів.

Висновки.

Шаруватий біметалічний підшипниковий матеріал, що складається із сталеві підкладки і плакуючого антифрикційного композиційного шару (мідний сплав + сталеві гранули) має ударну в'язкість в 2...3 рази вищу, ніж серійні кольорові антифрикційні сплави і моно-ЛКМ, за даною характеристикою наближається до вуглецистих сталей.

Ударну в'язкість і конструкційну надійність можна збільшити за рахунок розміщення плакуючого шару на робочій контактній поверхні «втулка – вал».

Найбільшу перспективу і ефективність вироби із антифрикційного економнолегированого біметалла «сталь + ЛКМ» мають для застосування в високонавантажених підшипниках ковзання, що випробовують при експлуатації ударну навантаження.

Надійшли результати представлених результатів підтверджені багаторічною практикою промислового застосування нового матеріалу в Україні і В'єтнамі для виготовлення підшипників ковзання і інших трибодеталей важконавантажених вузлів тертя металургічного, енергетичного, кузнечно-пресового, підіймаю-транспортного і др. обладнання, що працює в екстремальних умовах підвищених навантажень, температур, абразивного зношування [5].

Література:

1. Справочник по триботехніці. Під заг. ред. М. Хебди ім. Чичинадзе, т.1.-М.: Машинобудування, 2006. – 336 с.
2. Золотаревський В.С. Механічні випробування і властивості металів. – М.: Металургіздат, 1974. – 304 с.
3. Патон Б.Е., Медовар Б.И. і др. Многослойная сталь в сварних конструкціях. – Київ: Наук. думка. 1984. – 288 с.
4. Затуловський С.С. і др. Литі композиційні матеріали. – Київ: Техніка, 1990. – 240 с.
5. Найдек В.Л., Затуловський А.С., Затуловський С.С. Литі антифрикційні композити: В кн. 50 років в АН України. – Київ: «Процеси лиття», 2008. – С.349-378.

Затуловський А.С., Лакєєв В.А., Щерецький В.О.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВИКОРИСТАННЯ ПРОДУКТІВ РЕЦИКЛІНГУ КОМПОЗИТІВ В ЯКОСТІ АРМУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

Для вузлів механізмів, що працюють в умовах підвищених навантажень і температур, розроблені литі композиційні матеріали, армувальними елементами яких є відходи композитів мідь-сталевий дріб, що забезпечує покращення експлуатаційних характеристик деталі, зокрема антифрикційних властивостей. [1, 2] Вказані композиційні

матеріали містять частки залізовуглецевого сплаву розмірами більше 0,5 мм, які плаковано бронзою. Армувальні елементи є продуктами рециклінгу виробів з композиту з мідносплавною матрицею, яку армовано сталевим дробом. В якості матриці використовували алюмінієвий сплав АК12. Розроблено технологічні процеси виробництва литих композиційних матеріалів шляхом механічного замішування ендогенних або реакційно активних частинок, технологію відцентрового литва, технологію компресійного просочення, технологію просочення під зовнішнім тиском та інші.

Порівняльні триботехнічні характеристики нових композиційних матеріалів, армованих продуктами рециклінгу та відходами, показали підвищену зносостійкість по відношенню до мідних та алюмінієвих антифрикційних сплавів, що підтверджує перспективність використання створених композитів. Технологія переробки та рециклінгу відходів литва, що складно кваліфікуються, до яких відносяться відходи механічного оброблення, відходи біметалевих та композиційних виробів триботехнічного призначення для важконавантажених вузлів тертя системи бронза-сталевий дріб відпрацьовувалась на потужностях ТОВ «Іллічівський ремонтно-механічний завод». На підприємстві було організовано дослідне виробництво композиційних втулок з матрицею із алюмінієвого сплаву АК12, які за своїми технічними характеристиками в якості триботехнічного матеріалу не поступаються стійкості втулок з серійної бронзи БрО5Ц5С5.

Література:

1. Патент Білорусії «Композиционный материал для изготовления направляющей шпонки турбины» №6734; МПК7 В22F 7/02, С1; опубл. 30.12.2004
2. Патент України «Антифрикційний композиційний матеріал» №73017; МПК (2006) В22F 3/26 (2006.01), С10М 103/00, С22С 33/02 (2006.01), С22С 38/00, F16С 33/12 (2006.01); опубл. 16.05.2005

Иванова Л.Х., Николаенко А.А.
(НМетАУ, г. Днепр)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАЛИВКИ ПРОКАТНОГО ВАЛКА

E-mail: ivanovalitvo@gmail.com

Целью работы был выбор оптимальных технологических решений до стадии производства пробной отливки – прокатного вала исполнения ЛШ-57 с рабочей поверхностью его бочки из легированного и модифицированного чугуна и шейками и сердцевинной из серого чугуна, залитого методом полупромывки. Особенностью производства прокатных валков является то, что рабочие поверхности их бочек должны обладать высокой твердостью, а сердцевина и шейки, достаточной пластичностью. Для обеспечения высокой скорости кристаллизации бочки вала и получения необходимой твердости для её формирования используют чугуновый кокиль с тонким слоем противопригарного покрытия толщиной до 0,5 мм. Чугун обладает высокой теплопроводностью 35...45 Вт/м⁰С, поэтому кокиль обеспечивает интенсивный теплоотвод от жидкого металла.

Методом компьютерного моделирования было исследовано изменение температуры залитого металла в зависимости от удаления от рабочей поверхности кокиля. Анализ изменения температур проводили на торцах бочки вала и в его центральной части. Показано, что с удалением от рабочей поверхности кокиля теплоотвод в отливку уменьшается, что свидетельствует о снижении скорости кристаллизации и соответственно изменении свойств материала. Кроме того, изменение температуры на торцах бочки вала одинаково, поэтому в дальнейших расчетах измерения проводили в центральной части бочки и в его верхней торцевой части. Так как структура и свойства чугуна зависят от скорости его кристаллизации, для сравнения были построены зависимости скорости

кристаллизации чугуна рабочего слоя валка с удалением от рабочей поверхности кокиля. Скорость кристаллизации в центральной части бочки валка отличается от его торцевой части, что объясняется влиянием торцевого эффекта на кристаллизацию металла. Максимальная скорость кристаллизации металла возникает на границе жидкого металла и кокиля и уже на удалении 2 мм от рабочей поверхности кокиля она составляет 106 °С/мин (на торце бочки валка) и 74 °С/мин (в центральной части бочки валка). На удалении 25 мм от рабочей поверхности кокиля скорость кристаллизации составляет 26 °С/мин (на торце бочки валка) и 19 °С/мин (в центральной части бочки валка). Вместе с тем структура чугуна также будет отличаться по длине бочки валка и её глубине. Если принять, что структура чугуна напрямую зависит от скорости кристаллизации то, его структура на глубине 10 мм в торцевой части бочки валка будет соответствовать структуре на глубине 5 мм в её центральной части, так как скорости кристаллизации в этих точках будут одинаковы. При этом с удалением от поверхности кокиля структура будет выравниваться по длине бочки валка. Кривые изменения температуры жидкого металла в сердцевине валка показали, что теплоотвод в жидком металле выравнивается по высоте с удалением от рабочей поверхности кокиля. Таким образом, скорость кристаллизации жидкого чугуна в осевой зоне бочки валка должна быть одинаковой по высоте, при этом скорость кристаллизации в центральной части бочки валка немного выше, чем на торцах. Построенные зависимости свидетельствовали о том, что скорость кристаллизации резко снижается в диапазоне 45...155 мм от поверхности кокиля и составляет 18 и 2,5 °С/мин, соответственно. В центральной части бочки валка скорость кристаллизации минимальна и составляет 1,6 °С/мин на торце бочки валка и 1,8 °С/мин в её центральной части. В отличие от скорости кристаллизации, скорость продвижения фронта кристаллизации снижается на расстоянии 45...200 мм от поверхности кокиля с 7,8 до 3,2 мм/мин, а затем увеличивается и становится максимальной (28 мм/мин) в осевой части бочки валка, то есть в осевой части валка создаются предпосылки для кристаллизации цементита, поэтому предлагается вводить в полупромывной металл графитизирующие элементы: кремний, медь, титан или гафний, что обеспечивает необходимые свойства сердцевины прокатного валка.

Іванов В.Г., Пірожкова В.П.
(ЗНТУ, м. Запоріжжя)

ВПЛИВ КИСНЮ НА ФОРМОУТВОРЕННЯ ГРАФІТУ У ЧАВУНАХ

E-mail: ivanov@zntu.edu.ua

Сучасні технологічні процеси виплавки чавунів передбачають наявність у їх складі певного вмісту газів, серед яких особливу зацікавленість уявляє кисень. Вважається, що між вмістом кисню та морфологією графіту існує відповідна залежність. Рафінування сірих чавунів від кисню, поряд з дотриманням інших умов, сприяє навіть зміні пластинчатих вкраплень графіту на кулясті без застосування спеціальних елементів – сфероїдизаторів. Тому вивчення впливу кисню на морфологію графіту у чавунах є актуальним для ливарного виробництва.

Вивчали вміст кисню у синтетичних чавунах різних типів: білому, сірому, високоміцному. В якості шихтових матеріалів використовували порошок заліза ПЖР 3.200.28 (95%) та малозольний графіт (5%). Плавку виконували у відкритій індукційній печі в алуновому тиглі. Для отримання сірого чавуну додатково вводили кристалічний кремній. Кулястий графіт у високоміцному чавуні отримували за допомогою нікель-магнієвої лігатури (15% магнію). Газонасиченість чавунів вимірювалась методом відновлювального плавлення у атмосфері інертного газу за допомогою газоаналізаторів ЛЕСО. Проводили також металографічні, мікрорентгеноспектральні та петрографічні дослідження чавунів.

Встановлено, що загальний вміст кисню у чавунах є незначним (0,002...0,006%). Найбільші значення відповідають білому чавуну, менші — чавунам з графітною фазою. Локальний мікрорентгеноспектральний аналіз показав, що кисень головними чином, концентрувався у графітових вкрапленнях (до 7% у пластинчастих та до 3,5% у кулястих вкрапленнях), а у металевій матриці був майже відсутній.

Загальний вміст кисню у чавунах зменшується при наявності у їх складі елементів з високою спорідненістю: кремнію, магнію та ін. Причому найменші значення вмісту кисню (0,002%) спостерігаються у чавунах з компактним або кулястим графітом. Але точність визначення концентрації кисню у чавунах, що містять кремній, алюміній, магній та інші сильні розкислювачі, є недостатньою. Це пов'язано з тим, що у газовій фазі фіксується тільки кисень, пов'язаний у СО, тоді як у ній присутні також леткі субоксиди (Al_2O , SiO , Mg_2O та ін). Ці субоксиди потім конденсуються при температурах (1300...900) °С.

Петрографічні дослідження підтвердили наявність у чавунах таких субоксидів. Вірогідно, що утворення оксидів зниженої валентності відбувається внаслідок дефіциту кисню у чавунах.

У сірих чавунах виявлено частинки монооксиду кремнію, що асоціювалися з пластинками графіту, а також дрібні глобулі – тверді розчини $SiO-SiO_2$ нестехіометричного складу. Утворення поверхнево-активного монооксиду кремнію відбувається при взаємодії кремнію з оксидом вуглецю у рідкому чавуні та відповідає за морфологічні особливості графітових вкраплень пластинчастої форми. Тобто швидкість протікання та фізико-хімічні умови цієї реакції напряму пов'язані з формуванням пластинчастого графіту та відповідає за його кількість, розміри, розгалуженість та форму.

Дослідження структури високоміцного чавуну виявили наявність субоксиду магнію (Mg_2O) та фаз змінного нестехіометричного складу: магнію, заліза та інших елементів. Причому субоксид магнію утворюється також при взаємодії магнію з оксидом вуглецю (СО) та відповідає за морфологію кулястих вкраплень графіту.

Таким чином, встановлено, що кисень у чавунах, утворюючи субоксидні форми, приймає активну участь у формуванні їх структури та морфології графітних вкраплень.

Кавериский В.В., Сухенко З.П.

(ІПМ НАН України, г. Київ)

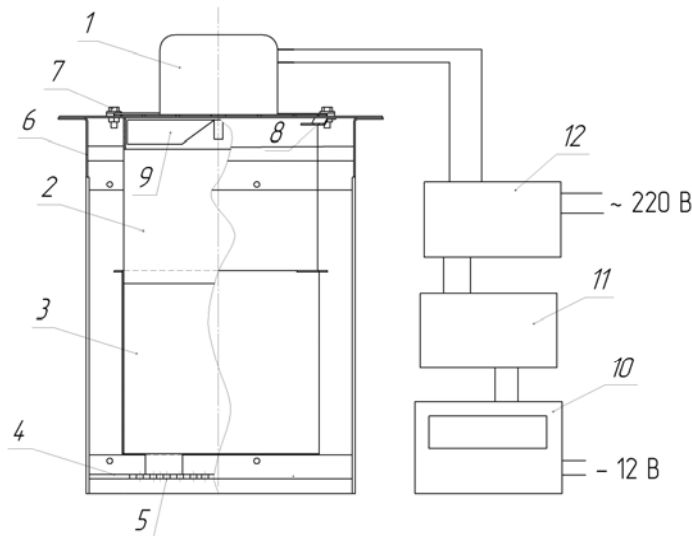
ЛАБОРАТОРНАЯ УСТАНОВКА ДЛЯ КОНТРОЛИРУЕМОЙ НОРМАЛИЗАЦИИ МАЛОГАБАРИТНЫХ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

E-mail: hisie@ukr.net

В процессах термообработки скоростью охлаждения изделия можно управлять, регулируя скоростью этого потока. Для проведения исследований по контролируемой нормализации нами была сконструирована и изготовлена лабораторная установка для воздушного охлаждения с микроконтроллерным управлением скоростью потока. Схематическая конструкция разработанной установки приведена на рис. 1.

Особенностью конструкции разработанного устройства является отсутствие датчиков в штатном режиме работы. Это связано с тем, что размещение датчиков температуры при ускоренном охлаждении малогабаритных изделий затруднительно. Контроллер установки считывает параметры режима (изменение скорости потока во времени) из текстового файла, размещённого на SD-карте памяти. Данный файл может быть получен с помощью специальной программы, рассчитывающей режим изменения скорости потока воздуха по данным о режиме охлаждения. На основании считанных контроллером данных, при помощи заложенной в него программы, производится вычисление необходимой ширины управляющих импульсов и подача соответствующего сигнала на симисторный регулятор. Последний осуществляет широтно-импульсное регулирование силового напряжения, подаваемого на коллекторный двигатель

постоянного тока, тем самым изменяя скорость его вращения. Электродвигатель вращает вентилятор, создающий в трубе поток воздуха, обдувающий образец.



1 – электродвигатель постоянного тока, 2 – верхняя (неподвижная) часть трубы, 3 – нижняя часть трубы (может подниматься и фиксироваться в верхней части), 4 – решётчатое дно, 5 – отверстие в дне, 6 – корпус, 7 – винты крепления двигателя, 8 – петля-фиксатор для верхней части трубы, 9 – крыльчатка вентилятора, 10 – блок контроллера, 11 – симисторный регулятор, 12 – силовой блок и выпрямитель

Рис. 1. Схематическое изображение лабораторной установки для контролируемой нормализации

Устройство предназначено для отработки режимов контролируемой нормализации в лабораторных условиях. В частности, с его помощью получены структуры дисперсного перлита в эвтектидной стали и созданы благоприятные условия для выделения специальных карбидов в микролегированных низкоуглеродистых сталях. Также режим ускоренного охлаждения может служить для измельчения структуры низко- и среднеуглеродистых сталей и выступать более экономичной альтернативой закалке с высоким отпускком. Для высоколегированных инструментальных сталей установка при максимальных скоростях потока может обеспечить режим «мягкой» (без создания значительных температурных напряжений) закалки при малом сечении изделия.

Казимиров И.П.¹, Белименко С.С.², Александров А.Г.¹, Коломиец Е. В.¹
(¹ГВУЗ УДХТУ, г. Днепр; ²ООО «Теплотехника», г. Днепр)
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ
ТВЕРДОТОПЛИВНОГО ТЕПЛОВОГО АККУМУЛЯТОРА
E-mail: splen@i.ua

В настоящее время одним из приоритетных направлений экономии затрат на теплоснабжение в промышленных и жилых зданиях является способ аккумулирования тепловой энергии в ночное время и отдача ее в дневное. Одним из наиболее распространенных типов устройств, которые позволяют аккумулировать тепло, являются твердотельные тепловые аккумуляторы (ТА).

Целью данной работы является экспериментальное исследование температурных полей поверхностей теплопередачи ТА типа АЭТ-С (рис. 1), производства ООО «Теплотехника».



Рис. 1. Внешний вид электрического теплоаккумуляционного обогревателя АЭТ-С

Измерение температуры теплового поля рабочих поверхностей ТА проводили с помощью пирометра Venetech GM900 по узлам сетки, охватывающей всю рабочую поверхность, для всех поверхностей, кроме нижней. В качестве примера показана сетка (6×7) замеров температуры передней поверхности. Аналогично проводились замеры остальных поверхностей.

Для имитации реальных условий использования ТА, цикл зарядки-разрядки составлял 16 часов, 7 часов – номинальный период зарядки ТА (нагрев) и 9 часов – разрядка ТА (охлаждение). Первый замер температуры произведен после часа работы ТА, последующие – с интервалом 1 час, всего 16 замеров.

На рис. 2 представлен график средней температуры передней, задней и верхней стенок ТА на протяжении цикла зарядка-разрядка.

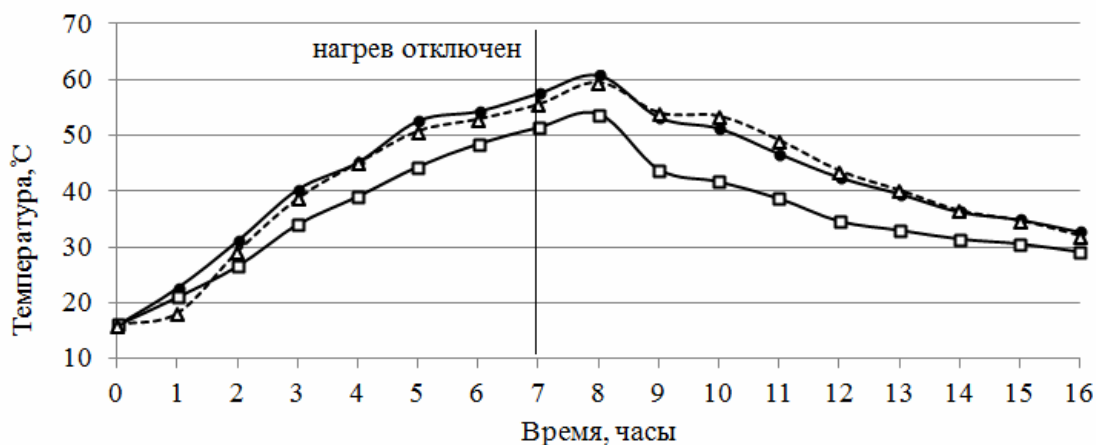


Рис. 2 Средняя температура поверхности передней и задней стенок ТА
 —●— передняя стенка —□— задняя стенка -△- верхняя стенка

График вполне предсказуемый – температура стенок растет по мере зарядки аккумулятора и менее интенсивно уменьшается в процессе разрядки. Передняя стенка прогревается ($T_{\max, \text{cp.}} = 60,8 \text{ } ^\circ\text{C}$) незначительно больше задней ($T_{\max, \text{cp.}} = 53,7 \text{ } ^\circ\text{C}$), такая неравномерность объясняется конструктивными особенностями, но если учесть что обогреватель в основном располагается возле стены, то такая неравномерность оправдана. Температурно-временная характеристика верхней стенки очень близка к передней и достигает максимума $74 \text{ } ^\circ\text{C}$ при максимальном среднем значении $T_{\max, \text{cp.}} = 59,4 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Карпець М.В.¹, Рокицька О.А.¹, Крапівка М.О.¹, Якубів М.І.¹, Дудак О.О.²
(¹ ІПМ НАНУ; ² КІП ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СТРУКТУРА ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ОКАЛИНИ НА СПЛАВІ Fe35Ni25Co15Cr20Al5 ПІД ЧАС ОКИСНЕННЯ ПРИ 900 °С

E-mail: aizawa1985@ukr.net

Останнім часом широко досліджується новий клас матеріалів, так звані високоентропійні сплави. Вони містять у своєму складі більше 5 елементів в еквіатомному, чи близькому до еквіатомного співвідношенні [1]. Це призводить до суттєвого підвищення ентропії змішування, що в свою чергу сприяє формуванню у сплавах простих твердих розчинів заміщення на основі ОЦК та ГЦК кристалічних структур. Підвищений інтерес дослідників до таких сплавів обумовлений їх високими експлуатаційними характеристиками в широкому температурному інтервалі. Оскільки фазовий склад таких сплавів відіграє значну роль для їх майбутнього застосування, а інформація про зміну фазового складу при підвищених температурах дозволяє в подальшому оптимізувати режими експлуатації виробів на їх основі, метою роботи є дослідження структурних перетворень високоентропійного сплаву Fe₃₅Ni₂₅Co₁₅Cr₂₀Al₅ під час тривалого високотемпературного окиснення.

За даними рентгенівського фазового аналізу, у вихідному стані сплав є однофазним твердим розчином, який має ГЦК кристалічну структуру з параметром ґратки $a = 0,3571$ нм, при цьому на дифрактограмі сплаву фіксується текстура у напрямку (220) (рис. 1, а). Дослідження мікроструктури сплаву показало, що він має характерну для твердого розчину зеренну структуру, при чому спостерігається значне видовження зерен у напрямку кристалізації (рис. 2), а на границях зерен і частково всередині них спостерігаються виділення другої фази. Але оскільки дифрактометричним експериментом фіксується лише один твердий розчин з ГЦК кристалічною ґраткою, тому можна сказати, що в сплаві спостерігається явище міжзеренної ліквідації, оскільки у міждендритному просторі кристалізуються елементи з найнижчою температурою кристалізації серед усіх компонентів сплаву (Ni та Al).

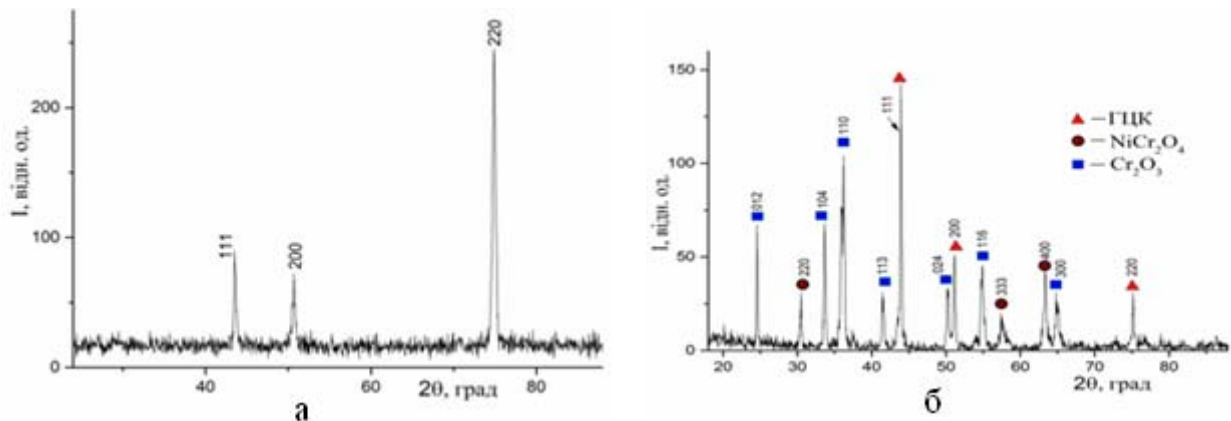


Рис. 1. Дифрактограми сплаву Fe₃₅Ni₂₅Co₁₅Cr₂₀Al₅ у вихідному стані (а) та після окиснення при температурі 900 °С впродовж 50 год (б)

Після відпалу при 900 °С протягом 50 годин на сплаві утворюється двофазна оксидна плівка, яка містить оксид хрому Cr₂O₃ та шпінель NiCr₂O₄ (рис. 1, б). Але оскільки сформована окалина є надзвичайно тонкою, її товщина становить менше 10 мкм, тому на дифрактограмі спостерігається також відбиття від матричної фази ГЦК твердого розчину.

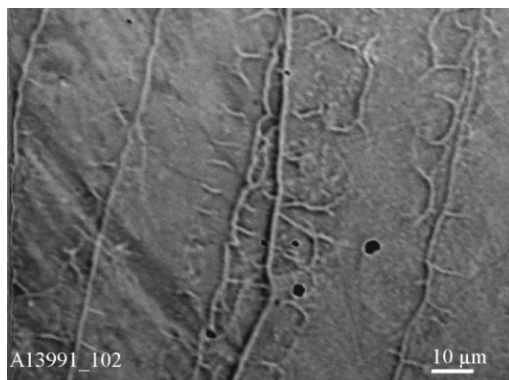


Рис. 2. Мікроструктура сплаву Fe35Ni25Co15Cr20Al5 у вихідному стані

При цьому параметр ґратки матричного ГЦК твердого розчину у порівнянні з вихідним станом (0,3571 нм) збільшується і становить 0,3577 нм, що свідчить про дифузію кисню у приповерхневі шари сплаву та утворення оксидів на основі нікелю та хрому.

Проведені дослідження показали, що даний сплав при температурі 900 °С має високу жаростійкість, оскільки на його поверхні формується тонка оксидна плівка, яка має високі захисні властивості, і тому є перспективним конструкційним матеріалом для високотемпературного застосування.

Література:

1. High-entropy alloys – a new era of exploitation / J.W. Yeh, Y.L. Chen, S.J. Lin // MaterialsScienceForum. – 2007. – v.560. – p. 1.

Касьяненко М.В.¹, Куциба П.В.¹, Габ А.И.¹, Малышев В.В.^{1,2}
(¹Университет «Украина»; ²Институт общей и неорганической химии, г. Киев)
СИЛИЦИРОВАНИЕ И БОРИРОВАНИЕ ВОЛЬФРАМА В СОЛЕВЫХ РАСПЛАВАХ

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

Для современной техники большой интерес представляет повышение жаростойкости тугоплавких металлов и расширение за счет этого областей их применения. Анализ литературных данных показал перспективность бестокового метода диффузионного насыщения вольфрама кремнием, и бором в расплавленных солевых средах.

Для исследования использовали горячепрессованный спеченный вольфрам чистоты 99,9%. Борировали вольфрам в электролите состава (масс. %): Na₂B₄O₇ – 75, NaCl – 15, В (аморфный) – 10; силицировали – в электролите (масс. %): эквимольная смесь KCl и NaCl – 60, NaF – 17,7, Na₂SiF₆ – 17,7, Si – 16,6.

Кинетику нанесения покрытий изучали по привесу образцов и измерению глубины слоя. Фазовый состав покрытий изучали металлографическим, рентгеноструктурным, частичным послойным химическим и спектральным анализом. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 100 г. Структуры борированого и борсилицированного вольфрама протравливали в смеси 40% HF + 40% спирта + 20% H₂O, силицированного вольфрама – в смеси HNO₃ и HF (в соотношении 1:1).

Борирование вольфрама. Кинетику борирования вольфрама изучали при 1223, 1273 и 1323 К в течение 0,5...7,0 ч. Насыщение осуществляли в воздушной атмосфере. Для всех исследуемых температур зависимость роста слоя от времени параболическая, что свидетельствует о существовании лимитирующей стадии диффузии в твердой фазе. Константа скорости борирования в расплавленных солевых средах связана с температурой уравнением:

$$K = 9,16 \cdot 10^{-2} \exp(-41500/RT) \text{ см}^2 \cdot \text{с}. \quad (1)$$

Предложенный состав электролита кинетически более выгоден, чем описанные в литературе с карбидом бора или порошкообразным аморфным бором.

При выдержках не более 1 ч на поверхности вольфрама образуется однослойное покрытие состава α-WB толщиной 25...30 мкм с микротвердостью 32...34 ГПа. Микротвердость вольфрама составляла 4,6...4,8 ГПа. С увеличением продолжительности

борирования до 6 ч образовывается двухслойное покрытие толщиной 120 мкм при 1323 К и 90 мкм при 1273 К, состоящее из внешнего борида W_2B_5 с микротвердостью 23...25 ГПа и внутреннего – α -WB с микротвердостью 31...33 ГПа. Толщина обоих слоев растет с увеличением выдержки, причем внутренний слой α -WB растет быстрее, чем внешний. Фазы подобного состава, при аналогичных температурах, обнаруживались в покрытиях и при электролитическом синтезе боридов вольфрама.

Покрытие состава α -WB было испытано на жаростойкость при 1373 и 1473 К. Защитный слой разрушается в течение 1,5 ч.

Силицирование вольфрама. Кинетику силицирования вольфрама в расплавленных солях изучали при 1073, 1123 и 1223 К в течение 2...12 ч в атмосфере аргона. Рост покрытия подчиняется параболическому закону. Температурная зависимость скорости процесса выражается уравнением:

$$K = 1,1 \cdot 10^2 \exp(-61400/RT) \text{ см}^2 \cdot \text{с} \quad (2)$$

Скорости силицирования вольфрама в расплавленных солях и в порошках близки по величине. На поверхности вольфрама образуется однослойное покрытие, состоящее из WSi_2 с микротвердостью 13...15 ГПа.

При 1223 К и продолжительности силицирования 12 ч был получен слой толщиной 35 мкм. Испытание данного покрытия при 1373 К показало увеличение жаростойкости до 60...140 ч, при 1723 К – 2,0 ч. Фазы подобного состава, при аналогичных температурах, обнаруживались в покрытиях и при электролитическом синтезе силицидов вольфрама. Защитные свойства дисилицида вольфрама связаны с образованием стекловидной пленки из α - SiO_2 на его поверхности, что отмечалось нами и ранее.

Кивгило Б.В.

(КПИ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

3D ДРУК У ЛИТТІ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ

E-mail:kyvgylb.bogdan@gmail.com

В основі процесу лиття за моделями, що витоплюються, лежить використання легкоплавких модельних матеріалів: модель вилівка і ливникова система виготовляється з воску, парафіну, стеарину та ін. Будь-який із цих легкоплавких матеріалів в розплавленому стані запресовують у прес-форму, а після затвердіння отримують “воскову” модель. Отриману модель разом з ливниковою системою покривають вогнетривкою суспензією. Після просушування на моделі утворюється вогнетривка оболонка, з якої виплавляють модельний склад і отримують тонкостінну ливарну форму, яку після прожарюють і заливають розплавом [1, 2].

Світові тенденції розвитку сучасних технологій та автоматизації процесів принесли у ливарне виробництво технологію 3D друку [3]. Взявши до уваги особливості технології 3D друку при виготовленні для лиття за моделями, що витоплюються, можна сказати, що ця технологія займає свою нішу у процесі виготовлення моделей.

Технологія 3D друку допомагає нівелювати значну частину підготовки виробництва та приступити безпосередньо до виготовлення моделей практично будь-якої складності (рис. 1). Розвиток 3D друку сприяв розвиненню полімерних матеріалів для друку моделей, підбір яких здійснюється конкретно під задачі виробництва [4], робочий діапазон температур яких лежить у широких межах [4].

Використання в модельних композиціях легкоплавких матеріалів з мінімальною зольністю дозволяє відразу витоплювати модель, пропускаючи стадію виплавляння та переходити відразу до прожарювання оболонки. Така технологічна особливість виробництва дозволяє збільшити продуктивність та точність, минаючи отримання

можливих дефектів, пов'язаних із складанням блоку моделей та випалюванням модельного складу. Однак при цьому збільшуються витрати модельного матеріалу.



Рис. 1. 3D принтер в процесі виготовлення моделі для лиття за моделями, що витоплюються

Переваги методу 3D друку: точність виготовлення моделі, швидкість виробництва (для невеликої кількості виробів), можливість автоматизації всього процесу.

Недоліки методу 3D друку: висока вартість та складність устаткування, неможливість повторного використання модельної композиції (без спеціального устаткування).

Беручи до уваги переваги і недоліки застосування методу 3D друку у ливарному виробництві, можна зробити висновок, що 3D друк економічно обґрунтований на початковому етапі виготовлення виливків, в одиничному або дрібносерійному виробництві та виготовленні складних моделей. Однак при подальшому розвитку цієї технології з кожним разом знижується собівартість виготовлення виробів.

Література:

1. <http://ukrarticles.pp.ua/nauka/13631-texnologiya-litya-po-vyplavlyаемым-modelyam.html>
2. https://monofilament.com.ua/science_articles/abs-pla-ili-copet-что-vybrat
3. <https://znaj.ua/techno/3d-druk-zrujnuye-zvychnyj-svit>
4. http://3dtoday.ru/wiki/FDM_materials/

Кисла Г.П., Сисоєв М.О., Черевко В.О., Любарєць Є.Б., Лобода П.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

КОМПОЗИТИ НА ОСНОВІ SiB₆, ОТРИМАНІ РЕАКЦІЙНИМ СПІКАННЯМ

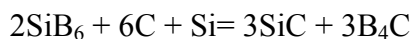
E-mail: kiparis-gpk@ukr.net

Необхідність у нових керамічних матеріалах з високими характеристиками спонукає на розробку нових композитів, виробу з яких можуть використовуватись в різних галузях техніки.

Гексаборид кремнію цікавий тим, що має високу теплоелектропровідність, високу твердість (на рівні SiC) та низьку густину (2,47 г/см³), нижчу ніж карбід бору (2,52 г/см³). Композити, отримані на основі цих сполук, повинні володіти високим значенням співвідношення властивість/питома вага. Такі композити були отримані та досліджені авторами робіт [1, 2], в яких джерелом карбону використовували фенольну смолу.

В даній роботі гексаборид кремнію синтезували з гомогенної суміші порошків бору і кремнію у вакуумній печі при температурі 1650 °С протягом 4 годин. Дифрактограма отриманого порошку наведена на рис. 1.

Порошок SiB₆ змішували з вуглецевими волокнами (5 та 10 мас. %) різної товщини в розчині каучуку в бензині та пресували зразки діаметром 8 мм та висотою 1 см. Реакційний синтез та просочування кремнієм відбувалось за одну операцію в електронно-променевої установці ЕЛА-6. Гексаборид кремнію реагує з карбоном та кремнієм з утворенням карбіду кремнію (SiC) та карбіду бору (B₄C):



Фазовий склад отриманих композитів однаковий: SiB_6 , B_4C , SiC , C , Si ; зразки відрізняються лише кількістю фаз (табл. 1).

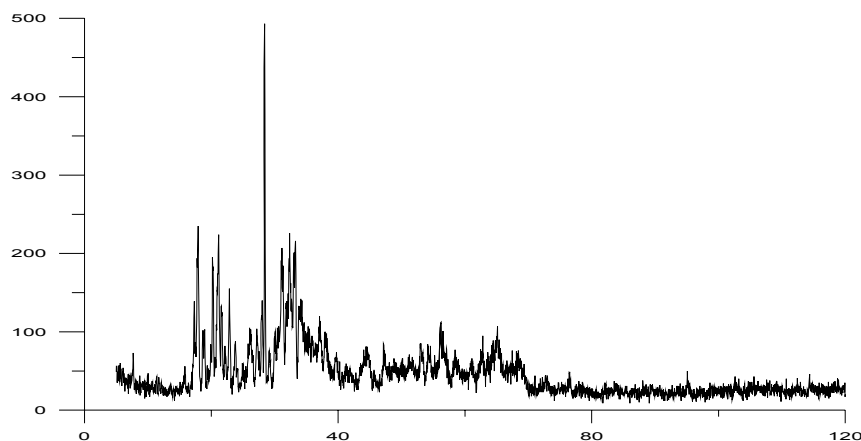


Рис. 1. Дифрактограма синтезованого SiB_6

Таблиця 1 – Процентний вміст фазових складових композитів

	SiB_6	B_4C	SiC	Si	C
$\text{SiB}_6+5\%\text{C}$	20	40	12	25	3
$\text{SiB}_6+10\%\text{C}$	11	57	15	10	7

Мікроструктури композитів наведені на рис. 2. Як видно, вуглецеві волокна малого діаметру прореагували повністю.

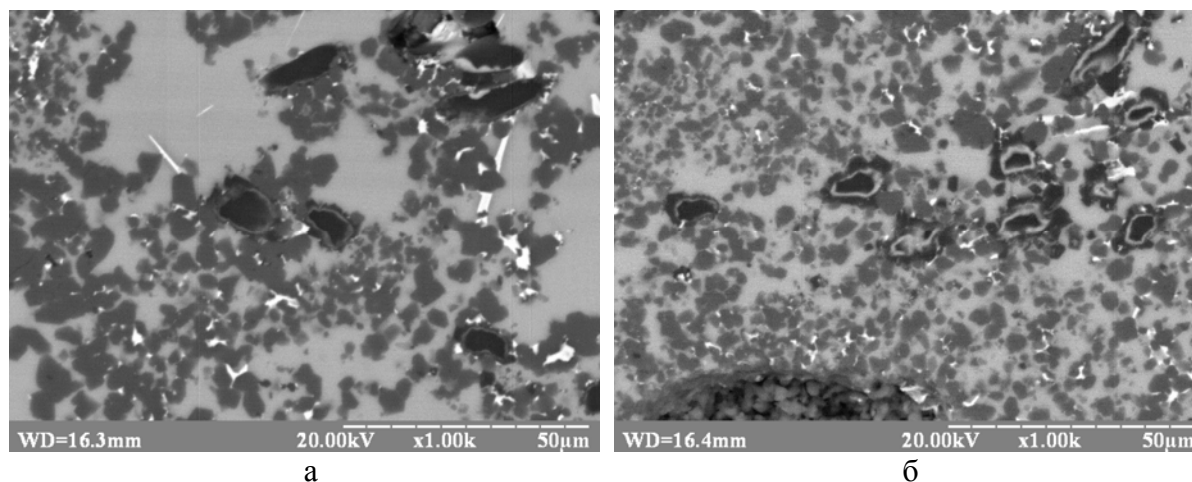


Рис. 2. Мікроструктури композитів: а – 5% C , б – 10% C

Література:

1. Fabrication and Properties of $\text{SiB}_6\text{-B}_4\text{C}$ with Phenolic Resin as a Carbon Source/ G.C.Hwang and J.Matsushita // Journal of Materials Science & Technology. 2008. – V. 24, No 1, pp. 102-104.

2. Preparation of Si infiltrated $\text{SiB}_6\text{-TiB}_2$ composites/Geum-Chan Hwang and Junichi Matsushita // Journal of Ceramic Processing Research. 2010. - V. 11, No. 1, pp. 1 – 5.

Ковалевич Е.В

(МГТУ ім. Н.Э. Баумана, г. Москва)

ОСНОВЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

E-mail: Ev-kov@yandex.ru

Получение чугуна с шаровидным графитом в открытых разливочных ковшах, в том числе и сэндвич – процессом сопровождается сильным пироэффектом и выделением дыма. Одной из основных причин возникновения пироэффекта и значительного дымовыделения в процессе модифицирования чугуна комплексными лигатурами является быстрое всплывание этих лигатур в среде расплава, так как их плотность значительно меньше плотности чугуна. При этом магний, содержащийся в лигатуре, не успевает прореагировать с компонентами жидкого чугуна. Как показала практика, полезное использование магния в большинстве случаев составляет от 25 до 60% в зависимости от способа его ввода, остальной магний вылетает из чугуна и сгорает на его поверхности с ослепительным пироэффектом и большим количеством дыма состоящего из мелкодисперсных оксидов магния, загрязняя окружающую среду.

Для полного усвоения магния в чугуне при модифицировании необходимо, чтобы пузырьки парообразного магния, образующиеся при контакте модификатора с жидким чугуном, успевали полностью аннигилировать за время своего образования и всплывания в чугуне. При этом необходимо, чтобы модификатор до окончания процесса находился на дне ковша, не всплывал и послойно, по мере растворения, контактировал с жидким чугуном. Указанные требования могут быть выполнены при соответствующем подборе фракционного и химического состава модификатора в МДС технологии получения чугуна с шаровидным графитом.

Сущность МДС-процесса заключается в применении модификатора, измельченного до определенного размера (МДС-модификатор) Причем размер фракции порошка на порядок меньше рекомендуемого практикой в настоящее время. В этом принципиальное отличие МДС-процесса.

При укладке вещества между его частицами всегда остаются пустоты – поры, размер которых зависит от величины и конфигурации частиц. Если жидкость проникает в поры между частицами, то на них действует подъемная сила и при массе частицы меньшей массы жидкости она всплывает. В противоположном случае, когда за счет сил не поверхностного натяжения жидкость не проникает в поры, подъемная сила не возникает и частица не всплывает.

Расчеты показали, что существуют реальные условия, при которых модификатор, помещенный на дно ковша, не будет всплывать в жидком чугуне и будет удерживаться там силами поверхностного натяжения чугуна.

Достоверность приведенных соображений подтверждается практикой, например, известно, что формовочный песок не всплывает в жидком металле, хотя плотность его в несколько раз меньше плотности чугуна, а размер частиц соответствует расчётным значениям.

Вторым фактором, определяющим течение процесса модифицирования, является скорость парообразования магния, которая зависит от содержания магния в модификаторе, размера частиц модификатора и температуры модифицируемого чугуна.

Таким образом, задача управления процессом парообразования магния в жидком чугуне, а, следовательно, и всем процессом модифицирования, сводится к определению технологических параметров, обеспечивающих образование пузырьков паров магния таких размеров и в таком количестве, при которых весь магний, находящийся в них, успевал бы прореагировать с компонентами чугуна за время всплывания пузырьков в жидком чугуне. Величина образующихся пузырьков парообразного магния зависит от размера частиц модификатора, а количество одновременно образующихся пузырьков от концентрации магния в модификаторе. Следовательно, при соответствующем подборе фракционного и химического состава модификатора, можно обеспечить процесс получения чугуна с шаровидным графитом без пироэффекта и, практически, 100% усвоением магния.

Ковальчук А.Г., Ямшинский М.М., Федоров Г.Е.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ЖАРОСТОЙКОЕ ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ОТЛИВОК

E-mail: yamshinskiy@ukr.net

Для достижения высоких поверхностной прочности и износостойкости литых деталей в машиностроении используют различные виды обработки: химико-термическую, лазерную и др., а также электрохимические покрытия и специальные наплавки. Однако многими из этих методов не удается получить слой с нужными свойствами толщиной более 0,3 мм, что недостаточно, особенно для крупных деталей.

Толщина поверхностного слоя со специальными свойствами таких отливок должна быть не менее 8...10 мм [1].

Перспективным направлением развития технологии получения отливок с дифференцированными свойствами является поверхностное легирование, которое заключается в применении красок и паст, наносимых на поверхность литейной формы, которая заливается среднеуглеродистым расплавом.

Авторами исследованы процессы жаростойкого поверхностного легирования с использованием некоторых ферросплавов. Такие исследования дали положительные результаты и подтвердили целесообразность использования ферросплавов в качестве наполнителей легирующих покрытий. Это позволило продолжить исследования в этом направлении.

Несмотря на обширные сведения по применению поверхностного легирования для повышения износостойкости литых деталей, вопрос о жаростойком поверхностном легировании остается малоизученным.

Так как для износостойкого легирования чаще всего применяются порошки отдельных легирующих материалов или их смеси, целесообразно установить возможность применения механических смесей порошков для жаростойкого поверхностного легирования отливок.

В качестве исходных материалов для исследования процессов жаростойкого поверхностного легирования выбраны порошки феррохрома ФХ200 фракции 0,1 мм и алюминий фракции 50 мкм, так как хром и алюминий в наибольшей степени способствуют повышению окислостойкости сплавов на основе железа. Выбор марки феррохрома обусловлен его температурой плавления (1530 °С).

Легирующие составы наносились на поверхность формы кистью (в несколько приемов) до толщины 5 мм. В качестве связующего для легирующего покрытия применяли раствор жидкого стекла.

Состав легирующего покрытия приведен в табл. 1. Результаты исследований влияния легирующих покрытий на толщину поверхностно-легированного слоя приведены в табл. 1 и на рис. 1. Температура заливки форм – 1620°С.

Установлено, что изменение содержания алюминия в легирующем покрытии существенно влияет на толщину легированного слоя. При повышении его в покрытии от нуля до 50% по объему толщина легированного слоя уменьшается во много раз. При небольших содержаниях алюминия в покрытии основу составляет сравнительно тугоплавкий порошок феррохрома и поверхностное легирование проходит, по-видимому, вследствие капиллярного проникновения жидкого металла в поры легирующего покрытия. Однако, в виду того, что поры покрытия заполнены мелкодисперсным порошком алюминия, который препятствует проникновению в них металла, имеет меньшую температуру плавления, чем хром, и забирает значительное количество тепла, толщина легированного слоя уменьшается и достигает минимума при соотношении хрома и алюминия 50:50% по объему.

Таблиця 1 – Составы легирующих покрытий и результаты исследования их эффективности

Индекс покрытия	Состав легирующего покрытия, % по объему		Толщина легированного слоя, мкм
	алюминиевый порошок	порошок феррохрома ФХ200	
1	–	100	1970
2	30	70	904
3	50	50	90
4	66,5	33,5	538
5	100	–	5500

Исследование окалиностойкости легированного слоя проводилось в среде воздуха в течение 10 и 100 ч. Результаты испытаний приведены на рис. 2 Испытания проводились при температуре 1000 °С.

Как видно, окалиностойкость легированного слоя на порядок выше окалиностойкости углеродистой стали. Это подтверждает возможность и целесообразность процесса поверхностного легирования.

Лучшими защитными свойствами обладает легированный слой, полученный при нанесении легирующего покрытия на основе феррохрома, так как образующаяся на поверхности образца при высоких температурах окисная пленка Cr_2O_3 является более плотной и труднее отслаивается от поверхности.

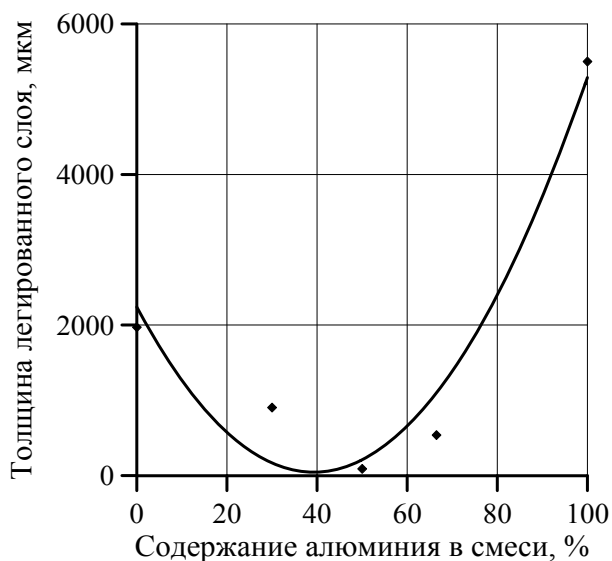


Рис. 1. Влияние алюминия на толщину поверхностно-легированного слоя

Добавки алюминия вызывают образование комплексной пленки, в состав которой входит оксид Al_2O_3 , обладающий меньшей способностью к удерживанию поверхности образца и может периодически отслаиваться от поверхности, давая возможность образовываться новым оксидам алюминия.

Таким образом, легированный слой, полученный при нанесении легирующего покрытия на основе хрома, обладает достаточно высокой окалиностойкостью, но имеет ограниченную толщину. Отливки с таким легированным слоем могут использоваться для работы при температурах до 1000 °С.

Легирующее покрытие на основе порошка алюминия обеспечивает получение легированного слоя достаточной толщины с равномерным распределением легирующего элемента, однако окалиностойкость такого слоя ниже, хотя и остается высокой. Поэтому отливки с таким легированным слоем могут длительно работать лишь при температурах до 900 °С.

Легирующие покрытия на основе хрома и алюминия не обеспечивают получение легированного слоя достаточной для эксплуатации при высоких температурах толщины с равномерным распределением в нем легирующих элементов.

Следовательно, необходимы исследования по влиянию на толщину поверхностно-легированного слоя других соотношений хрома и алюминия, других составов покрытий, фракций исходных материалов, особенности нанесения и толщин легирующих покрытий, температурных режимов заливки и охлаждения.

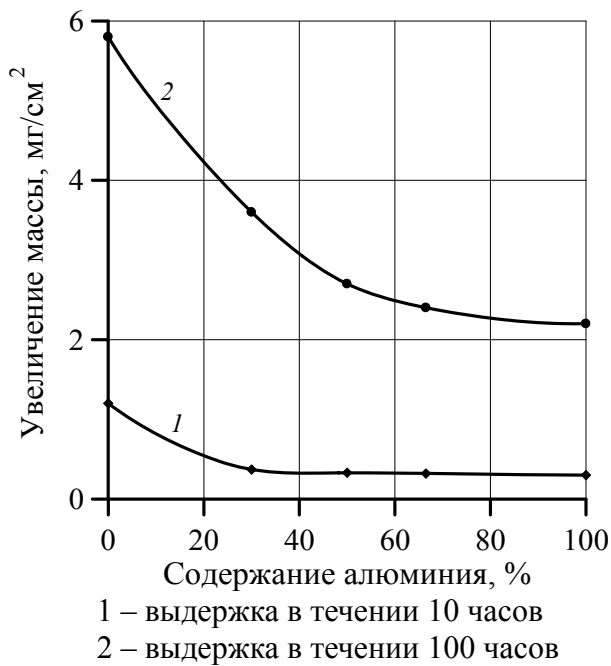


Рис. 2. Изменение окалиностойкости легированного слоя в зависимости от содержания алюминия в легирующем покрытии 1000 °C

их эффективное расплавление. В качестве связующего при этом применяли жидкое стекло $M = 2,5$ плотностью 1480 кг/м^3 , разведенное водой в соотношении 1:1.

После заливки форм при температуре $1560 \text{ }^\circ\text{C}$ получен легированный слой со средней толщиной 260 мкм. Распределение легирующих элементов в легированном слое равномерное, о чем свидетельствует микротвердость слоя на различных расстояниях от границы раздела легированный слой – основной металл. Структура легированного слоя представляет собой легированный хромом и алюминием феррит с плавным уменьшением содержания легирующих элементов к границе раздела.

Однако толщина легирующего слоя недостаточна, по-видимому, из-за низкой для этого легирующего покрытия температуры заливки. Исследования окалиностойкости легированного слоя показали достаточно высокую окалиностойкость образцов.

Окалиностойкость легированного слоя находится на уровне хромоалюминиевых сталей.

Таким образом, применение легирующих покрытий на основе лигатуры хром-алюминий-железо является перспективным для получения легированного слоя, обладающего высокой окалиностойкостью, но требует более высокой температуры перегрева металла перед заливкой в формы. Такой метод может быть использован для получения легированного слоя на отливках, изготавливаемых из сталей, содержащих пониженное количество хрома (18...20%).

Как отмечалось выше, механические смеси порошков алюминия и феррохрома не позволяют получить легированный слой достаточной толщины с равномерно распределенными элементами.

Исследовано влияние легирующего покрытия на основе лигатуры хром-алюминий-железо состава 66% хрома, 15% алюминия, 1% кремния, остальное железо на процесс образования легированного слоя. При этом использовался метод вставок – простановка в форму пластин толщиной 5 мм, изготовленных из лигатуры фракций 0,1 и 0,315 мм в соотношении 1:1.

Выбор гранулометрического состава лигатуры обусловлен стремлением получить легирующее покрытие, имеющее, с одной стороны, размер пор, достаточный для свободного проникновения в них жидкого металла, а с другой стороны, размеры частиц порошка, обеспечивающие

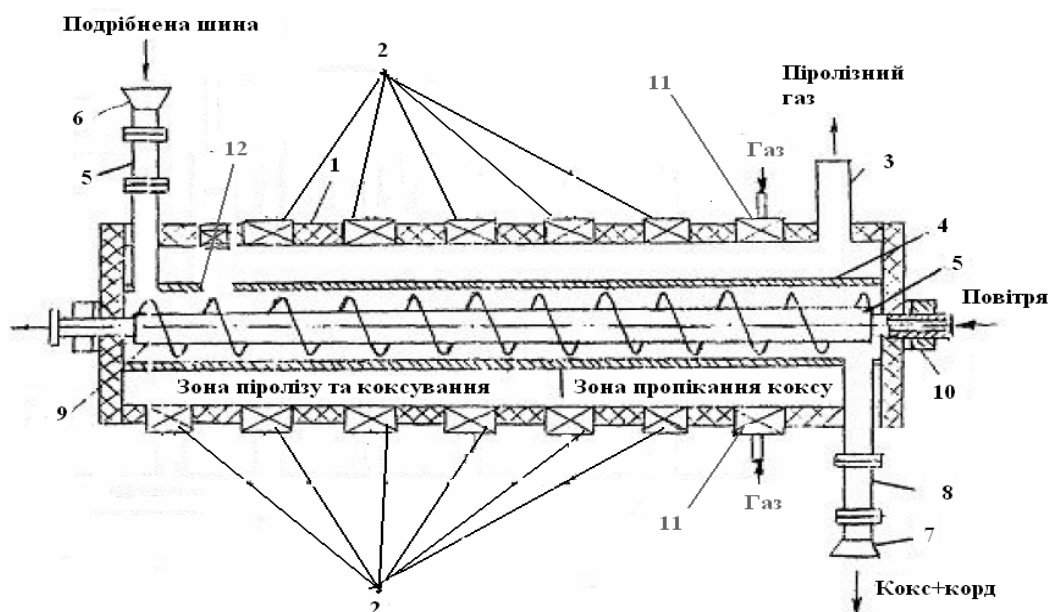
Коломієць О.В., Буличов В.В.

(ДВНЗ «Український державний хіміко-технологічний університет», м. Дніпро)

ЕНЕРГОЕФЕКТИВНИЙ ЕКОЛОГІЧНИЙ ПІРОЛІЗНИЙ РЕАКТОР ДЛЯ УТИЛІЗАЦІЇ ЗНОШЕНИХ ШИН

E-mail: lenysik_kol@i.ua

Утилізація зношених шин є глобальною світовою проблемою, яка потребує вирішення. Тому метою даної роботи є опис роботи екологічного піролізного реактора (рис. 1).



1 – камера згоряння; 2 – індуктор; 3 – димохід; 4 – реакційна камера; 5,8 – шлюзові камери; 6,7 – бункери; 9 – шнек; 10 – підшипники-вкладиші; 11 – радіаційні пальники; 12 – вихідний отвір для газоподібних продуктів

Рис. 1. Піролізний реактор

Подрібнені шини засипаються в бункер завантаження сировини 6, потім попадають в шлюзову камеру 5. Після шлюзової камери сировина надходить у реакційну камеру 4, обладнану шнеком 9 з електроприводом, що обертає і переміщує сировину в реакційній камері з такою швидкістю, щоб час перебування гуми в ній забезпечував повну її переробку. У порожнину вала з боку вивантаження коксу подається повітря для охолодження шийки вала шнека і зниження температури підшипника, а виходить повітря з боку виходу газу. Сировина просувається шнеком уздовж камери 4 і при цьому піролізується і коксується. Процеси піролізу і коксування протікають у реакторі при найбільш сприятливій температурі 500...750 °С, яка досягається шляхом індукційного нагрівання металевого корду шин без використання природного газу, що робить процес утилізації більш економічним та екологічним. При цьому утворюється кокс зі значним вмістом важких смол. Вихідний отвір для газоподібних продуктів 12 розташований на вхідному кінці реактора біля шлюзової камери для завантаження сировини. Отже, газоподібні продукти піролізу рухаються протитечією до сировини, що піддають піролізу, й інтенсифікують її нагрівання. При цьому газ трохи охолоджується і найбільш важкі фракції конденсуються на поверхні сировинної маси. У такий спосіб здійснюється внутрішній рецикл продуктів піролізу, що дозволяє одержувати пірогаз, частково звільнений від важких рідких продуктів. Утворений при температурі 500...600 °С кокс містить визначену кількість важких смол, і його необхідно піддавати пропіканню.

Для збільшення температури камера 4 оснащена безполумєневими радіаційними пальниками 11, які розташовані ближче до вихідного кінця реактору, де утворюється зона пропінання коксу (приблизно 1/3 загальної довжини реактору). При температурі 1000 °С практично всі вуглеводневі сполуки руйнуються з утворенням пірокарбону (коксу, сажі, графіту) і невеликої кількості газу. Прожарений кокс із металокордом вивантажується з реактору в бункер 7 через шлюзову камеру 8. Потім металевий корд відділяють від коксу і пресують.

Використання індукційного нагріву дозволить істотно скоротити споживання придодного газу на проведення процесу піролізу та не вимагає значного подрібнення шин, що також скоротить затрати на їх утилізацію.

Косенко В.А., Драгун Ю.О.
(Університет «Україна» м. Київ)
НАНОКЕРАМІКА- ПЕРСПЕКТИВНИЙ МАТЕРІАЛ
МАШИНОБУДУВАННЯ
E-mail: s097@i.ua

Останнім часом усе ширше застосовують керамічні матеріали в наноструктурному стані. У широкому сенсі до керамічних відносять клас матеріалів, одержуваних спіканням дисперсних порошоків тугоплавких і тендітних у звичайних умовах речовин різної фізико-хімічної природи: оксиди, нітриди, карбіди, бориди, силіциди та інші керамічні матеріали. Кераміку ділять на дві групи: конструкційну і функціональну. До першої групи відносять матеріали, використовувані для створення механічно стійких конструкцій та виробів. До другої – кераміку зі специфічними електричними, магнітними, оптичними й іншими властивостями. Найважливішими компонентами сучасної кераміки є: оксиди алюмінію, цирконію, кремнію, берилію, титану, магнію; нітриди кремнію, бору, алюмінію; карбіди тугоплавких металів, кремнію, бору тощо.

Застосування конструкційної кераміки обумовлено такими характеристиками, як висока температура експлуатації, твердість, міцність, корозійна стійкість та ін. Слабке місце кераміки – низька тріщиностійкість і пластичність. Для нанокераміки виявлено підвищення пластичності при низьких температурах, а при підвищених температурах нанокристалічні матеріали можуть проявляти властивості надпластичності.

Серед конструкційної кераміки слід виділити карбіди і нітриди тугоплавких металів (W, Ti, V, Ta та ін.) і сплавів на їх основі. Основні сфери їх застосування – це зносостійкі інструменти та різні деталі (свердла, фрези, прокатні валки, штампи та ін.). Багато матеріалів конструкційного призначення базуються на основі оксидної нанокераміки, зокрема на основі ZrO₂, Al₂O₃, V₂O₃, TiO₂ і ін. Нанокераміка на основі ZrO₂ забезпечує високу стійкість виробів в агресивних середовищах, має підвищену жароміцність, зносостійкість, термостійкість, стійкість до радіаційного впливу. Так, термін служби плунжерів насосів з ZrO₂ в десять разів перевищує час експлуатації плунжерів з легованої сталі.

Керамічні наноматеріали широко використовуються для виготовлення деталей, що працюють в умовах підвищених температур, неоднорідних термічних навантажень і агресивних середовищ. Надпластичність керамічних наноматеріалів дає змогу отримувати з них вироби складної конфігурації з високою точністю розмірів, що застосовуються в аерокосмічній техніці. Нанокераміка на основі гідроксиапатиту завдяки біосумісності і високій міцності використовується в ортопедії для виготовлення штучних суглобів і в стоматології для виготовлення зубних протезів. Нанокристалічні феромагнітні сплави систем Fe-Cu-M-Si-B (M – перехідний метал IV-VI груп) застосовують як трансформаторні м'які магнітні матеріали з дуже низькою коерцитивною силою і високою магнітною проникністю.

Нанокераміка, як було розглянуто вище, отримують з нанорозмірних порошків методами формування і спікання. Оскільки внаслідок високого внутрішнього тертя нанопорошки важче ущільнюються, для їх формування часто використовують імпульсне і гідростатичне пресування, методи шлікерного і гелевого лиття, гідроекструзії. Однією з важливих проблем при отриманні нанокераміки зазвичай є інтенсивне зростання зерна при спіканні в звичайних умовах. Для його запобігання використовуються два основні методи:

- введення у вихідний порошок (шихту) нерозчинних добавок, які локалізуються на границях зерен і перешкоджають їх зрощенню;
- використання спеціальних методів і режимів ущільнення і спікання кераміки, що дозволяють значно зменшити тривалість і (або) температуру високотемпературних стадій її отримання (імпульсне пресування, гаряче пресування, деякі види низькотемпературного спікання).

У промисловості освоєно метод отримання алмазного нанопорошку шляхом вибуху боєприпасів у спеціальних камерах. Під час вибуху виникають високі значення тиску і температури внаслідок чого відбувається синтез алмазу з вуглецевмісних вибухових речовин, який каталізується частинками і парами металу з оболонок боєприпасів.

Косенко В.А., Литвиненко А.М.
(Університет «Україна», м. Київ)
НЕОРГАНІЧНІ НАНОМАТЕРІАЛИ – ВІСКЕРИ
E-mail: s097@i.ua

Віскер (від англ. Whisker – волосся, шерсть; "вуса", неорганічні волокна) – це ниткоподібні кристали з діаметром від 1 до 10 мкм і співвідношенням довжини до діаметру >1000 (рис. 1).

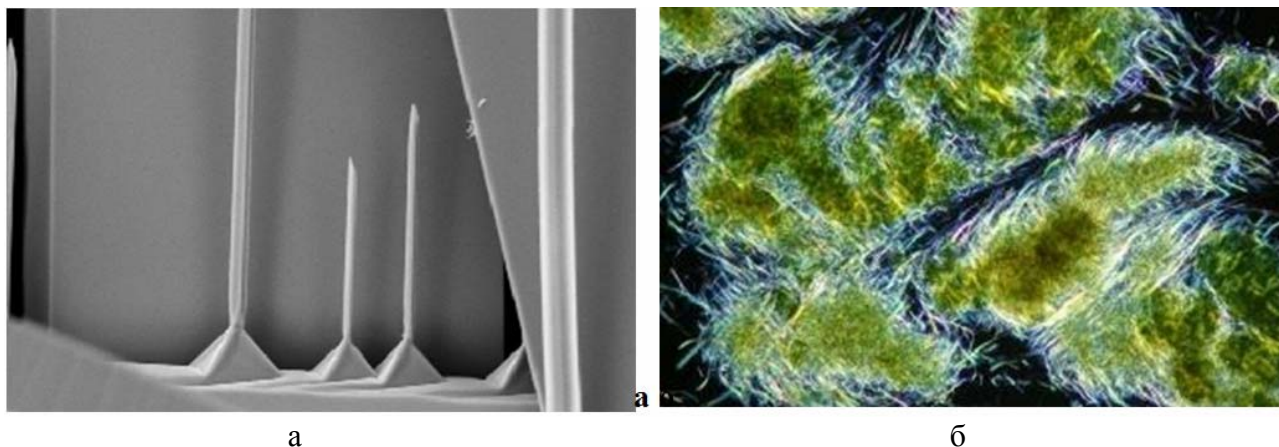


Рис. 1. Віскери: а – нитковидні кристали діоксиду олова; б – оптична фотографія нановіскерів струмопровідних ванадієвих бронз

Віскер є одним із найбільш перспективних кристалічних матеріалів з унікальним комплексом властивостей. Вони, як правило, мають досконалу, майже ідеальну бездислокаційну будову, що виключає звичайні механізми пластичної деформації і наближає їх міцність до теоретичного для даної речовини порога. Віскер у десятки і навіть сотні разів міцніше звичайних кристалів, володіє вражаючою гнучкістю, корозійною стійкістю і кристалографічною анізотропією властивостей. Отримання "вусів" надчистих металів і алмазу, ниткоподібних кристалів кремнію або надпровідних віскерів $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_8$ стало класикою сучасної хімії функціональних матеріалів. Подібна незвичайна форма кристалів цікава не тільки з точки зору дослідження механізму її утворення, але через свої специфічні фізико-хімічні характеристики.

Уявляючи собою одновимірну кристалічну систему, віскери можуть знайти широкий діапазон застосувань.

Незважаючи на те, що ниткоподібні кристали відомі понад півстоліття, віскери технічно використовуються досить однобічно – в основному, як армувальні волокна. Переважна більшість з них застосовуються винятково для створення конструкційних композитних матеріалів з поліпшеними механічними властивостями (вуглецеві волокна, SiC, Al₂O₃), при цьому обсяги виробництва досягають значних величин. Останнім часом розвивається напрямок, пов'язаний з практичним використанням класичних кремнієвих віскерів як вістрів для атомно-силової, магніто-силової мікроскопії та для біологічних потреб.

Впорядковані ансамблі нановіскерів можна розглядати в якості систем з унікальними оптичними властивостями, в яких проявляються квантові ефекти (квантові точки, квантові нитки).

Віскери, при наявності у них особливої кристалічної структури, яка зумовлює змішану електронно-іонну провідність, можливості інтеркаляції – деінтеркаляції і високої рухливості іонів у внутрішніх відкритих порожнинах структури (міжшаровий простір, тунелі та ін.), можуть бути використані для створення електродних і мембранних матеріалів нового покоління завдяки унікальному поєднанню визначних механічних властивостей і суперіонній провідності. До переваг потенційних електродів з ниткоподібних кристалів належить також можливість легкого отримання бажаної форми і дешевизна. Але найбільший ефект нановіскери можуть дати при їх використанні в якості функціональних добавок для створення модифікованих пластиків. Для створення корпусних деталей верстатів, двигунів внутрішнього згорання тощо. По своїм механічним характеристикам вони перевершують 2...3 рази такі традиційні конструкційні матеріали, як сталь, чавун, є корозійностійкими.

Нанокompозитні матеріали широко використовуються передовими автобудівними компаніями світу. Так, компанія General Motors поступово розширює використання нанокompозитів у своїй продукції, одночасно зменшуючи вагу транспортних засобів та забезпечуючи якість продукції при помірній вартості.

Косенко В.А., Сидоренко І.І.

(Університет «Україна», м. Київ)

ДЕТОНАЦІЙНИЙ СИНТЕЗ ОТРИМАННЯ НАНОПОРОШКІВ ДЛЯ МАТЕРІАЛІВ МАШИНОБУДУВАННЯ

E-mail: s097@i.ua

Одним із видів механічної дії, який одночасно створює умови як для синтезу кінцевого продукту, так і для його диспергування, є ударна хвиля. Детонація вибухових речовин, тобто енергія вибуху, досить широко використовується для здійснення синтезу і фазових переходів у речовинах.

Детонаційний синтез – метод механічної ударно-хвильової дії, що являє собою швидкоплинний процес, який створює динамічні умови для синтезу кінцевого продукту і його диспергування до порошку з нанометровим розміром частинок. Детонаційний синтез використовується для отримання різних морфологічних форм вуглецю, переважно нанокристалічного порошку алмазу (наноалмазів), і нанопорошків оксидів різних металів: Al, Mg, Ti, Zr, Zn і ін. Схема детонаційного синтезу представлена на рис. 1.

При отриманні алмазних нанопорошків із сумішей графіту з металами тривалість ударної хвилі варіюється в межах від 10 до 20 мкс, тиск що створюється, досягає 40 ГПа. Отриманий в цих умовах алмазний порошок містить поодинокі кристали розміром не більше 50 нм, а також скупчення і щільно спаяні агломерати розміром до 5 мкм і більше, що складаються з окремих кристалів розмірами близько 2 і 100 нм.

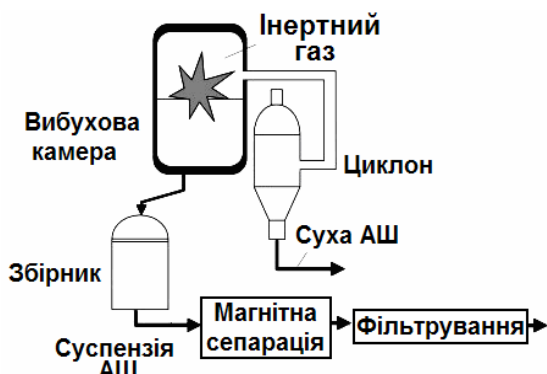


Рис. 1. Схема детонаційного синтезу алмазів

Технологічне отримання алмазних порошків шляхом вибуху органічних речовин із високим вмістом вуглецю і відносно низьким вмістом кисню, тобто детонація конденсованих вибухових речовин з негативним кисневим балансом (кількість кисню менше кількості окислюваних компонентів). У цьому випадку під час вибуху виділяється вільний вуглець, з якого утворюється алмазна фаза. Утворення наночастинок алмазу відбувається за час від 0,2 до 0,5 мкс. В детонаційному синтезі при досить малому часі утворення алмазних

частинок швидкість їхнього зростання на кілька порядків вище за таку для статичних умов, температура продуктів вибуху досягає 4000 °С, а графітизація алмазу починається вже при 1000 °С. Тому камери заповнюють інертним або вуглекислим газом, який запобігає окисленню алмазних частинок, які утворилися, і їх перетворенню на графіт. Щоб знизити залишкові температури, підриив здійснюють у водному середовищі або в броньованому заряді, який охолоджується до низьких температур: продукти детонації здійснюють роботу зі стиснення і розгону навколишнього середовища.

Механізм синтезу в детонаційній хвилі можна представити в такий спосіб. У розповсюдженій за твердим зарядом детонаційній хвилі відбувається руйнування бензолних кілець, що містяться в складі молекул вибухової речовини, на окремі зв'язки з атомів вуглецю. В результаті подальших багаторазових взаємодій з них утворюються вуглецеві сполуки, зокрема циклогексан. Ці молекули мають елементи структури кристалічної решітки алмазу, тому їх можна розглядати як зародки алмазної фази вуглецю. Об'єднання в рухомому середовищі продуктів вибуху призводить до утворення малих часток – алмазних кластерів. У результаті подальших зіткнень і коливальних взаємодій частинок, що призводять до зчеплення їх кристалічних решіток, за фронтом середовища виростають більші частки (до 90 нм), що підтверджено експериментом.

Наноалмази знаходять широке використання в машинобудуванні як функціональна добавка в оливи для зменшення зношення поверхонь тертя, конструкційні матеріали, амортизатори тощо.

Косенко В.А., Томаз О.О.

(Університет «Україна», м. Київ)

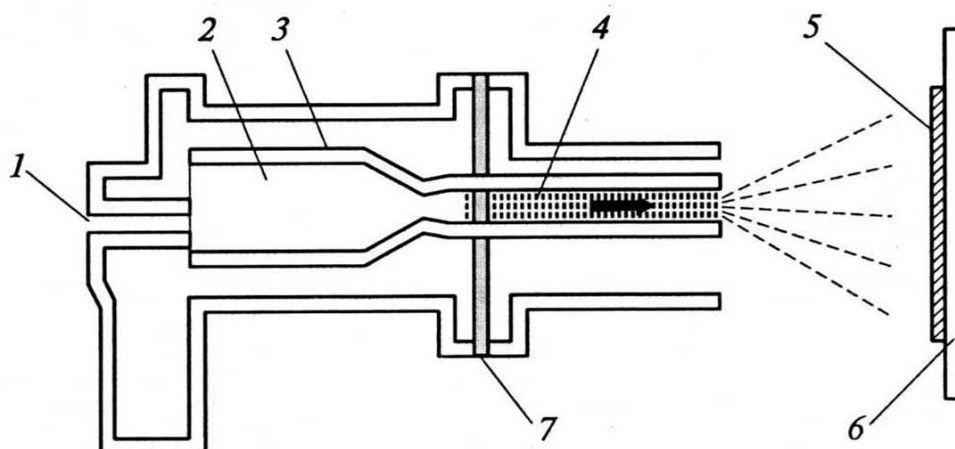
МЕТОД ГАЗОТЕРМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ НАНОСТРУКТУРНИХ ПОКРИТТІВ

E-mail: s097@i.ua

Набуває поширення метод газотермічного напилення наноструктурних покриттів. В якості сировини використовуються різні оксидні ($Al_2O_3 - TiO_2$, $Al_2O_3 - ZrO_2$, $Cr_2O_3 - TiO_2$, $ZrO_2 - Y_2O_3$ та ін.) і карбідні ($WC - Co$, $Cr_3C_2 - Ni$ та ін.) композиційні нанопорошки. Схема установки для газотермічного напилення твердосплавних порошків із використанням кисень-вуглеводневих газових сумішей показана на рис. 1.

Перед напиленням вихідні порошки обробляють у високоенергетичних подрібнювальних агрегатах, а потім для поліпшення сипучості піддають агломерації (змішування з пластифікатором і обкатці). В результаті отримують округлі частинки розміром 10...50 мкм. Остання операція забезпечує достатню швидкість надходження агломерованих сфероїдів у плазмовий струмінь. Хоча температура останньої досить

висока (приблизно 3000 К і вище), але високі швидкості газового потоку (близько 2000 м/с) призводять до короткочасного перебування наноструктурних частинок у високотемпературному інтервалі. Розмір нанокристалітів зазвичай збільшується від 30...40 нм до 200 нм, але показники твердості і зносостійкості таких покриттів перевершують показники для звичайних покриттів у 1,3...2 рази.



1 – введення газових сумішей; 2 – змішувач; 3 – система охолодження; 4 – плазмовий стовбур; 5 покриття; 6 – підкладка; 7 – введення порошку

Рис. 1. Схема установки газотермічного напилення

Іонно-плазмова обробка поверхні, включаючи імплантацію, використовується стосовно до різних матеріалів (металів, сплавів, напівпровідників, полімерів та ін.) для створення поверхневої сегрегації і нанорельєфу, що корисно для багатьох практичних застосувань.

Нанесення на поверхню деталей машинобудування, зокрема, автотранспортних засобів наноструктурних покриттів підвищує зносостійкість, в деяких випадках в залежності від складу і структури нанопокриттів корозійну стійкість, твердість та міцність тощо.

Широке застосування наноструктурних покриттів у машинобудуванні на даний час стримує відносно висока вартість наноматеріалів, відсутність досконалої технології та висококваліфікованих кадрів, здатних вирішувати ці складні задачі.

Костенюк О.В.¹, Мартинюк Я.В.¹, Шахнін Д.Б.¹, Малишев В.В.^{1,2}
(¹Університет «Україна»; ²Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ)
ПІДВИЩЕННЯ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ НАНЕСЕННЯМ ГАЛЬВАНОПОКРИВІВ
E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

В даній роботі вивчали зміну фізико-хімічних та механічних властивостей сталевих матеріалів з гальванопокривами карбідів молібдену, вольфраму і дибориду цирконію.

Для осадження карбиду вольфраму обрали розплав $\text{NaCl-LiF-Na}_2\text{WO}_4\text{-Na}_2\text{CO}_3$, а для дибориду цирконію – $\text{NaCl-KCl-NaF-K}_2\text{ZrF}_6\text{-KBF}_4$.

Експерименти при 1173 К показали, що для осадження покривів карбиду вольфраму можна використовувати розплав, що містить 5 мас. % Na_2WO_4 . За вмісту Na_2CO_3 до 0,2 мас. % на катоді виділяються суцільні осад сплаву $\text{W-W}_2\text{C}$, склад яких також залежить від концентрації карбонату. За концентрації 0,2...0,5 мас. % формуються суцільні осад W_2C , за 0,5...1,0 мас. % – суцільні осад $\text{W}_2\text{C-WC}$, а за ще більших концентрацій – незчеплений осад $\text{W}_2\text{C-WC}$. Оптимальним є розплав $\text{NaCl-LiF-5,0 мас. % Na}_2\text{WO}_4\text{-0,4 мас. % Na}_2\text{CO}_3$. Суцільні осад отримано при 1073...1323 К. Добре зчеплені рівномірні

безпористі покриття сформовано за катодної густини струму $2...15 \text{ A/дм}^2$ і швидкості осадження $2...20 \text{ мкм/хв}$. Вихід покриттів W_2C за струмом – до $40...50\%$, їх товщина – до 50 мкм .

На основі хроновольтамперометричних досліджень встановлено, що для забезпечення стійкого розряду спільних комплексів цирконію і бору необхідно підтримувати в розплаві KCl-NaCl молярне співвідношення $[\text{Zr(IV)} + \text{B(III)}]:[\text{F}^-] > 1:4$ (за співвідношення $[\text{Zr(IV)}]: [\text{B(III)}] = 1:2$). При цьому ВЕС призводить до виникнення однорідної фази дибориду цирконію в широкому інтервалі густин струму. Абсолютна сумарна концентрація Zr(IV) і B(III) в електроліті (в інтервалі $0,6...30 \text{ мас.}\%$) не впливає на склад продукту і техніко-економічні показники процесу. Встановлено, що температурний поріг початку синтезу в досліджуваному розплаві $923...943 \text{ K}$, інтервал оптимальних температур для одержання покриттів $1073...1173 \text{ K}$ за катодної густини струму $5...20 \text{ A/дм}^2$.

Пористість покриттів визначали, накладаючи на поверхню зразків сталей Ст. 3 і 45 фільтрувальний папір, просочений розчином гексаціаноферату (III) калію. Середня кількість пор на 100 см^2 за оптимальних режимів нанесення покриттів звичайно $4...7$, що свідчить про їх практичну безпористість.

Мікротвердість покриттів карбіду молібдену становить $18...19$, карбіду вольфраму – $29...31$, дибориду цирконію – $31...32 \text{ ГПа}$. Дифузійна зона, що забезпечує адгезію покриття з основою, підтверджена якісним і напівкількісним мікрорентгеноспектральними аналізами шліфів поперечних перерізів на електронному зонді MS-46 "Самеса". Покриття плавно переходить в основу, що підтверджують стереосканограми відколів покритих зразків.

На зносо- і абразивну тривкість випробовували зразки сталі 45 з різними покриттями. Контртіло – загартована сталь. У результаті нанесення карбід-молібденових покриттів зносотривкість зразків збільшилася в $5...7$ разів, карбід-вольфрамових – у $6...9$, а диборид-цирконієвих – у $8...11$ разів. Абразивна тривкість зразків сталі 45 з покриттями карбіду молібдену зросла в $4...6$ разів, карбіду вольфраму – в $7...8$, дибориду цирконію – у $8...10$ разів.

Корозійну стійкість виробів із сталі Ст. 3, покритих W_2C і ZrB_2 , перевіряли в 3% -му розчині хлориду натрію протягом 96 год, у концентрованих HCl ($38 \text{ мас.}\%$), H_2SO_4 ($95,1 \text{ мас.}\%$) і H_3PO_4 ($85,9 \text{ мас.}\%$) кімнатної температури впродовж 20 год; нагрітих до 353 K і розведених до $9,5 \text{ мас.}\%$ розчинів цих же кислот протягом 8,5 год. Швидкість корозії оцінювали за втратою маси. Корозійна стійкість виробів зростає в $10...3000$ разів порівняно з основою, а в певних середовищах покриті зразки практично не кородують.

Отже, для підвищення поверхневої твердості, зносо-, абразивної та корозійної стійкості сталевих матеріалів можна використати гальванопокриття карбіду вольфраму і дибориду цирконію, нанесені електролізом іонних розплавів.

Кочешков А.С., Тошева О.Ю
(КПІ ім. І.Сікорського, м. Київ)

КОМПЕНСУЮЧІ ДОБАВКИ ДЛЯ ГПСОВИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ

E-mail: asko@iff.kpi.ua

Теорія і практика ливарного виробництва дозволяє виготовляти виливки з високими службовими властивостями. Ливарна технологія може бути реалізована різноманітними засобами [1]. Враховуючи екологічні та економічні аспекти, одним з оптимальних в'язучих компонентів є високоміцний гіпс.

Відомо, що використання гіпсу у сумішах для кольорового литва дає значні переваги: точність відбитка; низьку обсіпаємість; високі показники шорсткості поверхні і міцності форми та ін. [2].

Але зміни об'єму при твердінні і особливо при прожарюванні, призводять до розтріскування форми.

Для експериментів нами використані такі основні компоненти і компенсуючі добавки при наступному вмісті (табл. 1): пірофіліт 0...20 мас. ч.; формувальний гіпс 20...30 мас. ч.; маршаліт 0...30 мас. ч.; кварцовий пісок ($2K_3O_1O_2$) – решта до 100 мас. ч.; вода (понад 100 мас. ч. суміші) 35...45 мас. ч.

Таблиця 1 – Матриця експерименту

Суміш	Гіпс, мас.ч.	Вода, мас.ч.	Маршаліт, мас.ч.	Пірофіліт, мас.ч.	Пісок, мас.ч.
1	25,000	42,500	10,000	10,000	55,000
2	22,500	43,750	5,000	15,000	57,500
3	27,500	41,250	15,000	5,000	52,500
4	28,750	44,375	2,500	12,500	56,250
5	23,750	41,875	12,500	2,500	61,250
6	26,250	40,625	7,500	7,500	58,750
7	21,250	43,125	17,500	17,500	43,750
8	26,875	41,563	1,250	18,750	53,125
9	21,875	44,063	11,250	8,750	58,125
10	29,375	42,813	6,250	3,750	60,625
11	24,375	40,313	16,250	13,750	45,625
12	23,125	43,438	3,750	6,250	66,875
13	28,125	40,938	13,750	16,250	41,875
14	20,625	42,188	8,750	11,250	59,375
15	25,625	44,688	18,750	1,250	54,375
16	24,063	41,094	0,625	10,625	64,687

Результати визначення властивостей сумішей наведено у табл. 2.

Таблиця 2 – Технологічні властивості сумішей

Суміш	Текучість, мм	$\sigma_{ст}$, 1год МПа	$\sigma_{ст}$, 24год, МПа	$\sigma_{ст}$ після прожарювання, МПа	Обсіпаємість, %
1	250	0,017	0,018	0,015	0,09
2	250	0	0,02	0,01	0,10
3	130	0,018	0,02	0,01	0,08
4	240	0,6	0,8	0,5	0,15
5	245	0	0,4	0,2	0,18
6	250	0	0,6	0,3	0,20
7	130	0,4	0,5	0,3	0,19
8	130	0,45	0,6	0,2	0,14
9	140	0,19	0,29	0,2	0,18
10	135	0,8	0,9	0,6	0,10
11	145	0,6	0,7	0,4	0,08
12	130	0,2	0,3	0,1	0,08
13	250	2,0	2,2	0,7	0,10
14	135	0,3	0,4	0,25	0,09
15	145	0,5	0,6	0,3	0,08
16	130	0,4	0,5	0,25	0,08

За результатами наших досліджень оптимізовано склади гіпсокремнеземистих сумішей з таким вмістом компонентів:

маршаліт	– 7...9 мас.ч.;
пірофіліт	– 17...19 мас.ч.;
гіпс	– 27...29 мас.ч.;
пісок	– 51...63 мас.ч.;
вода (понад сухі компоненти)	– 40...42 %.

Технологічні властивості таких сумішей наступні:

Текучість	– 130...250 мм;
Міцність при стиску через 1 год	– 1,6...1,9 МПа;
Міцність при стиску через 24 год	– 0,9...2,1 МПа;
Міцність при стиску після прожарювання	– 0,6...0,8 МПа;
Обсипаємість	– до 0,2%.

Література:

1. Евлампиев А.А. Общие положения и рекомендации при выборе процессов приготовления и составов формовочных смесей / А.А. Евлампиев, Е.А. Чернышов, А.В. Королёв // Литейное производство. – 2005. – № 8. – С. 10-13.

2. Кестенер О.Е., Бараданьяц В.К., Лапидовская Л.А, Лотарева О.Б Точное литье цветных сплавов в гипсовые и керамические формы. – М.: Машиностроение, 1968. – 287с.

Кравченко А.І. , Юркова О.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ФАЗОВИЙ СКЛАД КВАЗИКРИСТАЛІЧНОГО $Al_{94}Fe_3Cr_3$ СПЛАВУ ПІД ЧАС ВІДПАЛУ

E-mail: a.kravchenko346@gmail.com

Швидкий розвиток автомобільної промисловості та пов'язані з цим потреби в підвищенні продуктивності матеріалу інтенсифікують дослідження нових високоміцних алюмінієвих сплавів. Серед різних стратегій одним з найбільш перспективних є формування неперіодичних (аморфних, квазікристалічних (КК)) та періодичних зміцнювальних фаз шляхом розпилення розплаву при високих (104...107 К/с) та проміжних (102...103 К/с) швидкостях охолодження [1].

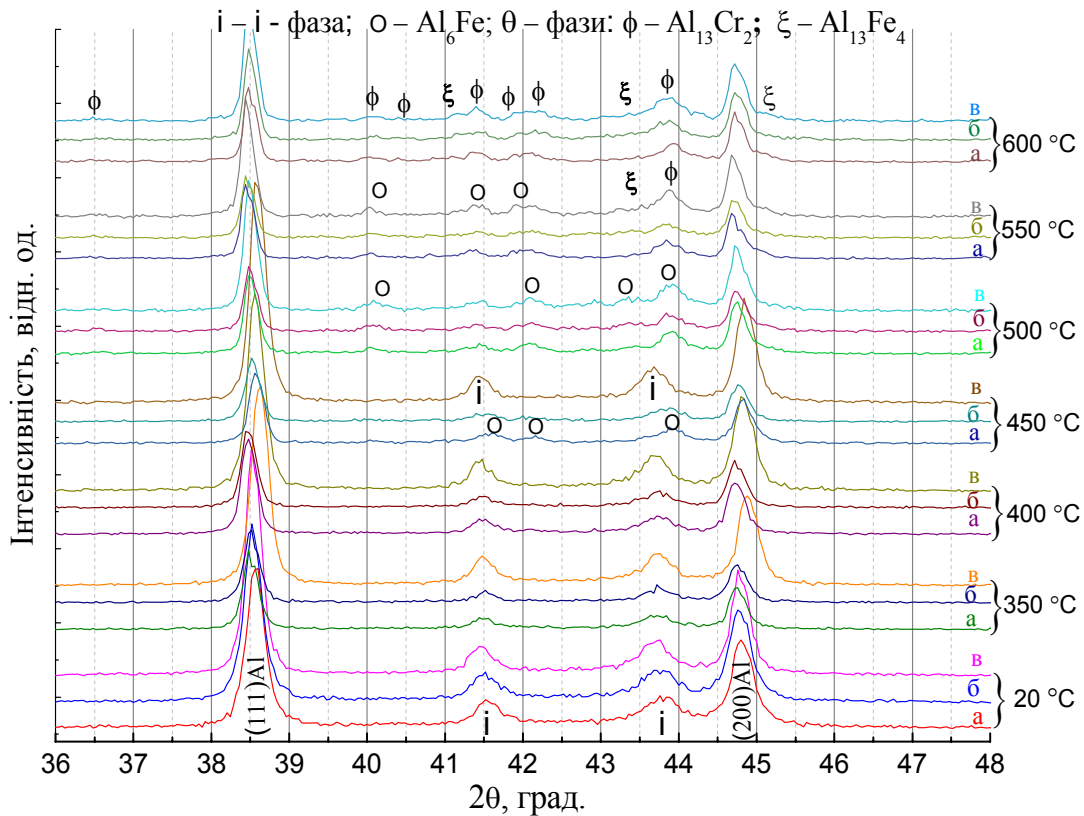
Використання квазікристалічної фази в якості армування пластичної матриці, наприклад, алюмінієвих сплавів, забезпечує потенційне поліпшення механічних властивостей разом із підвищеною стійкістю при високих температурах. Алюмінієві сплави для експлуатації при високих температурах представляють значний інтерес, особливо в автомобільній та аерокосмічній промисловості [2].

Дана робота присвячена дослідженню фазового складу КК сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$, після відпалу в інтервалі температур 350...600 °С, компактованого методом квазігідростатичного стиску при 2,5; 4 та 6 ГПа. З цією метою було проведено рентгеноструктурні дослідження квазікристалічного сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$, відпаленого при температурах 350, 400, 450, 500, 550 та 600 °С.

Найбільш виразно зміни фазового складу під час відпалу спостерігаються в інтервалі кутів дифракції 2θ від 36 до 48 градусів (рис. 1).

За даними фазного рентгенівського аналізу після відпалу при 350 °С в дифракційних спектрах реєструються крім рефлексів твердого розчину α -Al лише максимуми квазікристалічної і-фази. В температурному інтервалі (400...500) °С

відбувається поступове розчинення квазікристалічних частинок та формування метастабільного інтерметаліду Al_6Fe .



а – 2,5 ГПа; б – 4 ГПа; в – 6 ГПа

Рис. 1. Спектри рентгенівської дифракції в інтервалі кутів 2θ від 36 до 48° $Al_{94}Fe_3Cr_3$ КК сплаву

При підвищенні температури відпалу до $500^\circ C$ і вище відбувається поступове розчинення частинок метастабільного інтерметаліду Al_6Fe , яке закінчується при $600^\circ C$. За результатами фазового рентгеноструктурного аналізу ці частинки можуть відповідати θ -фазі: стабільним інтерметалідам $Al_{13}Fe_4$ та $Al_{13}Cr_2$.

Таким чином, нагрівання порошкового сплаву $Al_{94}Fe_3Cr_3$ після компактування під високим тиском призводить спочатку до поступового зникнення квазікристалічної i -фази і виникнення кристалічного метастабільного інтерметаліду Al_6Fe , а при подальшому підвищенні температури (вище за $500^\circ C$) до формування стабільних інтерметалічних θ -фаз: $Al_{13}Cr_2$ та $Al_{13}Fe_4$.

Література:

1. Katarzyna Stan-GłowińskaEmail, Łukasz Rogal et al., Formation of a quasicrystalline phase in Al–Mn base alloys cast at intermediate cooling rates, J Mater Sci, 52 №13, 7794 – 7807 (2017).
2. A. García-Escoriala,, E. Nataleb, V. J. Cremaschib, I. Toddc, M. Lieblich. Quasicrystalline $Al_{93}Fe_3Cr_2Ti_2$ alloys, Metal. 51(4),1-6 (2015).

Кулініч А.А., Беззуб Д.Б., Герасимчук П.В., Курилюк П.В., Голенко В.М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ВПЛИВ ЛІГАТУРИ Al-5%Ti-1%B НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ
 ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al – Mg – Zn**

Ливарні сплави системи Al-Mg-Zn характеризуються низькою густиною, високою корозійною стійкістю, тепло- та електропровідністю. Для розширення галузей використання даних сплавів бажано підвищити комплекс їх механічних властивостей.

Одним із перспективних методів підвищення рівня механічних властивостей даних сплавів є їх мікролегування. В даній роботі для цього використовували добавки титану і бору, введені в сплави за допомогою промислової лігатури Al-5%Ti-1%B. Дану лігатуру вводили в ливарні сплави Al-4%Mg-2%Zn та Al-7%Mg-3%Zn, що за своїм хімічним складом близькі до промислових сплавів АЦ4Мг та ВАЛ11. В дані сплави також, вводили типові добавки титану, цирконію, хрому, марганцю у кількості 0,1% кожного у вигляді подвійних лігатур Al-10% Ti, Al-10% Zr, Al-10% Cr, Al-10% Mn для підвищення рівня механічних, технологічних та корозійних властивостей. Після цього досліджували зміни структури та вимірювали механічні властивості.

В результаті проведених досліджень можна зробити висновок, що лігатура Al-5%Ti-1%B суттєво підвищує рівень механічних властивостей досліджуваних сплавів (рис. 1, а, б).

Експериментально встановлено, що оптимальний вміст даної лігатури в сплаві Al-4%Mg-2%Zn дорівнює 2,0% від маси сплаву, а в сплаві Al-7%Mg-3%Zn – 1,5% (рис. 1).

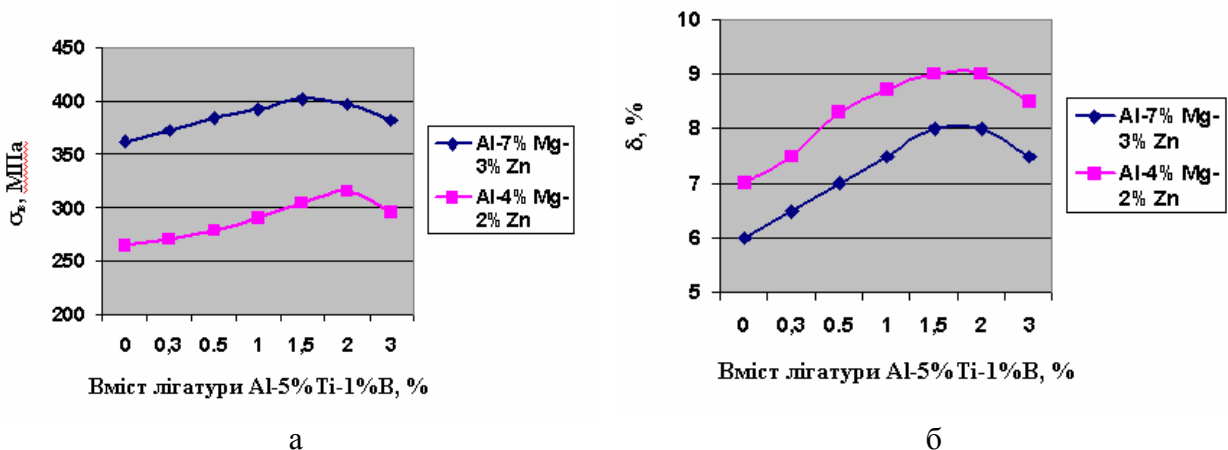


Рис. 1. Вплив лігатури Al-5%Ti-1%B на механічні властивості (а – міцність при розриванні, б – відносне видовження) ливарних сплавів системи Al-Mg-Zn (лиття в кокіль та наступна термічна обробка за режимом T5)

При вмісті лігатури Al-5%Ti-1%B у кількості 2,0% від маси сплаву значення тимчасового опору розриву сплаву Al-4%Mg-2%Zn зростають з 265 до 315 МПа (на 50 МПа або на 19 %), а значення відносного видовження зростають з 8,0 до 10,0% (на 2 од. або на 29%).

При вмісті лігатури Al-5%Ti-1%B у кількості 1,5% від маси сплаву значення тимчасового опору розриву сплаву Al-7%Mg-3%Zn зростають з 362 до 402 МПа (на 40 МПа або на 11%), а значення відносного видовження зростають з 7,0 до 9,0% (на 2 од. або на 33%).

Вплив лігатури Al-5%Ti-1%B на структуру (середній розмір зерна) досліджуваних сплавів наведено на рис. 2. Із даного рисунку видно, що при введенні у сплав Al-7%Mg-3%Zn лігатури вмістом 1,5% розмір зерна зменшується з 50 до 28 мкм, а при

введенні у сплав Al-4%Mg-2%Zn лігатури вмістом 2,0% розмір зерна сплаву зменшується з 135 до 67 мкм.

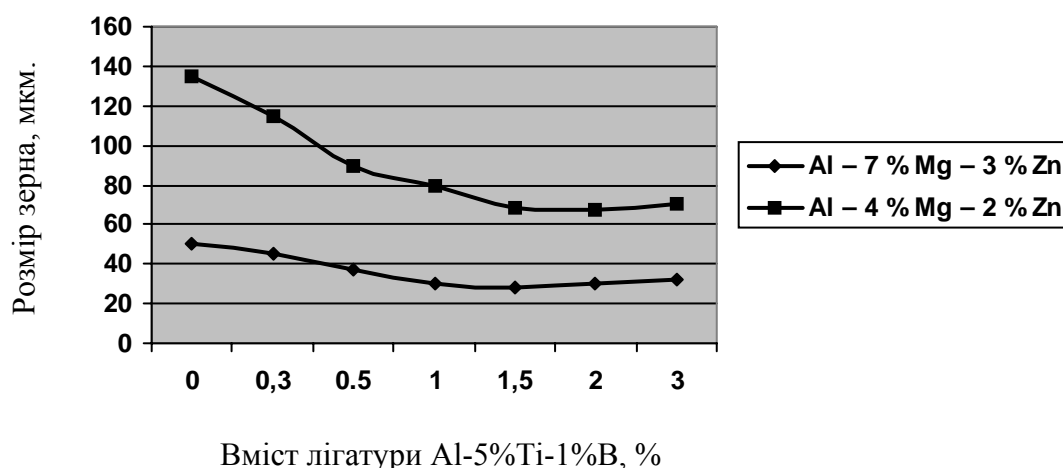


Рис. 2. Залежність розміру зерна алюмінієвого твердого розчину досліджуваних сплавів від вмісту лігатури Al-5%Ti-1%B

Механізм впливу лігатури Al-5%Ti-1%B на структуру досліджуваних сплавів полягає в тому, що дана лігатура містить частки алюмініду титану $TiAl_3$ (середній розмір не більше 100 мкм) і дрібні частки дибориду титану TiB_2 округлої форми (середній розмір не більше 2 мкм) які, як відомо з літературних джерел, можуть бути додатковими центрами кристалізації зерен алюмінієвого твердого розчину досліджуваних сплавів під час їх кристалізації.

Кулініч А.А., Беззуб Д.Б., Герасимчук П.В., Курилюк П.В., Голенко В.М.
(КІП ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ЧАСУ ВИТРИМКИ МІЖ ГАРУВАННЯМ ТА ШТУЧНИМ СТАРІННЯМ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ Al – 5%Mg – 2%Zn

Аналіз літературних джерел показує, що витримка між гартуванням та штучним старінням може суттєво впливати на формування фазового складу, структури і рівень механічних властивостей деяких алюмінієвих сплавів.

Актуальність досліджень у цьому напрямку полягає в тому, що в промислових умовах деталі із алюмінієвих сплавів не відразу піддаються штучному старінню після гартування. Під час такої витримки при кімнатній температурі, що є, фактично, природним старінням, і відбуваються зміни фазового складу і структури, що впливає на рівень механічних властивостей сплавів після кінцевої термічної обробки.

В даній роботі досліджено вплив часу витримки при кімнатній температурі між гартуванням та штучним старінням на фазовий склад, структуру та механічні властивості ливарного сплаву Al-5%Mg-2%Zn, що за своїм хімічним складом близький до промислового сплаву АЦ4Мг. У даний сплав додатково вводили 0,15% Ti і Zr, для підвищення рівня його механічних властивостей.

Зразки досліджуваного сплаву після гартування витримували при кімнатній температурі протягом 1 місяця, після чого піддавали їх штучному старінню за однаковим режимом та вимірювали рівень їх механічних властивостей.

Режим нагрівання під гартування сплаву наступний: 440 °С, 5 год + 520 °С, 15 год.
Режим штучного старіння: 80 °С, 8 год + 190 °С, 2 год.

Згідно даним, наведеним в табл. 1, можна зробити висновок, що витримка зразків сплаву після гартування при кімнатній температурі у перші 24 год призводить до зниження рівня механічних властивостей. У часовому інтервалі витримки 24...48 год характеристики міцності сплавів починають зростати, і ця тенденція зберігається протягом 1 місяця, а характеристика пластичності (відносне видовження) продовжує знижуватись до 5,4%.

Таблиця 1 – Вплив часу витримки між гартуванням та штучним старінням на механічні властивості сплаву Al–5%Mg–2%Zn

Час витримки, год	Механічні властивості сплавів		
	Гартування у воду при 20°C		
	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	410	323	9,4
10	405	320	9,2
24	396	318	8,9
48	402	321	8,3
240	418	335	6,2
720	447	352	5,4

Примітка: Сплав мікролеговано 0,15% Ti і Zr.

За допомогою рентгенофазового, мікрорентгеноспектрального та металографічного аналізів встановлено, що після витримки протягом перших 24 год у досліджуваному сплаві починає виділятися β -фаза (Al_3Mg_2) у вигляді голок. Виділенням крихкої β -фази можна пояснити зниження рівня механічних властивостей сплаву Al–5%Mg–2%Zn.

Під час витримки в часовому інтервалі 24...240 год починає виділятися метастабільна T' -фаза ($Al_2Mg_3Zn_3$). Підвищуючи час витримки до 720 год, можна спостерігати виділення часток стабільної T -фази. Дана фаза, згідно аналізу літературних джерел, і відповідає за підвищення характеристик міцності сплаву Al–5%Mg–2%Zn.

Таким чином, можна зробити висновок, що для досліджуваного сплаву витримка при кімнатній температурі між гартуванням та штучним старінням у часовому інтервалі 1...24 год сприяє розпаду алюмінієвого твердого розчину за послідовністю: ЗГП→ β' -фаза→ β -фаза. При збільшенні часу витримки до 720 год розпад алюмінієвого твердого розчину відбувається за схемою: ЗГП→ T' -фаза→ T -фаза. Підвищення часу витримки до 1 місяця сприяє виділенню T -фази, що впливає на підвищення характеристик міцності досліджуваного сплаву.

Кулініч А.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ РОЗМІРУ ДЕНДРИТНОЇ КОМІРКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ АМг10

Розроблені, на даний час, математичні моделі взаємозв'язку між рівнем механічних властивостей і розміром дендритної комірки подвійних і деяких промислових сплавів системи Al–Mg, зокрема і сплаву АМг10, характеризуються високою відносною похибкою.

Для усунення цього недоліку та більш точного встановлення ступеню впливу розміру дендритної комірки на рівень механічних властивостей промислового сплаву АМг10, було проведено експериментальні та теоретичні дослідження по встановленню

впливу середнього розміру дендритної комірки на рівень тимчасового опору розриву, межі плинності та відносного видовження.

Для зміни параметрів структури досліджуваного сплаву металевий розплав кристалізували з різними швидкостями охолодження.

Стандартні литі зразки діаметром 10 мм сплаву АМг10 піддавали термічній обробці за режимом Т4 (нагрівання зразків у муфельних печах електроопору до температур $(430 \pm 10)^\circ\text{C}$, витримка при цій температурі протягом 20 год, гартування у воду, підігріту до $80 \dots 100^\circ\text{C}$) і після цього вимірювали рівень механічних властивостей (тимчасовий опір розриву, межу плинності, відносне видовження).

Для встановлення наявності або відсутності лінійної залежності між змінними d і $\sigma_B, \sigma_{0,2}, \delta$ розраховували парний коефіцієнт кореляції Пірсона – R (табл. 1).

Ступінь лінійного зв'язку (або значущість коефіцієнта кореляції) оцінювали порівнюючи розрахунковий коефіцієнт кореляції Пірсона (R) з його теоретичним значенням (R_t), яке визначається довірчою ймовірністю та ступенем свободи. При виконанні умови $|R| > |R_t|$ вважається, що коефіцієнт кореляції є значущим і залежність між двома змінними є лінійною, в протилежному випадку лінійна залежність відсутня.

З даних, наведених в табл. 1, видно, що умові $|R| > |R_t|$ відповідають усі залежності. Тобто, можна зробити висновок, що для сплаву АМг10 залежність між рівнем механічних властивостей $\sigma_B, \sigma_{0,2}, \delta$ та розміром дендритної комірки (d) є лінійною.

Таблиця 1 – Коефіцієнти парної кореляції між механічними властивостями і розміром дендритної комірки сплаву АМг10 для лінійної моделі ($P = 0,99$)

Властивість	Коефіцієнт кореляції при характеристиці структури	
	d	
	розрахунковий R	табличний R _t
σ_B	-0,936	0,735
$\sigma_{0,2}$	-0,970	
δ	-0,964	

Використовуючи метод регресійного аналізу (метод найменших квадратів), з використанням ПЕОМ, було побудовано математичні моделі, які описують кількісні залежності між змінними d і $\sigma_B, \sigma_{0,2}, \delta$.

Лінійні моделі, що описують залежності між d і рівнем механічних властивостей сплаву АМг10, мають наступний загальний вигляд:

$$y = A + B \cdot X \quad (1)$$

де y – механічні властивості $\sigma_B, \sigma_{0,2}, \delta$;

X – розмір зерна (d);

A, B – розрахункові коефіцієнти моделі (табл. 2).

Таблиця 2 – Коефіцієнти лінійної моделі залежності механічних властивостей від розміру дендритної комірки сплаву АМг10

Властивість, у	Коефіцієнти моделі	
	A	B
Для залежності $y = f(d)$		
σ_B	445,48	- 0,93
$\sigma_{0,2}$	211,15	- 0,47
δ	22,92	- 0,08

Точність розрахунків (адекватність) побудованих математичних моделей залежності механічних властивостей від розміру дендритної комірки сплаву АМг10 встановлювали шляхом аналізу різниці залишків, які є різницею експериментальних і розрахункових значень властивостей даного сплаву.

Для моделей $\sigma_B = f(d)$ і $\sigma_{0,2} = f(d)$ максимальна різниця залишків не перевищує 6%, а для моделі $\delta = f(d)$ вона не перевищує 9%. Тому, враховуючі зазначене, отримані моделі можна вважати адекватними.

Аналізуючи побудовані математичні моделі, можна зробити висновки, що при подібненні розміру дендритної комірки в три рази (з 167 до 53 мкм) рівень σ_B зростає на 90...95 МПа (на 30%), рівень $\sigma_{0,2}$ зростає на 40...45 МПа (на 35%), а рівень δ зростає на 7...8 одиниць (на 80%).

Таким чином, на основі аналізу побудованих математичних моделей встановлено ступінь впливу середнього розміру дендритної комірки на рівень механічних властивостей промислового сплаву АМг10.

Лапіка А.А., Коломієць О.В., Сухий К.М.

(ДВНЗ «Український державний хіміко-технологічний університет», м. Дніпро)

ЕНЕРГОЕФЕКТИВНИЙ АДСОРБЦІЙНИЙ ТЕПЛОВИЙ НАСОС

E-mail: lenysik_kol@i.ua

Альтернативою централізованій системі теплопостачання є використання адсорбційних теплових насосів (АТН) в системах опалення і гарячого водопостачання, але великі габарити та висока температура регенерації адсорбентів, які використовуються в таких пристроях, виключає можливість використання низькопотенційних та альтернативних джерел енергії для стадії десорбції.

Метою роботи є показати енергоефективність модернізованої конструкції АТН (рис. 1, а) на базі композитних сорбентів типу «сілікагель-кристалогідрат» в системі децентралізованого опалення.

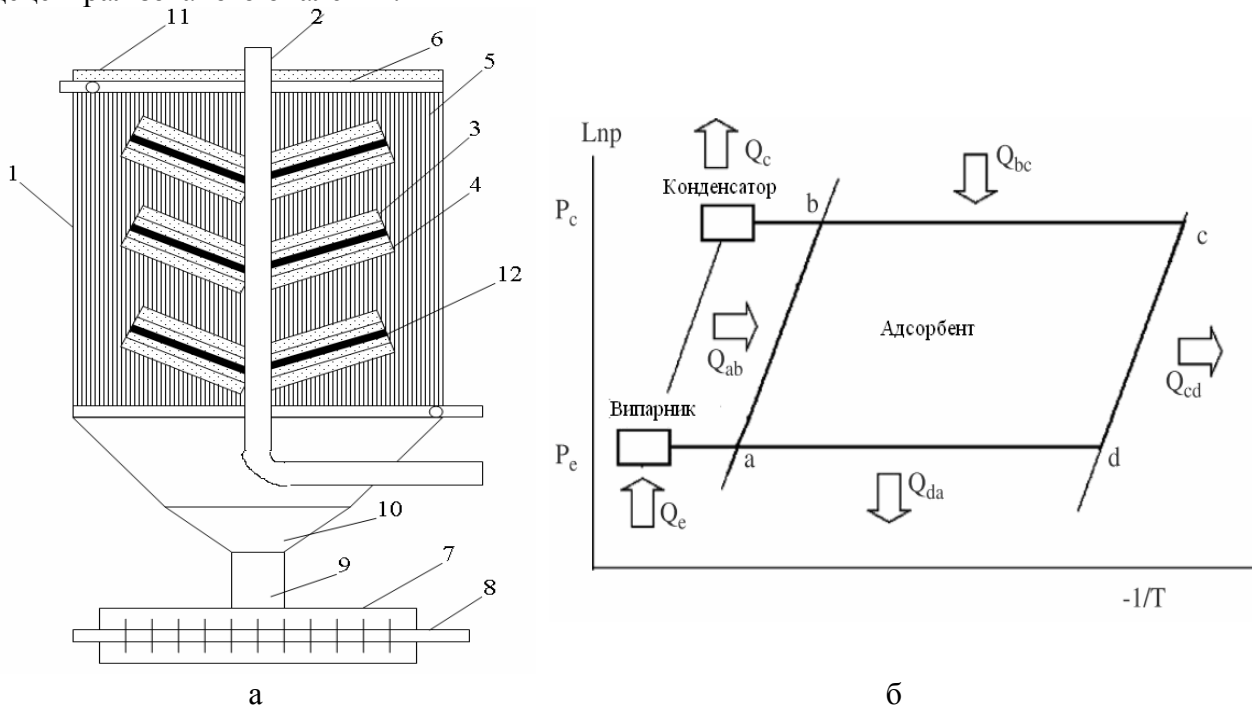


Рис. 1. Конструктивне виконання (а) та термодинамічний цикл роботи (б) АТН

Робочий цикл АТН (рис. 1, б) складається з чотирьох ліній: ізостери нагрівання (a-b), ізобари десорбції (b-c), ізостери охолодження (c-d) й ізобари адсорбції (d-a). Ізостера опалення (a-b): клапани між адсорбером, конденсатором і випарником закриті. Температура адсорбенту збільшується з T_a до T_b шляхом нагрівання за допомогою тепла Q_{ab} .

Введення в конструкцію АТН зварних штирів 12 гідравлічного контуру 2, які приварені під кутом 45° до горизонту, на які насаджуються ребра 3, спрощує заміну сорбційного матеріалу та призводить до зниження експлуатаційних затрат при роботі агрегату та трудоемності його обслуговування та ремонту.

Було здійснено порівняння енергоспоживання газового, електричного та твердопаливного котлів з енергоспоживанням АТН. В розрахунках враховано, що регенерація композитного матеріалу здійснювалась за допомогою сонячного колектора. Індексом \min позначено споживання енергії насосом при сонячній погоді, а \max – при пасмурній. Результати представлені в табл. 1.

Таблиця 1 – Економія енергоресурсів за рахунок використання АТН для опалення будинку площею 100 м^2

Джерело опалення	Котел твердопаливний PROTECH TT	Газовий котел ПРОСКУРІВ АОГВ-16 В	Електричний котел Дніпро міні 12 кВт 380 В	АПТ _(min)	АПТ _(max)
Капітальні затрати, тис. грн	9	9	7	9	9
Енергоспоживання, кг у.п. на добу	21	26	17,85	0,32	7,8
Економія, кг у.п. на добу (min)/(max)	13,2/20,68	18,2/25,68	10,5/17,53		

З табл.1 видно, що для системи децентралізованого опалення приміщень різного призначення, площею 100 м^2 , використання АТН дає можливість економити біля 20 кг у. п. на добу, при цьому температура в приміщенні підтримується на оптимальному рівні $19...22^\circ\text{C}$. Цю цифру завжди можна віднести до діючої ціни на вихідні енергоресурси.

Левківський І.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ РОЗРАХУНКОВОЇ ПЛОЩІ КРИЛА
ТА ЗЛІТНОЇ ТЯГИ ДВИГУНІВ ВІД МАСИ КОРИСНОГО
НАВАНТАЖЕННЯ НА ПРИКЛАДІ ЛІТАКА Ан-124**

E-mail: ivan.levkivskyi@gmail.com

Літак - це складна технічна система, конструювання якої складається з багатьох етапів та потребує використання новітніх досягнень науки і техніки. Один з початкових етапів створення літака – це попереднє проектування. Його ціллю є розрахунок та вибір найвигідніших поєднань основних параметрів літального апарату. Цей етап має відповідати багатьом характеристикам: якомога менша тривалість процесу проектування, точність розрахунків, правильність прийнятих рішень - адже це саме той етап, помилки на якому є причиною найбільших грошових втрат.

У даному дослідженні використовується алгоритм визначення основних параметрів літака в першому наближенні, описаний в книзі “Проектирование самолетов” [1]. В тринадцяти пунктах алгоритму для визначення площі крила S та злітної тяги двигунів P_0 , використовуються значення питомого навантаження на крило p_0 та тягооснащенності \bar{P}_0 , які отримані з врахуванням дальності та різних режимів польоту, зльоту та посадки.

$$S = \frac{m_0 g}{10 p_0}$$

$$P_0 = \bar{P}_0 m_0 g$$

Для перевірки коректності даного алгоритму було виконано розрахунок основних параметрів літака Ан-124. Згідно тактико-технічних характеристик літака, $P_0 = 920 \text{кН}$ [2]. Величина значень відносних похибок:

$$\varepsilon_S = \frac{|S - S_{true}|}{S_{true}} \times 100\% = 1,59\%$$

$$\varepsilon_{P_0} = \frac{|P_0 - P_{0true}|}{P_0} \times 100\% = 6,63\%$$

Отримані значення відносних похибок основних параметрів є достатньо малими для проектних значень розрахунку в першому наближенні. Отже, можна повторити цей алгоритм і для інших значень корисного навантаження. Наступний крок - це розрахунок основних параметрів літака в першому наближенні для корисного навантаження в діапазоні значень від 90 до 150 тонн. За отриманими значеннями побудовано наступні залежності (рис. 1, 2).

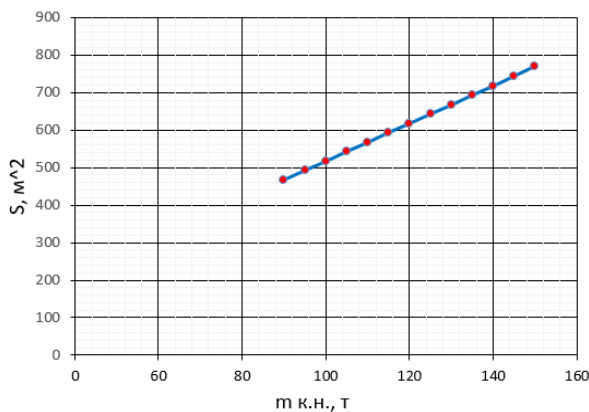


Рис. 1. Залежність розрахункової площі крила S від маси корисного навантаження $m_{к.н.}$ в першому наближенні

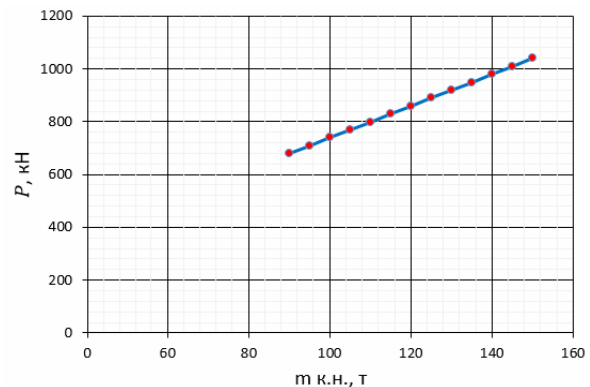


Рис. 2. Залежність розрахункової злітної тяги двигунів P_0 від маси корисного навантаження $m_{к.н.}$ в першому наближенні

Дослідження показує, що для класу важких транспортних літаків залежності $S(m_{к.н.})$ та $P_0(m_{к.н.})$ в першому наближенні мають лінійний характер. Це пояснюється тим, що в даному випадку ці параметри визначаються значеннями питомого навантаження на крило p_0 при посадці та тягооснащенності \bar{P}_0 , що, як відомо з умови набору висоти при відмові одного двигуна, є лінійними функціями.

Література:

1. Егер С.М. Проектирование самолетов [Текст] / С.М. Егер, В.Ф. Мишин, Н.К. Лисейцев и др. - М.: Машиностроение, 1983. - 616 с.
2. Mike Vallentin Antonow / Antonov An-124 Ruslan [Электронный ресурс]. Режим доступа: URL: http://www.flugzeuginfo.net/acdata_php/acdata_an124_en.php (28.05.2008)

Лисенко Т.В., Тур М.П., Гетьман Т.В.
(ОНПУ, м. Одеса)

УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ АРМАТУРНИХ ВИЛИВКІВ

E-mail: tvl12odessa@gmail.com

Арматурні виливки є високоліквідними виливками. Технологія лиття арматурних виливків повинна забезпечувати можливість отримання виливків з точними розмірами, заданими механічними властивостями та без дефектів.

У деяких випадках при виготовленні виливків арматури традиційними методами лиття необхідно використовувати технологічні методи управління процесами теплообміну та масообміну в системі «виливок – форма» для покращення якості ливарної продукції.

Метою роботи є підвищення якості поверхні виливків арматури за рахунок зовнішнього впливу при використанні Shell – процесу.

В якості зовнішнього впливу використовувалась система примусової дегазації. Для проведення експериментів була виготовлена лабораторна установка, що дозволяє врахувати вплив на температурний режим прокачування через форму газів (рис. 1).

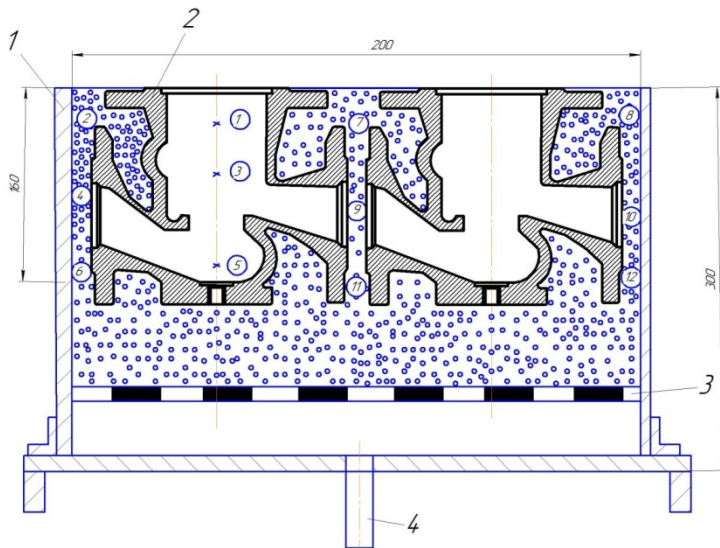


Рис. 1. Схема лабораторної установки

Газовий режим лиття при зовнішньому впливі можливо організувати за допомогою декілька варіантів.

Перший варіант характеризується відсутністю зовнішнього впливу на систему «виливок – форма» рівномірною евакуацією газів, що виділяються з форми через верхню зовнішню поверхню засипки 3 і сітчасте дно контейнера 4.

Другий варіант реалізується при дегазації через дно з малою інтенсивністю, що призводить до деякого перерозподілу потужностей

потоків евакуації газів за напрямками 3 і 4 в сторону останнього.

В третьому варіанті інтенсивність дегазації настільки велика, що вона перевищує інтегральне газовиділення з форми, в зв'язку з чим в контейнері (порах засипки) створюється розрідження, і туди через верхню межу засипки 3 поступає повітря з навколишнього простору. Баланс газових потоків в контейнері має вигляд:

$$q_{\Phi} = q_n + q_o + q_k, \quad (1)$$

де q_{Φ} – потік газів із форми;

q_n – потік газів через верхній зріз засипки;

q_o – потік газів через нижню сітку;

q_k – потік газів, який прямує на зміну тиску в контейнері.

При першому і другому варіанті має місце співвідношення:

$$q_o + q_k < q_{\Phi}$$

і $q_n > 0$ – гази виділяються через верх форми.

При третьому варіанті:

$$q_0 + q_k > q_\phi$$

і $q_n < 0$ – гази підкачуються із атмосфери.

Був визначений вплив дегазації системи «виливки – форма» на якість поверхні виливків арматури, а також були визначені границі інтенсивності зовнішньої дії при виготовленні виливків арматури, які дозволяють отримувати високу якість поверхні.

Апроксимуючи результати розрахунків і дані експериментів по впливу дегазації на стан поверхні виливків, отримали залежності для значень меж оптимального інтервалу інтенсивності зовнішнього впливу, які забезпечують відсутність поверхневих дефектів типу раковин і пригару.

Лисенко Т.В., Козішкурт Є.М., Гетьман Т.В.
(ОНПУ, м. Одеса)

МЕТОД ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ З КОЛЬОРОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ ЛИТТЯМ ПІД НИЗЬКИМ ТИСКОМ

E-mail: igonua@gmail.com

Неодмінною умовою розвитку ливарного виробництва є підвищення якості виливків з кольорових сплавів, частка яких з кожним роком підвищується. Також проблема підвищення якості виливків з кольорових сплавів тісно пов'язана з проблемою економного витрачання металу, оскільки вартість кольорових металів безперервно зростає і зараз в п'ять-десять разів дорожча чавуну і вуглецевої сталі.

Одним із шляхів підвищення якості виливків з кольорових сплавів, отриманих литтям під низьким тиском, є застосування технологічних методів управління ливарними процесами.

Одним з таких методів є метод використання багатомісних форм, які заповнюються з декількох металопроводів при центральному підводі металу в кожній з виливків [1].

Були проведені дослідження по заповненню двомісного кокілю з двох металопроводів при центральному і бічному підводі металу в кокіль при виготовленні виливка «Корпус фільтра» із сплаву АЛ9 на машині лиття під низьким тиском мод. У95А.

При заповненні двомісної форми через один металопровід і ливники, підведені в бічну частину виливка, потік рідкого металу роз'єднується при вході з ливника в порожнину форми, що погіршує заповнення порожнини форми.

При бічному підводі металу не вдавалося отримати щільну структуру металу в масивних частинах виливка, усадкові рихлоти й усадкові раковини є як в центральних масивних частинах виливка, так і в бічних масивних частинах виливка.

Зазначені усадкові дефекти пояснюються тим, що при бічному підводі металу у виливок відбувається більш значне його охолодження в протяжній ливниковій системі, що і призводить до зменшення ефективності живлення виливка під час затвердіння.

При центральному підводі металу в виливок, як це має місце при заливанні двомісної форми з двох металопроводів, потік рідкого металу стикається з піддоном лише по ливниковому отвору і тому він менше охолоджується, чим і досягалося більш ефективне живлення масивних частин виливка «Корпус фільтра».

Крім усього, застосування для заливки двомісного кокілю деталі «Корпус фільтра» на установці моделі У95А зменшило перегрівання кокілю і піддону внаслідок більш рівномірного розподілу тепловіддачі від рідкого металу до форми.

Література:

1. Лисенко Т.В., Тур М.П., Козішкурт Є.М., Мосейчук М.В. Методи збільшення продуктивності установок лиття під низьким тиском // ЛИТ'Є. Металлургия. – 2017. – С. 158 - 160.
2. Лысенко Т.В., Крейцер К.А., Воронова О.И. Модернизация средств управления технологическим процессом изготовления магниевых дисков для установки литья под низким давлением // Металл и литье Украины. - 2014. - № 11. – С. 25 – 28.

Лобачова Г.Г., Іващенко Є.В., Гурська В.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ СКЛАДУ РІДИННОГО СЕРЕДОВИЩА НА ФОРМУВАННЯ Тi-Cr ТА Cr-Ti ЕЛЕКТРОІСКРОВИХ ПОКРИТТІВ НА СТАЛІ 40X13

E-mail: lgg22@ukr.net, viktorija6294@gmail.com

Розробка перспективних матеріалів з наперед заданими поліпшеними експлуатаційними характеристиками є одним з пріоритетних напрямів сучасного матеріалознавства. У зв'язку з цим постійно ведеться пошук нових технологій та удосконалення існуючих методів обробки. Для подовження терміну експлуатації деталей машин та механізмів, в основному, достатньо провести зміцнення лише робочих поверхонь, залишаючи основу у вихідному стані. Тим самим, існує можливість значно зменшити витрати матеріалів для виготовлення виробів, що, безумовно, є економічно вигідним.

З-поміж методів поверхневого зміцнення слід виділити електроіскрове легування (ЕІЛ), під час якого здійснюється формування локальних покриттів на будь-яких струмопровідних матеріалах.

Створення зміцнених покриттів з підвищеним вмістом карбідних фаз досягається шляхом ЕІЛ анодами, у складі яких є карбіди перехідних металів. Висока крихкість та тугоплавкість таких електродів стають на заваді ефективному перенесенню металу аноду на катод за низьких електричних параметрів обробки.

Подібні недоліки можна подолати при пошаровому нанесенні перехідних металів під час ЕІЛ у рідинних діелектричних середовищах без доступу повітря, коли відбувається іонізація молекул рідини, утворюється плазмовий канал, виникають локальні електричні поля, що сприятливо впливає на формування покриття.

Експериментально підтверджено, що запропоновані нами схеми пошарового ЕІЛ перехідними металами призводять до формування на поверхні сталей багатокомпонентних покриттів, структуру і фазовий склад яких можна заздалегідь спрогнозувати, що, відповідно, дозволяє керувати їх функціональними властивостями.

Метою даної роботи є виявлення впливу складу міжелектродного рідинного середовища (гліцерину; гліцерину з порошком графіту (до 25 мас. %)) на структуру та мікротвердість Cr-Ti та Ti-Cr електроіскрових покриттів на сталі 40X13.

Дослідження структури поверхні сталі 40X13 після ЕІЛ у гліцерині та гліцерині з порошком графіту показало, що міжелектродне середовище не чинить суттєвого впливу на товщину покриття. У той час як послідовність нанесення матеріалів легувальних електродів відіграє важливу роль. Особливо це відчутно, якщо хром наноситься першим, бо він утворює з залізом основи необмежений твердий розчин, що позитивно впливає на масоперенесення матеріалу аноду на сталеву підкладку. Так, товщина Ti-Cr покриттів складає 20...25 мкм, а Cr-Ti покриттів – 30...35 мкм.

Зростання мікротвердості сталевій поверхні відбувається після усіх проведених процесів обробки через утворення у покриттях твердих розчинів на основі матеріалів електродів та дисперсних карбідів. Для Cr-Ti покриття, одержаного при ЕІЛ у гліцерині мікротвердість складає 8,2 ГПа, для Ti-Cr покриття – 9,8 ГПа. Додавання порошку графіту до гліцеинового міжелектродного середовища сприяє зростанню поверхневої мікротвердості для Cr-Ti покриття до 11,1 ГПа, для Ti-Cr покриття – до 10,4 ГПа.

Отже, найбільший вплив на зростання мікротвердості поверхневої області сталі 40X13 здійснює середовище на основі гліцерину з порошком графіту, що надає сприятливі умови для збагачення покриття карбідами Ti та Cr.

Лук'яненко І.В., Кошіль А.В., Фесенко М.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ДВОШАРОВИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ З ОДНОГО ВИХІДНОГО РОЗПЛАВУ

E-mail: lukianenkoiv@gmail.com

У промисловості для роботи в умовах інтенсивного зношування значного поширення набувають двошарові чавунні деталі. Прикладами таких деталей можуть слугувати валки прокатних станів, втулки, робочі деталі дробарок, бронефутерувальні плити, склізи для сипких матеріалів, інструмент для ремонтних і будівельних робіт тощо [1].

На сьогодні запропоновано та використовуються багато технологій виготовлення двошарових чавунних виливків з різною структурою та властивостями, найпоширеніші з яких базуються на заливанні у загальну ливарну форму розплавів чавунів різного хімічного складу [2]. Однак, більшість із таких технологій мають суттєві недоліки, які пов'язані з необхідністю використання в цехах декількох плавильних агрегатів для виплавлення розплавів різного хімічного складу. Крім цього, існуючі технології потребують синхронізації процесів підготовки розплавів різного складу та наступного послідовного заливання у ливарну форму.

З метою усунення зазначених недоліків у роботі запропоновано спосіб виготовлення двошарових чавунних виливків з різною структурою та властивостями з одного вихідного розплаву чавуну. Спосіб базується на методі внутрішньоформового оброблення розплаву, сутність якого полягає у послідовному заливанні одного вихідного розплаву чавуну, схильного до кристалізації з вибіленням, через дві незалежні ливникові системи. При заливанні через першу ливникову систему вихідний розплав безпосередньо потрапляє у порожнину ливарної форми. Наступне заливання вихідного розплаву відбувається через другу ливникову систему з реакційною камерою, в якій він проходить сфероїдизувальне модифікування та заповнює іншу частину порожнини форми. При цьому очікується виготовлення чавунних виливків із структурою та властивостями білого чавуну в одній частині та високоміцного чавуну з кулястим графітом – у іншій.

Основною умовою отримання якісних двошарових виливків з різною структурою та властивостями у верхньому та нижньому шарах при їх виготовленні безпосередньо з розплавів є виключення їхнього перемішування в порожнині ливарної форми, що потребує в кожному конкретному випадку встановлення оптимальних режимів лиття та тверднення.

З метою встановлення оптимальних режимів лиття, було застосовано методи комп'ютерного моделювання.

Вихідними даними для моделювання є 3D-моделі вилівка з ливниково-живильною системою. Після створення тривимірної моделі об'єкта дослідження, моделювання процесів заливання та формування двошарового вилівка в разовій піщаній формі здійснювали із застосуванням програмного пакету для моделювання ливарних процесів.

Об'єктом досліджень вибрано вилівок розмірами 240x120x50 мм масою 12±0,5 кг.

Моделювання процесу отримання двошарових виливків у разовій піщаній формі здійснювали із заливанням розплаву чавуну через дві автономні ливникові системи, одна з яких забезпечувала підведення розплаву у нижню, а інша – у верхню частину порожнини форми із варіюванням швидкості заливання та температури розплавів. При цьому в експериментах застосовували ливникові системи різної конструкції, а також змінювали їхні параметри (кількість, поперечний переріз та довжину живильників). Заливання другої порції розплаву проводили після різного часового витримування у формі першого залитого розплаву.

Як показали результати комп'ютерного моделювання, при заливанні розплавом ливарної форми через автономні ливникові системи з мінімальним часом витримування

(до 10 с) неможливо отримати виливки з різною структурою та властивостями у верхньому та нижньому їх шарі. Незалежно від конструкцій ливникових систем та їх параметрів, відбувається перемішування розплавів, що призводить до формування однорідної структури та властивостей сплаву у всьому об'ємі виливка.

Для забезпечення у виливків шарів з різною структурою та властивостями, надходження розплавів у нижню та верхню частину порожнини форми повинно здійснюватися послідовно з часом витримування не менше 30...60 с.

Таким чином, за результатами комп'ютерного моделювання визначено оптимальні технологічні умови та розроблено практичні рекомендації для виготовлення дрібних двошарових виливків для роботи в умовах ударно-абразивного зношування.

Література:

1. Гарбер М.Е. Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация / М.Е. Гарбер . – М.: Машиностроение, 2010. – 280 с.
2. Литье биметаллических изделий / Под ред. А.А. Снежко. – К.: Институт проблем литья АН УССР, 1976. – 124 с.

Лысенко Т.В., Замятин Н.И., Тур М.П.

(ОНПУ, г. Одесса)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИЛИКОНОВЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЗИН ДЛЯ ОБЛИЦОВКИ КОКИЛЕЙ ПРИ ЛИТЬЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИНКА И ОЛОВА

E-mail: zamyatin@icn.od.ua

Известен метод литья в облицованный кокиль. В качестве материала для облицовочного слоя используют формовочные смеси повышенной текучести: сыпучие на термотвердеющем или холоднотвердеющем связующем, а также жидкоподвижные на самотвердеющем или термотвердеющем связующем. Этот метод литья позволяет получать отливки из чёрных и цветных сплавов. Однако при литье низкотемпературных сплавов на основе цинка и олова, данный метод литья не позволяет получать художественные отливки с высокой чистотой поверхности [1].

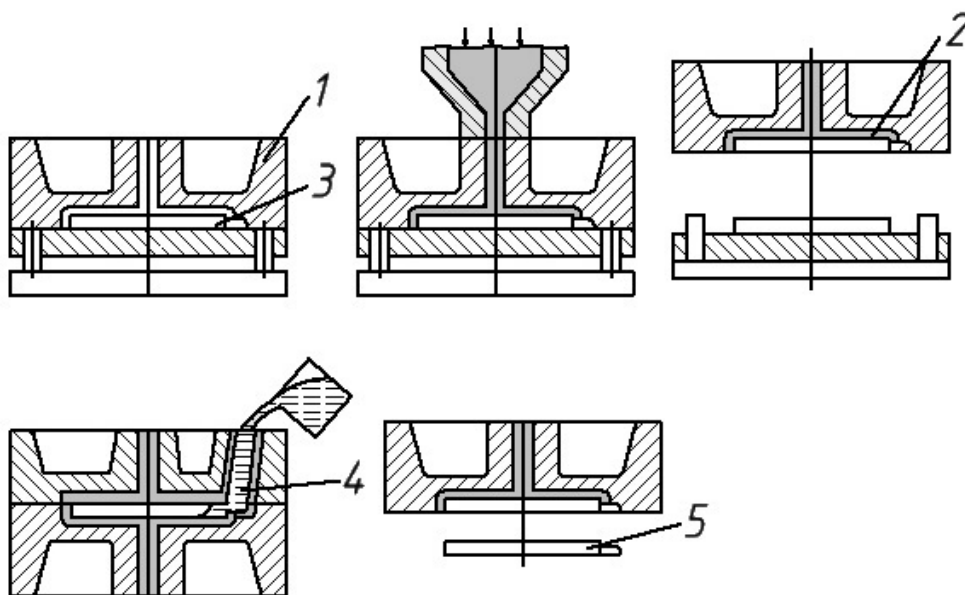


Рис. 1. Схема получения резиновой облицовки

Для устраниня даних недотатков предложено в качестве облицовки использование силикатной резины марки SK 766. Разработана технология получения такой облицовки (рис. 1).

Технология включает в себя следующие этапы: а – монтаж кокиля 1 на модельную плиту 3; б – заливка в полость силиконовой резины 2; в – демонтаж кокиля вместе со сформировавшейся оболочкой из модели; г – заливка формы расплавленным металлом 4; д – извлечение детали 5 из формы.

Данный метод литья дает возможность многократно использовать облицовку кокиля: 250...300 циклов литья ЦАМ (Zn+Al+Mg), 550...700 циклов литья для олова, что упрощает технологию изготовления отливок, а также можно получать отливки, в которых имеются обратные уклоны стенок и поднутрения.

С помощью вышеупомянутого метода была изготовлена юбилейная медаль, посвященная столетию Одесского национального политехнического университета.

Література:

1. Ефимов В.А. Специальные способы литья: Справочник / В.А. Ефимов, Г.А. Анисович, В.Н. Бабич и др. // Машиностроение. – 1991. – С. 125-132.

Лютый Р.В., Деркач Д.О., Мартиненко І.О.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПЕРСПЕКТИВИ ВПРОВАДЖЕННЯ У ВИРОБНИЦТВО НОВИХ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Досліджено у виробничих умовах Полтавського турбомеханічного заводу можливість заміни піщано-смоляних стрижневих сумішей на композиції, в яких використовуються виключно неорганічні зв'язувальні компоненти.

На заводі використовується формувальна лінія OMEGA для виготовлення форм за по-bake процесом. Особливість лінії – усі форми на ній виготовляють безопочним способом формування. Для цього застосовують спеціальні формувальні ящики з модельним оснащенням, які рольгангом подаються на вібраційний стіл, куди із змішувача поступає суміш. Модельне оснащення виготовляють із твердих порід деревини. Тривалість зміцнення суміші в оснащенні – близько 7...10 хв.

Оскільки форми заливають без опок, потрібно забезпечити необхідну міцність. Для цього застосовують суміш на основі фуранової смоли, склад якої наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Склад формувальної суміші для лінії OMEGA

Складові суміші	Кількість, %
Пісок формувальний K016	10
Регенерат	88,5
Смола фуранова SQG-120	1
Затверджувач GS 03	0,5

SQG-120 – низькоазотна фуранова смола для виготовлення стрижнів і форм для всіх типів литва. Смоли притаманна помірна реакційна здатність. Міцність при стисканні через 4 год після виготовлення зразків – 4,0 МПа (при 20 °С, 50% відн. вологості). Потрапляння кислоти на шкіру чи очі небезпечно.

Останнім часом підвищено вимоги щодо екології виробничих процесів. Виявилося, що багато технологій у ливарному виробництві потребують суттєвого вдосконалення. Виготовлення форм за по-bake процесами потребує використання фуранових смол або

феноло-формальдегідних смол, модифікованих фуриловим спиртом. Під час приготування суміші, виготовлення стрижнів або форм та особливо під час заливання виділяється значна кількість токсичних і небезпечних продуктів. У деяких країнах світу виробництво фурилового спирту призупинено або заборонено взагалі. Це призводить до подорожчання смоляних зв'язувальних компонентів для ливарного виробництва.

Виникає потреба у пошуку нових екологічно чистих і економічно виправданих зв'язувальних матеріалів. У результаті наших досліджень розроблено нові неорганічні зв'язувальні компоненти із матеріалів українського виробництва, синтезовані за оригінальною технологією для заміни дефіцитних і дорогих аналогів. Вони можуть виготовлятися на хімічних заводах, а можуть безпосередньо у ливарних цехах.

Неорганічні зв'язувальні компоненти для стрижневих сумішей являють собою сухі порошки білого або світло-сірого кольору з розмірами частинок менше 0,2 мм, нетоксичні, малорозчинні у воді. Призначені для виготовлення ливарних стрижнів, які зміцнюються при нагріванні до 150 °С.

Основою зв'язувальних матеріалів є фосфорні солі металів. Суміші на їхній основі мають майже необмежену живучість, дають змогу виготовляти виливки із чавуну та різних марок сталі із чистою поверхнею.

Прогнозований результат – зниження вартості виготовлення виливків при забезпеченні їх високої якості плюс підвищення санітарно-гігієнічних умов праці.

Лютий Р.В., Прилуцький М.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ КОНТАКТНОГО ТЕПЛОБМІНУ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Розрахунки параметрів теплової взаємодії виливків із ливарними формами (стрижнями) сьогодні знов набули актуальності. В середині та наприкінці ХХ сторіччя основні теплові задачі здавалися вирішеними, оскільки було вичерпано можливості аналітичних методів розрахунків. Із розвитком комп'ютерної техніки та математичного моделювання процесів з'явився ряд програм, які широко використовуються у навчальних, дослідницьких закладах та на діючих заводах. В основу програм покладено існуючі варіанти розв'язання теплових задач без їх уточнення на базі сучасних можливостей. Вони містять багато припущень, які віддаляють результати від істини, а в окремих випадках призводять до формулювання хибних висновків. Тому ми вважаємо своїм обов'язком провести ревізію існуючих методів теплових розрахунків у ливарному виробництві та усунути, наскільки можливо, їх недоліки.

Почнемо з того, що способів точного опису процесів теплової взаємодії ливарної форми з виливком не існує. Проблема полягає в тому, що для будь-якого розрахунку необхідно задати початкову (базову) величину або функцію. Наприклад, якщо точно знати закон зміни температури поверхні форми, можна розрахувати її температуру на будь-якій глибині. Але способів точного визначення температури поверхні немає.

Аналітично можна задати, що $T_{\text{пов}} = T_{\text{Ме}}$, де $T_{\text{пов}}$ – температура поверхні форми, а $T_{\text{Ме}}$ – температура поверхні виливка. І це помилково, тому що в початковий момент температура форми в усіх точках дорівнює температурі навколишнього середовища, а з температурою виливка вона поступово зрівнюється за певний невизначений період часу.

Так само, задавши $T_{\text{пов}} = \text{const}$, робимо ще одну помилку, тому що в реальності ця величина змінна.

Нами було запропоновано визначати тривалість вирівнювання температур поверхонь виливка і форми у початковий період їхнього контакту за допомогою критеріального рівняння Фур'є:

$$\frac{\vartheta}{\vartheta_0} = f(Fo; \frac{x}{\delta}) \quad (1)$$

де $\vartheta_0 = T_{Me} - T_{пов}$ (різниця між початковими температурами поверхонь виливка і форми), К;

$\vartheta = T_{Me}(\tau) - T_{пов}(\tau)$ (різниця між температурами поверхні виливка і форми в момент часу τ), К;

x – товщина розрахункового шару форми, мм;

δ – загальна товщина форми, мм;

Fo – критерій Фур'є.

У тонких формах (наприклад, керамічних для лиття за моделями, що витоплюються) цей спосіб дає змогу визначити тривалість нагрівання форми на гранично малій відстані (десяті долі міліметра) від поверхні виливка. Чим товща форма, тим менша точність такого розрахунку. Крім цього, відповіддю розрахунку є час, за який температури зрівнюються, а не сама залежність температури від часу. Тобто функцію $T_{пов} = f(\tau)$ так і не визначено.

Фізичний експеримент у даному випадку також неможливий: по суті потрібно визначити температуру в формі на відстані 0 мм від виливка. Якщо розташувати там термопару, вона буде визначати температуру розплаву; якщо ж розташувати її на певній глибині – це буде вже не поверхнева температура форми. Тому потрібно продовжувати пошуки аналітичного рішення.

Наприклад, метод Стефана – Шварца дає аналітичні вирішення для значень температури на будь-який момент часу на будь-якій відстані від поверхні (як усередині форми, так і в виливку). Але він має наступні недоліки:

- необхідним для розрахунку є значення коефіцієнта твердіння (k) – дуже приблизної, майже емпіричної величини. Теоретичні і практичні значення цього коефіцієнта іноді відрізняються у 10 разів;

- за основу при визначенні T_{Me} і $T_{пов}$ береться певна температура контакту (T_K), яку визначають один раз і надалі вважають незмінною;

- метод не враховує виділення теплоти під час твердіння виливка, особливо в процесі евтектичного перетворення, і тому за розрахунком зменшення температури відбувається монотонно увесь час;

- за розрахунком між температурами поверхонь виливка і форми завжди існуватиме різниця, а насправді під час щільного контакту вони мають зрівнятись;

- розрахунок можна вести тільки до моменту завершення твердіння виливка. Оскільки зниження температури T_{Me} нижче солідусу в цьому методі не передбачено, форма буде вічно нагріватись, якщо продовжити розрахунок у період охолодження затверділого виливка.

Метод кінцевих різниць може досить точно показати розподіл температур у будь-якому матеріалі, але за умови точно відомого закону зміни температури на поверхні.

Вирішуючи теплові задачі у системі «виливок – форма», більшість дослідників вважають температуру у виливку рівною в усіх його точках. У піщаних формах це близько до істини. Але у тонкостінних (оболонкових або керамічних) чи металевих формах у виливку є перепад температур.

Розглядаючи систему «виливок – форма» з математичного боку, слід взяти за основу один із цих об'єктів. Тоді другий буде залежним від нього. Ми вважаємо у цій системі первинним процесом охолодження виливка і тепловіддачу від нього. В такому разі необхідно знайти закон охолодження виливка в цілому, після цього перейти до його поверхні, а за нею встановити зміну температури поверхні форми. Для реалізації даного загального алгоритму нами складено ряд окремих аналітичних задач.

1. Задача про твердіння і охолодження виливка. Це єдина задача, рішення якої вже існує. Знаючи матеріал виливка та форми, можна розрахувати за відомими формулами

Баландіна Г.Ф. тривалість твердіння і охолодження виливка до певної заданої температури. Також існує можливість визначити тривалість відведення теплоти перегрівання (час, який проходить з моменту заливання металу в форму до початку його кристалізації).

2. Задача про зміну температури поверхні виливка. Найпростіший шлях – прийняти температуру у всіх точках виливка однаковою. В такому разі в момент завершення твердіння, наприклад, вона буде дорівнювати температурі солідусу. Але насправді на поверхні виливка температура буде нижчою, ніж у його термічному центрі, і цей перепад по можливості має бути визначено.

3. Задача про зміну температури поверхні форми. Для встановлення аналітичного рівняння $T_{\text{пов}} = f(\tau)$ потрібно як мінімум знати значення цієї температури в декілька моментів часу. Для цього можна скористатися методом Стефана – Шварца, задавши у розрахунку точку на мінімальній відстані (наприклад 0,1 мм) від поверхні.

4. Задача про вирівнювання температур поверхонь виливка і форми. Для вирішення можна скористатися критеріальним рівнянням Фур'є (1). Крім цього, можна узяти за основу результати попередніх двох задач. Якщо будуть відомі функції зміни температури поверхонь виливка і форми, то прирівнявши їх, знайдемо час, а також значення температури на цей момент. Після цього вилівок продовжує охолодження, а поверхня форми перестає нагріватись і починає охолоджуватись разом із вилівком.

5. Розрахунок теплових полів у формі. Їх визначення проведемо за методом кінцевих різниць. Знаючи закон зміни температури поверхні форми, це стане можливим.

Отже, теплові розрахунки у системі «вилівок – форма» в процесі затвердіння і охолодження металу є складними і багатограними. Але розділення загальної задачі на декілька більш простих дає змогу знайти ряд аналітичних вирішень, які значною мірою уточнюють існуючу інформацію.

Лютий Р.В., Скирденко М.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ДІЇ РІДКИХ ЗАТВЕРДЖУВАЧІВ НА СУМІШІ З ФОСФАТНИМИ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМИ КОМПОНЕНТАМИ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Стрижневі суміші, з якими проведено цю роботу, розроблені за попередні декілька років на кафедрі ЛВЧКМ та вже перевірені в лабораторних умовах. Всі вони мають високий рівень властивостей, а виливки, отримані з їх використанням, мають належну якість.

Загальним недоліком сумішей, за переконанням ливарних підприємств, являється режим їх зміцнення. Всі вони не є самотвердними: зміцнення відбувається при нагріванні в межах від 150 °С до 300 °С. Також технологічно нераціональною є тривалість теплового оброблення – від 30 хв для малих стрижнів до 2 і більше годин, якщо стрижень важить 3...5 кг.

Отже, завданням проведеної роботи був пошук варіантів холодного зміцнення. Характеристику сумішей представлено у вигляді табл.1. Наповнювач у всіх – Дніпровський пісок на основі кварцу 3K₅O₃025.

Ці суміші відрізняються від раніше відомих тим, що не містять затверджувача як такого, а їх зміцнення відбувається не самочинно, а при тепловому обробленні внаслідок взаємодії H₃PO₄ з конкретною добавкою (SiO₂; Na₂CO₃; KCl та іншими).

Наведені у табл. 1 стрижневі суміші можна розділити на дві загальні групи:

1) Суміші, які містять H₃PO₄ у вільному стані: №1; №4; №6; №7; №8; №9. Хоча окрім кислоти до складу сумішей входять інші компоненти, вони при нормальних умовах із нею не взаємодіють. Дію хімічних затверджувачів на такі системи раніше не досліджено.

2) Суміші із зв'язувальними композиціями: №2; №3; №5. Тут вільної H_3PO_4 немає, вже відбулися певні хімічні процеси її взаємодії з неорганічними солями металів. Наприклад, суміш №2 є умовно самотвердною: тобто стандартний циліндричний зразок із неї повністю твердне за три і більше діб (залежно від температури і вологості у лабораторії). Від цієї групи сумішей можна очікувати позитивних результатів по холодному зміцненню.

Таблиця 1 – Характеристика стрижневих сумішей

Інд.	Компоненти, які утворюють зв'язувальну систему	Темп. зміцнення, °С	Хімічні процеси під час зміцнення	Рік розроблення	Додаткова інформація
1	Пилоподібний кварц + H_3PO_4	300	$SiO_2 + 2H_3PO_4 \rightarrow SiP_2O_7 + 3H_2O$	2003	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
2	Триполіфосфат натрію $Na_5P_3O_{10}$ + H_3PO_4	150	$2 Na_5P_3O_{10} + H_3PO_4 \rightarrow 5Na_2H_2P_2O_7 + H_2O$	2012	Попередньо змішують $Na_5P_3O_{10}$ з H_3PO_4 і витримують при 150 °С. Готовий сухий продукт додають у суміш
3	Сульфат марганцю $MnSO_4 \cdot 5H_2O$ + H_3PO_4	150	Не встановлено	2017	Попередньо змішують $MnSO_4 \cdot 5H_2O$ з H_3PO_4 і витримують при 150 °С. Готовий сухий продукт додають у суміш
4	Карбонат натрію Na_2CO_3 + H_3PO_4	150	$Na_2CO_3 + H_3PO_4 \rightarrow Na_3PO_4(Na_2HPO_4, NaH_2PO_4) + H_2O + CO_2$	2014	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
5	Сульфат алюмінію $Al_2(SO_4)_3 \cdot 18H_2O$ + H_3PO_4	200	За складною схемою з утворенням: $Al_2(SO_4)_3 \cdot 16,5H_2O$ – сульфат алюмінію $Al_2(HPO_4)_3$ -фосфат алюмінію	2015	Попередньо змішують $Al_2(SO_4)_3 \cdot 18H_2O$ з H_3PO_4 і витримують при 200 °С. Готовий сухий продукт додають у суміш
6	Хлорид калію KCl + H_3PO_4	250	$KCl + H_3PO_4 \rightarrow K_3PO_4 + 3HCl$ (Не підтверджено)	2014	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
7	Нітрат алюмінію $Al(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$ + H_3PO_4	200	$Al(NO_3)_3 \cdot 9H_2O + H_3PO_4 \rightarrow 2AlPO_4 + 3N_2O_5 + 21H_2O$	2015	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
8	Сульфат заліза $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ + H_3PO_4	200	Не встановлено	2017	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші
9	Дистен-силіманіт + H_3PO_4	300	$Al_2SiO_5 + H_3PO_4 \rightarrow Al_2(HPO_4)_3 + SiO_2 + 3H_2O$ (Не підтверджено)	2015	ЗК утворюється під час теплового зміцнення суміші

Як потенційні затверджувачі було використано 30 хімічних сполук різних класів: тетраетоксисилан (етилсилікат); О-ксилол; гексан; 1,4-діоксан; триацетин; діацетат етиленгліколю; моноацетат етиленгліколю; етиленгліколь; диформіат етиленгліколю; ефір «ГАРТ»; концентрат низькомолекулярних кислот; скипидар; гідроксихлорид алюмінію (20%-й водний розчин); трилон-Б (5%-й водний розчин); Na_2CrO_4 ; амоній щавлевокислий (5%-й водний розчин); лимонна кислота (20%-й водний розчин); алюмогель (10%-й водний розчин); щавлева кислота (10%-й розчин у $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$); нітрат амонію (20%-й водний розчин); амоній сірчаноокислий (20%-й водний розчин); дифеніламін (50%-й розчин в О-ксилолі); бензойна кислота (20%-й розчин у $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$); амоній лимоннокислий (20%-й водний розчин); амоній фосфорнокислий (20%-й водний розчин); калій щавлевокислий (20%-й водний розчин); фенілендіамін (20% розчин у $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$); малеїнова кислота (20%-й водний розчин); карбамід (20%-й водний розчин); пероксид водню.

У більшості випадків рідкі затверджувачі не призвели до зміцнення сумішей. Деякі з них забезпечили більш позитивний результат – хоча і повільне (понад 24 год), але зміцнення при нормальних умовах. Результати дослідів із визначення властивостей цих сумішей, проведеного на стандартних циліндричних зразках, наведено у табл. 2.

Таблиця 2 – Фізико-механічні властивості сумішей із застосуванням рідких затверджувачів

Індекс суміші (табл. 1)	Затверджувач	Властивості	
		міцність при стисканні, МПа	обсипаємість, %
2	тетраетоксисилан	2,33	0,12
2	триацетин	2,04	0,08
2	діацетат етиленгліколю	1,94	0,37
2	20%-й водний розчин гідроксихлориду алюмінію	3,40	0,16
2	10%-й розчин щавлевої кислоти у $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$	2,12	0,15
2	20%-й розчин бензойної кислоти у $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$	1,97	0,12
2	50%-й розчин дифеніламіну в О-ксилолі	0,40	0,52
2	без затверджувача	3,2...3,5	0,2...0,4
3	20%-й водний розчин амонію лимоннокислого	0,36	0,12
3	20%-й водний розчин амонію фосфорнокислого	0,32	0,12
3	20%-й водний розчин калію щавлевокислого	1,59	0,09
3	без затверджувача	1,0...1,5	0,3...0,6

В результаті проведених експериментів встановлено наступне:

1. Суміші, які містять як окремий компонент ортофосфорну кислоту, не зміцнюються при нормальних умовах із будь-яким із перевірених хімічних реагентів. Отже, для утворення у них зв'язувальних компонентів єдиним дієвим засобом є нагрівання, під час якого ортофосфорна кислота взаємодіє з іншою складовою і утворює зв'язувальний компонент (фосфат).

2. Суміші, які містять зв'язувальні композиції на основі солей ортофосфорної кислоти, зміцнюються внаслідок видалення вологи, для чого необхідним і достатнім є нагрівання, тому жоден із досліджених хімічних затверджувачів відчутного позитивного результату не дав.

3. У всіх зразків твердіння на початкових стадіях носить поверхневий характер, про що свідчать мінімальні значення обсіпаємості (табл. 2). Дія затверджувачів не поширюється на весь об'єм зразка, що знижує його остаточну міцність у порівнянні з такою ж сумішшю без затверджувача.

Таким чином, усі розроблені стрижневі суміші не відносяться до класу холоднотвердних, а використання досліджених рідких затверджувачів є нераціональним. Єдиним на сьогодні способом зміцнення стрижнів є теплове оброблення при температурах, вказаних у табл. 1.

Лютий Р.В., Шейко О.І., Скирденко М.В., Кушерева А.С.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗМІЦНЕННЯ СУМІШЕЙ З АЛЮМІНАТОМ НАТРІЮ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Одним із перспективних напрямів у розробленні та використанні холоднотвердних сумішей (ХТС) є використання алюмінату натрію як неорганічного зв'язувального компонента (ЗК).

Відоме використання цього матеріалу у протипригарних покриттях (в тому числі для лиття за моделями, що газифікуються) при виготовленні чавунного і сталевих литва [1]. Також відома формувальна суміш, яка складається з корунду Al_2O_3 та ЗК алюмінату натрію $NaAlO_2$. При вибиванні форми легко розмиваються водою, тому що алюмінат – це водорозчинна сіль. Із розчину, який утворився, знову отримують $NaAlO_2$, отже він є ЗК з оборотним характером зміцнення.

На сьогодні стрижневі суміші із алюмінатом натрію не знайшли широкого застосування в ливарному виробництві, оскільки для їх зміцнення потрібне теплове сушіння [2], що знижує ефективність його застосування.

Алюмінат натрію має багато спільного з широко відомим у технологіях формоутворення рідким склом. Його, також як і рідке скло, представляють як комбінацію складових – Al_2O_3 та Na_2O . При цьому виявляють таку характеристику як каустичний модуль (мольне співвідношення Na_2O до Al_2O_3) [3].

Приготування цього ЗК здійснюють розчиненням гідроксиду алюмінію $Al(OH)_3$ в концентрованому розчині $NaOH$, тоді як для приготування рідкого скла змішують кремнезем SiO_2 з $NaOH$. Можливо є схожими фізико-хімічні процеси, які призводять до зміцнення сумішей із цими ЗК.

Твердіння рідкого скла є процесом гелеутворення: золь кремнієвої кислоти переходить у гель і зміцнюється на поверхні зерен наповнювача. Можливо, що подібне гелеутворення відбувається і в алюмінаті натрію. В такому разі цим процесом можливо управляти додаванням різних хімічних реагентів, які впливають на коагуляцію алюмінату і призводять до зміцнення суміші при нормальній температурі.

У проведених дослідженнях до суміші на основі кварцового піску ZK_5O_3025 із 5% розчину алюмінату натрію з каустичним модулем 1,0 додавали затверджувачі, які використовують для затвердження сумішей із рідким склом. Крім них використано декілька інших речовин.

Виготовляли конічні проби в алундових чашечках з діаметром більшої основи 15 мм і висотою близько 20 мм. Суміш в оснащенні ущільнювали вручну, після чого зразок вилучали на паперову підставку. Затверджувачі наносили на поверхню зразків загальним об'ємом 0,5...0,6 мл. Реактив розподілявся по поверхні зразка, частково проникаючи усередину, але об'ємного просякання не було. Таким чином, була можливість відрізнити динаміку твердіння зони зразка, куди потрапив реактив, і зони, де його немає. Динаміку зміцнення контролювали голкою $\varnothing 1$ мм, обережно встромляючи її у зразок. Дану операцію

проводили відразу після нанесення крапель реактиву, а також через 15; 30; 45; 60; 120; 180 хв і через день.

Результати дослідження наведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Динаміка твердіння суміші з алюмінатом натрію та різними затверджувачами

Інд.	Затверджувач	Час з моменту приготування проб, хв							
		0	15	30	45	60	120	180	24 год
1	тетраетоксисилан	–	–	–	–	+	+	+	+
2	гексан	–	–	–	–	–	–	–	+
3	ефір «ГАРТ»	–	–	–	+	+	+	+	+
4	лимонна кислота (20%-й водний розчин)	–	–	–	–	–	–	–	+
5	щавлева кислота (10%-й спирт. розчин)	–	–	–	–	–	–	+	+
6	пероксид водню	–	–	–	–	–	–	–	+
7	ортофосфорна кислота	–	–	+	+	+	+	+	+

Примітка: «+» відбувається зміцнення; «–» зміцнення відсутнє

Із речовин, які застосовують для зміцнення сумішей з рідким склом, відносно позитивний результат отримано лише з універсальним ефіром «ГАРТ» та ортофосфорною кислотою. Із суміші з алюмінатом натрію і 5% розчину лимонної кислоти виготовлено стандартні циліндричні зразки та через 24 год після цього визначено властивості. Міцність при стисканні становить 0,51 МПа, а обсапаємість 0,12%.

На основі проведених досліджень встановлено, що затверджувачі, які використовуються для формувальних і стрижневих сумішей із рідким склом, для сумішей з алюмінатом натрію виявились малоефективними, тому що не досягнуто холодного зміцнення сумішей. Подальші дослідження будуть направлені на пошук затверджувача для алюмінату натрію.

Література:

1. Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К., Мацашек И. Формовочные материалы и смеси. – К.: Вища школа, 1980. – 416 с.
2. Романов М.К., Порхунув Р.В., Лисихин Б.М., Полякова Т.А. Стержневые смеси на основе алюминатных растворов // Литейное производство, 1990. – №4. – С.14.
3. Сычев М.М. Неорганические клеи. – Л.: Химия, 1974. – 160 с.

Мазорчук В.Ф., Репях С.И., Узлов К.И., Усенко Р.В., Дзюбина А.В.

(НМетАУ, г. Днепр)

ПОЮЩАЯ БРОНЗА

E-mail: 123rs@ua.fm

Низкое внутреннее трение и высокие механические свойства – одни из основных требований к любому материалу, который используют для изготовления колоколов и колокольчиков, бубенцов, бил, поющих чаш, звучащих элементов музыкальных инструментов ударного типа (тарелки, гонги, треугольники, чаймсы и др.), звукопроводов и т.п.

В Украине церковные колокола (басовые: благовестник, праздничный, полиелейный, воскресный, постовой; теноровые, альтовые, триольные) производят промышленные компании в числе которых ПАО "Нововолынский литейный завод", "Златовест", "Тризвон", "НПП" Благовест-1" и т.д.

Мировыми лидерами производства звучащих элементов музыкальных инструментов ударного типа являются компании: Sabian (Канада), Zildjian (США), Meinl (Германия), Paiste (Швейцария). В Украине производителем подобной продукции является компания Zalizo – первый национальный бренд, созданный в 2010-м году.

Поющие чаши (гималайские или тибетские чаши, чаши рин или судзу) – разновидность безъязычного колокола в форме чаши. Такой колокол в Азии является неотъемлемым атрибутом ряда религиозных обрядов. В настоящее время поющие чаши также используют как музыкальный инструмент, например, во время медитации и релаксации, для лечения заболеваний, связанных с нарушением биоритмов пациента, а также при исполнении музыки самых различных музыкальных стилей и направлений.

Как правило, колокола и звучащие элементы музыкальных инструментов ударного типа изготавливают из бронз или латуней. Химический состав некоторых таких сплавов приведен в табл. 1 и 2.

Таблица 1 – Состав литейных медных сплавов

Сплав	Массовая доля, % (остальное – Cu)							
	Zn	Ni	Pb	Sn	Fe	Si	Mn	Sb
БрО21				20...22,5				
БрО18				17,5...19				
БрК6Мц						5,5...6,5	1...2	
БрК5ЖЦС	1...2		1...2		0,5...1	4,5...5,5		
БрО9Су11С			0,08...0,16	8...10				10,6...11,5
ЛЦ16К4	15...17					3...5		
ЛЦ44Н4С3О2	43...45	4...5	3...4	1...3	до 1			

Таблица 2 – Состав пластически деформируемых медных сплавов

Сплав	Массовая доля, % (остальное – Cu)				
	Zn	Ni	Sn	Mn	Al
БрО12			11...13		
БрО10			9...11		
БрО8			7...8		
БрМн15Ц15А (Meinl FX9)	14...16			14...16	0,8...1,2
ЛЦ38 (Brass)	37...39				
Нейзильбер (Nickelsilver)		11...13			

Из числа используемых сплавов наиболее высокими акустическими свойствами обладает оловянная бронза БрО21 (колокольная бронза).

Микроструктура этой колокольной бронзы гетерогенна и состоит из насыщенного α -твердого раствора олова в меди и интерметаллидов $Cu_{31}Sn_8$.

С повышением содержания олова в колокольной бронзе увеличивается не только количество интерметаллидов, но и повышается качество и продолжительность ее звучания. Вместе с тем, чрезмерное количество интерметаллидов в структуре колокольной бронзы делает ее хрупкой даже при комнатной температуре. В связи с этим, максимальное содержание олова в колокольной бронзе ограничивают указанным выше значением, а крупные колокола и тарелки нередко изготавливают с пониженным (18...20%, по массе) содержанием олова. Колокола из колокольной бронзы БрО21 характеризуются большой продолжительностью и высоким качеством звучания (благозвучием), термически не обрабатываются.

При температуре ниже $-20...-25$ °С колокольная бронза становится хрупкой, что повышает вероятность разрушения колоколов при ударе в них. Со временем под воздействием переменных климатических условий колокольная бронза становится "рыхлой", издаваемый колоколом звук становится более низким и длительным.

Существенным недостатком классической колокольной бронзы также является её относительно высокая стоимость, что обусловлено значительным содержанием в ней олова.

В этой связи целью проведенной работы была разработка менее дорогостоящего сплава (бронзы) при сохранении или повышении продолжительности звучания и тембрового диапазона изделий из него.

Результат выполненных исследований – первая украинская поющая бронза, механические свойства которой (при 18 ± 1 °С) в сопоставлении с показателями бронзы (БрО21) приведены в табл. 3.

Таблица 3 – Механические свойства разработанной и классической колокольной бронзы (БрО21)

Бронза	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	φ , %	КСУ, Дж/см ²
БрО21	220...274	160...187	2...4	1...2	31...34
Разработанная	310...400	300...380	2...5	1...4	70...85

С технологической точки зрения, разработанная бронза характеризуется хорошей жидкотекучестью расплава и трещиностойкостью, высокой ударной стойкостью при отрицательных температурах, повышенной сопротивляемостью коррозионному растрескиванию при неизменной величине растягивающей деформации на воздухе и в нейтральном соляном тумане. Коэффициент условно свободной линейной усадки разработанной бронзы составляет ~1,4%, коэффициент абсолютно затруднённой линейной усадки – 0,7%.

Акустические параметры разработанной бронзы оценивали на литых тарелках малого диаметра, в том числе и после их термической обработки. При одинаковой громкости звучания, благозвучии, одинаковой или большей продолжительности звучания тарелки из разработанной бронзы, как и тарелки из колокольной бронзы, имеют три обертона, которые проявляют себя в более широком, чем у колокольной бронзы, частотном диапазоне (рис. 1).

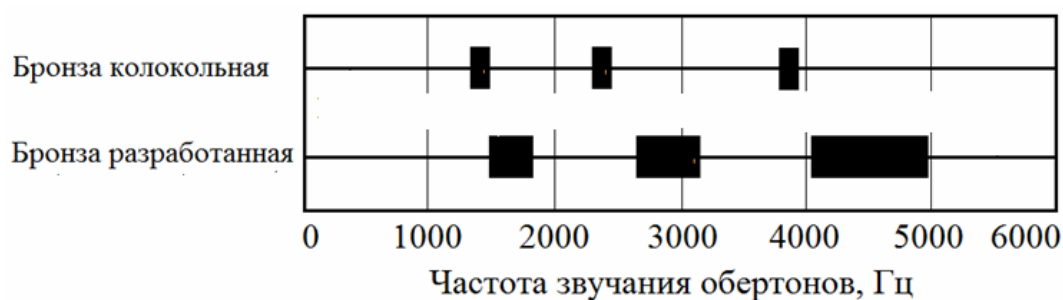


Рис. 1. Частотная диаграмма звучания тарелок из колокольной (БрО21) и разработанной бронзы

При этом высота тона звучания варьируется размерами и формой тарелки, составом бронзы или, при необходимости, соответствующей термической обработкой изделия. Применение разработанной бронзы позволит изготавливать не только новые виды литых звучащих элементов музыкальных инструментов, колокола и колокольчики, но и, практически, весь ряд элементов известных музыкальных инструментов в числе которых тарелки типа Crash, Ride, Sizzole, Splash и т. п.

Максюта І.І., Квасницька Ю.Г., Михнян О.В., Нейма О.В.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ РОЗЧИНЕННЯ ППС-МОДЕЛЕЙ ПРИ ЛИТТІ У КОМПЛЕКСНОМОДИФІКОВАНІ КЕРАМІЧНІ ФОРМИ

Виготовлення тонкостінних виливків відповідального призначення для деталей ГТД з жароміцних сплавів з рівновісною та орієнтованою структурою способом ЛВМ – трудомісткий процес, що відрізняється високим відсотком браку. Забезпечення високої надійності і ресурсу роботи таких виробів може здійснюватися вдосконаленням існуючих технологічних процесів. Наприклад, підвищення розмірної точності і чистоти поверхні деталей можна досягти при застосуванні лиття в комплексномодифіковані оболонкові керамічні форми з використанням моделей, що розчинюються, зі спіненого полістиролу (ППС).

Важливим фактором у технології отримання лопаток, передусім, з орієнтованою структурою, є вибір більш термо- та хімічностійких вогнетривких матеріалів для тиглів, форм та стрижнів. Одним з методів збільшення міцності форми та підвищення її хімічної інертності є модифікування вогнетривких формувальних композицій на основі корунду або кварцу. В якості модифікаторів, як показали багаторічні дослідження ФТІМС НАН України, доцільно застосовувати дрібнодисперсні порошки таких металів, як алюміній, кремній, оксиди яких взаємодіють з основою і при нагріванні утворюють більш міцні хімічні сполуки у вигляді муліту. Як показали проведені дослідження, товщина зміненого шару вилівка зменшується з 40...100 мкм при заливанні в форму по традиційній технології, до 10...12 мкм в модифіковану форму.

При отриманні виливків литтям за моделями, що розчинюються, найважливішим є швидкість розчинення ППС моделей. Як показують літературні дані, розчинення моделей, особливо великогабаритних, обчислюється годинами, що стримує масове застосування розглянутого способу. Тому визначення додаткових факторів, що інтенсифікують процес розчинення та наблизять його до технологічно прийняттого, є актуальним та економічно перспективним.

Для проведення експериментів, виходячи з попередніх досліджень, були обрані такі розчинники, як технічний скипидар (ТУ 13-0279856-74-87) та № 646 (ТУ У 24.3-00904996-004-2004). Як один із чинників підвищення кінетичних характеристик процесу розчинення, було випробувано підігрівання розчинників. Використовували зразки об'ємом 34 см³ і 103 см³ з ППС марки ПСБ-25 (EPS-EN13163), ДСТУ Б EN 13163-2013 густиною 25 кг/м³ і значно міцнішого екструдованого ППС марки 4000 CS (XPS CTO 72746455-3.3.1-2012) густиною 35 кг/м³. Температура розчинників, за умови врахування температури спалаху, становила 18, 20, 30 та 35 °С. Частина результатів досліджень представлена на рис. 1.

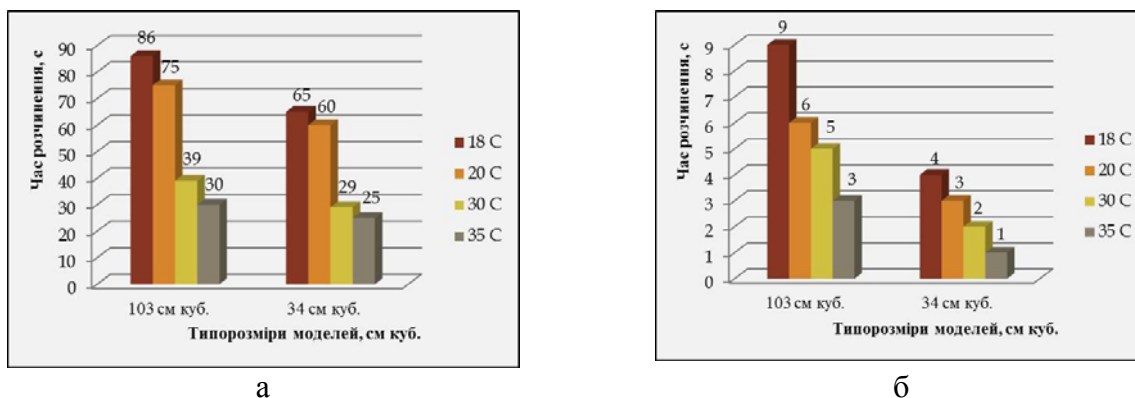


Рис. 1. Залежність часу розчинення моделей блочного ППС ($\rho = 25 \text{ кг/м}^3$) від температури розчинника: а – технічний скипидар; б – розчинник № 646

Результати досліджень термо-кінетичних особливостей процесу розчинення пінополістиролу декількох типів показали, що з ростом температури розчинника швидкість розчинення ППС стрімко збільшується у 2,5...3 рази, що сприяє зростанню продуктивності операції видалення моделей з керамічної оболонки. Слід особливо зазначити, що використання більш ефективних «гарячих» розчинників стає можливим лише за умови використання розроблених у ФТІМС НАНУ більш термо- та хімічностійких комплексномодифікованих оболонкових форм.

Малинов В.Л.

(ООО «Бюро Веритас», г. Мариуполь)

**АБРАЗИВНАЯ И УДАРНО-АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ
ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА
СИСТЕМ Fe-Cr-Mn-C И Fe-Cr-Mn-Nb, НАНЕСЕННОГО
ПОРОШКОВЫМИ ЛЕНТАМИ**

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

Материалы, применяемые для восстановления быстроизнашивающихся деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного износа, во многих случаях содержат дорогие легирующие элементы, что существенно повышает стоимость наплавленных деталей. Целью работы являлось исследование твердости, технологической прочности, абразивной и ударно-абразивной износостойкости экономнолегированного высокоуглеродистого наплавленного металла на основе систем Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-Nb. Состав шихты порошковых лент рассчитывался таким образом, чтобы обеспечить варьирование в наплавленном металле содержания легирующих элементов в следующих пределах: углерода 1,8...3,2%, хрома 13...20%, марганца 6...8% и ниобия 0...2%.

Абразивную износостойкость определяли в соответствии с методикой стандарта ASTM G-65. Между поверхностью резинового диска, вращающегося со скоростью 200 об/мин, и прижимаемого к нему с нагрузкой опытного образца, подавался кварцевый песок, частицы которого захватывались диском и изнашивали образец. При испытаниях ударно-абразивной износостойкости опытные образцы закреплялись на внутренней поверхности полого барабана $\varnothing 0,3$ м. Перед испытанием емкость барабана на 25% объема загружалась кусками абразивных корундовых кругов и на 15% стальными шарами $\varnothing 30...40$ мм, скорость вращения барабана составляла 46 об/мин. Время испытания – 6 часов, технологическую прочность наплавленного металла оценивали количеством трещин, образовавшихся на длине 250 мм при наплавке опытных образцов.

Структура наплавленного металла в зависимости от степени легирования являлась доэвтектической, эвтектической или заэвтектической. Металлическая основа во всех случаях представляла метастабильный аустенит. При легировании ниобием в ней также имелись дисперсные карбиды NbC.

Установлено, что по мере увеличения содержания в наплавленном металле углерода твердость и абразивная износостойкость возрастают, а ударно-абразивная износостойкость и технологическая прочность снижаются. Трещины в количестве от 1 до 5 имелись во всех составах наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе без ниобия. Увеличение содержания марганца от 6 до 8% снижает абразивную и повышает ударно-абразивную износостойкость. При этом повышается технологическая прочность. Так, например, в наплавленном металле, содержащем 1,8% C и 13% Cr, количество трещин уменьшается с 2 до 1. Дополнительное легирование ниобием повышает твердость, абразивную, ударно-абразивную износостойкость и технологическую прочность наплавленного металла. В наплавленном металле, содержащем 1,8% C и 13% Cr, при легировании 1% Nb трещины отсутствовали. В наплавленном металле, содержащем 2,4% C, 6% Mn, 2% Nb, увеличение содержания от 13 до 20% Cr привело к повышению абразивной и снижению ударно-абразивной износостойкости. В обоих случаях трещины в наплавленном металле отсутствовали. Для наплавки деталей, работающих в условиях умеренной ударной нагрузки, разработана экономичная порошковая лента, обеспечивающая получение наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе, который по ударно-абразивной износостойкости в 2 раза превосходит металл, наплавленный лентой ПЛ-АН 101 (ПЛ-Нп-300X25C4H2Г2), широко применяемой в производственной практике. При интенсивных ударах предложено применять порошковую ленту, обеспечивающую получение металла на Fe-Cr-Mn-C-Nb основе. Легирование ниобием повышает ударно-абразивную износостойкость на ~10% и позволяет исключить трещины в наплавленном металле.

Малинов Л.С., Бутова Д.В.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**УЛУЧШЕНИЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С
ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БОЛЕЕ НИЗКИХ, ЧЕМ ПРИ ТИПОВОЙ
ТЕХНОЛОГИИ, ТЕМПЕРАТУР НАГРЕВА ПОД ЗАКАЛКУ И ОТПУСК**

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

В настоящее время энергосбережение является чрезвычайно актуальной проблемой. Этому применительно к технологии улучшения среднеуглеродистых сталей посвящена данная работа. Объектом исследования служили стали 45, 40Х, 40ХН, 40ХН2МА. В учебной, справочной литературе и заводских инструкциях среднеуглеродистые улучшаемые стали для придания им необходимых механических свойств рекомендуется закалять из аустенитной области с небольшим превышением A_{c3} и проводить высокий отпуск. В работе изучалась возможность применения технологии улучшения с использованием более низких температур нагрева под закалку и отпуск, что снижает энергозатраты на термообработку. В отличие от того, как это общепринято, закалка проводилась после нагрева в межкритический интервал температур (МКИТ). Обычно считается, что присутствие в структуре феррита наряду с сорбитом отпуска существенно снижает прочностные свойства сталей. Интерес к термообработке с нагревом в МКИТ среднеуглеродистых сталей начал проявляться в последние десятилетия. Однако ему посвящено лишь сравнительно небольшое число работ. Влияние высокого отпуска после закалки из МКИТ на механические свойства среднеуглеродистых сталей изучено недостаточно.

При проведении исследований использовали металлографический, дюророметрический и фрактографический методы. Определяли механические свойства при растяжении и ударном изгибе.

В исследованных сталях после закалки из МКИТ создается многофазная дисперсная микронеоднородная структура, в которой наряду с сорбитом отпуска присутствует ($\leq 10\%$) феррита в виде небольших участков, равномерно распределенных в структуре и не растворившихся при нагреве карбидов. У исследованных сталей после рационального режима улучшения с нагревом под закалку в МКИТ на $\sim 10...30$ °С ниже A_{c3} и более низкого на $40...70$ °С отпуска, чем при типовой технологии улучшения, может быть получен равный или более высокий уровень механических свойств, чем после типовой термообработки и меньших энергозатратах. На механические свойства среднеуглеродистых сталей, закаленных из МКИТ, влияет время выдержки в этом интервале температур. После улучшения с закалкой из МКИТ и увеличении выдержки от 30 до 90 мин при выбранной температуре в нем происходит снижение прочностных свойств и повышение пластичности и ударной вязкости. Такое изменение механических свойств обусловлено следующими причинами. Сорбит отпуска при распаде мартенсита с повышенным содержанием углерода, образовавшегося после закалки из МКИТ и сравнительно небольших выдержек в нем, содержит большое количество карбидов. При увеличении продолжительности выдержки в МКИТ содержание углерода в аустените и, соответственно, в мартенсите после закалки снижается, а, соответственно, уменьшается количество карбидов в сорбите отпуска. Увеличение продолжительности выдержки в МКИТ целесообразно только в случае, когда необходима повышенная пластичность и ударная вязкость. Во многих случаях достаточна такая же выдержка в МКИТ, как и в аустенитной области при типовой термообработке.

Установлено, что комбинированный нагрев под закалку, включающий выдержку в МКИТ и предварительную или последующую аустенитизацию, позволяет в исследованных сталях дополнительно измельчить зерно и после высокого отпуска повысить прочностные свойства при сохранении на достаточном уровне пластичности и ударной вязкости.

Малинов Л.С., Бурова Д.В.
(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ ЭКОЛОГИЧНЫЕ СПОСОБЫ
ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛЕЙ И
ЧУГУНОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ ЗА СЧЕТ ПОЛУЧЕНИЯ
МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ**

E-mail: malinov_1_s@pstu.edu

В промышленности широкое применение нашли изотермическая и ступенчатая закалка сталей и чугунов. Они включают аустенитизацию, охлаждение в расплаве солей или щелочей до заданной температуры, выдержку при этой температуре и охлаждение на воздухе до комнатной температуры. Их недостатком является применение неэкологичных и небезопасных расплавов из-за вредных испарений или выбросов при попадании влаги на их поверхность. Кроме того, после термообработки требуется промывка изделий. В работе ставилась задача разработать способы изотермической и ступенчатой закалки, в которых было бы исключено использование расплавов и, кроме того, получена многофазная структура с метастабильным аустенитом. В результате проведенных исследований предложены нетиповые способы изотермической и ступенчатой закалки. В отличие от известных способов стали и чугуны предложено после аустенитизации охлаждать в воде до заданной температуры, при которой выдержка проводится в печи. Окончательное охлаждение осуществляют на воздухе. В ряде случаев при повышенной степени легирования сталей и чугунов после аустенитизации охлаждение до заданной температуры выдержки может быть осуществлено вместо воды потоком воздуха, создаваемого, например, вентиляторами. Тот и другой способы легко реализуемы в промышленных условиях. При необходимости сохранить неокисленную поверхность могут быть использованы при нагреве, охлаждении и выдержке в печи защитные газы. Однако для этого требуется специальное оборудование. В отличие от расплава солей вода и поток воздуха являются экологически чистыми и безопасными охлаждающими средами. Время, необходимое для охлаждения до заданной температуры, определяется предварительно на образцах - свидетелях с зачеканенной в них термопарой. Выдержку при заданной температуре (выше или ниже мартенситной точки) проводят в печи в течение времени, необходимого для получения требуемых свойств. При осуществлении способов следует получать в структуре наряду с другими составляющими метастабильный остаточный аустенит, оптимизировать его количество и степень стабильности применительно к условиям нагружения. При этом во многих случаях отпуск не требуется, что обеспечивает энергосбережение. Дополнительно снизить энергозатраты позволяет при реализации предложенного способа закалка из межкритического интервала температур доэвтектоидных сталей и чугунов с ферритно-перлитной металлической основой. При рациональных термовременных режимах термообработки предложенными способами, обеспечивающими получение многофазной структуры с оптимальным количеством и стабильностью аустенита, может быть получено уникальное сочетание механических свойств. Для подтверждения этого ниже приведен пример изотермической закалки стали 30ХГСА. Она имеет следующие критические точки: $A_{c1} = 760\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c3} = 830\text{ }^{\circ}\text{C}$. После изотермической закалки по предложенному способу: нагрев в МКИТ на $790\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка. 30 мин, охлаждение в воде до $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка при этой температуре 60 мин, охлаждение на воздухе получены следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1030\text{ МПа}$, $\sigma_b = 1160\text{ Па}$, $\delta = 25\%$, $\psi = 67\%$, $KCU = 1,4\text{ МДж/м}^2$. После типовой термообработки, включающей закалку с $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ в масло и высокий отпуск при $540\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч, охлаждение в масло механические свойства заметно ниже: $\sigma_{0,2} = 880\text{ МПа}$, $\sigma_b = 980\text{ МПа}$, $\delta = 12\%$, $\psi = 53\%$, $KCU = 1,0\text{ МДж/м}^2$. При этом энергозатраты выше. Преимуществами предложенных способов изотермической и ступенчатой закалки являются исключение применения неэкологичных расплавов солей и щелочей, энергосбережение и получение свойств, не достигаемых типовой термообработкой, включающей закалку в одном охладителе и отпуск.

Малинов Л.С.¹, Малинов В.Л.²
(¹ГВУЗ «ПГТУ»; ²ООО «Бюро Веритас», г. Мариуполь)
ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО
НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРГАНЦОВИСТОГО МЕТАЛЛА
ПОЛУЧЕНИЕМ В ЕГО СТРУКТУРЕ ВТОРИЧНОГО
МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА

E-mail: malinov_1_s@pstu.edu

Современные наплавочные материалы зачастую содержат в своем составе большое количество дорогих легирующих элементов (никеля, молибдена, вольфрама и др.). В данной работе были разработаны низкоуглеродистые наплавочные материалы, обеспечивающие получение в наплавленном металле $\sim 0,08\%$ С и, соответственно, 3, 5 и 7% Мп. За счет нагрева наплавленного металла в межкритический интервал температур (МКИТ) в нем получали наряду с другими составляющими (мартенситом, карбидами) вторичный метастабильный аустенит, претерпевающий при последующем нагружении динамическое деформационное мартенситное превращение (названный эффектом самозакалки при нагружении).

Впервые идея создания материалов с метастабильным аустенитом, превращающимся при нагружении в процессе испытания свойств или эксплуатации, была высказана и реализована при создании сталей высокой кавитационной стойкости И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем. Первые наплавочные материалы, обеспечивающие получение в наплавленном металле структуры метастабильного аустенита разработаны под руководством М.И. Разикова на основе стали 30X10Г10, созданной И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем.

Целью данной работы являлось получение наплавленного металла с многофазной структурой, в которой наряду с другими составляющими присутствует метастабильный вторичный аустенит, что в настоящее время не реализуется. Из опытных партий шихты изготовлялась однозамковые порошковые ленты сечением 10x3 мм с коэффициентом заполнения 48...50%. Наплавку проводили на следующих режимах: сила тока 450...500 А, напряжение 30...32 В, скорость наплавки 25 м/ч.

После ее завершения осуществляли нагрев в середину межкритического интервала температур (МКИТ) соответственно содержанию марганца (3, 5 и 7% Мп) на 750, 700 и 650 °С (выдержка 1 ч), после чего охлаждали на воздухе. Рентгеновским методом с использованием дифрактометра ДРОН-4 изучали фазовый состав. Испытания износостойкости наплавленного металла в условиях сухого трения проводили по схеме «колодка-ролик», а абразивной износостойкости по схеме Бринелля-Хауорта. За эталон сравнения принята износостойкость металла, наплавленного широко применяемой для восстановления деталей проволокой ПП-Нп 18Х1Г1М. С увеличением содержания марганца (3, 5, 7% Мп) в наплавленном металле в структуре наряду с α -фазой образуется, соответственно, $\sim 10 \sim 18$, $\sim 25\%$ метастабильного вторичного аустенита, почти полностью претерпевающего динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП). Металл, содержащий 3% Мп имеет наиболее высокую износостойкость после отпуска при 750 °С, с 5% Мп при 700 °С, а 7% Мп – при 650 °С, что, соответственно, в 1,5, 2,2 и 2,5 раза выше, чем у эталона после отпуска на 650 °С.

Высокая износостойкость после нагрева в МКИТ на определенную температуру обусловлена получением для каждого состава наплавленного металла оптимального количества вторичного метастабильного аустенита и степени его стабильности.

Марганцовистые наплавочные порошковые материалы технологичны при наплавке. Отпуск наплавленного металла, проводимый после наплавки, если он осуществляется в МКИТ, при отсутствии дорогих элементов, вызывающих дисперсионное твердение, обеспечивает повышение износостойкости по сравнению с металлом, наплавленным применяемой порошковой проволокой 18Х1Г1М после типового отпуска.

Малинов Л.С., Малышева И.Е.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ЗАКАЛКА ЦЕМЕНТИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫХ
ТЕМПЕРАТУР, ОБЫЧНО НЕ ПРИМЕНЯЕМАЯ НА ПРАКТИКЕ, ДЛЯ
ПОВЫШЕНИЯ ИХ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ**

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

Обычно для повышения износостойкости цементации подвергают специально разработанные для этого малоуглеродистые стали. В их поверхностном слое стремятся получить мартенситно-карбидную структуру, обеспечивающую наиболее высокую твердость. Однако известен ряд работ, в том числе авторов, показывающих положительную роль в повышении абразивной износостойкости остаточного аустенита, получаемого в структуре поверхностного слоя после термообработки. Однако такие работы немногочисленны.

Данная работа посвящена изучению абразивной износостойкости сталей после цементации, последующей закалки с повышенных температур, обычно не применяемых на практике, и низкого отпуска. Объектом исследования служили стали 09Г2ФБ, 25ХГТ, 25Х1М1Ф, 40Х, 10Г4Т. Их цементировали при 930 °С в течение 10 ч. Образцы закаливали после нагрева в интервале температур 850...1100 °С и отпускали при 180 °С. Проводились дюрOMETрические, металлографические и рентгенографические исследования. Испытания на абразивную износостойкость осуществляли на установке типа Бринелля-Хаурорта. Абразивным материалом служил корунд с размером частиц 0,3 мм. В качестве эталона выбрана соответствующая сталь после закалки с обычно принятой для нее температуры.

После закалки от 850 °С во всех исследованных сталях вблизи поверхности микроструктура поверхностного слоя представляет собой отпущенный дисперсный мартенсит, расположенные в нем карбиды и небольшое количество (10...15%) остаточного аустенита, что соответствует максимальной твердости (60...62 HRC). По мере повышения температуры нагрева под закалку от 850 до 1100 °С количество остаточного аустенита в поверхностном слое возрастает, а количество отпущенного мартенсита и карбидов уменьшается. Это приводит к снижению твердости.

При повышении температуры нагрева под закалку абразивная износостойкость в исследованных сталях изменяется по кривой с максимумом, который достигается при определенной для каждой стали температуре, более высокой, чем типовая, зависящей от химического состава стали и ее исходной структуры. Наиболее высокие температуры нагрева под закалку (1000...1100 °С) требуются для достижения максимума износостойкости у сталей, содержащих сильные карбидообразующие элементы. Указанная закономерность может быть объяснена тем, что после закалки от оптимальной для каждой стали температуры обеспечивается в поверхностном слое наиболее благоприятная структура: углеродистый отпущенный мартенсит, не растворившиеся карбиды и определенное количество метастабильного остаточного аустенита, интенсивно превращающегося в мартенсит деформации при воздействии абразивных частиц. Об этом свидетельствуют данные рентгеновского анализа, согласно которым почти весь аустенит на изнашиваемой поверхности превращается в мартенсит.

Закалка от температур, превышающих оптимальную для каждой стали, приводит к более полному растворению карбидов, что увеличивает количество аустенита и повышает его стабильность по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению, что снижает сопротивление стали изнашиванию. В том же направлении влияет рост зерна и укрупнение кристаллов мартенсита. Абразивная износостойкость исследованных цементированных сталей после закалки с повышенных, оптимальных для каждой из них температур, возрастает в 1,3...1,7 раза по сравнению с ее уровнем после термообработки по типовому режиму.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

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

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

Одним из перспективных направлений армирования поверхности является использование предложенного автором еще в 70-е годы прошлого века принципа создания регулярных макроскопических градиентов структуры и фазового состава за счет использования дифференцированных обработок. Принцип их проведения заключается в сочетании общего (объемного) и локального (местного) воздействия на материал. Последнее возможно тогда, когда механические, тепловые, магнитные и другие поля распределяются не равномерно по объему изделия, а локализуются в его отдельных участках или слоях. В результате фазовые и структурные превращения протекают не одновременно, а в разной последовательности и степени. Задачи общего и локального воздействий различны. Если в результате первого получают структуры, обеспечивающие невысокую твердость, прочность, но повышенную пластичность, то при втором – повышенную твердость, прочность и наоборот. Для локального упрочнения поверхности эффективно использование таких источников концентрированной энергии как лазерная, электроннолучевая, плазменная. Однако для этого требуется дорогостоящее оборудование.

В работе приведены результаты исследований по повышению износостойкости сталей и чугунов применением электродуговой обработки (ЭДО) неплавящимся угольным электродом за счет получения многофазной структуры, в которой наряду с мартенситом, и карбидами присутствует метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное превращение (ДДМП). Расплавление угольным электродом нелегированной или низколегированной стали в ряде случаев проводилось с использованием присадочного материала (в виде пластин, проволоки, порошка, в том числе из отходов производства) заданной толщины и химического состава, а также дополнительное науглероживание расплава позволяют получить требуемую структуру. В случае недостаточной скорости охлаждения для получения требуемой структуры из-за сравнительно небольшого сечения изделия применялась дополнительная термообработка, включающая закалку и отпуск. В качестве присадочных материалов для наплавки на сталь 45 использовались чугуны: СЧ15, ВЧ800-2 и ЧХ16М2. При этом произошло сильное диспергирование структуры. Твердость наплавки всеми чугунами составила 55...62 HRC. В исследованиях применялись металлографический, дюрOMETрический анализы. Проводилось определение по методу Бринелля-Хаурга абразивной износостойкости металла, наплавленного различными чугунами, после закалки с 900, 1000, 1100, 1150 °С. Эталоном для определения относительной износостойкости служила сталь 65Г после типового режима термообработки, включающего закалку с 820 °С и средний отпуск при 450 °С. По мере повышения температуры нагрева под закалку твердость наплавленного металла снижается, а относительная абразивная износостойкость изменяется по кривой с максимумом. У металла, наплавленного чугунами СЧ15, ВЧ800-2 и ЧХ16М2, он наблюдается, соответственно, при температурах 1000, 1100 и 1150 °С и составляет 2,8; 3,2; 3,9. Максимуму износостойкости соответствует образование после термообработки в структуре наплавленных чугунов наряду с мартенситом отпуска и карбидами 40...50% метастабильного аустенита, претерпевающего динамическое деформационное мартенситное превращение. Наиболее высокая износостойкость получена при использовании в качестве присадочного материала чугуна ЧХ16М2, что обусловлено присутствием в структуре наряду с мартенситом и метастабильным аустенитом большого количества специальных карбидов. ЭДО позволяет получить участки с различной твердостью, расположенные в шахматном порядке, в виде линий или сетки. В результате повышается не только износостойкость, но и сокращаются энергозатраты на обработку, поскольку упрочняется не вся поверхность, а лишь ее часть.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ РЯДА СТАЛЕЙ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ

E-mail: malinov_1_s@pstu.edu

Изучалось влияние остаточного аустенита в структуре широко применяющихся в промышленности сталей на износостойкость при сухом трении. В большинстве случаев остаточный аустенит рассматривается как нежелательная структурная составляющая, снижающая твердость и износостойкость сталей в условиях сухого трения. Лишь в ряде работ давалась иная оценка роли остаточного аустенита, но применительно к абразивному воздействию, а не сухому трению. До сих пор отсутствует единая точка зрения относительно влияния остаточного аустенита на износостойкость. Для выяснения этого вопроса изучалась его роль в износостойкости сталей при сухом трении, реализуемого по различным схемам

Испытания на износ проводились по схемам колодка - ролик и ролик - ролик на машине МИ-1М. Контртелом служила сталь ШХ15, термообработанная на твердость HRC 62. Давление в первом случае составляло 100 МПа, а во втором – 300 МПа. Количество остаточного аустенита и степень его стабильности варьировались за счет изменения температуры нагрева под закалку, проведением изотермической заправки, а также химико-термической и последующей термической обработок. Применялись рентгеновский, а в ряде случаев – магнитометрический анализ.

Объектом исследования служили стали ШХ15, X12M, 130Г4Ф, Температуры нагрева под закалку выбирались в интервале 800...1150 °С. Наиболее низкая температура нагрева из выбранных соответствовала обычно применяемой на практике для рассматриваемых сталей. Время выдержки при аустенитизации составляло 20 мин. После заправки в масло проводился отпуск при 180 °С в течение 1 ч.

С увеличением температуры нагрева под закалку количество остаточного аустенита в исследованных сталях возрастает, а доля мартенсита и карбидов снижается. Испытания на износ по схеме колодка – ролик показывают, что увеличение температуры нагрева под закалку может снизить износостойкость исследованных сталей при выбранном режиме испытаний, в том случае, когда образовавшийся остаточный аустенит обладает повышенной стабильностью по отношению к образованию мартенсита деформации в процессе изнашивания. При этом не обнаруживается его прирост (или он очень мал) на изнашиваемой поверхности. В том же направлении влияет повышение температуры поверхности трения сверх M_d . Если образовавшийся остаточный аустенит интенсивно превращается в мартенсит деформации, обнаруживается повышение износостойкости, что достигается оптимизацией температуры нагрева под закалку, что проявляется в сталях 130Г4Ф и X12M.

При испытаниях по схеме ролик – ролик обнаруживается похожая закономерность, заключающаяся в том, что относительная износостойкость достигает максимума после заправки с определенной для каждой стали температуры аустенитизации. Например, для сталей ШХ15, 130Г4Ф и X12M она составляет соответственно 900, 1000 и 1150 °С. При более низких или высоких температурах по сравнению с вышеуказанными температурами сопротивление изнашиванию снижается. Фазовый анализ показывает, что в поверхностном слое испытанных образцов образуется мартенсит деформации.

Максимальной износостойкости для каждой стали соответствует его определенное количество и степень стабильности, зависящие от исходных химического, фазового составов, структуры и условий нагружения. Если это не учитывать, то остаточный аустенит может не влиять или даже снизить износостойкость.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ГАЗОВОГО ПОТОКА В КАЧЕСТВЕ АЛЬТЕРНАТИВЫ НЕЭКОЛОГИЧНЫМ ЗАКАЛОЧНЫМ СРЕДАМ

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

Важным направлением в создании экологически чистого процесса термообработки, в том числе, закалки (в одном охладителе, изотермической, ступенчатой, прерывистой) является использование газового потока, скорость которого и температуру можно варьировать в широких интервалах. Пионером применения газового потока для закалки является П.П. Аносов, приоритет которого общепризнан. Возможность использования интенсивного потока воздуха для снижения температуры превращения аустенита до 500 °С в стальной углеродистой проволоке диаметром меньше 1 мм и получения трооститносorbitной структуры с высокими механическими свойствами показана еще в 40-х годах прошлого века С.С. Штейнбергом. Однако применявшиеся способы охлаждения не позволяли получить требуемую структуру в заготовках диаметром более 3 мм из всего марочного сортамента стали, предназначенного для производства высокопрочной проволоки. Позднее Л.П. Карповым установлено, что интенсивность охлаждения в потоке газа может быть такой же как при закалке в масле, расплавленной щелочи или кипящем слое. Им разработаны варианты оборудования для проведения светлой закалки и отпуска в потоке инертных газов. В начале 70-х годов автором предложена и совместно с В.Г. Сорокиным реализована термообработка различных сталей газовым (воздушным) потоком, скорость которого варьировалась от дозвуковой до сверхзвуковой (0,7; 1,4; 1,6 М; М – число Маха). Закалить на мартенсит углеродистые стали удается при скорости 1,6 М. Для легированных сталей с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита скорость газового потока может быть значительно ниже. При этом скоростной газовый поток был использован не только для охлаждения, но и для наклепа поверхности за счет введения частиц наполнителя. Существенный вклад в использование скоростного газового потока при вакуумной термообработке сделан в НИЦ ХФТИ В.М. Шулаевым с сотрудниками. Обычно для больших скоростей газового потока требуется высокое давление, что очень удорожает печное оборудование. В отличие от этого предложены специальные газовые спрейеры, позволяющие обеспечить высокую скорость газа при сравнительно небольшом давлении. Исключительно перспективно использование скоростного газового потока при патентировании проволоки. В работе Б.Ф. Марцинева с сотрудниками установлено, что в катанке \varnothing 6,5 и 8,0 мм из стали 80 и \varnothing 6,5 мм из ШХ15, нагретых до 1000 °С. при скоростях охлаждения воздушного потока 20...100 м/с можно в интервале температур 600...500 °С осуществлять превращение аустенита в ферритокарбидную смесь с максимальной дисперсностью. Это обеспечивает благоприятное сочетание прочностных и пластических свойств. Полученные данные были реализованы на новой линии охлаждения стана 150 Белорецкого меткомбината. Линия включает участок интенсивного охлаждения, позволяющего быстро снизить температуру катанки до 425...550 °С, и участок конвективного термостатирования, обеспечивающего изотермическую выдержку при требуемой температуре. Участок интенсивного охлаждения оборудован камерами струйной подачи воздуха с мощными вентиляторами, обеспечивающими скорость потока 75 м/с. Охлаждение катанки \varnothing 6,5 и 8,0 мм на этой установке позволяет получить структуру и свойства, характерные для патентированной стали при использовании для охлаждения расплавов свинца и солей. Применение защитных газов исключает окисление.

Газовый (воздушный) поток должен быть использован в дальнейшем для изотермической, ступенчатой, прерывистой закалки и других видов термической, химико-термической, деформационно-термической обработок.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

ПОЛУЧЕНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ БОЛЬШОЙ ТОЛЩИНЫ, НЕ РЕАЛИЗУЕМЫХ ИЗВЕСТНЫМИ СПОСОБАМИ

E-mail: malinov_1_s@pstu.edu

Одним из широко применяемых методов повышения износостойкости и жаростойкости сталей является диффузионная металлизация. Известный способ, например, хромирования, и другие, подобные ему, осуществляемые диффузионным легированием с применением газового контактного метода с использованием порошковых смесей, требуют большой продолжительности процесса и позволяет получить износостойкие слои сравнительно небольшой толщины, не превышающей десятых долей миллиметра. В условиях интенсивного изнашивания 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 оболочка жидкой фазы, 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 оболочки жидкой фазы используется сплав, содержащий необходимые для покрытия компоненты и имеющий более низкую температуру плавления, чем легируемая сталь и насыщающая смесь. Температура диффузионного легирования должна быть выше температуры плавления легкоплавкого сплава и ниже температуры плавления металлируемой стали. Могут быть реализованы многочисленные варианты предложенного способа, так как применимы разнообразные варианты нагрева, нанесения легкоплавких сплавов, различные составы их и насыщающих сред. Одним из простых способов создания многокомпонентных диффузионных покрытий большой толщины является газовый контактный метод с использованием насыщающей смеси, содержащей металлы или ферросплавы, инертную добавку и галогенид. Изучалось получение покрытий системы Fe-Cr-Mn-S. Жидкая фаза при температуре процесса создавалась расплавлением наплавных элементов, устанавливаемых на поверхности стального образца.

Наплавные элементы в виде пластин диаметром 25 мм и толщиной 4 мм изготавливались из чугуна по составу, близкому к эвтектическому. Образцы из стали 45 диаметром 25 мм и высотой 18 мм с установленными на их упрочняемой поверхности наплавными элементами помещали в контейнер с насыщающей смесью, которая уплотнялась. После этого контейнер герметизировали и помещали в печь, температуру которой повышали до 1180...1200 °С и выдерживали 0,5...1,5 ч. После насыщения были получены различные структуры белых хромомарганцевых чугунов. Наиболее удачными оказались диффузионные покрытия следующего состава: 2,5% С, 12...15% Cr, 4...7 %Mn. Они обладают наиболее 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 диффузионных покрытий различного химического состава большой толщины при значительном сокращении длительности процесса.

Мельник Х.Р., Кухар І.С.

(Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)

КОРОЗІЙНА ПОВЕДІНКА СТАЛІ X18H10T У РОЗПЛАВІ СВИНЦЮ

E-mail: kristinameln@gmail.com

Однією з небажаних властивостей розплавів свинцю є процеси корозійного пошкодження поверхневих шарів сталей за тривалої експлуатації. Тому дослідження та вивчення різних аспектів впливу розплаву свинцю на корозійну поведінку сталей аустенітного класу є актуальним для перспективного розвитку ядерних технологій.

Досліджували зразки сталі аустенітного класу X18H10T (Fe-18Cr-10Ni), виготовлені з листового матеріалу завтовшки 1 мм. Для зняття напружень зразки після виготовлення піддавали відпалу за температури 1000 °С у вакуумі з наступним пічним охолодженням (30 хв).

Корозійні випробування здійснювали ампульним методом у статичних ізотермічних умовах, які характерні для застійних зон теплообмінних систем із рідкометалевим теплоносієм. Зразки розміщували в окремих алундових тиглях, які заповнювали розплавом свинцю ($C_{[O]Pb} = 2 \cdot 10^{-6} \dots 10^{-7}$ мас. %) у барокамері за 350 °С. Заповнені свинцем тиглі встановлювали у захисні сталеві ампули, які заварювали для унеможливлення потрапляння кисню з атмосфери і розташовували їх у зоні нагріву вакуумної печі. Дослідження проводили за температури 550 °С і витримок: 250, 500, 1000 год.

Встановлено, що збільшення часу експозиції, не змінюючи структури матриці, викликає пошкодження поверхневих шарів, яке проявляється у розтравлюванні меж зерен, витравлюванні фрагментів зеренної структури та проникненні розплаву свинцю у глибину матриці. Металографічними дослідженнями встановлено, що активація означених процесів починається з експозиції 500 год (рис. 1).

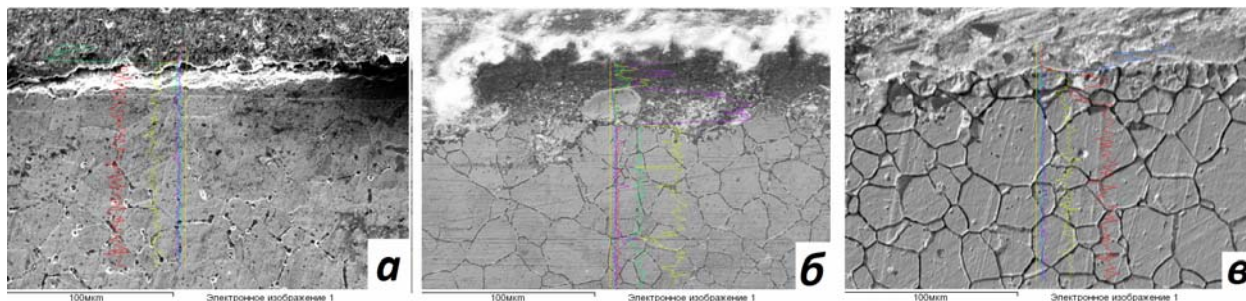


Рис. 1. Структура поверхнього шару сталі X18H10T у вихідному стані (а) та після витримки у свинці за температури 550 °С протягом 500 (б) і 1000 (в) год

Зазначені структурні зміни у приповерхневих шарах сталі несуттєво впливають на рівень мікротвердості після експозиції 250 та 500 год. Після експозиції 1000 год в результаті пошкодження поверхні та проникнення свинцю межами зерен спостерігається зниження твердості матриці і, особливо, поверхневих шарів.

За даними мікрорентгеноспектрального аналізу характер корозійних пошкоджень, властивий витримці 500 год, зберігається і після витримки 1000 год. При цьому кількість ділянок з підвищеним ступенем травлення та їх протяжність вглиб сталеві матриці збільшується (рис. 1). Як і після 500 год, спостерігається розчинення у свинці як легувальних елементів Cr, Ni, Mn, так і заліза.

Таким чином, для сталі X18H10T у свинці з низькою концентрацією кисню ($C_{[O]Pb} = 2 \cdot 10^{-6} \dots 10^{-7}$ мас. %) за 550 °С процес корозії характеризується проникненням розплаву по розтравлених межах зерен у сталеву матрицю з одночасним розчиненням легувальних елементів Cr, Ni, Mn.

Михальченко В.С.¹, Покойовий С.В.¹, Габ А.І.¹, Малишев В.В.^{1,2}
(¹Університет «Україна»; ²Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ)
**ЕЛЕКТРОХІМІЧНА ПОВЕДІНКА ТА ПОЛІРУВАННЯ МОЛІБДЕНУ В
НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНИХ РОЗПЛАВАХ**
E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

З аналізу циклічної вольтамперограми молібденового електроду в розплавленому карбаміді випливає, що молібден електрохімічно розчиняється в розплавленому карбаміді без пасивації. Згідно з даними гравіметричного методу аналізу, при електрохімічному розчиненні в розплавленому карбаміді молібден переходить в розплав у вигляді шестивалентних іонів.

Електронні спектри поглинання (ЕСП) знімали під час анодного розчинення Мо в карбамідному розплаві при густинах струму $i = 5...50 \text{ mA/cm}^2$. На ЕСП зафіксовані смуги переносу заряду при 28000, 33000, 38000 cm^{-1} , які характеризують утворення ізоціанатних октаедричних комплексів типу $[\text{Mo}(\text{NCO})_6]$. Інфрачервоні спектри швидкоохолодженого розплаву карбаміду після електролізу підтверджують ці результати.

Цикловольтамперограма Мо електроду, знята в евтектичному розплаві карбамід- NH_4Cl , показує, що молібден електрохімічно розчиняється без пасивації. За даними гравіметричного та спектроскопічного аналізів встановлено, що при електрохімічному розчиненні молібден також, як і в розплавленому карбаміді, переходить у розплав у вигляді йонів Mo(VI) .

Відновлення йонів молібдену (VI) відбувається ступінчасто в два етапи. Виходячи з форми кривих, зроблено припущення, що обидва процеси відповідають однаковій кількості електронів, що беруть участь у процесі розряду. Подальше відновлення Mo(III) відбувається до металу. Внаслідок електролізу одержано гальванічні осади на міді. Рентгенофазовий аналіз показав, що вміст чистого металу в катодному осаді невеликий (приблизно 5...7%), основну частину осаду складають оксигалогенідні сполуки нижчих ступенів окиснення молібдену.

Аналіз анодної частини вольтамперограми молібденового електроду, знятої в розплаві ацетаміду при 100 °С, свідчить про те, що Мо розчиняється в розплаві без пасивації. За допомогою гравіметричного та спектроскопічного аналізів встановлено, що при електрохімічному розчиненні метал переходить в розплав у вигляді йонів Mo(VI) . Додавання NH_4Cl до розплаву ацетаміду змінює форму циклічної вольтамперограми Мо електроду. Через збільшення електропровідності розплаву кут нахилу анодної кривої суттєво збільшується. Розчинення металу протікає без яких-небудь обмежень. Дані ЕСП і ІЧ-спектроскопії свідчать про те, що при анодному розчиненні Мо в розплаві ацетамід- NH_4Cl утворюються змішані хлоридно-імідні комплекси типу $[\text{MoCl}_4(\text{CH}_3\text{CONH}_2)_2]$.

На основі проведених досліджень розроблено спосіб електрохімічного полірування поверхні молібдену. Карбамідні розплави не можуть бути використані для електрополірування молібдену, тому що внаслідок великої швидкості розчинення мають місце значні витрати металу. В ацетамід-хлоридному розплавленому електроліті при зніманні декількох циклів вольтамперної кривої спостерігається пасивація поверхні молібдену, що дає змогу електрохімічно відполірувати метал. При цьому застосування ацетамідвмісного розплаву в якості розчинника, порівняно з карбамідним, дає змогу знизити температуру процесу та електропровідність робочого розплаву, що призводить до зменшення швидкості розчинення металу, завдяки чому витрати молібдену під час електрополірування значно зменшуються.

Для обробки поверхні молібдену та його сплавів використовували евтектичний розплав ацетамід (88,7 мас. %) – NH_4Cl . Для додаткового зменшення швидкості обробки металу та підвищення ступеня блиску поверхні молібдену застосовували поверхнево-активну речовину у кількості 1,5...2,0 мас. %. Електрополірування молібдену проводили у відкритій ванні реверсивним струмом ($i = 200...400 \text{ A/m}^2$) протягом 5 хвилин електролізу. Клас чистоти поверхні при цьому збільшується на три порядки, а блиск досягає 85%. Якість поверхні Мо після електрохімічного полірування відповідає всім вимогам, що висуваються до полірованої поверхні.

Міненко А.Л.¹, Ромашко М.В.¹, Шахнін Д.Б.¹, Малишев В.В.^{1,2}
(¹Університет «Україна»; ²Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ)
ЕЛЕКТРОХІМІЧНА ПОВЕДІНКА ТА ЕЛЕКТРООСАДЖЕННЯ МОЛІБДЕНУ В НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНИХ РОЗПЛАВАХ
 E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

В табл. 1 подано результати і умови електроосадження молібдену з розплавленої бінарної системи $\text{HCOONH}_4\text{-NH}_4\text{Cl}$ з використанням постійнострумового і зміннострумового методів.

Табл. 1 Експериментальні умови і результати електроосадження молібдену в розплавлених електролітах амонійної солі при 150 °С

№	Субстрат	Склад розплаву (моль %)	Кількість електрики (кулон)	Густина струму (mA/cm^2)	Форма струму	Зовнішній вигляд осаду
1	Ni	A	5000	25	П.С.	дрібнокристалічна нерівномірна структура субстрата
2	Ni	A	5000	50	П.С.	дрібнокристалічний
3	Ni	A	5000	120	П.С.	дрібніший порошкоподібний з низьким вмістом Мо
4	Ni	A	5000	25	З.С. ton/toff = 3:1	дрібнокристалічні однорідні частинки з вищим вмістом Мо
5	Ni	A	5000	50	З.С. ton/toff = 3:1	дрібнокристалічні однорідні частинки з вищим вмістом Мо
6	Ni	A	5000	120	З.С. ton/toff = 3:1	дрібніший порошкоподібний
7	Ni	B	3000	15	З.С. ton/toff = 3:1	нещільно кристалічний

Примітка: А – з NH_4Cl ; В – без NH_4Cl ; П.С. – постійний струм; З.С. – змінний струм

Досліджено морфологію осаджених шарів в області низьких густин струму. Встановлено, що при низькій густині струму утворювався електроосаджений шар молібдену з нерегулярною кристалічною структурою. При зростанні густини струму розмір зерен осадженого шару зменшувався. Зрозуміло, що густина струму значно впливає на якість шару молібдену, осадженого з використанням постійнострумового методу. При низькій густині струму, наприклад при $i = 10 \text{mA/cm}^2$, на катоді відбувається повільне відновлення молібдат-іонів. При цьому, швидкість зростання зародків кристалічних зерен перевищує швидкість нових зародків, що призводить до збільшення розмірів зерен осадженого молібдену.

Методом СЕМ вивчено шар молібдену, електроосаджений на різні основи з розплавленої бінарної амідної системи, що містила 5 моль % Na_2MoO_4 при 150 °С. Доведено, що молібден можна осадити як на мідному, так і на нікелевому анодах.

Раніше було з'ясовано, що розчинність і Na_2WO_4 і K_2WO_4 є мінімальною для чистого розплаву і збільшується зі зростанням концентрації NH_4Cl і температури. Тому досліджено вплив додавання малих кількостей NH_4Cl на стабільність молібдату і на

морфологію електроосащеного молібдену. Результати свідчать про те, що розчинність Na_2MoO_4 є мінімальною для чистого формиату амонію і зростає зі зростанням концентрації NH_4Cl . Розчинність Na_2MoO_4 в розплавах формиату амонію є меншою порівняно з розчинністю сполук перехідних металів і зростає зі зростанням концентрації NH_4Cl . Така поведінку можна пояснити утворенням амінокомплексів з аніонами молібдату. В розплавленому формиаті амонію з додаванням NH_4Cl утворюється осад, що складається з щільних і однорідних зерен, а в розплаві без додавання NH_4Cl осаджується неоднорідний шар. Отримання осадів з вищим вмістом молібдену можливе з $\text{HCOONH}_4\text{-NH}_4\text{Cl}$ системи, в якій NH_4Cl додано в якості допоміжного електроліту. Тому дослідження комплексоутворення йонів молібдату в розплавлених амідних сумішах є досить цікавим з огляду на можливість електроосаження молібдену з низькотемпературних розплавів.

Мініцький А.В., Радчук С.В., Мініцька Н.В., Ковтун Б.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ОТРИМАННЯ ПЛАКОВАНИХ ЗАЛІЗНИХ ПОРОШКІВ ДЛЯ МАТЕРІАЛІВ КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

E-mail: minitsky@i.ua

Плакування залізного порошку металевими компонентами дозволяє отримати структуру, яка відрізняється від структури, отриманої при звичайному механічному змішуванні легувальної добавки із залізним порошком та забезпечує більш високі фізико-механічні характеристики. Це дозволяє стверджувати, що матеріали, отримані із плакованих залізних порошків, є більш перспективними з точки зору їх подальшого застосування для конструкційних матеріалів, що працюють в умовах високих динамічних навантажень.

Метою даної роботи було дослідження впливу плакування міддю на зміну фізичних властивостей частинок залізного порошку та вивчення процесу структуроутворення матеріалів на основі композиційних порошків.

Отримання плакованих порошків проводилось методом хімічного осадження із розчинів солей міді з використанням різних відновлювачів та комплексоутворювачів. Процес нанесення покриття шляхом хімічного відновлення забезпечує отримання відносно рівного по товщині і якості покриття на поверхні частинок залізного порошку (рис. 1).

Встановлено, що плакування частинок залізного порошку призводить до зміни їх форми. При цьому, товщина покриття на частинках відрізняється, що обумовлено різною поверхневою площею та формою вихідних залізних частинок. Так, на частинках з більш розвиненою поверхнею, спостерігається більш товстий шар покриття до 20 мкм.

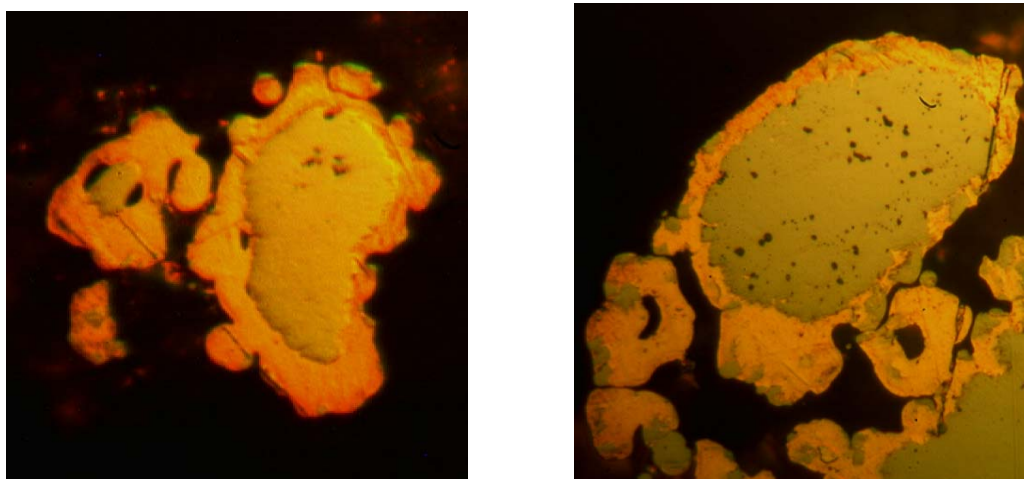


Рис. 1. Мікроструктура залізних порошків, плакованих міддю

Плакування частинок залізного порошку приводить до зменшення пористості брикетів до 5...6%, що пояснюється тим, що на цій стадії пресування відбувається переукладання частинок, а зміна форми ближче до сферичної та збільшення розміру частинок порошку після плакування призводить до зменшення контактів і, відповідно, зниження внутрішнього тертя між частинками.

Аналіз структури зразків, отриманих із композиційного порошку, показав, що після пресування спостерігається консолідація частинок залізного порошку, оточених шаром мідного покриття. Спінання зразків при температурі 1150 °С у вакуумі, призводить до ущільнення матеріалу до пористості близько 2%, що відбувається в результаті рідкофазного спікання. При цьому спостерігається витончення шарів покриття внаслідок дифузії міді у залізо.

Мусаєв В.А.¹, Попіль В.С.¹, Габ А.І.¹, Малишев В.В.^{1,2}
(¹Університет «Україна»; ²Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ)
**ПОСТІЙНОСТРУМОВЕ ЕЛЕКТРООСАДЖЕННЯ ПОКРИВІВ
ТИТАНУ НА ВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ**
E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

Електроосадження титану є важливим методом захисту від корозії у морській воді та хімічних середовищах. Зроблено багато спроб для одержання титанових електроосадів з органічних, водних і розплавлених сольових середовищ, але чистий титан добуто лише з останніх, особливо з хлоридних, фторидних і хлоридно-фторидних розплавів. З хлоридних розплавів, в основному, утворюються порошкові або дендритні осадки через існування трьох малостійких окиснених станів титану та реакцій диспропорціонування. У фторидних розплавах існують лише два окиснені стани титану; висока стійкість титаново-фторидних комплексів призводить до відновлення титану в дві стадії.

Щільні, однорідні осадки чистого титану одержано постійнострумовим електролізом розплавів $\text{NaF-K}_2\text{TiF}_6$ за температури 1223...1273 К і $\text{LiF-NaF-KF-K}_2\text{TiF}_6$ за температур 973 К і 1073 К. Проте такі покриття стають шорсткими та інколи дендритними, якщо зростають катодна густина струму і/або тривалість осадження. У хлоридно-фторидних розплавах щільні титанові покриття, так само як порошкові й дендритні осадки, можна одержати, варіюючи співвідношення $[\text{F}^-]/[\text{Cl}^-]$. Залежно від металевої основи та температури електролізу, в розплавлених солях під зовнішнім шаром титану можуть утворюватися інтерметаліди. Такі ж явища спостерігали на міді, нікелі та залізі. В технологічному аспекті слід враховувати агресивність фторидних і хлоридно-фторидних (зі значним вмістом фторидів) розплавів до конструкційних матеріалів електролізера.

Для приготування електроліту хлориди натрію та калію марки о. с. ч. сушили за температури 523...573 К протягом 10...12 год і потім переплавляли під вакуумом. Фторид натрію марки о. с. ч. попередньо сушили за температури 473...523 К і переплавляли. Трихлорид титану одержували взаємодією тетрахлориду титану із стехіометричною кількістю попередньо подрібненого йодиду титану за температури 1073...1173 К.

Постійнострумове електроосадження здійснювали на сталевих пластинах за температури 1023...1223 К, катодної густини струму 25...80 $\text{mA}\cdot\text{cm}^2$ протягом 1 год. Найвищу ефективність катодного струму (між 67 і 90%) одержали за температури 1073 К. За температури 1123 К найвищу ефективність (60%) одержали для дуже низької густини струму (25 mA/cm^2). За температури 1223 К ефективність завжди була нижче за 35%. Низькі значення ефективності струму, визначені за найвищих температур, можна пояснити більшим внеском відновлення йонів калію в загальний струм. Присутність значної кількості конденсованого калію на внутрішніх стінках електролізера підтверджує ці припущення. За температури 1073 К покриття були суцільними, але шорсткішими та більш дендритними, ніж за температури 1023 К.

Поперечні перерізи осадів являють собою один шар чистого титану після електролізів, проведених за температур 1023...1073 К і три шари для електроосадження, проведеного за температур 1123...1173 К. Електроннозондовим мікроаналізом виявлено, що шари складаються з інтерметалічних сполук Fe₂Ti (біля сталеві основи), FeTi (проміжний шар) і чистий титан (зовнішній шар). Область Кіркендала на межі поділу Fe₂Ti/сталь, яка утворена завдяки вищій швидкості дифузії заліза у титан, ніж навпаки, чітко помітна на титановому осаді, одержаному за температури 1223 К. Така область дефектів є характерною для щільноприлеглих покривів. Наявність тріщин у титанових покривах, одержаних за температури 1223 К, може бути зумовлена фазовим переходом титану з об'ємноцентрованої кубічної до гексагональної кристалічної ґратки за температури 1155 К під час охолодження. Морфологія покриву, одержаного за температури 1023 К постійнострумовим нанесенням показує, що дендрити ростуть перпендикулярно до поверхні. Нижчу ефективність катодного струму можна віднести до втрат дендритів під час електролізу та наступного відмивання.

**Нурадинов А.С., Шейгам В.Ю., Пригунова А.Г., Цир Т.Г., Шеневидько Л.К.
(ФТИМС НАН України, г.Київ)**

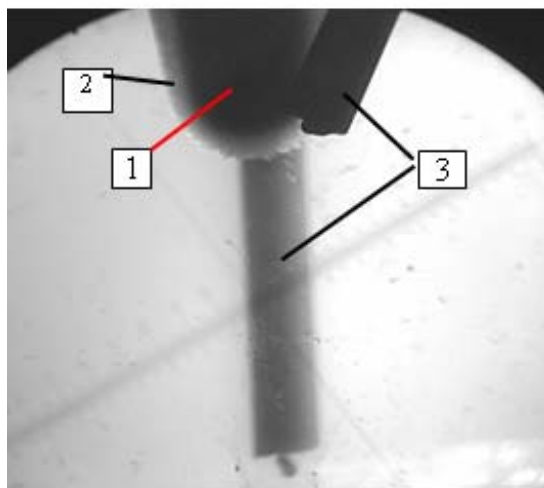
УПРАВЛЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЕМ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ПРИ ПОМОЩИ ВИБРИРУЮЩЕГО КРИСТАЛЛИЗАТОРА

Накопленные к настоящему времени экспериментальные и теоретические данные раскрывают возможность активного воздействия на процессы кристаллизации, формирование структуры и свойств отливок, слитков и литых заготовок путем использования различных приемов внешнего физического воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл (вибрация, ультразвук, электромагнитное перемешивание и т.п.). Но для эффективного управления этими процессами необходимо дальнейшее развитие теории кристаллизации металлов и сплавов на базе фундаментальных исследований процессов формирования кристаллической структуры в условиях силовых воздействий на затвердевающий металл. Широкие перспективы в этом плане представляет физическое моделирование процессов кристаллизации и структурообразования сплавов на прозрачных органических средах. В настоящей работе изучено формирование структуры отливок из сплава камфена (90%) с трицикленом (10%) под действием вибрирующего кристаллизатора в поверхностном слое затвердевающего расплава. Температура ликвидус моделирующего сплава равна 45 °С, солидус – 42 °С.

В процессе моделирования проводили эксперименты без кристаллизатора, с неподвижным и вибрирующим кристаллизатором.

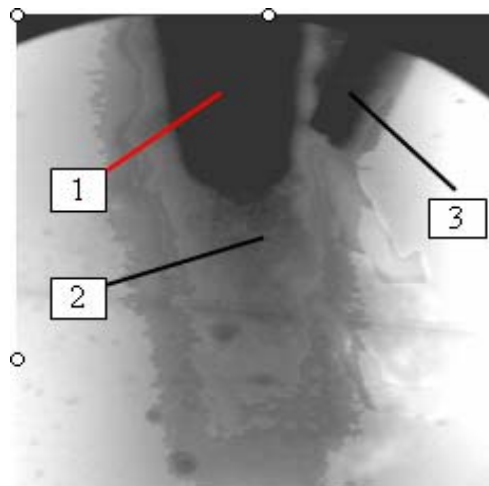
В первой серии экспериментов в форму заливали моделирующий сплав с перегревом выше температуры ликвидус (2±0,8) °С и фиксировали процесс его затвердевания. Во второй – в перегретый расплав на глубину 8...10 мм опускали неподвижный кристаллизатор, который имел комнатную температуру. При этом практически одновременно на всей его поверхности образуются кристаллы, которые растут перпендикулярно поверхности кристаллизатора (рис. 1). Затем направление роста кристаллов становится хаотичным, вплоть до полного затвердевания расплава.

В третьей серии опытов в нагретый до тех же температур моделирующий сплав устанавливали вибрирующий кристаллизатор, который, как и в предыдущем опыте, имел комнатную температуру. При введении вибрирующего кристаллизатора с него осыпаются отдельные кристаллы и их конгломераты, со временем формируя сплошной поток (рис. 2). На дне формы образуется насыпной конус кристаллов. При перемещении кристаллизатора в другое место картина повторяется. Процесс осыпания является непрерывным и позволяет создавать центры кристаллизации в заданных зонах отливки.



1 – кристаллизатор; 2 – кристаллы модельного вещества; 3 – термопары.

Рис. 1. Конгломерат кристаллов на неподвижном кристаллизаторе



1 – кристаллизатор; 2 – кристаллы модельного вещества; 3 – термопары.

Рис. 2. Поток кристаллов с вибрирующего кристаллизатора

Проведенные эксперименты по вибрации кристаллизатора в поверхностном слое затвердевающей отливки из алюминиевых сплавов полностью подтвердили результаты физического моделирования.

Таким образом, в результате проведения работ установлено, что перемещением вибрирующего кристаллизатора в поверхностном слое затвердевающего расплава можно управлять процессами кристаллизации отливок, направляя генерируемые мелкие кристаллы в требуемые места формирующейся отливки в зависимости от технических требований к детали.

Одарченко И.Б, Прусенко И.Н.
(ГГТУ им. П.О. Сухого, г. Гомель, Республика Беларусь)
**ОЦЕНКА ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ СЛОЖНОСТИ ВНУТРЕННИХ
ПОВЕРХНОСТЕЙ ОТЛИВОК КАК ЭТАП ПРОГНОЗИРОВАНИЯ
ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ**

E-mail: oda2009@gmail.com, inprusenko@gmail.com

Решение задач по проектированию и оптимизации литейных технологий связано с необходимостью оценки технологичности отливок, во многом зависящей от сложности применяемых литейных стержней. Сложность и технологические особенности литейных стержней определяют годность и качество внутренних поверхностей отливок, обеспечивая надежность посадок, контактную жесткость, теплопроводность стыков сопряженных деталей, герметичность соединений конечных деталей и узлов.

Общепринятые подходы в классификации сложности литейных стержней предполагают приближенную, комплексную оценку формирующих их показателей (геометрическая форма, размеры стержня, характеристики и количество стержневых знаков, требования к шероховатости внутренних поверхностей отливок). При этом оценка сложности литейных стержней является косвенной, во многом зависящей от опыта технолога.

Вместе с тем, современный аппарат математического моделирования и подходы, заложенные в CAD, CAM, CAE продуктах, создают возможность для комплексной разработки литейных технологий с применением автоматизированного процесса оценки сложности и учетом специфики применяемых литейных стержней. Основой для решения

такої задачі виступають сучасні програмні продукти, що дозволяють оперативно і точно проводити оцінку геометричних параметрів тривимірних моделей.

При цьому тривимірну модель литого стержня пропонується представляти сукупністю простих геометричних тіл, по геометричним даним яких проводиться розрахунок технологічно значимих характеристик стержня, таких як загальний об'єм, площа поверхні, габаритні розміри, співвідношення розмірів окремих його частин, товщина стінок, кількість, вид, розміри стержневих знаків і інші. Математична обробка отриманих даних дозволяє вивести кореляційні коефіцієнти (розмірності, тонкостінності, масивності, стійкості, контактної поверхні, термічно активних зон і др.), що характеризують умови роботи стержня і його вплив на вибір рішень у проектуванні технології виготовлення литок.

Даний принцип оцінки складності литого стержня пропонується використовувати в основі комп'ютеризованої системи прогнозування якості внутрішніх поверхонь литок. З цією метою була створена база САД моделей литих стержнів, що застосовуються для чугунних литок сільськогосподарського призначення, обробка якої дозволила виділити п'ять груп складності литих стержнів. Для кожної групи, отримані порогові дані, характеризувалися різкими відхиленнями кореляційних коефіцієнтів, що дозволяють приймати принципово інші технологічні рішення при розробці литих технологій. При цьому використання запропонованих коефіцієнтів наряду з даними про склад стержневих сумішей і експлуатаційних властивостях литих стержнів, дозволяє створити новий підхід до моделювання ймовірності утворення литих дефектів (просічок, ужимин, газових раковин, пористості, пригара, засорів, гарячих і холодних тріщин, і др.) на внутрішніх поверхнях і в тілі литок.

Панконін К.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**РОЛЬ ЯКОСТІ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ ПРИ МЕТОДІ
ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО
ВИТОПЛЮЮТЬСЯ, У ЮВЕЛІРНОМУ ЛИТВІ**

E-mail: wmemail1234@gmail.com

Метод виготовлення виливків за моделями, що витоплюються, є одним із часто застосовуваних у промисловості та має характерні переваги та недоліки, які обумовлюють область його застосування. Цей метод використовують у різних галузях, в тому числі і в ювелірному литві.

Метод лиття за моделями, що витоплюються, має низку переваг у порівнянні з іншими видами лиття: точність, якість поверхні, практична відсутність обмежень на конфігурацію виливків. Багато з перелічених переваг забезпечуються якістю вихідних матеріалів, одним з яких є формувальна суміш.

У сучасному ювелірному виробництві використовується процес лиття за моделями, що витоплюються, з використанням кремнеземно-гіпсових 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 ювелірної литви задля запобігання виникненню дефектів у виливках (рис. 1) повинні мати наступні властивості: текучість, міцність до й

після прожарювання, термостійкість, газопроникність, вогнетривкість, вибиваємість, інертність до сплавів, що заливаються та ін. [1].

Якщо форми маломіцні, то вони будуть розмиватися розплавом, що заливається, викликаючи брак виливків за геометрією форми, а дрібні частки форми, що відокремилися при цьому, будуть причиною засорів у виливках [1].

При литті у форми з низькою газопроникністю, повітря, що знаходиться у порожнині форми, й гази, що виділяються з розплавленого металу при його заливанні, не зможуть вийти через стінки форми й стануть причиною утворення у виливках внутрішньої поруватості і зниження якості їх поверхні [1].

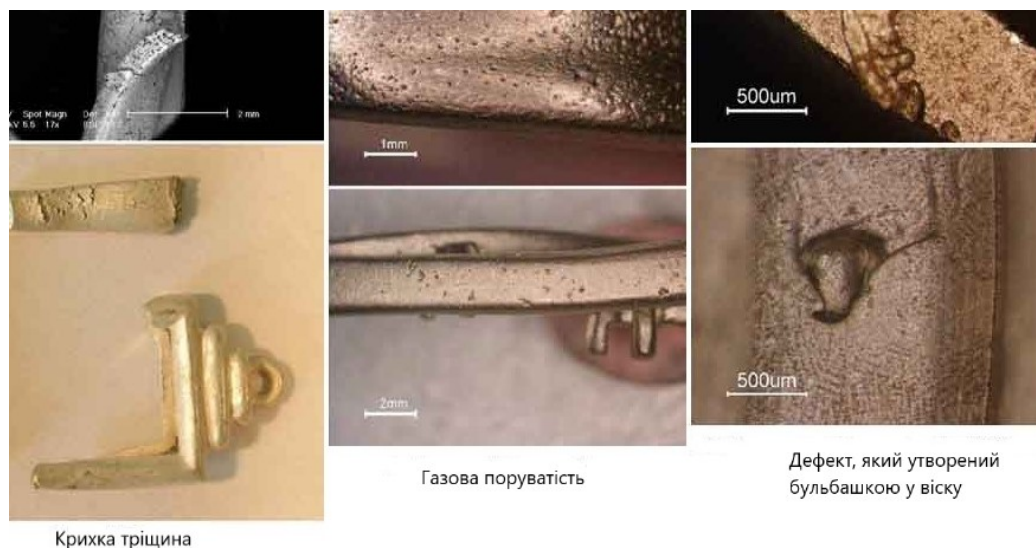


Рис. 1. Дефекти виливків через неякісну формувальну суміш [2]

Тому якість формувальних матеріалів повинна контролюватися лабораторіями, вхідним контролем матеріалів на різних етапах виробництва.

Проаналізувавши дослідження у цьому напрямку, можна порекомендувати наступний склад суміші для виготовлення оболонок моделей, що витоплюються: маршаліт (60...70%), гідролізований розчин етилсилікату (30...40%) [3].

Література:

1. Формувальні суміші для ювелірного лиття / Федоров М. М. // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2015.– № 3(36).– С.27-32.
2. http://jewelpreciousmetal.ru/technology_metallurgy_goldalloydefect.php
3. <http://pereosnastka.ru/articles/lite-po-vyplavlyaemym-modelyam>

Пекельный В.Р.¹, Золотухин А.А.¹, Габ А.И.¹, Малышев В.В.^{1,2}

(¹Университет «Украина»; ²Институт общей и неорганической химии, г. Киев)

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ НАНЕСЕНИЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ВОЛЬФРАМОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАН

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

Гальваническое осаждение вольфрама на титановые образцы марки ВТ 1-0 осуществляли методом высокотемпературного электрохимического синтеза из расплавов 95 мол. % Na_2WO_4 – 5 мол. % WO_3 при температуре 850...900 °С и катодной плотности тока 0,04...0,12 А/см² в воздушной атмосфере. Максимальная толщина покрытия – 500 мкм.

Для получения сцепленных покрытий необходимо было устранить оксидных фаз титана. Поэтому, перед осаждением вольфрама на титан последний подвергался

никелюванню из водних розчинів или поверхнюстному азотуванню в атмосфери нагретого до 600...700 °С азота. Микротвердсть вольфрама становила 4,0...4,2 ГПа.

Коррозійні випробування проводили в розчині серної кислоти (9,5 м.д.) при 70...80 °С, реєструючи во времени змінення потенціала и шкорути корозії. Шкорути корозії определяли фотоколориметрически (по количеству титана и вольфрама в розчині). Також изучали анодну и катодну поляризацию титана, вольфрама и титана с вольфрамовим покриттям при шкорути развертки 50 мВ/с. Все потенціали пересчитаны относительно нормального водородного електрода.

Потенціал корозії титана с покриттям вольфрама существенно возрастает: с $-(0,59...0,61)$ до $(0,26...0,31)$ В, переходя в пассивно-активную область титана, и всего лишь на 0,02...0,04 В не достигая потенціала корозії вольфрама. Фотоколориметрический анализ розчину проводили через 5, 10, 15 и 20 ч випробувань. Средняя шкорути розчинення титана, рассчитанная за эти промежутки времени, для образца с покриттям постоянна и составляет 0,005...0,01 г/(м²·ч). Шкорути же розчинення титана при потенціале свободной корозії равнялась 19,1...19,3 г/(м²·ч). В результате нанесения покриття шкорути розчинення титана уменьшается в 2000...4000 раз. Шкорути розчинення титана без покриття при потенціале, устанавливаемом на образцах с вольфрамовим покриттям (300...310 мВ), становила 0,41...0,50 г/(м²·ч).

Средняя шкорути корозії вольфрама из покриття с увеличением длительности коррозійних випробувань уменьшалась с 0,03...0,04 г/(м²·ч) в первые 5 ч до 0,007...0,011 г/(м²·ч) через 20 ч. Подобное изменение средней шкорути корозії во времени было также обнаружено при изучении коррозійно-электрохимических свойств вольфрама в розчинах серной и соляной кислот различной концентрации.

Согласно кривым анодной поляризации, потенціал свободной корозії титана в условиях эксперимента составляет $-(0,59-0,61)$ В. Он характеризуется областью активного розчинення с относительно низким критическим потенціалом пассивации $-(0,27...0,29)$ В) и большим критическим током. Для образца вольфрама область активного розчинення отсутствует, и он пассивен вплоть до потенціала перепассивации. Кривая анодной поляризации титана с вольфрамовим покриттям подобна кривой для вольфрамового образца и практически совпадает с ней при поляризации более 0,1 В. Потенціал образца с покриттям близок к потенціалу перепассивации вольфрама. Анодный ток в пассивной и транспассивной областях обусловлен, в основном, окислением вольфрама.

Согласно катодным поляризационным кривым, эффективность катодных процессов на вольфрамовом образце и титане с покриттям из него значительно выше, чем на непокрытом титане.

Катодная кривая вольфрама пересекает анодную кривую практически в самом начале активно-пассивной области. Поэтому при соизмеримых площадях вольфрамовый катод не способен завершить пассивацию титанового анода. Катодная кривая вольфрамового покриття пересекает анодную кривую титана в непосредственной близости от пассивной области. Поэтому покриття как катод более эффективно.

Петруша В.С., Болбут В.В., Богомол Ю.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ СПРЯМОВАНО

ЗАКРИСТАЛІЗОВАНОГО СПЛАВУ Mo – TiB₂

E-mail: petrushavdim@gmail.com

На сьогоднішній день важливо створювати та вивчати властивості тугоплавких матеріалів. Оскільки молібден має високі температуру плавлення, фізичні та механічні властивості, він може бути гарною основою для композиційних матеріалів, які під час експлуатації будуть працювати при високих тисках і температурах [1, 2]. Ці матеріали

можуть використовуватися для деталей авіаційної техніки, а саме для конструювання газотурбінних двигунів, лопаток турбін та ін.

Тому метою роботи було створення спрямовано закристалізованого сплаву Mo-TiB_2 та вивчення його структури і властивостей. Даний сплав був виготовлений методом безтигельної зонної плавки в установці «Кристал – 206». Було досліджено мікроструктуру сплаву Mo-TiB_2 , яка представлена на рис. 1.

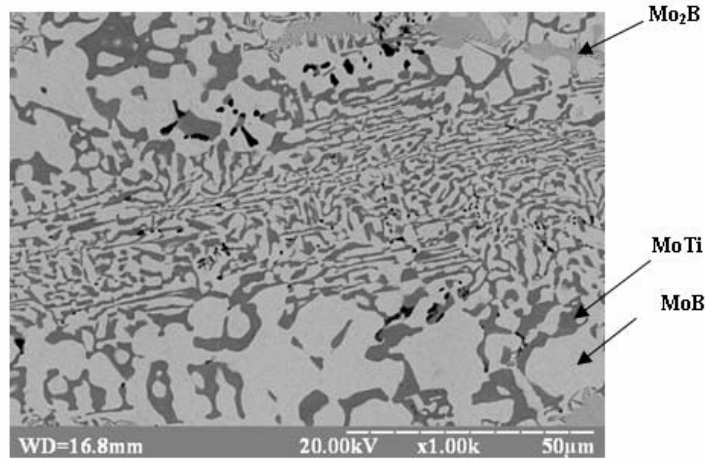


Рис. 1. Мікроструктура спрямовано закристалізованого сплаву Mo-TiB_2

Аналіз діаграм плавкості бінарних систем Mo-Ti , Mo-B та Ti-B та металографічні дослідження показали, що отриманий композит складається з матриці Mo-Ti та вкраплень MoB та Mo_2B . Даний сплав має дендритну структуру (рис. 1), в якій матриця Mo-Ti пронизана дендритними вкрапленнями MoB та Mo_2B . Металографічні дослідження підтверджуються рентгено-фазовим аналізом (рис. 2).

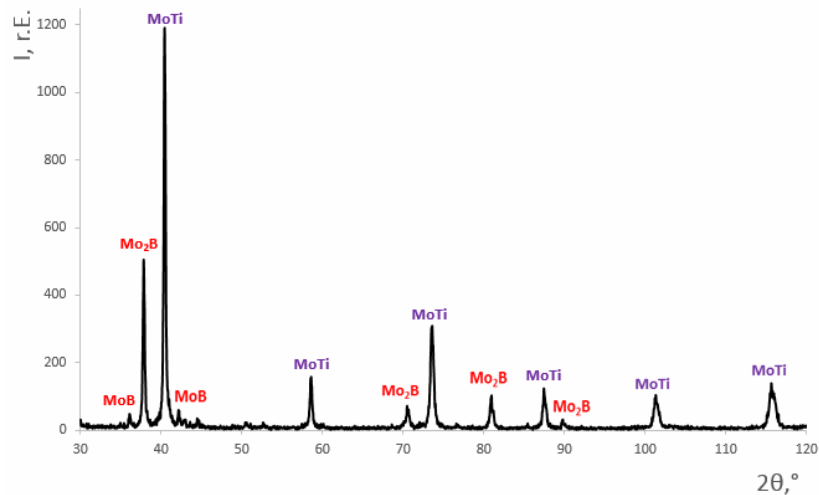


Рис. 2. Рентгено-фазовий аналіз

Досліджено мікромеханічні властивості одержаного композиту. Інтегральна мікротвердість матеріалу складала 9,62 ГПа (рис. 3), а тріщиностійкість – 4,83 МПа $\text{m}^{1/2}$ (рис.3).

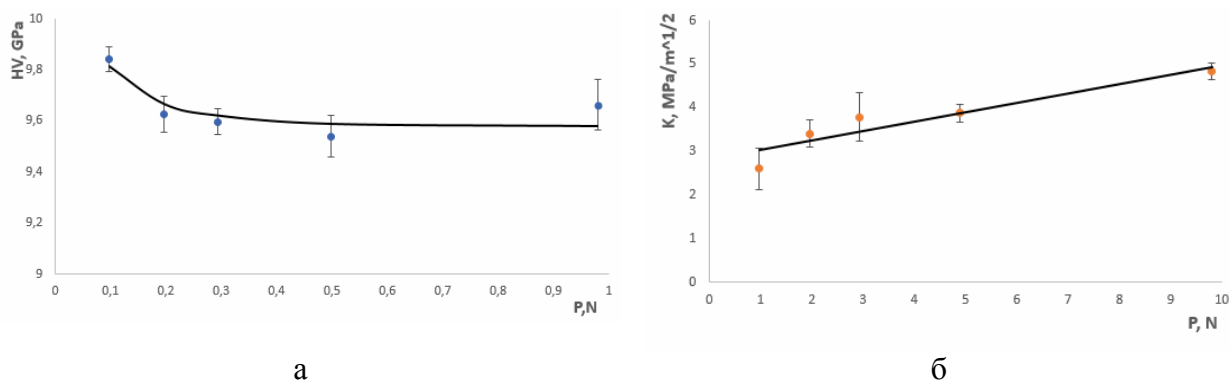


Рисунок 3 – Залежність інтегральної мікротвердості (а) і тріщиностійкості (б) Мо-ТіВ₂ від навантаження

Література:

1. Самсонов Г.В. Бориды. – М.: «Атомиздат», 1975. – 376 с.
2. Krüger M. Pulvermetallurgische Herstellung und Charakterisierung von oxidationsbeständigen Molybdänbasislegierungen für Hochtemperaturanwendungen. – Berlin: Logos, 2010.

Прилипко Е.А., Васильев Д.В.

(ІЭС ім. Е.О. Патона НАН України, г. Київ)

УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ВАННЫ В УСЛОВИЯХ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИ СВАРКЕ ПОД ВОДОЙ

E-mail: ead56@ukr.net

При подводной мокрой сварке повышенная склонность швов к образованию пор связана в основном с неизбежно высокой насыщенностью металла сварочной ванны водородом. При нарушении нормального течения процесса сварки возможны возникновения различных дефектов в строении шва, которые снижают механические свойства шва и соединения в целом, особенно их прочность. Резкое снижение растворимости газов при температуре кристаллизации в сочетании с ускоренным затвердеванием в условиях подводной сварки приводит к формированию большого количества мелких, равномерно распределенных пор. Этот процесс протекает тем сильнее, чем больше гидростатическое давление.

Изменение условий сварки существенным образом меняет структуру и механические свойства сварного соединения. Уровень прочности и пластичности подводных швов, выполняемых мокрой сваркой, во многом определяется структурой и плотностью металла. Применение какого-либо перемешивания на этапе кристаллизации оказывает существенное влияние на формирование первичной структуры, в том числе и при дуговой сварке.

В настоящее время одним из наиболее перспективных методов, является метод сварки во внешнем магнитном поле. Известно положительное влияние магнитного поля на свойства и структуру соединения при сварке многих сталей.

Управление движением жидкого металла путем выбора параметров внешнего магнитного поля позволяет изменять условия динамического равновесия ванны и, как следствие, формирование шва.

Экспериментально показано резкое снижение количества пор. При $B = 10...15$ мТл суммарный объем пор в сечении швов уменьшился по сравнению с исходными условиями

в 5...8 раз, причем в большей степени уменьшается количество крупных пор с диаметром более 16 мкм.

В итоге имитации глубины погружения до 50 м показана эффективность ВЭВ с позиции предотвращения пористости металла шва. Отмечен факт практического подавления процесса образования пор диаметром более 10 мкм и достижения высокой степени однородности мелкой пористости, где диаметр полостей не превышает 5 мкм. Утверждается, что ВЭВ является эффективным средством преодоления вредного влияния гидростатического давления окружающей водной среды на склонность швов к образованию крупной пористости.

Выполнены экспериментальные работы по оценке влияния ВЭВ на микроструктуру металла швов и показано, что в отличие от микроструктуры при штатной технологии (т. е. без ВЭВ) она является измельченной и с более слабой неоднородностью по слоям кристаллизации.

Показано, что в условиях мокрой подводной сварки применение ВЭВ позволяет повысить пластичность металла шва (δ на 66%, ψ на 33%) и обеспечить увеличение значений его предела прочности на 40...50 МПа в диапазоне значений магнитной индукции 10...15 мТл.

Таким образом, ЭМП позволяет повысить прочность в процессе кристаллизации не менее чем в 1,5 раза. Установлено, что повышение технологической прочности швов, сваренных с ЭМП, проявляется в увеличении более чем на 50% минимальной пластичности в интервале хрупкости.

Для выполнения опытных работ создано экспериментальное оборудование (соленоид и блок управления), конструкция и параметры которого оригинальны и соответствуют задаче сварки в воде.

Репях С.И., Усенко Р.В.

(НМетАУ, г. Днепр)

ФОНОННАЯ МОДЕЛЬ ВОЗНИКНОВЕНИЯ КЛАСТЕРОВ ПРИ ПЛАВЛЕНИИ МЕТАЛЛОВ

E-mail: 123rs@ua.fm

В соответствии с представлениями Линдемана, при нагреве по достижении температуры плавления ($T_{пл}$) амплитуда ангармонических колебаний ионов (атомов) в кристаллической решётке твёрдого металла увеличивается настолько, что кристаллическая структура не в состоянии сохранять свою упорядоченность и целостность. Поэтому дальнейший подвод тепловой энергии к нагреваемому металлу приводит к глобальному разрушению его кристаллической структуры – плавлению.

По мнению Линдемана, в момент плавления амплитуда ангармонических колебаний ионов в узлах кристаллической решётки возрастает до величины её периода. То есть при плавлении любой атом в кристаллической решётке может занять положение своего соседа. Если величину смещения иона (атома) при плавлении обозначить как " Δd ", а расстояние между атомами в кристалле (период кристаллической решётки) как " d ", то, в соответствии с представлениями Линдемана, плавление происходит при условии:

$$z = \zeta d / d = 1$$

Результаты более поздних исследований показали, что плавление металлов наступает при $z \ll 1$, а величину z можно рассчитать по формуле:

$$z = \frac{80000}{\Theta^2} \cdot \frac{T_{пл}}{N_A \cdot M \cdot d^2}, \quad (1)$$

где $T_{пл}$ – температура плавления вещества, К;
 Θ – температура Дебая вещества, К;
 N_A – число Авогадро ($N_A = 6,022 \cdot 10^{23}$);
 M – молекулярная масса вещества, кг.

Согласно современным представлениям, плавление металлов сопровождается как возникновением кластеров (упорядоченная область атомов со структурой близкой к кристаллической), так и активированных атомов (разупорядоченная область, межкластерное пространство).

В работе [1] Репях С.И. процесс плавления металлов рассматривает с позиции волновой теории и считает, что: 1 – кластеры образуются в период плавления (при температуре плавления металла) без появления активированных атомов; 2 – размеры кластеров соответствуют размерам тепловых (акустических) фононов в металле при температуре его плавления; 3 – активированные атомы появляются при температуре, превышающей температуру плавления металла, то есть в момент времени, когда тепловая энергия, подводимая к металлу (расплаву), приводит к повышению его температуры.

В этом случае, исходя из фононной теории плавления траектории мгновенных перемещений атомов в твёрдом металле при различных температурах можно изобразить в виде двумерных схем, представленных на рис. 1.

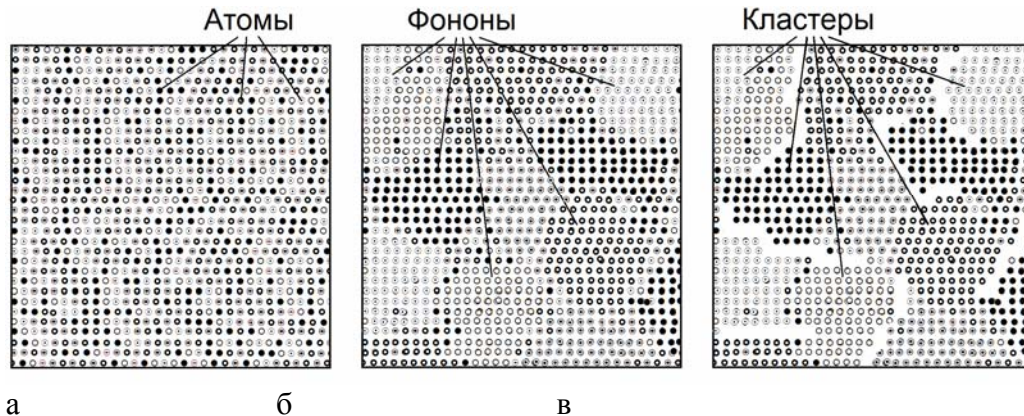


Рис. 1. Схематичное изображение траекторий мгновенных перемещений атомов в металле при $T \leq \Theta$ (а), при $T \rightarrow T_{пл}$ (б), при $T = T_{пл}$ (в)

При температуре $T \leq \Theta$ (см. рис. 1, а) атомы в узлах кристаллической решётки твёрдого металла совершают разнонаправленные беспорядочные колебательные движения около своей точки условного равновесия. С повышением температуры (см. рис. 1, б) возрастает как амплитуда колебательных движений атомов, так и число атомов, которые участвуют в синфазном движении, образуя квазичастицы (фононы). По достижении температуры плавления в синфазном движении задействованы практически все атомы. При этом мгновенные коллективные однонаправленные перемещения атомов приводят к разрыву (см. рис. 1, в) части межатомных связей – появлению кластеров и, соответственно, переходу металла из твёрдого в жидкое состояние. То есть, по мнению С.И. Репяха, кластер при температуре плавления – это по сути “материализованный” фонон. Исходя из этого, радиус кластеров при температуре плавления кристаллического вещества рассчитывают по формуле [1]:

$$r_{кл} = 1,2 \cdot 10^{-10} \cdot \frac{w}{\Theta}, \quad (2)$$

где $1,2 \cdot 10^{-10}$ – коэффициент, с·К;

w – скорость распространения звука в твёрдом веществе при температуре $T_{пл}$, м/с;

Θ – температура Дебая вещества, К.

Результаты расчёта радиусов кластеров при температуре плавления некоторых металлов и углерода по формуле (2) представлены в табл. 1.

В соответствии с данными табл. 1, радиус кластеров веществ при $T_{пл}$ находится в пределах от 0,92 нм у W до 2,76 нм у Cs, что удовлетворительно согласуется со значениями $r_{кл}$, рассчитанными по известным экспериментальным данным К.П. Бунина, А.М. Самарина, А.А. Вертмана и других учёных и исследователей.

Таблица 1 – Теоретические величины радиусов кластеров при температуре плавления металлов

Металл	Li	Na	K	Cs	Cr	Fe	Ni	Co	W
$r_{кл}$, нм	1,43	1,67	2,12	2,76	1,44	1,61	1,73	1,34	0,92
Металл	Mg	Al	Ti	Pb	Sn	Cu	Ag	Au	V
$r_{кл}$, нм	1,73	1,56	1,78	2,54	1,99	1,48	1,56	1,91	2,19
Металл	Zn	In	Ga	Be	Hg	Sb	Pd	Cd	Bi
$r_{кл}$, нм	1,59	2,04	1,38	1,50	1,87	1,13	1,89	1,67	2,01

Косвенным подтверждением теории “фононной” природы возникновения кластеров при плавлении металлов может являться степень совпадения значений расчётных и экспериментально определённых каких-либо фундаментальных величин для ряда металлов.

Таблица 2 – Результаты расчётов по формулам (1)...(3)

Металл	z	n_k	$\Delta H_{исп}$	ΔH	$\Delta H_{(p)}$	Металл	z	n_k	$\Delta H_{исп}$	ΔH	$\Delta H_{(p)}$
			$\times 10^{-3}$, Дж/моль						$\times 10^{-3}$, Дж/моль		
Ag	0,18	712	254,1	11,9	12,4	Mn	0,06	1050	221,0	13,4	13,2
Al	0,18	941	251,0	11,3	11,2	Mo	0,20	1100	506,0	27,9	20,4
Au	0,19	1727	248,7	13,2	8,8	Na	0,52	455	98,1	2,6	2,5
Be	0,44	633	309,0	12,2	8,6	Nb	0,48	656	696,0	26,8	17,4
Ca	0,22	652	193,0	8,2	8,8	Ni	0,16	1871	374,0	16,9	13,9
Cd	0,18	1229	132,5	6,1	5,4	Pb	0,21	3134	153,0	4,8	4,2
Co	0,16	2226	375,0	16,3	13,1	Pd	0,20	948	394,0	17,6	16,7
Cr	0,31	1120	361,0	15,2	11,2	Rb	0,48	826	83,7	2,2	1,9
Cs	0,52	710	81,0	2,1	1,8	Re	0,19	615	704,0	33,1	35,2
Cu	0,22	586	304,6	13,0	14,4	V	0,40	3406	460,0	17,5	8,0
Fe	0,25	1353	392,9	14,7	13,1	W	0,28	271	824,0	33,8	44,0
In	0,28	2498	225,1	3,2	5,7	Y	0,26	318	325,0	12,1	17,2
K	0,40	499	80,1	2,3	2,7	Zn	0,10	769	114,8	6,7	6,7
Li	0,44	514	147,0	4,6	4,4	Zr	0,35	596	536,0	16,7	18,8
Mg	0,49	935	132,3	9,0	2,9	Ti	0,17	930	422,6	18,8	19,3

С целью упрощения расчетов, исходя из того, что коэффициент объёмного расширения при плавлении (сжатия при затвердевании) металла в первом приближении можно рассчитать по формуле [2]:

$$\beta = \frac{\Delta H}{\Delta H_{исп}}$$

где ΔH – теплота плавления, Дж/моль;

$\Delta H_{исп}$ – теплота испарения, Дж/моль,

а также приняв, что:

– n_k – число атомов в кластерах при температуре плавления вещества;

– все металлы имеет простую кубическую решетку;
 – в момент образования все кластеры имеют кубическую форму и одинаковые размеры, используя формулы (1), (2) и эмпирическую формулу:

$$\Delta H_{(P)} = ((1 - \alpha z) / \alpha (n_k)) \cdot \Delta H_{исП}, \quad (3)$$

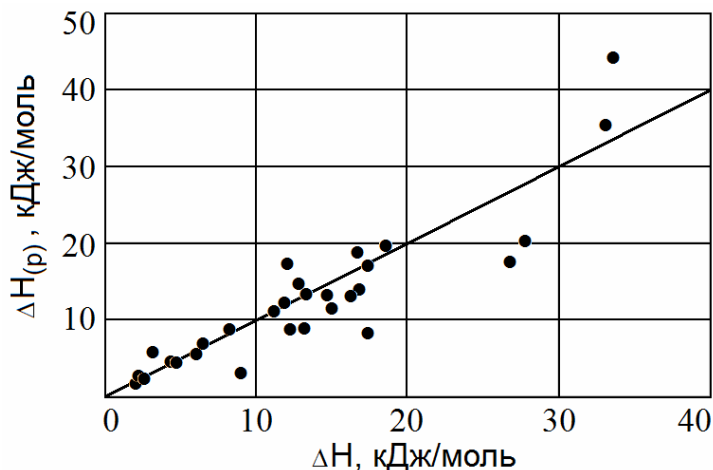


Рис. 2. Соответствие расчётных и экспериментальных величин теплоты плавления металлов, указанных в табл. 2

рассчитали величину z , число атомов в кластерах при температуре плавления веществ (n_k) и теплоту их плавления. Результаты расчётов приведены в табл. 2 и в виде зависимости между расчётными ($\Delta H_{(P)}$) и экспериментальными (ΔH) величинами теплоты их плавления. Анализ данных на рис. 2 свидетельствует об удовлетворительном соответствии расчётных и экспериментальных величин теплоты плавления металлов, что косвенно подтверждает достоверность предположения о фоновой природе возникновения кластеров при плавлении металлов.

Литература:

1. Литейные свойства металлов и сплавов для прецизионного литья: Учебник / С.И. Репях, М.О. Матвеева, В.Е. Хрычиков, Ю.С. Пройдак [и др.] / Под редакцией С.И. Репяха и В.Г. Могилатенко. – Запорожье: АО "МОТОР СИЧ", 2016. – 398 с.
2. Ливарні властивості металів та сплавів для прецизійного литва. Видання 2-ге доп. та доopr.: Підручник / С.І. Реп`ях, М.О. Матвеева, В.Є. Хричиков, Ю.С. Пройдак [та ін.] / Під редакцією С.І. Реп`яха та В.Г. Могилатенка. – Запоріжжя: АТ "МОТОР СИЧ", 2016. – 472 с.

Родичев Ю.М., Качинская И.Р., Самкова Л.Г., Сорока Е.Б.
(ИПП имени Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев)
ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ХИМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ
ЛИСТОВОГО СТЕКЛА
 E-mail: rym40a@gmail.com

Решение актуальных задач повышения конструкционной прочности стекла для изделий новой техники с высоким уровнем механических и термических нагрузок требует развития методов его технологического упрочнения на основе экспериментальной оценки их эффективности в зависимости от особенностей применяемых методов и режимов обработки стеклянных элементов.

Цель данной работы: исследование влияния глубины травления на повышение прочности при изгибе листового стекла разных толщин при модификации его поверхности способом химического упрочнения.

Для исключения роли краевых дефектов использовали метод испытаний при осесимметричном изгибе. Были изготовлены квадратные образцы стекол с толщиной от

3,0 мм до 12,0 мм. Глибину травлення змінювали від 12,5 мкм до 200,0 мкм за рахунок збільшення тривалості травлення.

Результати випробувань представлені на рис. 1 і 2.

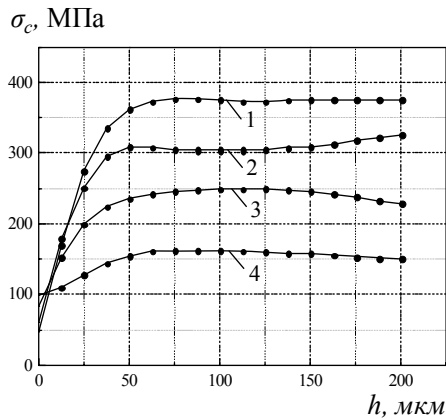


Рис. 1. Влияние глубины травленного дефектного слоя на прочность стекла при изгибе в зависимости от толщины:

- 1 – стекло 3,0 мм;
- 2 – стекло 5,0 мм;
- 3 – стекло 10,0 мм;
- 4 – стекло 12,0 мм

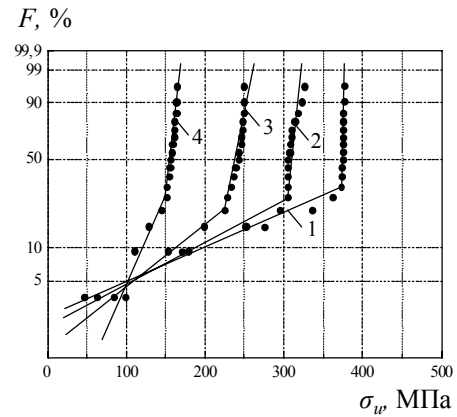


Рис. 2. Эмпирические функции распределения Вейбулла для предела прочности стекла на изгиб:

- 1 – стекло 3,0 мм;
- 2 – стекло 5,0 мм;
- 3 – стекло 10,0 мм;
- 4 – стекло 12,0 мм

Установлено, что наиболее эффективна использованная технология травления при упрочнении тонкого стекла с толщиной 3,0 мм (рис. 1). Предел прочности на изгиб 370 МПа. Повышение поверхностной и внутренней дефектности при увеличении толщины приводит к монотонному уменьшению прочности стекла.

При оценке вероятности разрушения и надежности изделий разной толщины для определения параметров прочности при заданном уровне вероятности разрушения использовали статистическое распределение Вейбулла. Было показано, что экспериментальные результаты не являются однородными и для образцов стекла всех испытанных толщин удовлетворительно описываются бимодальной функцией Вейбулла (рис. 2).

При использовании бимодальной аппроксимации распределения Вейбулла, аналитически находили параметры точек излома кусочно-линейной аппроксимации результатов (при вероятности разрушения менее 20...25%) и затем определяли параметры нижних ветвей, характеризующих область нижних значений пределов прочности при заданной вероятности разрушения.

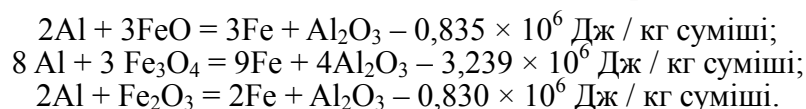
Анализ нижних ветвей экспериментальных кривых распределения при вероятности разрушения показал, что их наклон существенно отличается от верхних ветвей. Поэтому, для прогнозирования допустимых напряжений для ответственных изделий с повышенной надежностью, необходимо ориентироваться на параметры нижних прямых, которые дают значительно меньшие значения предела прочности стекла на изгиб по сравнению с верхними ветвями кусочно-линейной аппроксимации экспериментальных кривых распределения значений прочности. При уменьшении вероятности разрушения до 5% предел прочности испытанных стекол снижается до 100 МПа и далее приближается к средним значениям предела прочности на изгиб исходного стекла. Бимодальный характер эмпирической функции распределения Вейбулла для испытанных стекол толщиной 3,0...12,0 мм свидетельствует о наличии двух типов структурных дефектов, определяющих прочность травленого стекла.

Рудь В.Д., Савюк І.В., Самчук Л.М., Повстяна Ю.С.

(Луцький НТУ, м. Луцьк)

ПЕРСПЕКТИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ПЕРЕРОБКИ ОКАЛИНИ СТАЛЕЙ

З моменту відкриття М.М. Бекетовим процесу металотермії, цей метод широко використовується у різних галузях промисловості та народного господарства. Використання окалини в металотермічних процесах дозволяє суттєво скоротити витрати на сировину та ефективно використовувати відходи промислового виробництва. Більшість із відомих технологій перероблення чи рециклінгу окалини базуються на використанні її у агломераційних процесах [1] або в якості компоненту шихти для зварювання чи виплавлення сталей [2]. Під час відновлення заліза з окалини протікає наступна реакція [3]:



Якість термітної сталі напряму залежить від складу шихти. Тому першим і основним етапом при проектуванні екзотермічної суміші є стехіометричне співвідношення горючих компонентів та вибір легувальних добавок. У Луцькому НТУ ведуться роботи по розробці екзотермічної шихти для наплавки зношених поверхонь деталей відповідального призначення з конструкційних сталей. Основним компонентом шихти є попередньо підготовлений порошок окалини сталі 18Х2Н4МА кувалдно-штампувального виробництва. Встановлено, що кисневий баланс даної окалини – 22,5...25% O₂, що є нижчим від необхідного для стабільного проходження реакції та повного перегорання шихти. Для підвищення рівня кисню у шихту додатково додавали порошок селітри калієвої. Для підвищення пірофорності шихти додавали мідний порошок ПМС-1, ГОСТ 4960-75. Опираючись на аналіз даних патентного пошуку та літературних джерел і виходячи з експлуатаційних та механічних характеристик, які необхідні для запропонованого термітного матеріалу, в якості легувальних елементів до шихти додавали порошки феросиліцію та феромарганцю. Додавання в екзотермічну суміш феросиліцію та феромарганцю у заявленій кількості призводить до зниження швидкості горіння і як наслідок відбувається рівномірне прогрівання деталі з вкрапленням відновленого заліза в деталь. Гранулометричний склад екзотермічної суміші в мм: залізо-алюмінієвий терміт, а саме окалина 0,4...0,5; порошок алюмінію 0,3; мідний порошок 0,1; порошок селітри калієвої 0,4...0,5; порошок феросиліцію та феромарганцю 0,1.

Таблиця 1 – Масова частка компонентів екзотермічної шихти, мас. %

Окалина сталі 18Х2Н4МА	68...72
Алюмінієвий порошок ПА-3 ГОСТ 6058-73	16...20
Мідний порошок ПМС-1 ГОСТ 4960-75	3...5
Селітра калієва ГОСТ 19790-74	7...9
Феромарганець ФМн75А	0,5...0,8
Феросиліцій ФС45	1,5...2,2

Екзотермічну суміш для наплавлення та зварювання сталей отримують шляхом змішування компонентів шихти у змішувачах будь-якої конфігурації.

Висновки. Запропонована екзотермічна суміш володіє високою пірофорністю та стабільністю проходження екзотермічної реакції з мінімальним викидом металу за рахунок поруватості суміші. Додавання до шихти порошку селітри калієвої та міді сприяє покращенню якісних показників технологічних параметрів горіння екзотермічної шихти.

Література:

1. Добровольский И.П. Перспективные технологии переработки металлургической окалины. И.П. Добровольский, Н.В. Старикова, М.В. Волкова, П.Н. Рымарев. Развитие технического наследия. – Ползуновский Альманах №2, 2011. – С. 137-139.
2. Жигуц Ю.Ю. Технология получения термитной стали марки 70Л // Металургія, Випуск 1 (31), 2014.
3. Малкин, Б. В. Термитная сварка / Б.В. Малкин, А.А. Воробьев. – М.: Машгиз, 1963.

Сазонов М.И., Хвисевич В.М., Веремейчик А.И., Батрак В.В.

(УО «БрГТУ», г. Брест, Беларусь)

УПРОЧНЕНИЕ РАБОЧЕЙ ЧАСТИ ПРОБИВНОГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ СТАЛИ Х12М ДВИЖУЩЕЙСЯ ПЛАЗМЕННОЙ ДУГОЙ

E-mail: vai_mrtm@bstu.by

В производственных условиях при использовании установок для пробивки отверстий в крепежных деталях различного назначения часто применяют цилиндрические пуансоны. Визуальные обследования отработанных пуансонов показали, что происходит не только интенсивный износ их режущих частей, но и их искривление. Такой характер разрушения присущ деталям, упрочненным объемной закалкой и обусловлен возникновением в металле значительных механических напряжений и охрупчивания стали вследствие неоднородной закалки.

Для процесса поверхностного плазменного упрочнения рабочей зоны цилиндрических пуансонов, изготовленных из стали Х12М, применялся плазмотрон с высокой удельной мощностью. В качестве плазмообразующего газа использовался аргон. В используемом плазмотроне было применено обжимающее сопло с диаметром отверстия 1,2 мм. Струя плазмы шириной 3 мм направлялась на торцы пуансонов, которые были обжаты двумя пластинами из меди М0 для их интенсивного охлаждения, и собраны в обойму. Расстояние между соседними пуансонами принималось равным 15 мм. При равномерном движении плазмотрона производится последовательные интенсивный нагрев пуансонов и закалка их торцов. Сначала плазмотрон перемещается относительно пуансонов вдоль их торцевых поверхностей, затем их поворачивают на 90°, и движение повторяется. Таким образом достигается закалка торца и режущей кромки пуансонов.

Плазменная закалка производилась при токах дуги $I = 6 \dots 32$ А. Скорость перемещения плазмотрона варьировалась от 5 до 25 мм/с. В результате проведенных экспериментов и статистической обработки их результатов были определены оптимальные параметры процесса поверхностного упрочнения: скорость перемещения плазмотрона $v = 10 \dots 13$ мм/с, ток дуги $I = 27$ А, расход защитного газа $Q = 2 \dots 2,5$ л/мин. Следует отметить, что эти параметры зависят от расстояния плазмотрона до поверхности торцов пуансонов.

С применением программной системы ANSYS проведено численное исследование температурных полей, напряжений и перемещений в конечно-элементной модели системы «пуансон-обоймы» при поверхностной закалке. Анализ полученных результатов температурного анализа показывает, что благодаря высоким скоростям охлаждения обеспечивается одновременность мартенситного превращения по всему контуру охлаждаемой детали, что уменьшает или даже полностью исключает появление закалочных трещин. Кроме того установлено, что наибольшую температуру имеют точки на торце в момент прохождения пятна нагрева центра торцевой поверхности. Исследовано распределение температурных полей по глубине диаметрального сечения пуансона, вдоль которого перемещается источник нагрева.

При исследовании напряженно-деформированного состояния (НДС) модель пуансона закреплялась по нижней торцевой и нижним боковым поверхностям. Для определения оптимальных режимов закалки проведено исследование НДС пуансона при различных скоростях движения плазмотрона, коэффициентах конвекции, токах дуги, расходах аргона. Проведено сравнение результатов расчета температурных полей, эквивалентных напряжений и компонент вектора перемещений при различных скоростях движения плазмотрона. Исследовано влияние тепловых и механических характеристик материала обойм на температурные поля, напряжения и перемещения в упрочняемом пуансоне.

Полученные результаты термостатического анализа пуансонов могут быть использованы для определения оптимальных режимов технологических процессов при поверхностной закалке металлоизделий с помощью высококонцентрированных источников нагрева, а также оценить прочностные свойства изделий и обеспечить повышение эксплуатационных свойств.

Сердюк В.М.¹, Сташук В.В.¹, Шахнін Д.Б.¹, Малишев В.В.^{1,2}
 (¹Університет «Україна»; ²Інститут загальної та неорганічної хімії, м. Київ)

ІМПУЛЬСНЕ ЕЛЕКТРООСАДЖЕННЯ ПОКРИВІВ ТИТАНУ НА ВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ

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

Уніполярне імпульсне покриття полягає у періодичному застосуванні катодної густини струму i_k протягом часу τ та вимкнення електричного живлення протягом часу τ_0 . В основному використовували два методи: зміни i_k за сталих значень τ і струмової характеристики i_m , яка дорівнює $\frac{\tau \cdot i_k}{\tau + \tau_0}$ та зміни i_k за сталого значення добутку струмової

характеристики i_m та суми часу застосування струму τ та часу його вимкнення τ_0 .

За першим методом зростання густини імпульсного струму i_k веде до збільшення τ_0 . Так як і i_k , і τ_0 впливають на кристалізацію осаду, то незрозуміло, розмір зерен є результатом зміни i_k чи τ_0 . Ми надали перевагу другому методу, де τ_0 не дуже змінюється. Було використано уніполярне імпульснострумове електроосадження у 2,5% (мас.) розчинах Ti(III) протягом 3,5 год, із застосуванням електролітичних параметрів, які давали найкращі результати за постійнострумового покриття: температура 1073 К і середня густина катодного струму $i_m = 50 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$. Електроосадження здійснювали на сталевих пластинах. Значення густини імпульсного заряду та густини імпульсного струму становили 20...120 мК·см⁻² і 75...200 мА·см⁻² відповідно.

Для низького імпульсного заряду (20 мК·см⁻²) покриття складаються з дуже тонкого щільного титанового шару, вкритого численними дендритами. Значні коливання ефективності струму, спостерігаються завдяки втраті дендритів протягом електролізу та відмивання. Для вищих імпульсних зарядів (70...120 мК·см⁻²) покриття товщиною від 50 до 150 мкм є гладкими і добре прилягають до основи, дендрити інколи зустрічаються, проте в основному зосереджені на краях катодів. Ефективність катодного струму за 120 мК·см⁻² є вищою ніж за 75 мК·см⁻² і не дуже залежить від імпульсної густини струму i_k для тих самих імпульсних зарядів. Ефективності струму, виміряні для імпульснострумових покриттів, є вищими, ніж значення, одержані для постійнострумових покриттів.

Відомо, що протягом імпульснострумового покриття постійний заряд-розряд (перезарядка) подвійного шару може впливати на осаження металу, особливо коли τ і τ_0 є нижчими або такого ж порядку, як час заряду τ_c і розряду τ_d . За таких умов катодний струм сильно коливається, та переваги імпульснострумового покриття можна втратити. Таке наближення імпульснострумового покриття до постійно-струмового можна оцінити за ступенем згладження піку фарадеєвського струму i_F :

$$\Delta = \frac{i_k \cdot \tau - \int_0^{\tau} i_F dt}{i_F \cdot \tau_0} \quad (1)$$

Значення Δ зростає від 0,1 до 0,9, коли τ змінюється від $10 \tau_c$ до $0,1 \tau_c$.

Оцінку τ_c як функції i_k можна отримати з відношення:

$$\tau_c = \frac{4R \cdot T \cdot C}{\alpha \cdot n \cdot F \cdot i_k} \quad (2)$$

де R – універсальна газова стала;

T – температура, К;

C – ємність подвійного шару, мФ·см⁻²;
 α – коефіцієнт перенесення заряду;
 n – кількість перенесених електронів;
 F – стала Фарадея.

Використовуючи $T = 1073$ К, $n = 3$ та значення α і C 0,5 і 50 мФ·см⁻² відповідно, розраховали наближені значення τ_c для області i_k від 100 до 200 мА·см⁻². Значення ступеню згладження було апроксимовано з кривої $\Delta = f(\tau/\tau_c)$. Для експериментів, проведених за зарядом імпульсу 20 мК·см⁻² та τ/τ_c менше 1, розрахований ступінь згладження є високим (0,45...0,67). Тому осаджуються дендрити, подібно до покривів, одержаних постійнострумовим нанесенням. З іншого боку, для імпульсних зарядів 70 і 120 мК·см⁻², коли ступінь Δ є низьким (близько 0,1) очікували, що заряд подвійного шару матиме менший вплив. Підтвердженням цього є одержання кращих покривів титану імпульснострумовим методом.

Сиропоршнєв Л.М.

(КПІ ім. Ігоря Сикорського, м. Київ)

ВПЛИВ ГРАФІТУ НА КІНЕТИКУ ТВЕРДНЕННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ НА ОСНОВІ СПУЧЕНОГО ПЕРЛІТУ ТА ПОЛІСТИРОЛОВОГО ЗВ'ЯЗУВАЛЬНОГО КОМПОНЕНТА

При виробництві виливків методом лиття за моделями, що газифікуються, іноді не вдається отримати бездефектну складну внутрішню порожнину із-за складності ущільнення сухого наповнювача. Для рішення цієї проблеми рекомендовано застосовувати комбіновані пінополістиролові моделі з ливарними стрижнями [1].

Враховуючи малу конструкційну міцність пінополістиролу, запропоновано в якості вогнетривкового наповнювача стрижневих сумішей застосовувати спучений перліт, який має низьку щільність. Але, спучений перліт має низьку теплопровідність, що зменшує швидкість твердіння зв'язувального компонента при виготовленні стрижнів у гарячому оснащенні.

Прискорити процес твердіння можливо добавкою у суміш матеріалів, які мають високу теплопровідність. Таким матеріалом може бути сріблястий графіт, який має високу теплопровідність (355 Вт/(м×К), відносно невисоку об'ємну масу (1500...1650 кг/м³), високу вогнетривкість (температура плавлення 3890 °С) та гідрофобність.

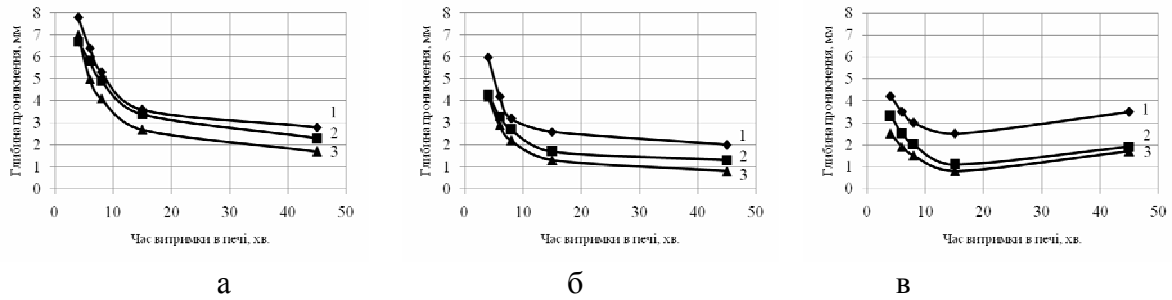
Дослідження впливу графіту на характеристики твердіння проводили на зразках «вісімках» висотою 25 мм. Зразки виготовляли із стрижневої суміші на основі спученого перліту марки ПВМ ГОСТ 10832-2009 з розміром фракції 0,16...1,25 мм. В якості зв'язувального компонента використовували 30% розчин пінополістиролу у живичному скипидарі, який додавали в кількості 20% об. Дослідження проводили з сумішами, які містили сріблястого графіту в кількості 5% об. і 10% об.

Для отримання зразків використовували гаряче стрижнєве оснащення. Готова суміш засипалась у оснащення та ущільнювалась трьома ударами копра моделі 030М. Зразки спікали у лабораторній печі при температурі 200, 250, 300 °С протягом 4...45 хв. Швидкість твердіння визначалась за глибиною проникнення в зразок голки Віка відразу після термічного оброблення.

Міцність зразків визначалась за стандартно методикою на розривній машині моделі РП-100.

Результати дослідження впливу графіту на характеристики тверднення суміші наведені на рис. 1.

З аналізу кінетичних кривих тверднення стрижневої суміші на основі спученого перліту і полістіролового зв'язувального компонента можна прийти до висновку, що процес тверднення ділиться на два етапи.



1 – суміш без графіту; 2 – суміш з вмістом графіту 5% об; 3 – суміш з вмістом графіту 10% об

Рисунок 1 – Залежність проникнення голки Віка в зразок від часу витримки при спіканні при температурі: а – 200 °С; б – 250 °С; в – 300 °С

Перший етап, який можна назвати початковим, характеризується відносно високою швидкістю твердіння. При температурі спікання 200 °С тривалість початкового етапу досягає 10...15 хв. З підвищенням температури до 250 та 300 °С тривалість початкового етапу практично не змінюється.

При подальшому підвищенні часу витримки при спіканні швидкість твердіння суміші зменшується (другий етап тверднення). Глибина проникнення голки Віка в зразок в цей період зменшується незначно, як це видно при температурі 200 °С, або практично не змінюється при температурі 250 °С.

При температурі спікання 300 °С, після закінчення першого етапу спостерігається підвищення глибини проникнення голки Віка для всіх досліджуваних сумішей, що, мабуть, пов'язано з процесами знеміцнення зв'язувального компонента під дією високої температури.

Наявність в суміші сріблястого графіту, як і слід було очікувати, прискорює процес тверднення зв'язувального компонента. Зі збільшенням кількості графіту зменшується глибина проникнення голки Віка в зразок на всіх етапах спікання і тим більшою мірою, чим більше графіту в суміші і більше температура спікання. Так, якщо при витримці зразків протягом 15 хвилин при температурі спікання 200 °С глибина проникнення голки Віка для суміші без графіту становила 3,6 мм., то добавка 10% об. графіту знижує глибину проникнення до 2,5 мм. При температурі спікання 250 °С при відповідних умовах глибина проникнення зменшується з 2,6 мм. до 0,8 мм.

Дослідження показали, що процес твердіння суміші на основі спученого перліту не закінчується в печі, а триває при подальшій витримці на повітрі. Встановлено, що процес твердіння суміші з графітом стабілізується вже при 15 хв витримки на повітрі, в той час, як суміш без графіту починає стабілізуватись при 30 хв витримки на повітрі.

Таким чином встановлено, що добавка сріблястого графіту підвищує швидкість твердіння стрижневої суміші за рахунок підвищення її теплопровідності.

При визначенні впливу температури спікання на міцність суміші зразки витримувались в печі при температурах 200 °С та 250 °С протягом 15...60 хв. з подальшою витримкою на повітрі для стабілізації процесу тверднення не менше 15 хв для суміші з графітом і не менше 30 хв для суміші без графіту.

Результати досліджень приведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Вплив температури спікання та часу витримки на міцність суміші

Температура печі °С	Час витримки в печі, хв.	Тимчасовий опір при розриванні, МПа		
		суміш без вмісту графіту	суміш з вмістом графіту 5% об.	суміш з вмістом графіту 10%.об
200	15	0,06	0,03	0,05
	30	0,12	0,08	0,10
	45	0,19	0,21	0,26
	60	0,20	0,15	0,20
250	15	0,18	0,15	0,18
	30	0,22	0,24	0,32
	45	0,26	0,17	0,22
	60	0,25	0,13	0,15

Як видно з таблиці, при температурі спікання 200 °С підвищення часу витримки зразків у печі з 15 до 45 хв. сприяє підвищенню міцності. Для сумішей без графіту міцність збільшується з 0,06 МПа до 0,19 МПа, а подальше підвищення часу витримки практично не впливає зміну міцності.

Для сумішей з графітом зміна міцності при розриванні в залежності від часу витримки носить екстремальний характер. При вмісті в суміші 5% об. графіту міцність досягає максимуму ($\sigma_p = 0,21$ МПа) при спіканні протягом 45 хв, а з подальшим збільшенням часу міцнісні характеристики знижуються внаслідок термодеструкції зв'язувального компонента. При вмісті в суміші 10% об. графіту також зі збільшенням часу витримки спікання міцність збільшується, досягає максимуму ($\sigma_p = 0,26$ МПа) при 45-хвилинній витримці.

При температурі спікання 250 °С характеристики зміни міцності сумішей з графітом носять аналогічний характер, з тією лише різницею, що максимальні значення міцності (0,24 МПа при кількості графіту 5% об. і 0,32 МПа при кількості графіту 10% об.) досягається при спіканні протягом 30 хв.

Таким чином встановлено, що стрижнева суміш на основі спученого перліту та полістиролового зв'язувального компонента з вмістом графіту має кращі показники тверднення, ніж суміш без графіту внаслідок збільшення теплопровідності. Проте такі суміші більш чутливі до температури та часу спікання. Оптимальний час спікання стрижнів при температурі 200 °С становить 45 хв, а при температурі 250 °С – 30 хв.

Встановлено, що збільшення кількості сріблястого графіту до 10% об. призводить до збільшення міцності стрижнів.

Література:

1. Сыропоршнев Л.Н. Исследование влияния нагретого пара на физико-механические свойства стержневых смесей, используемых для получения комбинированных пенополистироловых моделей / Л.Н. Сыропоршнев, И.О. Шинский, С.О. Кротюк // Процессы литья. – 2001. – №3. – С. 92-96.

Склярский И.А.

(ДНУ им. Олеса Гончара, г. Днепр)

**ЗД ПРИНТЕРЫ-НОВЫЙ ШАГ В КОСМИЧЕСКОЙ
ПРОМЫШЛЕННОСТИ**

E-mail: igor.sk1933@gmail.com

В течение нескольких десятков лет в мире стремительно развивается сфера технологий. Многие ученые и инженеры активно ведут поиски технологий, которые повысили бы эффективность их использования в той или иной промышленности.

Отдельного внимания заслуживают 3D-принтеры, которые стремительно набирают обороты в современном обществе. Предлагаю рассмотреть возможность использования 3D-принтеров в космической промышленности.

3D-принтер – это устройство, использующее послойный метод создания физического (твердотельного) объекта по цифровой 3D-модели. 3D-печать может осуществляться с использованием различных материалов: пластик, металл, ствольные клетки и даже пищевые компоненты. Существуют две основные технологии формирования слоёв: лазерная и струйная. Наиболее часто используемые – лазерная стереолитография и селективное лазерное спекание.

Рассмотрим наиболее перспективные направления их применения:

- создание запчастей и инструмента на борту корабля;
- создание в космическом пространстве тех или иных конструкций;
- строительство объектов на других планетах;
- создание уникальных изделий и деталей;
- «приготовление» пищи с помощью специальных картриджей;

Относительно недорогое сырьё для печати.

Направления, перечисленные выше, имеют ключевой характер для освоения космоса. Но любые технологии обладают своими недостатками. Рассмотрим их на примере FDM технологии, которая наиболее широко распространена (послойное наплавление пластика, который непрерывно подается на контур будущей детали через тонкое формовочное сопло).

Выделим основные недостатки, возникающие на практике:

- растекание пластика из-за нагрева за границы печатаемой области;
- ограничение применения других материалов кроме тех, что можно расплавить и продавить;
- чувствительность к перепадам температур во время процесса печати;
- техническое ограничение в габаритах;
- дорогой в обслуживании;
- для обслуживания нужны квалифицированные сотрудники.

Также следует отметить, что использование 3D-принтеров в космической отрасли только практикуется и требует времени для внедрения. Основное преимущество 3D-печати в том, что это полностью роботизированный процесс: исключается необходимость в чертежах и расчетах для изготовления даже самого сложного объекта. С помощью программы можно посмотреть на прототип со всех ракурсов, увидеть реальные размеры, пропорции, а также еще на стадии

Исходя из перечисленных достоинств и недостатков, можно сделать вывод, что не только в космосе, но и на земле 3D принтеры способны повысить эффективность работы космической отрасли.

Далеко не секрет, что инженеры отдают предпочтения простым, доступным и функциональным технологиям. Возможно, 3D-принтеры, улучшив свои возможности, станут такими технологиями.

Космос открывает перед нами безграничные возможности для исследований и перспективы на будущее. Было бы не разумно, имея такую динамику развития технологий, не развивать космическую промышленность.

Скрипник А.І., Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДО ПИТАННЯ РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ЖАРОСТІЙКИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИ- ВОСТЯМИ ПОВЕРХНІ

E-mail: nasty.ness@bigmir.net

Аналізом літератури щодо процесів поверхневого легування встановлено, що для одержання вилівка з диференційованими властивостями поверхні доцільно використовувати не чисті метали (особливо коли температура їх плавлення значно перевищує температуру плавлення вуглецевої сталі), а їх лігатури або феросплави.

Незважаючи на великі відомості по застосуванню поверхневого легування для підвищення зносостійкості литих деталей, питання про жаростійке поверхнєве легування залишається маловивченим.

Проте процес поверхневого легування вилівоків безпосередньо в ливарній формі не отримав широкого промислового використання. Цьому перешкоджає незначна товщина легованого шару, дефекти поверхні (раковини, неметалеві краплини), нестабільність хімічного складу і властивостей, відсутність надійної і простої технології виготовлення вилівоків з леговою поверхнею. Очевидно це можна пояснити недостатньою вивченістю механізму процесів, які відбуваються на межі вилівок-покриття.

Авторами досліджені процеси жаростійкого поверхневого легування з використанням деяких феросплавів. Такі дослідження дали позитивні результати і підтвердили доцільність використання феросплавів в якості наповнювачів легуючих покриттів. Це дозволило продовжити дослідження в цьому напрямку.

Практичний інтерес представляють дослідження властивостей легованого шару в зв'язку з тим, що механізми утворення легованого шару дещо відрізняються залежно від товщини легувального покриття та гранулометричного складу його компонентів. Різні пояснення причин, що призводять до виникнення дефектів у поверхневому легованому шарі, вказують на необхідність досконалого вивчення умов їх утворення та пошуку заходів для їх попередження.

В якості вихідних матеріалів для дослідження процесів жаростійкого поверхневого легування обрані порошки ферохрому ФХ200 і алюміній, так як ці матеріали найбільшою мірою сприяють підвищенню окислостійкості сплавів на основі заліза. Вибір марки ферохрому обумовлений його температурою плавлення (1530 °С).

Легувальне покриття наносили на стрижні, виготовленні із рідкоскляної суміші. Після охолодження стрижнів на них наносили легувальне покриття певного складу і товщини. Після охолодження блоки зразків видаляли із форми, аналізували візуально процеси легування, очищали зразки від пригару, розбивали на частини і здійснювали попереднє оброблення їх на обдирних верстатах. Технологія виготовлення зразків дозволяє одночасно в одній формі дослідити до 10 легувальних покриттів.

Результати досліджень показали, що окислостійкість легованого шару на порядок вище окислостійкості вуглецевої сталі. Це підтверджує можливість і доцільність процесу поверхневого легування.

Кращі захисні властивості має легований шар, отриманий при нанесенні легуючого покриття на основі ферохрому, так як утворена на поверхні зразка при високих температурах оксидна плівка Cr_2O_3 є більш щільною і важче відшаровується від поверхні. Додатки алюмінію викликають утворення комплексної плівки, до складу якої входять оксиди Al_2O_3 , що володіють меншою здатністю до утримування поверхні зразка і можуть періодично відшаровуватися від поверхні, даючи можливість утворюватися новим оксидам алюмінію.

Легований шар, отриманий при нанесенні легувального покриття на основі хрому, має досить високу окалиностійкість, але має обмежену товщину. Виливки з таким легованим шаром можуть використовуватися для роботи при температурах до 1000 °С.

Легувальні покриття на основі порошку алюмінію забезпечують отримання легованого шару достатньої товщини з рівномірним розподілом легувального елемента, однак окалиностійкість такого шару нижча, хоча і залишається високою. Тому виливки з таким легованим шаром можуть довго працювати лише при температурах до 900 °С.

Таким чином, застосування легувальних покриттів на основі лігатури хром-алюміній-залізо є перспективним для отримання легованого шару, що володіє високою окалиностійкістю, але вимагає більш високої температури перегріву металу перед заливанням у форми. Такий метод може бути використаний для отримання легованого шару на виливках, виготовлених із сталей, що містять знижену кількість хрому (18...20%).

Сліпченко К.В.

(ІНМ ім. В.М. Бакуля НАНУ, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ cBN-VC-AL

E-mail: kateslipchenko@gmail.com

В умовах лезової обробки матеріал різальної кромки зазнає комплексного впливу високих стискаючих напружень, сил різання та температур. Підвищення швидкості різання індукує зростання температури в контактній зоні інструмент-оброблюваний матеріал до 1000...1100 °С, що призводить до хімічного зносу інструменту [1]. Інструмент для високошвидкісного точіння на основі cBN групи BL згідно з ISO 1832:2017 [2] представляє собою композит з 40...65 об.% cBN добавками у вигляді тугоплавких сполук TiC, TiN, TiCN. Карбід ванадію за своїми властивостями подібний до комерційної зв'язки TiC і може стати перспективним кандидатом для його заміни.

Різальний інструмент на основі cBN зі зв'язкою VC-AL одержано методом НРНТ спікання в діапазоні температур $T_{сп.} = 1450...2450$ °С, $P = 7,7$ ГПа, $\tau = 45$ с. Випробовування різальної здатності композитів проведено в умовах поздовжнього безперервного високошвидкісного точіння загартованої сталі AISI 316L на токарному верстаті Torshälla CNC з використанням масляного охолоджувача. Умови різання відповідали умовам фінішної обробки: швидкість різання $v_c = 300$ м/хв та $v_c = 500$ м/хв, швидкість подачі $f = 0,15$ мм/об. та глибина різу $a_p = 0,3$ мм залишались постійними.

Експерименти по точінню загартованої сталі AISI 316L виявили, що всі зразки системи cBN-VC-Al (50:45:5 об.%) чутливі до швидкості різання (рис. 1, а, б). При швидкості точіння $v_c = 300$ м/хв середній знос по задній поверхні зразків варіюється в рамках від мінімального значення $V_B = 88$ мкм ($T_{сп.} = 2300$ °С) до максимального $V_B = 300$ мкм ($T_{сп.} = 1850$ °С). На різальних кромках зразків, отриманих при температурах спікання $T_{сп.} = 1850$ °С та $T_{сп.} = 2300$ °С окрім нормального зносу по задній поверхні виявлено появу локального канавкового зносу поперек ріжучої кромки (рис. 1, в). Підвищення швидкості різання до 500 м/хв призводить до підвищення зносу різальної кромки до значень 600...1200 мкм. Найнижчий знос різальної кромки виявлено в зразках $T_{сп.} = 1600$ °С – 558 мкм та $T_{сп.} = 2300$ °С – 546 мкм.

Таким чином, проведене в роботі порівняння двох швидкостей різання показало, що при застосування $v_c = 300$ м/хв деградація різальних кромок в композитів проходить в меншій мірі, що пов'язано з нижчою температурою в зоні різання та менш інтенсивним проходженням процесів хімічного зносу.

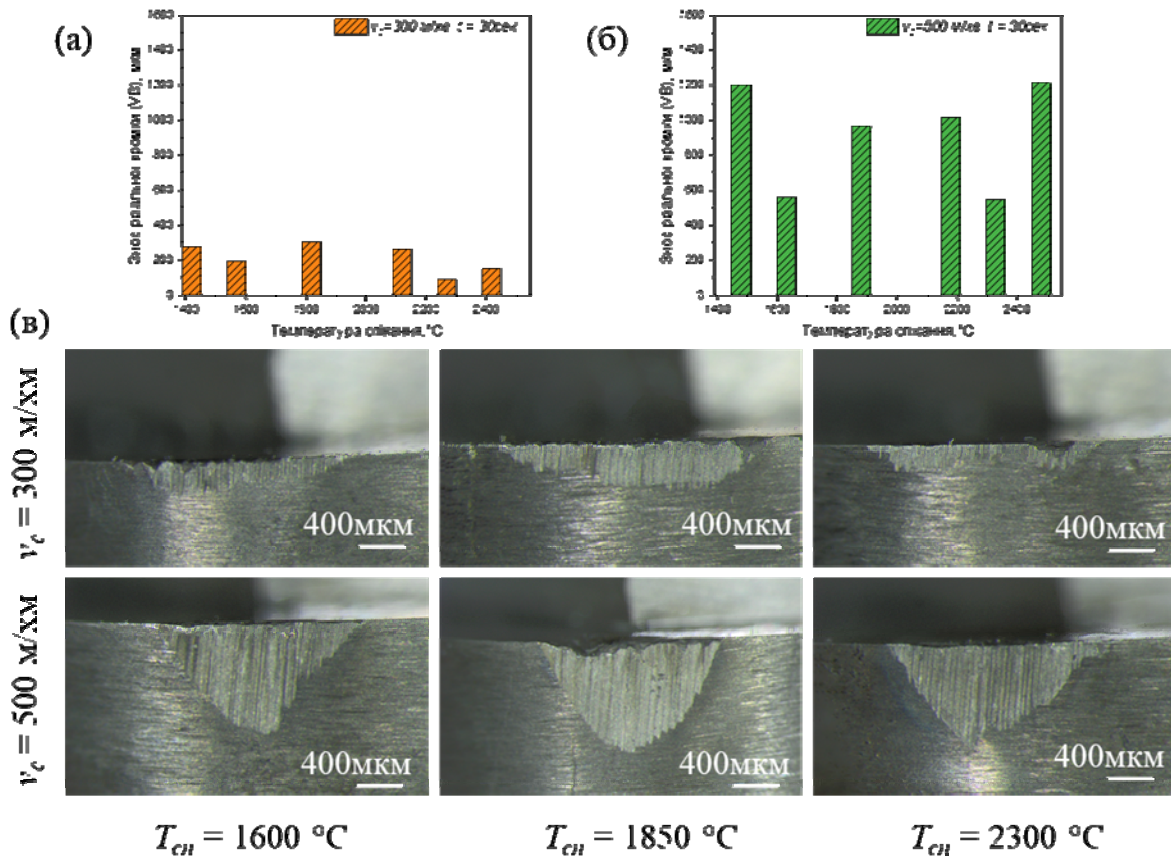


Рис. 1. Середній знос різальної кромки композитів системи cBN-VC-Al (50:45:5 об. %) в умовах точіння нержавіючої сталі AISI 316L: (а) – $v_c = 300 \text{ м/хв}$; (б) – $v_c = 500 \text{ м/хв}$; (в) – оптичні зображення різальних кромок

Література:

1. Abukhshim N.A., Mativenga P.T., Sheikh M.A. Heat generation and temperature prediction in metal cutting: A review and implications for high speed machining // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2006. – Т. 46. – №. 7-8. – С. 782-800.
2. ISO 1832:2017 Indexableinsertsforcuttingtools. – Designation, vol. 2017, 2017.

Слюсарев В.А., Калюжний П.Б.
 (ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ДОСЛІДЖЕННЯ СПІКАННЯ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ З
 МАКРОАРМУВАЛЬНОЮ ФАЗОЮ**

E-mail: kpb.cmw@ukr.net

Важливим етапом технологічного процесу лиття за моделями, що газифікуються, (ЛГМ) є отримання пінополістиролових моделей. Найбільш часто для дослідного та дрібносерійного виробництва застосовується автоклавний спосіб, який включає заповнення прес-форми гранулами полістиролу, спікання моделі в автоклаві та охолодження прес-форми. Один із перспективних варіантів виготовлення армованих виливків за ЛГМ-процесом [1] передбачає отримання пінополістиролових моделей з макроармувальною фазою шляхом спікання. Для цього макроармувальні елементи (стрижні, пластини, волокна) встановлюються в прес-форму до задування її гранулами полістиролу. У такому варіанті арматура буде впливати на теплообмін у прес-формі та термочасові параметри спікання гранул полістиролу. Математичні залежності, представлені в роботі [2], дозволяють прогнозувати час спікання пінополістиролових моделей при традиційному процесі ЛГМ, однак для моделей з макроармувальною фазою

їх не можна використовувати. Тому важливою задачею є визначення впливу макроармувальної фази на процес спікання пінополістиролових моделей автоклавним способом.

Розміщення арматури в прес-формі за рахунок виступаючих частин має забезпечити необхідне положення арматури в моделі, а надалі й у виливку. Оскільки спікання пінополістиролової моделі відбувається під впливом водяної пари, а охолодження прес-форми в воді, то з метою попередження іржавіння армувальні елементи зі сталі необхідно використовувати з захисним покриттям.

Для дослідження впливу макроармувальної фази на процес спікання моделей використовували полістирол марки D833, який попередньо спінювали до щільності 29 кг/м^3 . Моделі виготовляли в алюмінієвих прес-формах шляхом спікання в автоклаві ГК-100 при тиску пари в камері $0,16 \text{ МПа}$. Армувальні елементи виготовляли з оцинкованого сталевого дроту та сітки товщиною $2,0, 1,2, 0,9$ і $0,8 \text{ мм}$.

В якості контрольних дослідів спочатку виготовляли моделі без арматури та фіксували час їх спікання. Так тривалість спікання моделі з товщиною стінки 5 мм без арматури виявилася більшою, ніж моделі з товщиною стінки 8 мм , що пояснюється тим, що прес-форма першої моделі мала товщі стінки, ніж прес-форма другої. Тривалість спікання моделей з арматурою визначали дослідним шляхом. Результати дослідів показали, що зі збільшенням діаметру арматури тривалість спікання моделі збільшується. При цьому час спікання моделі зі стінкою 5 мм з арматурою $0,9 \text{ мм}$ збільшився на 15 с від контрольного дослідів, а з арматурою 2 мм – на 30 с . Для другої моделі зі стінкою 8 мм арматура $0,9 \text{ мм}$ привела до збільшення часу спікання на 30 с , а арматура 2 мм – на 60 с .

Збільшення маси арматури, та як наслідок об'ємної долі арматури в моделі, призводило до збільшення часу спікання моделей. Очевидно, що зі збільшенням маси арматури збільшується кількість тепла, необхідного для нагрівання гранул полістиролу й арматури до температури спікання. Оскільки теплопровідність полістиролу є низькою, то наявність додаткової теплоти, у вигляді арматури, уповільнює процес спікання.

Висновок: Збільшення товщини та маси арматури уповільнює процес спікання моделей за рахунок збільшення теплоємності прес-форми, що призводить до зростання часу спікання моделей з макроармувальною фазою.

Література:

1. Калюжний П.Б., Слюсарев В.А., Калашник Д.О. Армвання виливків за технологією лиття за моделями, що газифікуються / Металознавство та обробка металів. – 2017. – №4. – С. 48-53.
2. Шинский О.И., Киореан. Х., Шинский И.О. Исследование термовременных параметров получения изделий из пенополистирола для литья по газифицируемым моделям / Процессы литья. – 1996. – №2. – С. 82-90.

Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ШОРСТКОСТІ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВОГО КОМПОЗИТУ НА ЙОГО ВЗАЄМОДІЮ З РОЗПЛАВОМ АЛЮМІНІЮ

E-mail: decan@iff.kpi.ua; gurya@ukr.net; yana.luschay@gmail.com

Гомогенні матеріали, одержані відомими методами обробки (литтям, спіканням тощо) майже досягли своєї максимальної ефективності, тому актуальним є створення сучасних композиційних матеріалів, гетерогенна структура яких може значно підвищити фізико-механічні та експлуатаційні характеристики і забезпечити стабільну роботу виробів в екстремальних умовах.

У роботі досліджувався вплив шорсткості на товщину утвореного інтерметалевого перехідного шару між титановим композитом та розплавом алюмінію.

Попереднім експериментом [1] було встановлено, що титан, армований боридом титану, має достатню сумісність з розплавом алюмінію, і може використовуватись як армувальний елемент для виготовлення алюміній-матричних композиційних матеріалів.

У якості вихідних матеріалів використовували алюміній, чистотою 98,6% та 3 пластини титану розмірами $20 \times 13 \times 3$ мм, армованого волокнами бориду титану діаметром 1...2 мкм та довжиною 100...500 мкм. Вміст волокон бориду титану складав 11 об'ємних %. Пластини було отримано методом електронно-променевого переплавлення з наступною прокаткою, а їх поверхні були оброблені шліфувальним папером з розміром зерна 250...315 мкм, 63...80 мкм та 3...5 мкм.

Температура розплаву складала 730...750 °С, час витримки пластин у ньому – 30 хвилин.

Методом металографічного аналізу було встановлено, що при шліфуванні поверхонь папером з розміром зерна 250...315 мкм (рис. 1, а) та 63...80 мкм (рис. 1, б) товщина перехідного шару між алюмінієм та титановим композитом значно не змінюється. В обох випадках можна спостерігати утворення рівномірного інтерметалевого шару товщиною до 5 мкм. Натомість, при обробленні поверхні папером з розміром зерна 3...5 мкм (рис. 1, в) спостерігається збільшення перехідного інтерметалевого шару до 60 мкм та відсутність зони рівномірно армованого алюмінію.

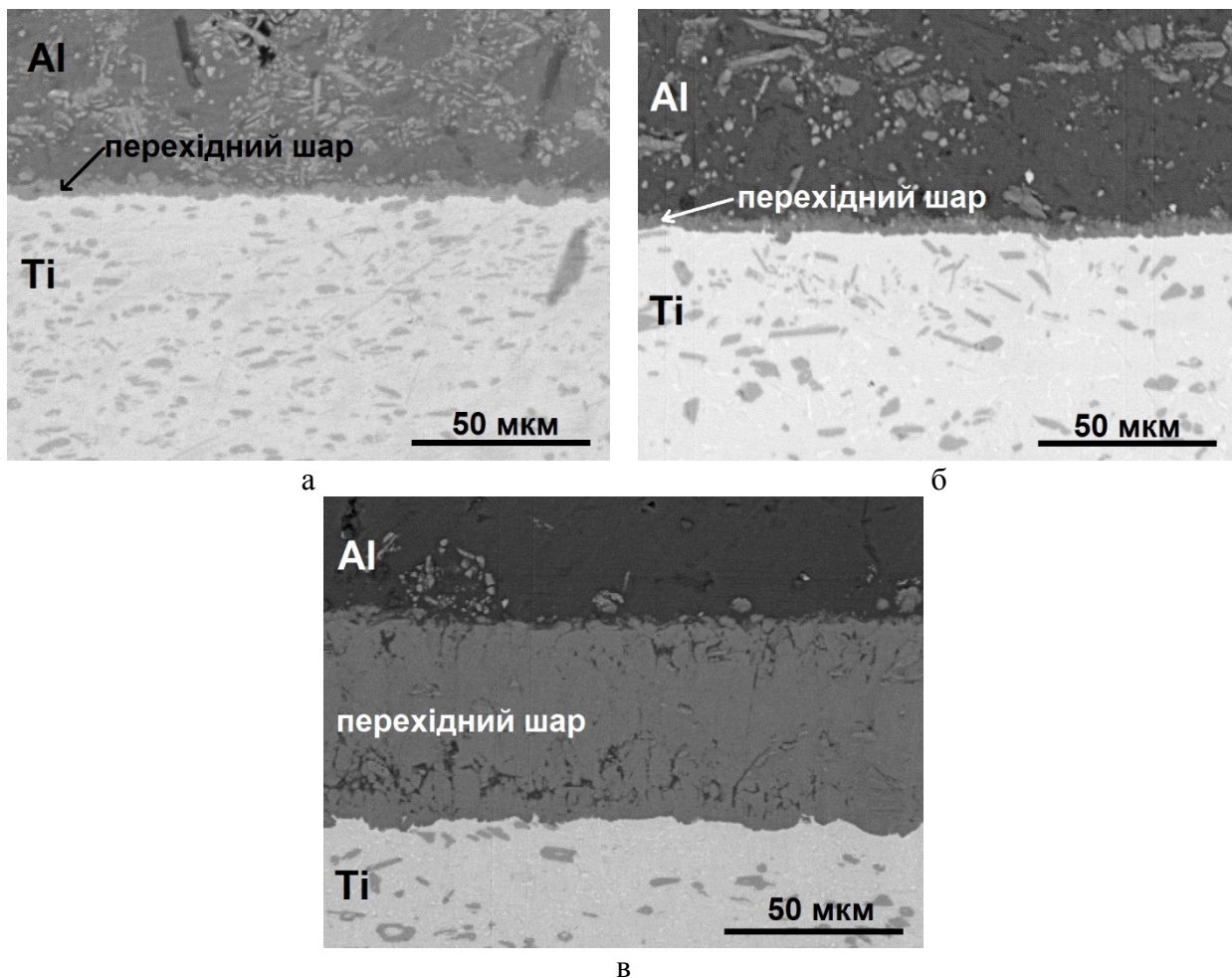


Рис. 1. Мікроструктура перехідного шару, утвореного при взаємодії розплаву алюмінію та титанового композиту, поверхні якого були відшліфовані шліфувальним папером з розміром зерна 250...315 мкм (а), 63...80 мкм (б) та 3...5 мкм (в)

Отже, шляхом зміни шорсткості поверхні можна регулювати товщину перехідного інтерметалевого шару, утворюваного між розплавом алюмінію та титаном, армованим боридом титану.

Література:

1. Особливості взаємодії титану, армованого волокнами монобориду титану, з розплавом алюмінію / Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І. // IX Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2017: матеріали науково-технічної конференції, 30...31 травня 2017 р., м. Київ / загальна редакція Р.В. Лютий, І.М. Гурія. – Київ: НТУУ «КПІ», 2017. – С 168-169.

Соколовская Л. А., Шинский О.И., Мамишев В.А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

О ВЛИЯНИИ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ТЕПЛОТВОДА ОТ ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ СЛИТКОВ И ОТЛИВОК

E-mail: sokolovlola@gmail.com

В машиностроении и металлургии требуется улучшать качество отливок и слитков. Чтобы при кристаллизации стали, чугуна или другого сплава в теле литых заготовок не возникали дефекты литой структуры, необходимо управлять температурными полями в отливке и форме, слитке и изложнице.

На температуру рабочих поверхностей чугунных изложниц и песчаных форм влияют теплоизоляционные и противопожарные покрытия. Так как низкотеплопроводные защитные покрытия создают тепловой барьер между затвердевающей заготовкой и формой, то интенсивность теплоотвода в зоне контакта слитка с изложницей и отливки с формой резко снижается.

Чтобы устранить приварку слитка [1] к чугунной изложнице в месте ее разогрева до предсолидусных температур и предотвратить появление пригара на поверхности отливки [2], затвердевающей в песчаной форме, необходимо изменять толщину $\delta_{кр}$ и теплопроводность $\lambda_{кр}$ защитного покрытия.

Для расчетной оценки эффективного коэффициента теплопередачи $\alpha_{эф}$ от затвердевающих слитков и отливок к стенкам изложниц и форм или от жидкого металла к расплавляющимся литым гранулам с окисной пленкой на их поверхности можно воспользоваться полученными в [3] формулами.

Необходимо выяснить, как влияет тепловое сопротивление огнеупорной краски на внутренней поверхности формы или теплоизоляционной смазки на рабочей поверхности изложницы на теплообмен в зоне контакта отливки с формой и слитка с изложницей или литых гранул с расплавом. Эти формулы полезны для исследования теплообмена через слой огнеупорной краски при затвердевании шарообразных (ш), цилиндрических (ц) и плоских (п) отливок и слитков, соответственно, в песчаной форме и в чугунной изложнице или при плавлении гранул в расплаве, если записать их в следующем виде:

$$\alpha_{эф} = \frac{\alpha_o}{1 + \alpha_o \frac{\delta_{кр}}{\lambda_{кр}} \frac{R_{ш}}{R_{ш} + \delta_{кр}}} \quad (1a); \quad \alpha_{эф} = \frac{\alpha_o}{1 + \alpha_o \frac{R_{ц}}{\lambda_{кр}} \ln \frac{R_{ц} + \delta_{кр}}{R_{ц}}} \quad (1б); \quad \alpha_{эф} = \frac{\alpha_o}{1 + \alpha_o \frac{\delta_{кр}}{\lambda_{кр}}} \quad (1в),$$

где: $\lambda_{кр}$ – теплопроводность краски или окисной пленки, Вт/м К; $\delta_{кр}$ – толщина слоя краски или окисной пленки, м; R – радиус (полутолщина) слитка, отливки или литых гранул, м; α_o – коэффициент теплопередачи от расплава к изложнице, форме или к гранулам при отсутствии краски или окисной пленки, Дж/м² с К.

Разделив обе части формул (1а) – (1в) на α_0 , получим показатель тепловой активности покрытия $p_\alpha = \frac{\alpha_{эф}}{\alpha_0}$ при изменении геометрического $\delta_{кр}$ и теплофизического $\lambda_{кр}$ параметров защитного слоя краски на интенсивность теплопередачи в системах слиток – изложница и отливка – форма.

Например, для стального кузнечного слитка эквивалентным радиусом R_3 , с защитным покрытием толщиной $\delta_{кр}$ и теплопроводностью $\lambda_{кр}$ на рабочей поверхности чугунной изложницы из формулы (1б) получим:

$$p_\alpha = \frac{1}{1 + \alpha_0 \frac{R_3}{\lambda_{кр}} \ln \frac{R_3 + \delta_{кр}}{R_3}} \quad (2)$$

Учет влияния защитных покрытий на процесс теплообмена [4] облегчает поиск оптимальных температурных режимов затвердевания слитков и отливок.

Литература:

1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 539 с.
2. Дорошенко С.П., Дробязко В.А., Ващенко К.И. Получение отливок без пригара в песчаных формах. – М.: Машиностроение, 1978. – 208 с.
3. Соколовская Л.А. Учет теплового сопротивления неметаллических прослоек в контактной зоне теплообмена / Литейное производство: технология, материалы, оборудование, экономика и экология. Матер. международ. научно-практ. конф. – Киев: ФТИМС НАН Украины. – 2011. – С. 256 – 258.
4. Мамишев В.А. О повышении эффективности теплообмена в системе литая заготовка-форма-окружающая среда // Металл и литье Украины, 2012. – № 11. – С. 31 – 35.

Степанчук А.М., Похилько Б.В., Хващевський М.Ю.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ СКЛАДУ ТА УМОВ ОТРИМАННЯ НА СТРУКТУРУ СПЛАВІВ Al-Fe

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

В сучасній науці і техніці при створенні нових матеріалів з високими функціональними властивостями для виготовлення 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 зміцненого твердою дисперсною фазою, якою можуть бути тверді сполуки перехідних металів та інтерметаліди алюмінію, які він утворює з багатьма металами, у тому числі і з залізом [1, 2].

Виходячи із доступності та технологічності останнього в роботі була поставлена мета вивчити процеси формування структури сплавів системи Al-Fe залежно від складу та умов отримання.

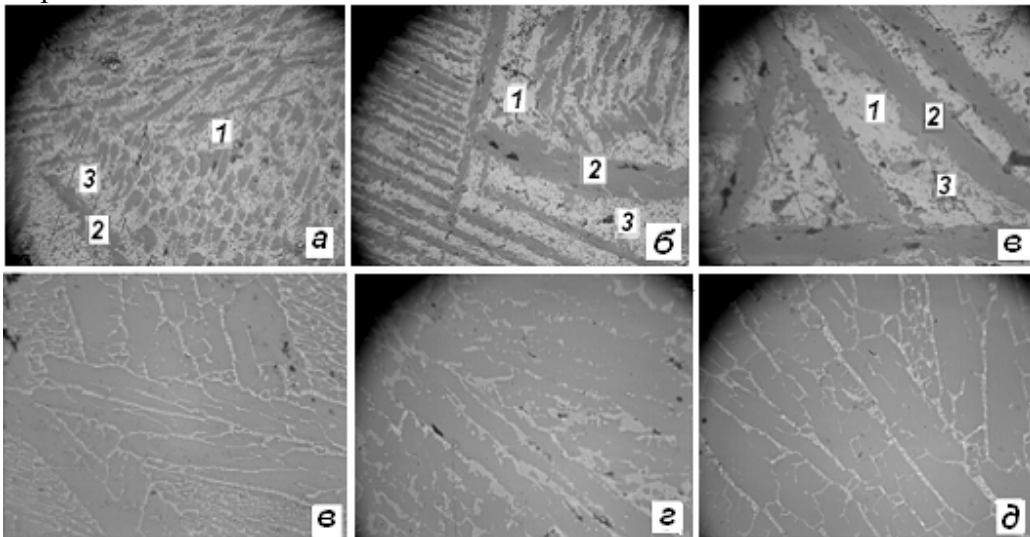
В роботі вивчались сплави алюмінію, які вміщували 15 та 40% заліза, які є перспективними для їх використання як основи антифрикційних матеріалів.

Виходячи з температури плавлення сплаву Al + 40% Fe згідно діаграми стану сплави отримували плавленням вихідної шихти за температури 1300 °С. Вихідну шихту готували з брикетованої суміші стружки алюмінію та заліза взятих у необхідній кількості. Після розплавлення шихти і витримки протягом 10 хв. розплав охолоджували з різною швидкістю з метою вивчення її впливу на структуру та фазовий склад отримуваних

виливків. Швидкість охолодження регулювали шляхом лиття розплаву у масивний металевий кокіль, у воду та піщану форму на повітрі.

З виливків готували зразки на яких вивчалась структура, твердість сплавів і мікротвердість фазових складових. Отримані результати наведені на рис. 1.

Як видно з рисунків 1– а, б, в, структура сплавів Al + 15% Fe складається з двох фаз. Вона складається з світлої фази (1), яка є матричною та сірої (2) голчастої форми. Сіра фаза також присутня в матричній фазі у вигляді дрібних включень (евтектики) (3). Розмір включень сірої фази збільшується при переході від охолодження у воді до охолодження на повітрі. У цьому ж напрямі збільшується розмір дрібних включень сірої фази у матричній.



1 – алюміній; 2 – інтерметаліди; 3 – евтектика (Al – Fe_xAl_y)

Рис. 1. Мікроструктура сплавів Al + 15% Fe (а, б, в) і Al + 15% Fe (в, г, д) отриманих з розплаву, охолодженого у воді (а,в), металевому кокілі (б,г) на повітрі (в,д) (x400)

Вивчення структури сплавів Al + 40% Fe показало (рис. 1 – в, г, д), що вона також складається з двох фаз, але переважно з сірої. Світла фаза присутня у вигляді тонких прошарків між зернами сірої фази, розмір яких практично не змінюється залежно від умов отримання виливків.

Аналіз результатів дослідження структури отриманих сплавів показує, що вона узгоджується з діаграмою стану Fe – Al [3]. У сплавах з 14% заліза сіру фазу можна ідентифікувати як інтерметалід Al₃Fe, а світлу фазу як матричну фазу з алюмінію з включеннями інтерметаліду AlFe. Ці міркування узгоджуються з отриманими в роботі результатами вимірювання мікротвердості фаз сплавів. Отримані значення мікротвердості для сірої фази сумірні зі значеннями мікротвердості для інтерметаліду Al₃Fe (4,0...5,0 ГПа) наведеними в літературі [4]. Значення мікротвердості для світлої фази дещо вищі за мікротвердість алюмінію і складають 0,6...0,7 ГПа, що може бути зумовлено його зміцненням за рахунок дисперсних включень інтерметалідів, які мають більшу твердість.

Вимірювання мікротвердості сірої фази для сплавів алюмінію з 40% заліза показало, що вона вища за мікротвердість сірої фази для сплаву з 15% заліза і складає 6,5...7,5 ГПа і за її значеннями може бути ідентифікована як інтерметалід AlFe, що також узгоджується з діаграмою стану Fe – Al. Мікротвердість світлої фази у сплавах з вмістом заліза 40% також дещо вища ніж у сплавів з вмістом заліза 15%. Останнє може бути зумовлено, що її зміцнення можливі за рахунок дисперсних включень більш твердих інтерметалідів.

Вивчення твердості отриманих сплавів показує, що вона для сплавів з вмістом заліза 15% залежить від умов їх кристалізації при охолодженні. Найвищі значення твердості мають сплави охолоджені на повітрі (89,0 HRB) і зменшуються для сплавів охолоджених у воді (51,8 HRB) і у кокілі (43,3 HRB). Такі результати вступають у

протиріччя з існуючими уявленнями про вплив розміру зерен, на механічні характеристики, у тому числі і твердість, матеріалів. На нашу думку це протиріччя може бути зумовлено тим, що досліджувані сплави складаються двох фаз з різною твердістю.

Таким чином, змінюючи умови отримання сплавів можна регулювати їх структуру і властивості і, як наслідок, експлуатаційні властивості. Тому у подальшому доцільно проведення досліджень по вивченню таких властивостей.

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. Yang Xue. Fabrication, microstructure and mechanical properties of Al-Fe intermetallic particle reinforced Al-based composites / Yang Xue, Rujuan Shen, Song Ni // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – №618. – P. 537–544.

3. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем : в 3 т. Т. 1. / Н. П. Лякишев. – М. : Машиностроение, 1996. – 992 с.

8. Krasnowski M. Nanocrystalline Al-Fe intermetallics – light weight alloys with high hardness / M. Krasnowski, T. Kulik // Intermetallics. – 2010. – № 18. – P. 47–50.

Степанчук А.Н., Ведель Д.В., Деркач М.П.

(КПИ им. Игоря Сикорского, г. Киев)

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА ПЛАВЛЕНОГО КАРБИДА ЦИРКОНИЯ В ОБЛАСТИ ГОМОГЕННОСТИ

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

В настоящей работе исследовались условия получения и свойства плавленного карбида циркония, который представляет интерес с точки зрения применения его для создания высокотемпературной керамики [1]. Кроме того, карбид циркония представляет интерес с точки зрения изготовления из него конструкционных материалов ядерных реакторов вследствие его малого сечения поглощения нейтронов [2]. В последнем случае очень важное значение приобретает наличие пористости в изделиях, которая может быть накопителем изотопов газов – продуктов деления ядерного топлива, обладающих большим сечением поглощения нейтронов. В целом это может быть причиной отравления активной зоны ядерных реакторов и, как следствие, снижение их мощности. С этой точки зрения значительный интерес представляют плавные тугоплавкие соединения, в том числе карбид циркония, которые, как показано в работах [3], имеют стопроцентную плотность и практически не содержат примесей.

Исходя из анализа данных о поведении карбидов при температурах превышающих температуру их плавления плавный карбид циркония с различным содержанием углерода в области его гомогенности получали плавкой расходуемых электродов изготовленных из порошка исходного карбида в дуговой печи под давлением защитного газа (аргона) [3].

Кроме давления газа при плавке на степень разложения и последующего испарения газообразных продуктов разложения значительное влияние оказывает плотность тока дуги от которой зависит температура плазмы.

Исследованные условия получения плавного циркония в области его гомогенности показало, что с уменьшением содержания углерода в исходных карбидных фазах оптимальная плотность тока, необходимая для их плавления, должна уменьшаться. Для карбида циркония была установлена аналитическая зависимость плотности тока от состава карбидной фазы, которая имеет вид:

$$I_{ZrC_x} = 80K(1,1 - X),$$

где $X - C/Me$;

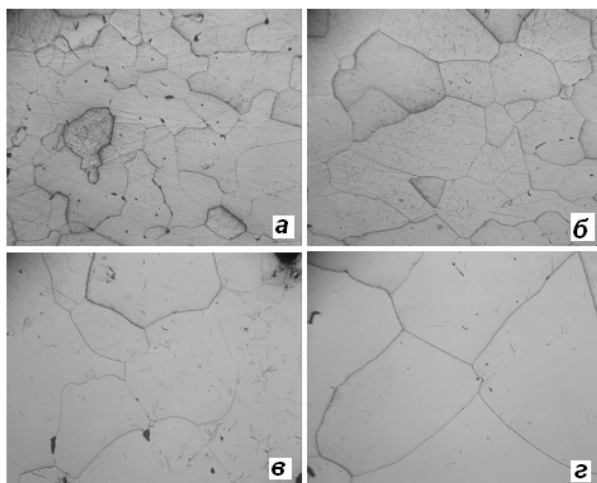
K – масштабный коэффициент, который при диаметре электрода 20 мм равняется единице и с увеличением диаметра увеличивается.

В связи с изложенным получение карбидных фаз циркония в области их гомогенности проводили при давлении газа и плотностях тока дуги указанных в табл. 1.

Таблица 1 – Условия получения и состав плавяных карбидов циркония в области

Исходной состав карбидной фазы, %			Плотность тока дуги, А/см ²	Давление газа в рабочей камере печи, МПа	Состав плавяных карбидных фаз, %		
Zr	C _{общ.}	C _{своб.}			Zr	C _{общ.}	C _{своб.}
88,5	11,4	0,05	180	6,0...7,0	88,8	11,30	0,2
88,7	11,1	–	170	5,6...6,8	89,6	10,4	0,6
89,6	10,4	0,2	150	6,0...7,2	90,2	9,9	–
91,5	8,43	–	150	6,0...7,2	91,4	8,5	0,17
91,4	8,3	–	140	5,5...6,5	91,2	8,9	–
92,8	7,1	–	180	6,0...7,0	92,4	7,5	0,12

Исследовалась микроструктура и некоторые механические свойства. Результаты представлены на рис. 1, 2.



а – $ZrC_{0,96}$; б – $ZrC_{0,83}$; в – $ZrC_{0,73}$; г – $ZrC_{0,61}$

Рис. 1. Микроструктура плавяных карбидных фаз циркония в области гомогенности (x360)

распространения продольных и поперечных ультразвуковых волн [4, 5]. При этом использовались соотношения:

$$G = \rho V_{loc}^2, \quad E = AG,$$

$$\text{где } A = \frac{(3a^2 - 4)}{(a^2 - 1)} \quad \text{и} \quad a = \frac{V_{lcp}}{V_{loc}}$$

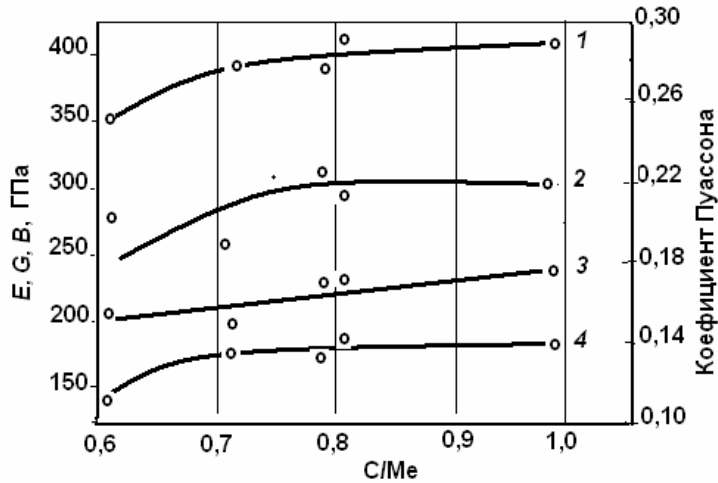
$$B = \frac{AG}{3(3 - A)}, \quad \eta = \frac{E}{2G - 1} = \frac{(a^2 - 2)}{2(a^2 - 1)}$$

где G – модуль сдвига, Па;

Исследование микроструктуры показало, что образцы практически однофазны и не содержат пор и примесей. Следует отметить, что карбид циркония разного состава имеет различный размер зерен, который увеличивается с уменьшением содержания в нем углерода в пределах области гомогенности (рис. 1).

В работе на плавяных образцах определялись упругие свойства – модули Юнга, сдвига и всестороннего сжатия, а также коэффициент Пуассона. Указанные характеристики рассчитывались с использованием результатов измерения плотности и скорости

ρ – плотность образца композита, кг/м³;
 V_{lcp} и V_{toc} средние значения продольной и поперечной скоростей ультразвуковых колебаний, м/с;
 E – модуль упругости;
 B – модуль всестороннего сжатия, Па;
 η – коэффициент Пуассона.



1 – модуль упругости, E ; 2 – коэффициент Пуассона, η ; 3 – модуль всестороннего сжатия, B ; 4 – модуль сдвига, G

Рис. 2. Упругие характеристики плавящихся карбидных фаз циркония в области его гомогенности.

Зависимость рассчитанных характеристик карбидных фаз циркония в зависимости от содержания в них углерода представлена на рис. 2.

Анализируя полученные результаты, можно сказать следующее, что в области гомогенности идет увеличение всех упругих характеристик, что в свою очередь, вызывает увеличение механических характеристик материала.

Литература:

1. Lanin A. Thermal Stress Resistance of Materials / A. Lanin, I. Fedik. – Springer Berlin Heidelberg, 2008. – 248 с.
2. Бела Т.С. Радиационный захват нейтронов: Справочник /Т.С. Бела, А.В. Игнатюк, А. Б. Пашенко, В. И. Пляскин . – М.: Энергоатомиздат, 1995. – 248 с.
3. Степанчук А. Н. Прочностные и абразивные свойства плавящихся тугоплавких соединений и инструментальных материалов на их основе /А.Н. Степанчук // Современные спеченные и твердые сплавы. Сб.трудов – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008. – С. 269 – 280
4. Bochko A.V. Elastic Constants and Elasticity Moduli of Cubic and Wurtzitic Boron Nitride / A.V. Bochko, O.I. Zaporozhets // Powder Metallurgy and Metal Ceramics.–1996.– N7–8. – P. 417 – 423.
5. Zaporozhets O.I. A technology for non-destructive testing of metalworks / O.I. Zaporozhets, A.V. Lichko, V.V. et al. // Met. Phys. Adv. Tech. – 1999. – 17. – P. 961 – 971.

Тесля С.Ю., Степанчук А.М., Білик І.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ КОМПОЗИТІВ САМОФЛЮСІВНИЙ СПЛАВ – КАРБІДИ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

Актуальною задачею сучасної науки і техніки є розробка матеріалів для захисту елементів обладнання, яке працює в умовах інтенсивного абразивного зношування. У цьому відношенні перспективним є створення на робочих поверхнях композиційних покриттів, структурною особливістю яких є наявність в пластичній матриці рівномірно розподілені включення твердої фази. Як тверду фаз можна використовувати гранули з твердих тугоплавких сполук (ТТС), перш за все карбідів та боридів перехідних металів. Як

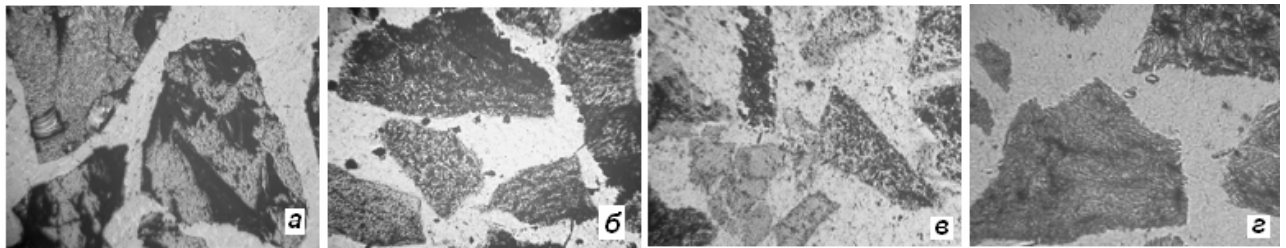
металеву зв'язку доцільно використовувати самофлюсівні сплави на основі заліза (СФЗ) та нікелю (СФН) [1].

На сьогоднішній час досить широкого застосування для створення зносостійких композиційних покриттів знайшов карбід вольфраму (РЕЛІТ) [2, 3]. Але у зв'язку з дефіцитністю вольфрамової сировини у світі, і особливо в Україні, доцільним є розробка подібних матеріалів за участю інших твердих тугоплавких сполук. У цьому відношенні, як показано в роботах [4], перспективним є використання карбіду ніобію.

Тому в роботі досліджувались умови формування структури композиційних матеріалів за участю карбіду ніобію у порівнянні з композиційними матеріалами за участю карбіду вольфраму. Гранули з середнім розміром 500 (-063+04), 360 (-04+0315) та 260 (-315+02) мкм готували дробленням плавлених карбідів, які отримували за методикою викладеною в роботі [6]. Матеріали з вказаних композицій отримували просоченням гранул з карбідів у стані утруски розплавом самофлюсівних сплавів взятих у кількостях для забезпечення стовідсоткового просочення. Процес просочення проводили у печі опору на повітрі за температури 1300 °С на протязі 5 хвилин.

Вивчався вплив розміру гранул на структуру та твердість отриманих композицій.

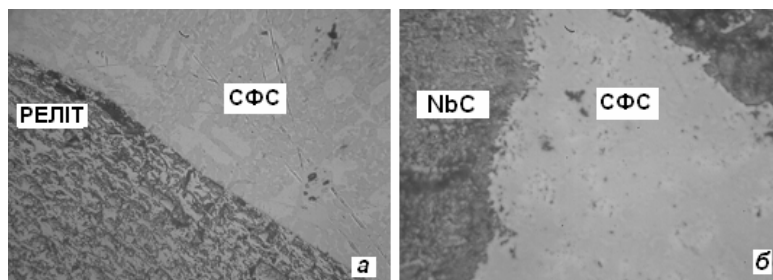
Дослідження структури отриманих матеріалів свідчить (рис. 1), що вона є гетерогенною і складається з гранул (зерен) карбідів і матриці з самофлюсівного сплаву. При цьому має місце стовідсоткове просочення гранул з утворенням якісного контакту між складовими композицій.



а – реліт (-063+04) ; б – реліт (-04+0315); в – реліт (-0315+02); г – карбід ніобію (-063+04)

Рис. 1. Структура матеріалів з композицій РЕЛІТ – СФС та NbC – СФС з різним розміром гранул (x400)

При умовах отримання композиційних матеріалів в нашій роботі також має місце взаємодія між карбідами та розплавом самофлюсівного сплаву (рис. 2). При цьому, при інших рівних умовах, вища ступінь взаємодії має місце в системі NbC – СФС, про що свідчить структура на межі поділу фаз.



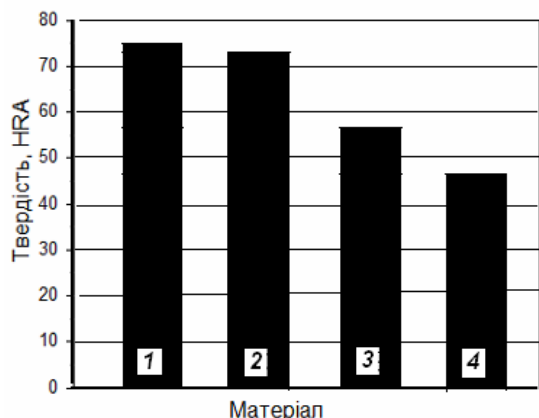
а – РЕЛІТ – СФС; б – NbC – СФС

Рис. 2. Структура на межі поділу фаз (x400)

В роботі проводилось дослідження твердості композицій. Отримані результати наведені на рис. 3. Аналіз отриманих результатів показує, що вона змінюється залежно від складу композиції і розміру гранул (рис. 3).

Найбільшу твердість мають матеріали з композицій реліт – СФС. При цьому найвищу твердість мають композиції РЕЛІТ – СФС (74 НРА) з розміром гранул (-063+04)

(рис. 3, 1). Зі зменшенням розміру гранул твердість композицій зменшується. Така ж залежність спостерігається для композицій NbC – СФС. Абсолютні значення твердості для обох композицій з вмістом гранул одного розміру сумірні.



- 1 – реліт (-063+04);
- 2 – карбід ніобію (-063+04);
- 3 – реліт (-04+0315);
- 4 – реліт (-0315+02)

Рис. 3. Залежність твердості композиційних матеріалів від складу та розміру гранул твердої складової

Таким чином встановлено, що змінюючи якісний склад вихідних матеріалів, можна регулювати структуру і, як наслідок, властивості КМ. Карбід ніобію, поряд з карбідами вольфраму, є перспективним матеріалом для створення зносостійких матеріалів.

Література:

1. Степанчук А.М. Використання самофлюсівних сплавів при створенні композиційних матеріалів та покриттів [Електор. ресурс] / А.М. Степанчук, О.А. Демиденко, Л.О. Бірюкович, М.Б.Шевчук // Матеріали міжнародної конференції “Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра”. – Київ: НТУУ”КПІ”, 2013. – С. 454–465.
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. – 13, № 4. – P. 385 – 388.
3. Aiguo L. Microstructures and wear resistance of large WC particles reinforced surface metal matrix composites produced by plasma melt injection / L. Aiguo, G. Mianhuan, Z. Minhai, W. Changbai // Surface & Coatings Technology. – 2007. – 201. – P. 7978 – 7982.
4. Woydt M. Potentials of niobium carbide (NbC) as cutting tools and for wear protection / M. Woydt, S. Huang, J. Vleugels at al. // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2018. – Vol. 72. – P. 380 – 387.
5. Степанчук А.М. Отримання та властивості гранул з тугоплавких сполук для створення композиційних матеріалів. / А.М. Степанчук, М.Б. Шевчук, С.В. Мазаев // Наукові вісті НТУУ ”КПІ”. – 2010. – №6. – С. 111 – 119.

Титаренко В.В., Заблудовський В.О.
(ДНУЗТ, м. Дніпро)

МЕХАНІЧНІ ТА ЗАХИСНІ ВЛАСТИВОСТІ ВУГЛЕЦЕВМІСНИХ НІКЕЛЕВИХ ПОКРИТТІВ

E-mail: dudkina2@ukr.net

На даний час активно досліджуються композиційні електролітичні покриття (КЕП), модифіковані наночастинками різної природи. Ця тенденція пов'язана як з появою нових матеріалів (наноалмази, фулерени, вуглецеві нанотрубки, оніони та ін.), так і з можливістю істотного покращення функціональних властивостей покриттів при включенні в металеву матрицю різних наночастинок. Особливий інтерес представляють КЕП зі зміцнюючими частинками, що відносяться до класу надтвердих матеріалів, такими як ультрадисперсні алмази (УДА).

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу показали, що композиційні нікелеві покриття, отримані за допомогою імпульсного струму з частотою (f) 50 Гц, шпаруватістю (Q) імпульсів 50 і середньою густиною струму (j) 100 А/м², характеризуються більш рівномірною, з високою щільністю розподілу часток УДА на поверхні. Це призводить до формування дрібнозернистих покриттів (рис. 1) з меншою кількістю пор (табл. 1), що перешкоджає виникненню осередків корозії.

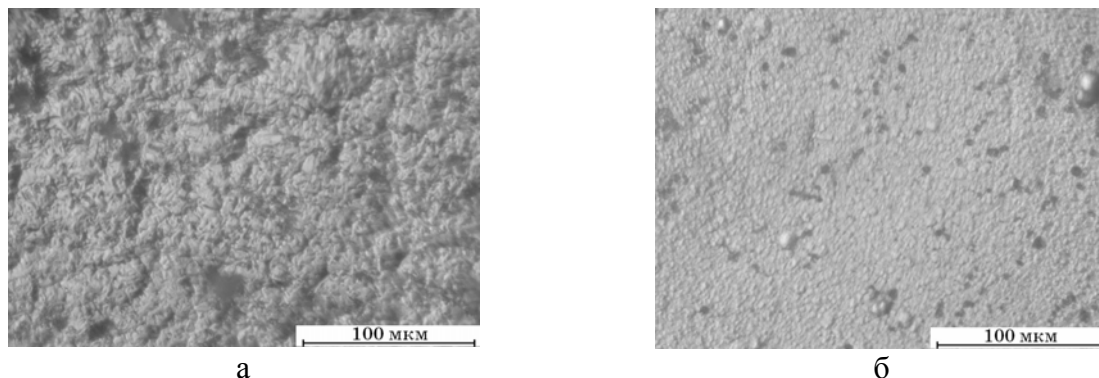
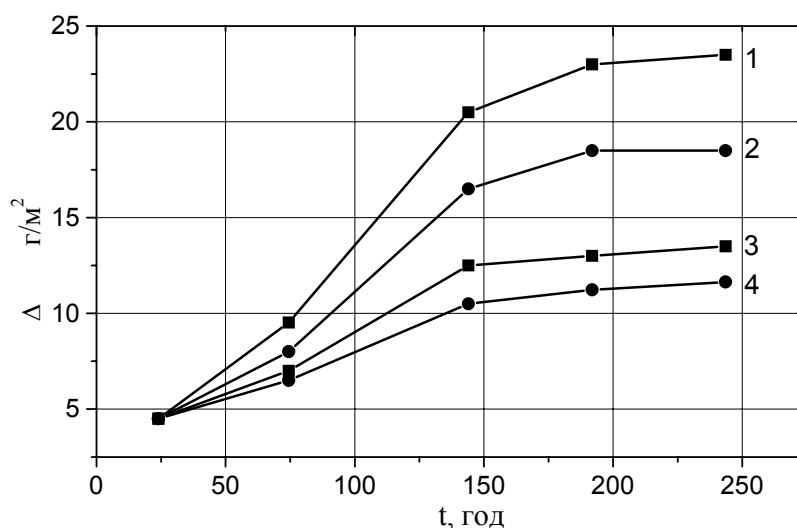


Рис. 1. Морфологія поверхні композиційних електролітичних нікелевих покриттів: а – постійний струм; б – імпульсний струм

Результати корозійних випробувань покриттів (рис. 2) показали, що покриття, осаджені за допомогою постійного струму, відносяться до групи "Стійкі" з балом 4, а застосування імпульсного режиму осадження сприяє отриманню нікелевих КЕП, які відносяться до групи "Дуже стійкі" з балом 3.

Таблиця 1 – Вплив режимів осадження на механічні та захисні властивості нікелевих і вуглецевмісних нікелевих покриттів

Режим осадження	j, А/м ²	f, Гц	Q	C _{УДА} , мас. %	H _ц , МПа	Середній знос, мг/год	Середнє корозійне проникнення, мм/рік	Кількість пор на 1 см ²
постійний струм	100	-	-	-	1800	1,8	0,011...0,014	24
		-	-	2,24	2100	1,6	0,008...0,013	22
імпульсний струм	100	50	50	-	2530	1,3	0,006...0,011	19
				4,45	3177	0,6	0,005...0,010	10



1, 3 – постійний струм; 2, 4 – імпульсний струм; 1, 2 – без включень наноалмазів; 3,4 – з включеннями наноалмазів

Рис. 2. Залежності зміни маси нікелевих електролітичних покриттів

Зміни структури позначаються на механічних властивостях композиційних нікелевих покриттів, наприклад, мікротвердості і зносостійкості (табл. 1). Так покриття нікелю, отримані за допомогою постійного струму, за 5 годин зносу втрачають 10% своєї маси. При переході до імпульсного режиму осадження мікротвердість збільшується на 75...77%, а знос зменшується до 3%.

Тищенко С.А.¹, Улещенко Д.В.¹, Габ А.И.¹, Малышев В.В.^{1,2}
(¹Університет «Україна»; ²Институт общей и неорганической химии, г. Киев)

ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЕ ТАНТАЛОВЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ФТОРИДНЫХ РАСПЛАВОВ

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

Для осаждения танталовых покрытий применяли солевые расплавы эвтектического состава, % (масс.): 29 LiF – 12 NaF – 59 KF ($t_{пл} = 727$ К) и 27,5 NaF – 72,5 NaCl (913 К) с добавками 7,5; 10,0; 15,0 и 25% (масс.) K_2TaF_7 . Электролиз вели при катодных плотностях тока (i_k) = 2,5; 5,0; 7,5; 10,0 А/дм² и температурах 973, 823, 1073 и 1123 К. Продолжительность единичного электролиза изменяли в интервале от 30 мин до 3 ч. Количество пропущенного тока за опыт при однослойном осаждении тантала составляло $q = 2,5; 5,0; 10,0$ А-ч/дм². Толщина покрытия колебалась от 20 до 100 мкм.

Из зависимости выхода по току в расчете на компактный металл от условий осаждения следует, что увеличение концентрации тантала в электролите позволяет вести процесс электроосаждения при более высокой плотности тока; повышение катодной плотности тока снижает выход по току по причине усиления дендритообразования; оптимальная температура для работы во фторидном расплаве 1073 К, в хлоридно-фторидном – 1023 К.

Температура, как показали исследования, прежде всего влияет на характер электрокристаллизации металла. При относительно низкой температуре (≥ 973 К) образуются плохо сцепленные с основой чешуйчатые и губчатые наросты из очень мелких кристаллов. Такие осадки, как правило, содержат повышенное количество солей электролита и потому требуют более тщательной гидрометаллургической обработки. Повышение температуры ≥ 1023 К ведет к росту и дальнейшему развитию форм и граней кристаллов, способствует укрупнению структуры и усилению дендритообразования. Дальнейшее повышение температуры до 1073 К приводит к чисто столбчатой структуре. При 1123 К зерно сильно укрупняется, а поверхность осадка становится очень шероховатой из-за образования пирамид, вершинки которых постепенно перерастают в дендриты. Все изученные осадки обладают аксиальной текстурой с осью $\langle III \rangle$, перпендикулярной к основе. Направление роста дендритов часто совпадает с направлением оси текстуры сплошного осадка. Замечено, что повышение температуры смещает получение доброкачественных осадков в область более высоких плотностей тока.

Катодная плотность тока существенно влияет на качественные, количественные и внешние характеристики танталового осадка. Со снижением катодной плотности тока повышается выход по току и улучшается качество покрытия. Так, при $i_k = 2,5 \dots 5,0$ А/дм² были осаждены компактные мелкокристаллические танталовые осадки. С увеличением плотности тока осадки становятся крупнокристаллическими, поверхность их быстро огрубляется, рост сплошного слоя замедляется из-за интенсивного развития дендритов.

Для получения танталовых покрытий большей толщины целесообразно вести процессы во фторидном электролите при катодной плотности тока 5,0 А/дм² в течение – 3 ч (15 А-ч/дм²) с соблюдением остальных оптимальных параметров электролиза. Толщина компактного слоя осажденного тантала достигает при этом 100 мкм.

Микротвердсть покритий, осаждених из чисто фторидных електролитов, составляет 1,18...1,25 ГПа; из хлоридно-фторидных – 1,25...1,39 ГПа и практически не зависит от режима осаждения.

Изучение поперечных шлифов на рентгеноспектральном микроанализаторе типа MS-46 фирмы “Самеса” при локальности луча около 3 мкм указывает на скачкообразность перехода от меди к танталу, что свидетельствует о незначительной взаимной диффузии и отсутствии сплавообразования между покрытием и основой.

Покрытые танталом стальные и молибденовые образцы в нагретых до 60...70 °С соляной и азотной кислотах имеют такую же коррозионную стойкость, как металлический тантал.

Ткачук О.В., Погрелюк І.М.

(ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)

КОМБІНОВАНА ПОВЕРХНЕВА ОБРОБКА ТЕХНІЧНО ЧИСТОГО ТИТАНУ VT1-0

E-mail: tkachukoleh@gmail.com

Нітрид алюмінію (AlN), нове покоління керамічного матеріалу, який забезпечує високу корозійну тривкість, міцність та твердість. Він використовується в якості конструкційного та біоінженерного матеріалу, а також в електроніці. Перспективною альтернативою впровадження AlN в медицину може бути використання його в якості покриття на традиційних металевих імплантаційних матеріалах: нержавіючих сталях, титанових і кобальтхромових сплавах, що дозволить зменшити їх електрохімічну та корозійну активність.

Досліджували циліндричні зразки діаметром 10 мм та товщиною 2 мм із технічно чистого титану VT1-0. Зразки попередньо шліфували та полірували алмазними пастами до $R_a=0,2$ мкм. Після полірування зразки промивали у спирті в ультразвуковій ванні та висушували.

Електродугове покриття алюмінію на технічно чистому титані VT1-0 одержували напиленням із електродних порошкових алюмінієвих дротів. Покриття наносили на продробоструминену корундом поверхню зразків титану VT1-0 за наступного режиму: напруга на дузі $U = 32$ В, струм дуги $I = 150$ А, тиск розпилювального повітря $P = 0,6$ МПа, дистанція напилення $L = 150$ мм. Покриття наносили пошарово, за 6 проходів.

Азотування технічно чистого титану VT1-0 з напиленням шаром алюмінію здійснювали у реакційній камері в середовищі молекулярного азоту за парціального тиску газу 105 Па. Температура азотування становила 800 °С, а тривалість – 2 год. Використовували технічно чистий азот, який очищали, щоб кисню і вологи було не більше 0,01%, пропускаючи через капсулу з силікагелем і нагріту на ~50°С вище температури насичення титанову стружку. Зразки нагрівали та охолоджували в середовищі азоту.

В результаті обробки, на першому етапі, на поверхні технічно чистого титану VT1-0 формується шар алюмінію товщиною 120 мкм, яку зменшували до 80 мкм поліруванням. Твердість поверхні зменшується у 6 разів: від 1,8 до 0,3 ГПа. Якість поверхні знижується на п'ять класів шорсткості (з 9 до 4), що відповідає зменшенню середнього арифметичного відхилення профілю поверхні у ~ 40 разів. На рис. 1 представлено морфологію поверхні технічно чистого титану VT1-0 після напилення алюмінію (а) та наступного азотування (б).

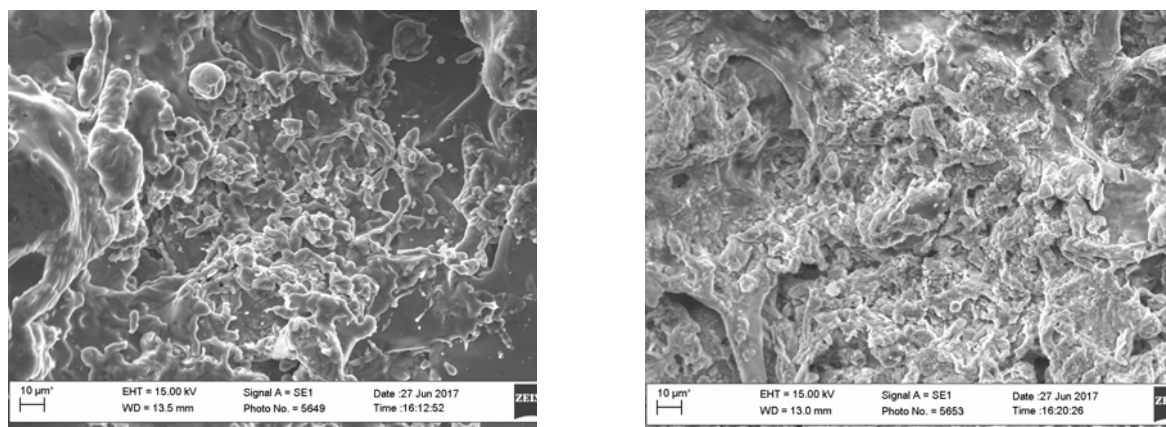


Рис. 1. Морфологія поверхні технічно чистого титану VT1-0 після напылення алюмінію (а) та наступного азотування (б) ($\times 500$)

У процесі термодифузійного насичення в середовищі молекулярного азоту на поверхні, згідно результатів рентгенівського фазового аналізу, формується покриття на основі нітриду алюмінію. Якість поверхні не погіршується (рис. 1, б). Значення шорсткості поверхні знаходиться у межах 4 класу шорсткості, і становить 7,9 мкм. В той же час поверхнева твердість збільшується до 12 ГПа, що у 6 разів перевищує значення для необробленого титану.

Томашенко І.А.¹, Чеховский І.Ю.¹, Габ А.І.¹, Малышев В.В.^{1,2}
(¹Університет «Україна», ²Інститут общей и неорганической химии, г. Киев)
СИНТЕЗ СУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА ЕЛЕКТРОЛИЗОМ РАСПЛАВОВ
E-mail: viktor.malyshev.igic@gmail.com

Метод електролиза расплавленных солей с успехом применяется для синтеза карбидов, силицидов, боридов переходных металлов, разработаны технологии этих процессов. Такой важный класс соединений, как сульфиды, к сожалению, выпал из объектов исследования электрохимиков.

В литературе имеется всего несколько работ, в которых сообщалось об электролитическом получении сульфидов молибдена из расплавленных солей. Почти во всех работах использовались расплавы-растворители на основе фторидов, боратов щелочных металлов. Источником тугоплавкого металла служили его оксиды. Сера вводилась в расплав в виде сульфата натрия или в элементарном виде. Механизм процессов, протекающих на электроде, не изучен ни в одной из работ.

Сульфиды молибдена, благодаря своей кристаллической структуре являются хорошим смазочным материалом и отличаются высокой каталитической активностью и селективностью в реакциях типа конденсации и дегидратации. Антифрикционные свойства сульфида молибдена зависят от чистоты порошка, величины частиц. Метод высокотемпературного электрохимического синтеза (ВЭС) позволяет получать продукт, как в виде покрытия, так и порошка и целенаправленно изменять отмеченные свойства осадка.

Термодинамическим обоснованием синтеза и выбора компонентов для его осуществления послужил выполненный расчет и сопоставление равновесных потенциалов разложения оксисоединений серы и молибдена в области температур 900...1200 К, базирующийся на термодинамических данных. Под равновесным потенциалом разложения принимали величину, обратную ЭДС электрохимической цепи, токообразующей реакцией которой является синтез этого соединения.

Результаты расчетов возможных путей электровосстановления сульфатов натрия, калия, лития, магния для температур 900...1000 К показывают, что наиболее предпочтительными будут первые два – выделение серы и разряд до сульфид аниона. Этот вывод подтверждается литературными данными по исследованию электровосстановления сульфатсодержащих расплавов. Выбраны возможные пары компонентов для синтеза. Сульфаты и молибдаты, имеющие близкие значения потенциалов выделения серы и молибдена, рассматривались как наиболее подходящие компоненты для синтеза сульфида молибдена. При 1000 К таковыми являются:

1. Li_2SO_4 {потенциал выделения серы (E°_S) = -0,99 В} – MgMoO_4 {потенциал выделения молибдена (E°_{Mo}) = -0,97 В};
2. K_2SO_4 { E°_S = -1,38 В} – Na_2MoO_4 ; { E°_{Mo} = -1,40 В};
3. Li_2SO_4 { E°_S = -0,99 В} – $\text{Na}_2\text{Mo}_2\text{O}_7$ { E°_{Mo} = -0,92 В}.

Для исследований нами выбрана первая пара компонентов.

На вольтамперограмме расплава $\text{KCl-NaCl-MgMoO}_4\text{-Li}_2\text{SO}_4$ наблюдаются две волны. Первая при потенциале -0,6 В, высота ее не растет с увеличением концентрации деполяризатора, что позволяет отнести ее за счет сплавоборазования с платиной. Вторая волна наблюдается при потенциалах – (0,9...1,3) В и ее токи линейно растут с увеличением концентрации молибдата. Потенциал полупика второй волны равен -1,05, что близко к расчетному потенциалу выделения Мо из MgMoO_4 . Потенциостатический электролиз при потенциале второй волны обнаруживает в качестве катодного продукта порошок молибдена. Волна электровосстановления Li_2SO_4 нестабильна во времени, как в чисто оксидном, так и хлоридно-молибдатном расплаве. Ее потенциал полупика равен -0,88 В относительно платино-кислородного электрода сравнения. Это значение близко к расчетному потенциалу выделения сульфид-аниона (-0,85 В).

В расплаве $\text{KCl-NaCl-MgMoO}_4\text{-Li}_2\text{SO}_4$ реализован высокотемпературный электрохимический синтез дисперсных порошков сульфида молибдена.

Троснікова І.Ю., Зайчук Т.П., Лобода П.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ШЛЯХИ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДИХ СПЛАВІВ

Незважаючи на величезний прогрес, досягнутий у виробництві твердих сплавів протягом останніх десятиліть, все ще залишаються як технологічні, так і матеріалознавчі проблеми, включаючи розробку нових удосконалених матеріалів із застосуванням сучасних технологій [1].

Тверді сплави на основі карбіду вольфраму, що на сьогодні є одними з найбільш розповсюджених інструментальних та конструкційних матеріалів у сучасному виробництві, складаються із тугоплавкої карбідної складової та пластичної цементуючої фази на основі кобальту, нікелю і, в окремих випадках, заліза, або їх поєднання. В останні десятиліття вони все більш широко використовуються в якості конструкційних деталей різних машин та механізмів. Це деталі пар тертя, прокатні валки, робочі елементи апаратів високого тиску, вставки висадочних матриць і т. п. Номенклатура сплавів постійно розширюється. Вони відрізняються фазовим складом, властивостями і структурою фаз, розмірами структурних складових, їх розташуванням в об'ємі твердосплавного виробу.

Незважаючи на широкий спектр досліджень у цій області, що дають розуміння про природу, властивості, особливості виготовлення твердих сплавів, дозволяють одержувати матеріали з високими експлуатаційними характеристиками, їх модернізація є досі актуальним завданням.

Як відомо, в сучасній науковій літературі з твердих сплавів, однією із важливих характеристик вольфрамових твердих сплавів є карбідний скелет [2].

Саме від стану та якості карбідного скелета, що формується при спіканні твердих сплавів, в цілому залежать їх фізико-механічні та експлуатаційні властивості. Його стан прийнято характеризувати формою та розміром частинок карбідної складової в сплавах.

Вихідними речовинами, що входять до складу сплавів WC-Co, є монокарбід вольфраму WC і металевий кобальт (3...6%). Щільність такого сплаву становить 14,8...15,0 г/см³. Твердість – порядку 87...90 HRC. Порошок кобальту при високій температурі плавиться і обтікає зерна карбиду вольфраму.

Мікроструктура сплавів WC-Co в основному двофазна, що складається з кристалів карбиду вольфраму і ділянок цементуючої (кобальтової) фази. Цементуюча фаза складається з кобальту, в якому розчинені невеликі кількості вольфраму і вуглецю. Розміри карбідних зерен в сплавах WC-Co в залежності від їх призначення коливаються в межах 1...5 мкм. Ділянки цементуючої фази, видимі під мікроскопом, мають зазвичай товщину 1...2 мкм. Розміри зерен кобальтової фази набагато перевищують розміри зерен карбиду вольфраму.

Ефективним доповненням технологічного процесу виробництва деталей з твердих сплавів є електронно-променевое оплавлення. Сфокусований і прискорений потік електронів, кінетична енергія яких, перетворюючись в робочій зоні в інші види (переважно в тепло), викликає нагрівання, плавлення і випаровування оброблюваного матеріалу, що в підсумку і забезпечує розмірну обробку заготовок. Таке оплавлення збільшує твердість оплавленої частини поверхні, що позитивно впливає на кінцеві властивості матеріалів.

Література:

1. Tolochin A.I., Laptev A.V., Golovkova M.E., Koval'chenko M.S. Ultrafine high-cobalt VK40 hard alloy. I. Structure and properties // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2008. – Т. 47. – № 3-4. – С. 176-182.

2. В.П. Бондаренко, А.М. Исонкин, Р.К. Богданов, А.А. Матвейчук. Влияние зернистости высокопрочного тугоплавкого наполнителя на работоспособность алмазных буровых коронок // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения : сб. науч. тр. / Ин-т сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины. – Киев, 2010. – Вып. 13. – С. 168–173.

Троснікова І.Ю., Лукашевич В.О., Лобода П.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

НОВІ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ

На сьогоднішній день існує широка потреба в матеріалах з підвищеною міцністю для ефективної роботи в екстремальних умовах – великих динамічних навантаженнях, абразивного зношування в агресивному середовищі та при високих температурах.

Серед конструкційних високотемпературних матеріалів, що використовуються в якості конструкційних, можна виділити: суперсплави на основі нікелю і кобальту, а також інтерметаліди на основі алюмінію. Їхні робочі температури обмежуються 1000 °С. Ці матеріали вичерпують свої можливості, вище даної температури. Тому для того, щоб збільшити робочі температури, слід звернутися до інших систем сплавів, таких як кераміка і передові інтерметаліди, які б могли забезпечити вимоги щодо міцності та стійкості до окислення [1].

Одними з найбільш перспективних матеріалів являються сплави систем Mo-Si-B та Nb-Si-B, оскільки вони мають низьку питому вагу (порядку 6,1...7,2 г/см³), стійкі до окиснення в широкому інтервалі температур, за рахунок утворення на поверхні боросилікатного шару, дрібнодисперсну високощільну мікроструктуру. Сплав системи Nb-Si-B володіє високими показниками мікротвердості при кімнатній температурі,

тріщиностійкості ($7,8 \dots 11,8 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$), межі текучості та межі міцності на стиск при високих температурах $1200 \dots 1400 \text{ }^\circ\text{C}$, так як мають температуру плавлення вище $1750 \text{ }^\circ\text{C}$ [2].

Також перспективною для розробки в даному напрямку може бути квазіпотрійна евтектика $\text{V}_4\text{C-TiB}_2\text{-SiC}$, що володіє рядом потрібних властивостей. Експериментальні дослідження мікромеханічних характеристик показали, що твердість за Вікерсом і тріщиностійкість одержаних спрямовано армованих композитів $\text{V}_4\text{C-TiB}_2\text{-SiC}$ складають, відповідно, $33,3 \text{ ГПа}$ і $6,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. Тріщиностійкість одержаного спрямовано закристалізованого сплаву $\text{V}_4\text{C-TiB}_2\text{-SiC}$ перевищує тріщиностійкість чистого карбиду бору та спрямовано закристалізованого евтектичного сплаву $\text{V}_4\text{C-TiB}_2$, вирощеного у подібних умовах [3].

Особливістю матеріалу, що має лягти в основу деталей для високотемпературних застосувань має бути стійкість до високих температур, оскільки паливо при виході із камери згоряння має температуру вище $1000 \text{ }^\circ\text{C}$.

Оскільки вони також піддаються механічним навантаженням, зв'язаним з швидкістю руху реактивного струменя та розширенням палива при згорянні, то мають володіти і достатнім рівнем міцності. Розширення застосування даної евтектичної системи є дуже перспективним для вирішення ряду технічних проблем. Зменшення ваги транспортних засобів (автомобілів, літаків, поїздів тощо), а також підвищення робочих температур двигунів, підвищить ефективність використання палива. Нові показники потужності сприяють розробці конструкційних матеріалів з низькою щільністю, а також матеріалів, які мають високі показники термостійкості для використання в компонентах двигунів. Крім того, існує необхідність пошуку нових економічно вигідних джерел енергії і ефективнішого використання наявних. Матеріали, безсумнівно, грають значну роль у цих розробках. Для забезпечення життєздатності нових розробок, технологія їх виробництва має бути дешевшою за наявну, і не поступатися по ефективності попередникам.

Література:

1. Lange A., Heilmaier M., Sossamann T. A., Perepezko J. H. Oxidation behavior of pack-cemented Si–B oxidation protection coatings for Mo–Si–B alloys at $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ // Surface and Coatings Technology. – 2015. – V. 266. – P. 57-63.
2. Троснікова І.Ю., Лобода П.І., Івашура О.О. Вплив хімічного складу на структуру та механічні властивості сплавів системи Nb-Si-B // Металознавство та обробка металів. – 2016. – №4. – С. 31-35.
3. Богомол Ю.І., Лобода П.І., Головенько Я.Б. Структура та властивості квазіпотрійних спрямовано армованих композитів системи $\text{V}_4\text{C-TiB}_2\text{-SiC}$ // Металознавство та обробка металів. – 2015. – № 2. – С.37-42.

**Труш В.С.¹, Лук'яненко О.Г.¹, Федірко В.М.¹, Погрелюк І.М.¹,
Тихоновський М.І.², Стоєв П.І.²**

¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів;

**²Інститут фізики твердого тіла, матеріалознавства та технологій ННЦ
«ХФТІ» НАН України, м. Харків)**

**ВПЛИВ АЗОТУВАННЯ НА ТРИВАЛУ МІЦНІСТЬ ЗА ТЕМПЕРАТУРИ
380 °C СПЛАВУ Zr-1%Nb**

E-mail: trushvasyl@gmail.com

Цирконієві сплави належать до конструкційних матеріалів активної зони ядерних реакторів. Ці сплави мають високі механічні властивості хорошу корозійну стійкість. Разом з тим існують чинники, які істотно знижують можливості їх застосування. Зокрема, значний вплив на службові властивості цирконієвих сплавів мають елементи втілення –

кисень та азот, які легко з ним реагують і беруть участь у всіх процесах, що відбуваються в матеріалі під час експлуатації. Одним з ефективних методів керування структурою та характеристиками приповерхневих шарів металів є хіміко-термічна обробка (ХТО).

Тому, мета роботи – встановити вплив ХТО у контрольованому азотовмісному газовому середовищі зразків-кілець зі сплаву Zr-1%Nb, вирізаних з ТВЕЛьних трубок, на тривалу міцність (100 год) за робочої температури $T = 380^{\circ}\text{C}$ на повітрі.

Методика та матеріали досліджень. Для досліджень використано зразки-кілець з цирконієвого сплаву Zr-1%Nb, які вирізали з ТВЕЛьної трубки українського виробництва. ХТО сплавів цирконію виконували в контрольованому газовому середовищі за різних режимів: вакуумний відпал (стандартна термічна обробка) R0 – $T = 580^{\circ}\text{C}$, $P = 1 \cdot 10^{-4}$ мм. рт. ст., $\tau = 3$ год; обробка в азотовмісному середовищі – R1 – $T = 650^{\circ}\text{C}$, $P = 1 \cdot 10^{-5}$ мм. рт. ст., $\tau = 1$ год + $T = 580^{\circ}\text{C}$, $P = 760$ мм. рт. ст., $\tau = 10$ год), R2 – $T = 580^{\circ}\text{C}$, $P = 1 \cdot 10^{-5}$ мм. рт. ст., $\tau = 1$ год + $T = 580^{\circ}\text{C}$, $P = 760$ мм. рт. ст., $\tau = 9$ год).

Результати та їх обговорення. Встановлено, що властивості зразків-кілець при тривалій витримці за температури $T = 380^{\circ}\text{C}$ на повітрі чутливі до наявності модифікованого азотом приповерхневого шару металу (рис. 1). Так 100 год міцність зразків-кілець, оброблених за режимом R1, дещо вище від рівня характеристик після вакуумної (стандартної термічної) обробки ТВЕЛьних трубок (режим R0). З іншого боку, зразки-кілець, оброблені за режимом R2, за витримки >10 год виносять менші руйнівні напруження в порівнянні з тими, що оброблені за режимом R1. Причиною різниці у поведінці зразків-кілець є наявність приповерхневого шару металу з різним градієнтом твердості по перерізу, який впливає на залежність руйнуючих напружень у часі. Для кращого розуміння даного факту в подальшому будуть проведені поглиблені металофізичні дослідження.

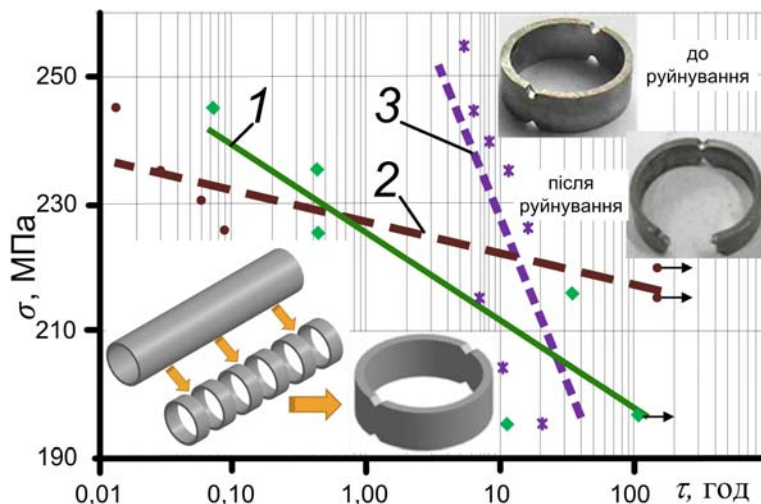


Рис. 1. Тривала міцність зразків-кілець з цирконієвого сплаву Zr-1%Nb на повітрі при температурі $T = 380^{\circ}\text{C}$ після обробок у газових середовищах за різних режимів: 1 – R0, 2 – R1, 3 – R2

Висновки. Важливим результатом роботи є те, що експериментально показані руйнівні напруження азотованих зразків-кілець зі сплаву Zr-1%Nb, вирізаних з ТВЕЛьних трубок, за тривалої витримки (100 год) при робочій температурі $T = 380^{\circ}\text{C}$ на повітрі.

Федоров М.М.

(ДДМА, м. Краматорськ)

ВОЛОГОСТАБІЛІЗУЮЧІ ДОБАВКИ ДЛЯ ПІЩАНО-БЕНТОНІТОВИХ СУМІШЕЙ

E-mail: fyodorov@ukr.net

Одним з основних недоліків більшості піщано-бентонітових сумішей (ПБС) застосовуваних на лініях автоматичного формування є підвищена їх «жорсткість», що кількісно виражається в незадовільно низьких показниках пластичності сумішей. Так, показники текучості і формувальності повинні бути не нижче 80 %, тоді як на практиці ці показники, у більшості випадків, не перевищують 60...70 %. Поверхнева міцність ливарних форм (обсипальність) за нормативом не повинна перевищувати 0,8 %, а на практиці значення обсипальності сирих піщано-бентонітових форм, у більшості випадків, перевищують 2 %. Внаслідок відхилень цих властивостей, у формі з високою ймовірністю можуть утворюватися підриви, засмічення та інші подібні дефекти, що спотворюють якість поверхні виливків.

Очевидна причина цьому – комплексний вплив двох факторів: 1) висока температура в ливарному цеху, особливо в літній період часу, що провокує швидке локальне пересихання суміші (крайок форми); 2) достатньо велика насиченість відпрацьованих формувальних сумішей залишками стрижневих сумішей на органічних зв'язувальних матеріалах, продукти термодеструкції яких спричиняють негативний вплив на фізико-механічні властивості сумішей, в першу чергу, значно знижуються формувальність, текучість, підвищується обсипальність сумішей, зменшуються зв'язувальні властивості бентонітових глин.

Якщо зі стрижневими залишками проблему практично розв'язати дуже складно, то вологовміст суміші (форм), особливо в літню пору, необхідно підтримувати на стабільному рівні.

У теперішній час у ливарному виробництві нормальною практикою є застосування в складі сумішей, поряд з високоякісними бентонітами, мікродобавок холоднонабухаючого крохмалю в комбінації з регулярним освіженням сумішей. У виробництві виливків литтям у сирі форми, зазвичай, застосовуються два різновиди холоднонабухаючого крохмалю – це крохмаліт й екструзійний крохмальреагент (ЕКР) [1, 2].

Основною метою даної роботи є дослідження впливу мікродобавок ЕКР на властивості виробничих ПБС, насамперед, характеристик формувальності й текучості.

У якості дослідного зразка ЕКР у роботі використовувався порошкоподібний Уманський ЕКР виробництва ТОВ «Ваксан».

Аналіз проведених експериментальних досліджень дозволяє констатувати наступні зміни властивостей виробничих сумішей з добавками 0,2 мас. % ЕКР у порівнянні з вихідними виробничими сумішами без добавок ЕКР:

– газопроникність в незначній мірі збільшується, хоча слід ураховувати, що суміш із добавкою ЕКР ущільнюється більш ефективно, і в першому наближенні ця характеристика повинна була б знижуватися. Очевидно, у цьому випадку позитивним образом позначається ефект поглинання вологи крохмалистою речовиною, у результаті чого частина вільної вологи зосереджується в крохмалистій речовині й в обмеженій кількості присутня на поверхні піщин кварцового наповнювача;

– міцність у вологому стані для всіх досліджуваних зразків сумішей, обмірювана відразу після завершення приготування замісів, практично не змінилася й склала 0,130 МПа. Повторні виміри міцності на стиск у вологому стані, виконані після витримки зразків суміші в герметичному стані протягом 24-х годин показали збільшення міцності зразків суміші з ЕКР на 12 % (з 0,130 МПа для суміші без ЕКР до 0,145 МПа для сумішей з добавкою 0,2 мас. % ЕКР). Слід зазначити, що у виробничих умовах тривалість витримки свіжоприготовленої суміші також становить певний час. Безумовно, при використанні в

складі ПБС добавок типу ЕКР слід ураховувати той факт, що позитивний вплив ЕКР на показник міцності на стиск у вологому стані може посилитися лише через кілька годин відповідної витримки;

– найбільш чутливо ПБС відреагувала на додавання ЕКР неухильним зростанням своїх найважливіших характеристик пластичності, тобто показників формувальності й текучості. Усі ці характеристики фізично взаємозалежні через агрегування крохмалистою речовиною води, бентонітового зв'язувального матеріалу, а також продуктів термічної деструкції бентоніту (шамотизованої пилоподібної бентонітової глини) і вуглецевмісних протипригарних добавок.

Враховуючи отримані експериментальні дані можна рекомендувати добавку ЕКР до складу виробничих ПБС на лініях автоматичного формування, як радикальний засіб зменшення «жорсткості» сумішей, підвищення показників їх формувальності й текучості в умовах насичення суміші надлишковою кількістю стрижневих залишків на органічних смоляних зв'язувальних матеріалах.

Література:

1. Белобров Е. А. О путях улучшения качества формовочных смесей для производства отливок в сырых формах // *Литье Украины*. – 2007. - № 9. – С. 20-25.
2. Федоров Н. Н., Дорошенко С. П., Фесенко А. Н. Стабилизаторы влажности для сырых песчано-бентонитовых формовочных смесей // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. - 2005. - №1. – С. 92-97.

Хворостяний В.В., Родичев Ю.М., Сорока Е.Б.
(ИПП им. Г. С. Писаренко НАН Украины, г. Киев)
ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ХРУПКИХ
МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТОДОМ
ЦАРАПАНИЯ ДО СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ

E-mail: plt2002@ukr.net

Достоверное определение повреждаемости и сопротивления разрушению хрупких материалов в сложных условиях локального нагружения является актуальной научно-технической проблемой, которая вследствие отсутствия эффективных расчетных подходов требует развития новых экспериментальных методов исследования. При аттестации и оценке механического поведения конструкционной керамики, стекла и твердых сплавов могут быть применены методы и результаты экспериментальных исследований закономерностей их разрушения при скалывании кромок материалов индентором или пуансоном.

Цель настоящего исследования заключалась в разработке простого, удобного и доступного способа прогнозирования повреждаемости хрупких материалов при царапании индентором Роквелла поверхности образца до скалывания его кромки, который основывается на использовании экспериментальных диаграмм разрушения материалов в условиях их локального нагружения.

Представление экспериментальных результатов на первом этапе их анализа осуществлялось путем построения так называемых диаграмм повреждаемости материалов, на которых отображались зависимости «расстояние разрушения L – разрушающая нагрузка P_f ». Нанесенные на эти диаграммы минимальные, средние и максимальные значения L для каждого уровня нагрузки аппроксимировали линейными или нелинейными зависимостями так, чтобы они с достаточной точностью описывали закономерности изменения взаимосвязи $L = f(P_f)$. Было установлено, что для стекла и низкотрещиностойкой керамики предпочтительным являлось использование

полиномиальных кривых аппроксимации, тогда как для более трещиностойкой керамики удовлетворительно соответствовали данным линейные аппроксимирующие зависимости (рисунок 1). В общем случае уравнение кривой аппроксимации данных записывается в следующем виде:

$$L = a + b_1 \cdot P_f + b_2 \cdot P_f^2 + b_3 \cdot P_f^3, \quad (1)$$

Оперирование коэффициентами полиномиальных зависимостей дает возможность достоверно прогнозировать степень повреждаемости кромок хрупких материалов при заданном уровне приложенной нагрузки на индентор.

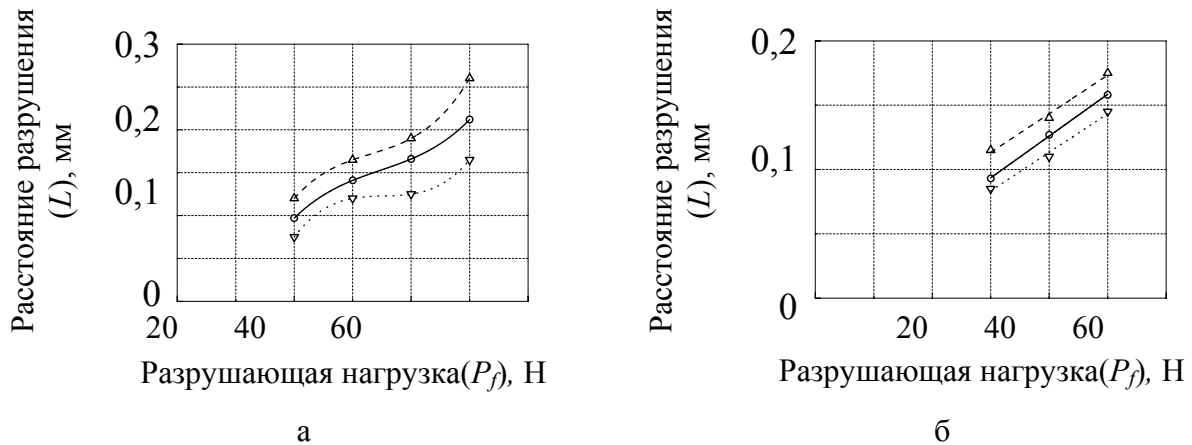


Рис. 1. Диаграммы повреждаемости керамики оксид алюминия (а) и нитрид кремния (б)

Таким образом, была получена область возможных значений повреждаемости хрупких материалов при краевом локальном нагружении. Следует отметить, что подобное рассмотрение экспериментальных результатов краевого скалывания не встречалось в литературных источниках, посвященных данной теме исследований. Представленный подход можно оценивать в качестве экспресс-анализа повреждаемости материалов, позволяющий выделить характерный диапазон разрушений их кромок, который важно учитывать при дальнейших работах, связанных с практической применимостью материалов в эксплуатационных условиях.

Хворостяный В.В.

(ИПП им. Г. С. Писаренко НАН Украины, г. Киев)

ОБОСНОВАНИЕ НЕОБХОДИМОГО ОБЪЕМА ИСПЫТАНИЙ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СТАТИСТИЧЕСКИ ДОСТОВЕРНЫХ ОПРЕДЕЛЕНИЙ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ ДО СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ

E-mail: plt2002@ukr.net

При планировании экспериментального исследования неизбежно возникает вопрос о достоверности получаемых эмпирических данных. Неоднородность механических свойств хрупких материалов, наличие существенного разброса результатов испытаний и возможные погрешности измерений обуславливают необходимость определения точности найденных из опыта характеристик материалов. Использование статистической обработки результатов испытаний способствует повышению такой точности, а величина возможной ошибки зависит от объема проведенных экспериментов. В этой связи обоснование необходимого объема испытаний для получения механических свойств материалов с

наперед заданною ступенню точності і статистическою надійності являється важною задачею, котра вирішується на етапі планування дослідження.

В стандарті на метод випробувань по визначенню опору краєвому скальванню описані технічні вимоги для його реалізації, а також регламентовані основні терміни і визначення. В частині, характеристику опору краєвому скальванню пропонується вираховувати по результатам проведення не менше 10 випробувань. Однак не наведені пояснення і обґрунтування такої кількості експериментів, що можна вважати як недоработку або упущення. Представлене дослідження являє собою спробу заповнення даного прогалини.

Статистическа обробка результатів випробувань крихких матеріалів методом царапання індентором Роквелла поверхності зразка до скальвання його кромки складала в розв'язанні послідовності задач: аналіз даних на вміст випадючих, різко відрізняючихся значень (критерій Н. В. Смирнова); перевірка нульової гіпотези о нормальному розподілі випробуваних даних з допомогою аналітичних критеріїв згоди Смирнова і Шапіро-Уїлка; визначення мінімально необхідного об'єму випробувань для оцінки середнього значення величини опору руйнуванню FRS матеріалу для вибірок даних, що відповідають нормальному закону розподілу.

Таблиця 1 – Результати статистическої обробки експериментальних даних

Кераміка	Критерій згоди	Відповідність нормальному закону розподілу	Мінімально необхідний об'єм випробувань
Y ₂ O ₃	Шапіро-Уїлка W	+	43
Al ₂ O ₃	Смирнова (ω ₂)	+	43
Si ₃ N ₄	Смирнова (ω ₂)	-	-
SiC HP	Шапіро-Уїлка W	+	41
Y-TZP	Смирнова (ω ₂)	+	42
SF-S-TS	Смирнова (ω ₂)	+	43

Примітка: символ «+» означає відповідність, а «-» невідповідність нормальному закону розподілу.

Мінімально необхідний об'єм випробувань складає 41...43 одиниць. Таким чином, в відповідності з обґрунтованим кількістю випробувань було проведено експериментальне дослідження механічного поведіння крихких матеріалів в умовах краєвого локального навантаження і отримані статистически достовірні результати визначення їх опору руйнуванню. Важним являлось те, що для кожного з досліджуваних матеріалів для цього вимагалось не більше одного стандартного зразка розмірами 3 мм × 4 мм × 50 мм. Цей факт свідчить, що метод царапання до скальвання кромки має явне перевагу по порівнянню з іншими поширеними методами визначення опору руйнуванню матеріалів, може вважатись менш матеріаломістким і дозволяє вивчати дорогі сучасні кераміки або проводити комплекс пошукових досліджень.

Христенко В.В.¹, Болобан Є.О.¹, Ушкалова О.В.²
 (¹*КПІ ім. Ігоря Сікорського;* ²*ФТІМС НАН України, м. Київ*)
**РОЗРАХУНОК ВМІСТУ РОЗЧИНЕНИХ ЕЛЕМЕНТІВ В ТВЕРДОМУ
 РОЗЧИНІ НА ОСНОВІ МІДІ БРОНЗИ К1Н3 ЗА ПОЛІТЕРМАМИ
 ПИТОМОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ**

E-mail: Ebobloban@gmail.com

На прикладі бронзи К1Н3 розроблена математична модель, яка дозволяє розрахувати вміст розчинених елементів в твердому розчині на основі міді за експериментально визначеними значеннями питомого електричного опору сплаву.

Температурна стійкість зміцнювальних фаз щодо розчинення в основі визначає рівень механічних і кондуктивних властивостей дисперснозміцнених сплавів. Тому швидка і ефективна оцінка вмісту розчинених елементів в твердому розчині основи може бути корисною для встановлення властивостей кондуктивних дисперснозміцнених сплавів в умовах підвищених температур.

Враховуючи відносно невелику об'ємну частку дисперсної фази, величина питомого електричного опору дисперсійнотвердіючої бронзи К1Н3 в основному буде визначатися опором основи (твердого розчину на основі міді). Тоді температурну залежність питомого електричного опору сплаву можна подати у вигляді:

$$\rho(t) = \rho_0 + \alpha_t \cdot t + \alpha_x \cdot (x(t) - x_0) + \alpha_{xt} \cdot (x(t) - x_0) \cdot t, \quad (1)$$

де ρ_0 – питомий електричний опір сплаву при 0 °С;
 $x(t)$ – вміст компонентів силіциду Ni_2Si в твердому розчині на основі міді при температурі t ;

x_0 – вміст компонентів силіциду Ni_2Si в твердому розчині на основі міді при 0 °С;

α_i – коефіцієнти, які враховують розсіювання носіїв заряду.

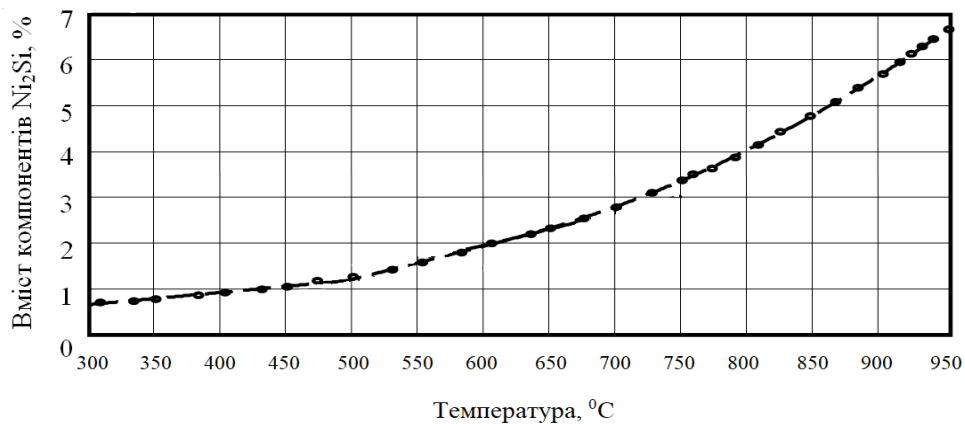


Рис. 1. Залежність вмісту компонентів силіциду Ni_2Si в твердому розчині на основі міді від температури для бронзи К1Н3: - - - за даними розрахунків; \circ – експериментальні дані [1]

Значення коефіцієнтів α_t , α_x і α_{xt} визначали підставляючи в (1) експериментально встановлені величини питомого електричного опору бронзи К1Н3 та літературні дані щодо рівноважних складів твердого розчину на основі міді [1] при різних температурах, в тому числі і при 0 °С. Встановлено, що $\alpha_t = 0,0077 \cdot 10^{-8}$ Ом·м/°С, $\alpha_x = 2,5004 \cdot 10^{-8}$ Ом·м/% та $\alpha_{xt} = 0,00346 \cdot 10^{-8}$ Ом·м/°С·%.

Результати порівняльного аналізу вказують на задовільне співпадіння емпірично визначеної температурної залежності рівноважного складу твердого розчину на основі міді для бронзи К1Н3 з аналітично розрахованою (рис. 1). Тому можна вважати, що модель (1) цілком адекватно описує взаємозв'язок між величиною питомого електричного опору сплаву і вмістом розчинених в основі елементів. Отже, за емпіричними даними про питомий електричний опір для даної температури можна визначити вміст елементів, розчинених в основі сплаву.

Література:

1. Сучков Д. И. Медь и ее сплавы. – М.: Металлургия, 1967. – 248 с.

Христенко В.В.¹, Болобан Є.О.¹, Ушкалова О.В.²

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

ЗАЛЕЖНІСТЬ ПИТОМОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ БРОНЗИ К1Н3 ВІД ВМІСТУ РОЗЧИНЕНИХ ЕЛЕМЕНТІВ В ТВЕРДОМУ РОЗЧИНІ НА ОСНОВІ МІДІ

E-mail: Ebobloban@gmail.com

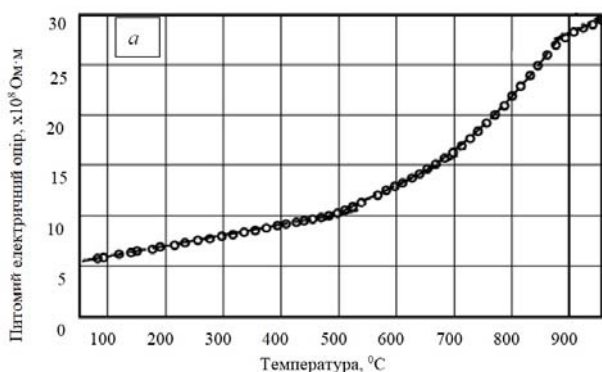
Встановлений характер залежності питомого електричного опору бронзи К1Н3 від вмісту розчинених елементів в твердому розчині на основі міді.

Верхня межа робочих температур дисперсійотвердіючих бронз не перевищує 60% від температури плавлення основи. При перевищенні цих температур збільшується розчинність елементів в твердому розчині на основі міді, що у свою чергу, призводить до погіршення показників механічних і кондуктивних властивостей. Тому при розробці нових дисперсійотвердіючих сплавів досить важливим є визначення вмісту розчинених елементів в основі при підвищених температурах. Для встановлення взаємозв'язку між вмістом розчинених елементів в твердому розчині основи і питомим електричним опором сплаву досліджували бронзу К1Н3.

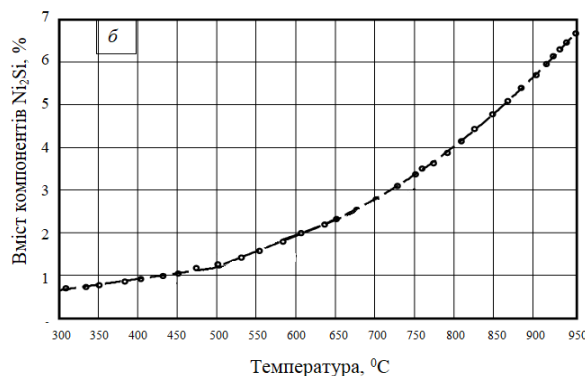
Встановлено, що характер температурної залежності питомого електричного опору бронзи К1Н3 добре узгоджується з конфігурацією лінії сольвус квазібінарного Cu – Ni₂Si перерізу [1] діаграми стану системи Cu – Ni – Si (рис. 1, табл. 1).

Таблиця 1 – Величини розрахованих значень коефіцієнтів парної кореляції між температурою і питомим електричним опором сплаву

Коефіцієнти парної кореляції для температурних інтервалів			
100...493 °С	483...637 °С	637...843 °С	100...843 °С
0,9996	0,9998	0,9997	0,9994



а



б

Рис. 1. Політерма питомого електричного опору бронзи К1Н3 (а) і температурна залежність вмісту розчинених компонентів силіциду Ni₂Si в фазі на основі міді (б)

Значення коефіцієнтів парної кореляції (табл. 1) перевищують табличні значення [2], що підтверджує лінійну залежність питомого електричного опору бронзи К1Н3 від вмісту елементів, розчинених у фазі на основі міді.

Література:

1. Сучков Д. И. Медь и ее сплавы. – М.: Металлургия, 1967. – 248 с.
2. Большов Л. Н., Смирнов Н. В. Таблицы математической статистики. – М.: Наука, 1983. – 416 с.

Цедик А.А.¹, Богдан А.В.¹, Шахнин Д.Б.¹, Малышев В.В.^{1,2}
(¹Університет «Україна»; ²Інститут общей и неорганической химии, г. Киев)

НАТРИЕТЕРМИЧЕСКОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ НИОБИЕВЫХ ПОРОШКОВ

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

Одним из перспективных способов получения необходимых для этих целей ниобиевых порошков с высокоразвитой поверхностью, наряду с электролизом ионных расплавов, является натриетермическое восстановление ниобия из расплава, содержащего гептафторниобат калия. Для получения порошков могут быть использованы различные варианты натриетермического восстановления гептафторниобата калия, отличающиеся как агрегатным состоянием реагентов, так и способом их подачи в зону реакции. Ранее при исследовании натриетермического восстановления тантала было показано, что эти факторы оказывают значительное влияние на морфологию частиц, гранулометрический состав порошка и тем самым определяют его удельную поверхность и насыпную плотность.

Исследовано два варианта процесса восстановления: подача жидкого натрия на поверхность расплава, содержащего гептафторниобат калия и флюс («жидкофазное» восстановление), и подача твердого гептафторниобата калия на поверхность жидкого натрия («гетерофазное» восстановление). «Жидкофазное» восстановление проводили в расплавах с исходным мольным отношением флюс : ФНК 4...10. В качестве флюса применяли NaCl, KCl или их эвтектическую смесь. Соответственно процесс восстановления вели в интервале 1003...1113 К. Из расплавов с различными флюсами, но одинаковой мольной концентрацией гептафторниобата калия получены порошки с близкими значениями удельной поверхности и заряда. Снижение начальной концентрации гептафторниобата калия в расплаве позволяет получить порошок с большей удельной поверхностью. Меньшая величина поверхности порошка при более высокой концентрации K_2NbF_7 в исходном расплаве обусловлена локальным ростом температуры в реакционной зоне при увеличении массы реагентов, взаимодействующих в единицу времени.

По сравнению с порошками, полученными в процессе «жидкофазного» восстановления, удельная поверхность порошков «гетерофазного» восстановления значительно выше. Кроме того, характерной особенностью таких порошков является значительно более низкая (в три-четыре раза) насыпная плотность, которая составляла 0,28...0,40 г/см³.

Исследование морфологии порошков показало, что при «жидкофазном» восстановлении основная масса порошка представлена практически равноосными дендритами, состоящими из отдельных фрагментов. Фрагменты, составляющие частицу, соединены между собой перешейками. Наряду с частицами такой формы встречаются еще две морфологические разновидности. Это правильно ограненные кристаллы, на которых отчетливо проявляются ступени роста и частицы пластинчатой формы. Однако их количество незначительно. Поэтому вклад частиц дендритной формы, характеризующихся наиболее развитой поверхностью, в величину поверхности порошков, является определяющим.

При подаче твердого гептафторниобата калия на поверхность расплавленного натрия реакция начинается на поверхности частиц K_2NbF_7 до их расплавления, что приводит к существенному изменению морфологии порошков. Основная масса порошка представлена тонкими пластинчатыми частицами с развитой поверхностью, отчасти повторяющими форму кристаллов K_2NbF_7 .

Сравнение характеристик порошков показывает, что порошки с более развитой поверхностью получены путем подачи твердого K_2NbF_7 на поверхность жидкого натрия. Величина удельной поверхности ниобиевого порошка в этом случае достигала 2,9 м²/г. Соответственно возрастает величина удельного заряда анодов. Легирование фосфором, являющимся в данном случае ингибитором спекания, в количестве 0,005...0,01 масс. % позволило снизить усадку анодов на 15...20% и повысить их удельный заряд на 20...25%.

Чейлях А.П.¹, Давид Луенго Гарсія²

(¹ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь; ²Политехнический университет Мадрида, Испания)

ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ В БИМЕДИЦИНСКОЙ ИНЖЕНЕРИИ – ВАЖНЕЙШАЯ КОМПОНЕНТА АКТИВНОСТЕЙ ПРОЕКТА “BIOART”

Среди множества материалов, применяющихся в биомедицинской инженерии особое место для изготовления имплантов занимают интеллектуальные биоматериалы (ИБМ), способные адекватно реагировать на изменение внешних условий и самоулучшать свои свойства, ремонтировать себя или изменять свои функциональные характеристики в процессе эксплуатации [1]. Проектом BIOART (Innovative Multidisciplinary Curriculum in Artificial Implants for Bio-Engineering BSc/MSc Degrees 586114-EPP- 1-2017- 1-ES-EPPKA2-SVNE- JP) предусмотрена модернизация учебных планов специальности «Биомедицинская инженерия» путем внедрения в учебный процесс новейших дисциплин, изучающих такие важные научные направления как медицинская имплантология, биомедицинское материаловедение, механотроника, информационные системы и it-технологии.

Среди металлических ИБМ для биомедицинской инженерии широкое применение получил сплав с эффектом памяти – нитинол (сплав титана и никеля), что обусловлено очень хорошей его биологической совместимостью с живыми тканями [12-14], а также простотой проектирования устройств, основанных на явлении суперупругости. Такая реакция организма, названная оссеинтеграцией, характеризуется надежной связью кости непосредственно с имплантатом, без образования защитной волокнистой капсулы. Это открытие привело к созданию бесклеевой фиксации искусственных суставов из металлического сплава Ti6Al4V и зубных протезов из чистого титана.

Среди неметаллических ИБМ для лечения зубов широко используют цветной цемент, называемый стеклоиономерным, который по цвету не отличается от соседних натуральных зубов, одновременно является источником фтора, который предупреждает дальнейшее развитие кариеса. Другой пример ИБМ – растворимые хирургические нити из полилактидной кислоты, которая исчезает (растворяется в организме) после выполнения своей функции.

Примерами использования ИБМ в биомедицинской инженерии можно считать искусственные клапаны сердца, «пластыри» тканей, контактные линзы, искусственные хрусталики и линзы, искусственные: слуховые косточки среднего уха, ушная улитка, суставы, костные пластины, внутрикостные стержни, костный цемент, кожа, мочевыводящие пути, вставные черепные пластины, шунты внутрочерепной жидкости, зубные пломбы и протезы и др.

Внедрение некоторых ИБМ в костную ткань стимулирует появление на их поверхности новой кости и эффект заживления области хирургического вмешательства. Примером таких ИБМ являются синтетический гидроксиапатит, биоактивные стекла и некоторые виды стеклокерамики. На поверхность такого материала из биологического окружения адсорбируются определенные белки, которые стимулируют рост костных клеток и сокращает процесс заживления. В некоторых ИБМ (например, типа биостекла) этому предшествуют ионообменные реакции на поверхности внедрения и появление слоя фосфата кальция, что способствует формированию прямых химических связей между биостеклом и минеральной фазой новообразованной костной ткани.

Среди керамических ИБМ замечательные свойства живляемости имеет фосфаткальциевая керамика, поскольку минеральная фаза костей подобна гидроксиапатиту $[\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2]$, но имеет меньшую степень кристалличности и содержит целый набор фосфатных микровключений, в том числе трикальцийфосфат, углеродапатит и различные ионные примеси типа фтора, магния и натрия. Фторапатит $[\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{F})_2]$ по химической структуре от гидроксиапатита отличается заменой

гидроксильних груп іонами фтора. Он устійчивее гидроксипатита при повышенных температурах и более стоек к действию кислот. Эти материалы способны образовывать непосредственную связь с живой костью без формирования защитной волокнистой ткани. Образование химической связи фосфаткальциевой керамики с костью состоит в частичном растворении приповерхностного слоя керамики и формировании кристаллов CO_3 -апатита с включенными биомолекулами окружающей жидкости.

Возможным способом увеличения рабочей механической нагрузки на ИБМ является создание плазменным напылением металлической подложки и нанесение на нее слоя покрытия из керамического фосфата кальция [9]. В этом новом подходе металлическая подложка обеспечивает заданную прочность, а покрытие - биологическую реакцию совместимости организма и импланта.

Новым шагом в современном биоматериаловедении является создание ИБМ третьего поколения – интеллектуальных покрытий. Образование соединительной ткани является макропроцессом, но регулируется оно процессами наномасштаба, и реакция организма на биоматериал определяется свойствами его поверхности [15].

Один из таких методов состоит в химической модификации поверхности биоматериала для адсорбции определенных белков, а другой – в прививке биоактивных молекул на его поверхность. Особенности поверхностной биомодификации определяются характером требуемой реакции организма. Если имплантат подвергается воздействию бактерий, как, например, искусственные голосовые связки, адгезия клеток нежелательна. Напротив, для ортопедических имплантатов адгезия просто необходима. Установив факторы, определяющие взаимодействие поверхности внедрения и клетки, можно осознанно модифицировать поверхность ИБМ для изменения биохимической реакции организма.

Модифицированные поверхности способны влиять на поведение клетки, управляя природой белкового слоя, высаживающегося на поверхность в биосреде. Клетки способны «чувствовать» высадившиеся белки с помощью рецепторов. Как правило, желателно осаждение определенных клеток на поверхность внедрения, их рост и быстрое деление.

Пространственное изменение химического состава поверхности является очень интересным направлением развития инженерии живых тканей. Например, напыленные азотсодержащие полимеры стимулируют осаждение нервных клеток и рост нейронов. Влияние химического состава поверхности на осаждение определенных клеток можно использовать для управления высаживанием нужных клеток в определенных областях.

Возможности биомодификации поверхности ИБМ имплантов могут быть разнофункциональными: антибактериальными, обеспечивающими надежную связь с костью, кровью.

Новой философией разработки современных ИБМ стала инженерия живых тканей, как одной из наиболее быстро развивающихся областей науки. Она состоит в биологических и технических методах создания функциональных тканей, заменяющих или улучшающих работу больных и патологических частей организма. Практически эту идею реализуют путем выращивания живых клеток на биоматериале в присутствии биоактивных молекул. После этого живые клетки и производимую ими внеклеточную матрицу вместе с подложкой вводят в организм как единую клеточно-биоматериальную структуру.

Одним из перспективных направлений исследований является разработка биологически модифицированных биоматериалов, поверхность которых несет некую информацию для живых клеток, взаимодействующих с этой поверхностью. Информация может состоять в определении того, где клетки должны и где не должны высаживаться, в определении их ориентации или дифференциации.

Создание истинно интеллектуальных подложек – это задача будущего. В настоящее время для выращивания определенных тканей не часто удается создать правильную морфологическую и биохимическую окружающую среду для высаживания клеток, их

роста и дифференцирования. Для того чтобы использование биоинженерных тканей стало рутиной, необходимо дальнейшее совместное, комплексное развитие биоматериаловедения, биологии и медицины.

Разработка новых медицинских устройств, биоматериалов и тканей, несомненно, будет играть все более важную роль в лечении болезней. Будущее развитие биоматериалов явится результатом совместных усилий материаловедов, биологов и врачей. Вероятно, новые ИБМ будут значительно отличаться от биоматериалов прошлого. Они станут намного более интеллектуальными в том смысле, что будут взаимодействовать с биологической средой, способствуя восстановлению физиологических функций организма и живых тканей. Окончательной целью лечения будет восстановление здоровой ткани с одновременным исчезновением остатков имплантированного биоматериала.

Литература:

1. Уорден К. Новые интеллектуальные материалы и конструкции. Свойства и применение – М.: Техносфера, 2006. – 224 с. (ISBN 5-94836-065-2)
9. Klein, C. P. A. T., Patka, P., van der Lubbe, H. B. M., Wolke, J. G. C. and de Groot, K. (1991) *J. Biomed. Mat. Res.*, 25, 53.
12. Hench, L. L. (1991) / *Am. Ceramic Soc.*, 74, 1487. 13. Vogel, W. and Holland, W. (1987) *Angew. Chem. Int. UK*, 26, 527.
14. Wilson, J. (1985) «Clinical Application of Bioglass», *Glass: Current Issues* (ed. A. F. Wright and J. Dupuy), pp. 662-669.
15. Ikada, Y. (1994) *Biomat.*, 15, 725. 31. Sittinger, M. (1996) *Biomat.*, 17, 237.

Чернявський В.В., Матвеев О.М., Юркова О.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

БАГАТОКОМПОНЕНТНІ Al-Ni-Co-Fe-Cr-Si-Ti ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ ПОКРИТТЯ НА СТАЛІ

E-mail: alexmatveev1994@gmail.com; vadikv13@gmail.com;

Проблема підвищення надійності та довговічності деталей машин та механізмів шляхом цілеспрямованої зміни структури та властивостей поверхні є актуальним напрямком сучасної науки та техніки. Помітне місце у вирішенні вказаної проблеми належить методам та технологіям зміни властивостей поверхневого шару шляхом нанесення захисних зміцнювальних покриттів з нових перспективних матеріалів, до яких відносяться високоентропійні сплави (ВЕС) [1, 2]. Висока ентропія змішування різних металевих елементів з концентрацією, близькою до еквіатомної, може значно зменшити вільну енергію Гіббса і стабілізувати тверді розчини з простою кристалічною структурою і хорошою комбінацією властивостей [1-3]. ВЕС виявляють унікальне поєднання високої міцності, корозійної тривкості, радіаційної стійкості, тощо [1-3], що відкриває перспективи для їх потенційного використання в умовах підвищених температур, ударних, динамічних навантажень, тертя, та інших екстремальних експлуатаційних умовах. Використання ВЕСів в якості покриттів є перспективним та економічно обґрунтованим.

Метою роботи є дослідження формування фазового складу, структури та механічних властивостей покриттів системи Al-Ni-Co-Fe-Cr-Si-Ti, отриманих методом електронно-променевого наплавлення на сталеву підкладку.

Для отримання рівномірного розподілу вихідних компонентів у шихті змішування проводили у планетарному млині протягом 5 хв. Нанесення покриттів проводили на електронно-променевої установці ЕЛА-6 в середовищі вакууму (10^{-3} Па) зі швидкістю наплавлення 1 мм/с.

За результатами рентгеноструктурного аналізу (рис. 1) встановлено, що AlNiCoFeCr , AlNiCoFeCrSi та AlNiCoFeCrSiTi покриття складаються з твердих розчинів з ОЦК кристалічною структурою та періодом ґратки 0,2884; 0,2857 та 0,2893 нм, відповідно.

Особливою рисою дифракційної картини покриттів є дуже низька інтенсивність максимумів відносно фону та їх значне розмиття, а на великих кутах дифракції ($2\theta > 80^\circ$) немає розділення K_α -дублету, тобто максимуми мають настільки сильне розмиття і малу інтенсивність, що виявити їх майже неможливо. Ці особливості пов'язані з сильним викривленням кристалічної решітки твердих розчинів завдяки розмірній невідповідності атомів компонентів [1, 3].

Товщина високоентропійних покриттів становить 1,25 мм, а мікротвердість HV AlNiCoFeCrSi та AlNiCoFeCrSiTi покриттів при додаванні Si та Ti досягає 9,2 і 11,25 ГПа (рис. 1), відповідно, що значно вище твердості більшості ВЕС покриттів, отриманих методами лазерного наплавлення (HV = 3...7,8 ГПа) [1], та в 4...5 разів вище твердості сталевий підкладки (HV = 1,8 ГПа). Покриття набувають високих значень мікротвердості, завдяки ефекту твердорозчинного зміцнення та сильного спотворення кристалічної ґратки.

Література:

1. High-Entropy Alloys. Fundamentals and Applications / Editors Gao M. C., Yeh J.-W., Liaw P.K., Zhang Y. – Elsevier, 2015. – 516 p.

2. Y.F. Ye, Q. Wang, J. Lu, C.T. Liu and Y. Yang. High-entropy alloy: challenges and prospects // Materials Today. – 2016. – Vol. 19, No 6. – P. 349-362.

3. K.K. Alaneme, M.O. Bodunrina, S.R. Oke. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: a review // J. Mater. Res. Technol. – 2016. – Vol. 5(4). – P. 384-393.

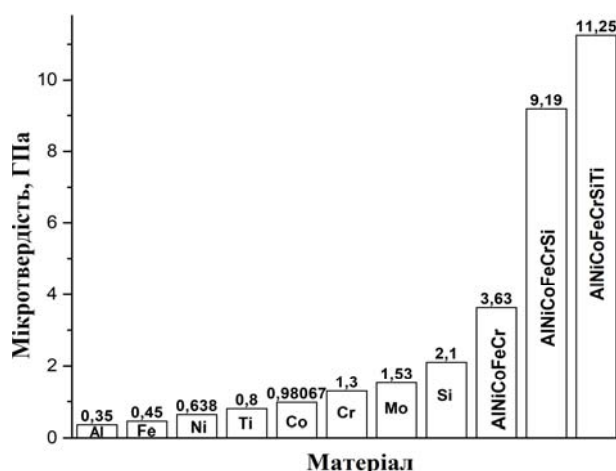


Рис. 1. Мікротвердість вихідних компонентів та покриттів

Шалений Я.М., Доній О.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

УСТАНОВКА ДЛЯ ВИМІРЮВАННЯ В'ЯЗКОСТІ

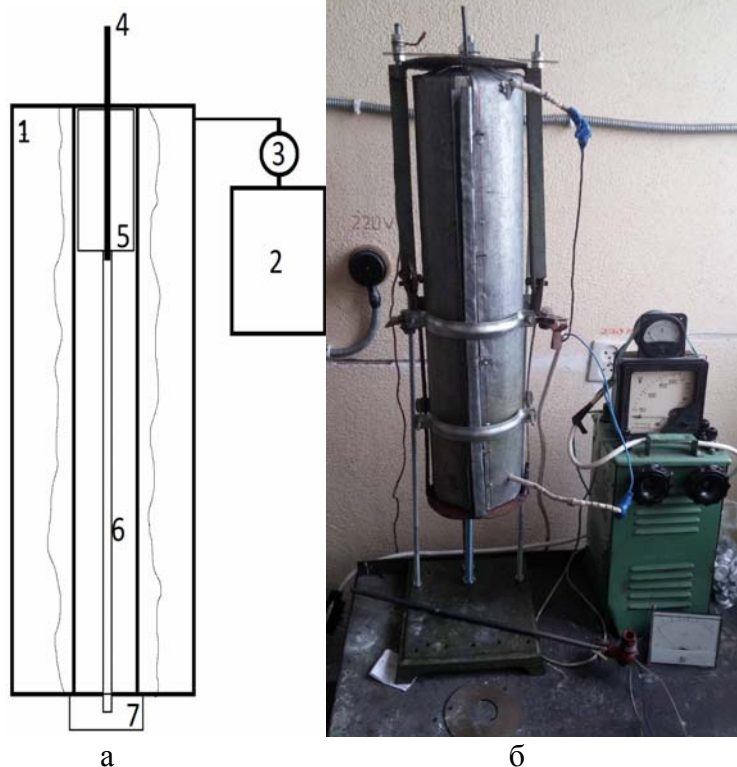
E-mail: zaqtgb125@gmail.com

Для підвищення якості готової литої продукції необхідно створювати нові технології литва і вдосконалювати існуючі. Важливим аспектом при цьому є контроль температурних режимів плавки металу. Це обумовлено структурними змінами, які можуть відбуватись в рідкому металі зі зміною температур. В'язкість є одним із структурно-чутливих параметрів рідкого металу, тому її дослідження може надати інформацію про наявність структурних змін в рідині. А це, в свою чергу, дозволить підібрати необхідні температурні режими плавки.

Для дослідження в'язкості на кафедрі «металознавства і термічної обробки» ІФФ КПІ ім. Ігоря Сікорського розроблено установку для вимірювання в'язкості рідких металів та сплавів (рис. 1). Вона представляє собою шахтну електропіч опору (1), потужність якої регулюється з допомогою трансформатора (2). Режим роботи трансформатора контролюється під'єднаними вольтметром і амперметром (3). Температура в печі контролюється термопарою (4). В зоні нагрівання розташований графітовий тигель (5),

сполучений з кварцовою трубкою (6), отвір якого відповідає внутрішньому діаметру трубки. На нижньому кінці трубки розташований оптичний датчик (7). Оптичний датчик дозволяє в автоматичному режимі фіксувати початок і кінець процесу протікання рідкого металу крізь кварцову трубку.

Метал плавиться в графітовому тиглі із заблокованим отвором. При досягненні необхідної температури і певній витримці металу отвір в днищі відкривається, і рідкий метал стікає по кварцовій трубці. Датчик фіксує час протікання ламінарного потоку рідкого металу. Даний час дає інформацію, за допомогою якої можна оцінити в'язкість рідини. Зміна в'язкості із зміною температури показує наявність внутрішньої перебудови структури рідкого металу.



1 – піч; 2 – трансформатор; 3 – вольтметр і амперметр; 4 – термопара; 5 – графітовий тигель; 6 – кварцова трубка; 7 – оптичний датчик

Рис. 1. Блок-схема (а) та зовнішній вигляд (б) установки для вимірювання в'язкості рідких металів

Висновок: аналіз структурних змін в рідкому металі зі зміною температури дозволить точніше підбирати температурні режими плавки металу, що забезпечить підвищення якості готової литої продукції.

Шамрай А.І., Костик К.О., Мариненко Д.В.
(НТУ «ХП», м. Харків)

ОПТИМІЗАЦІЯ РОЗРАХУНКУ І ПРОЕКТУВАННЯ ДОДАТКІВ ДЛЯ ВИЛИВКІВ З НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ

Лиття є базовим етапом більшості виробництв. Для виконання елементів кріплення і підсилення конструкцій, на стінки виливків додаються технологічні масивні вузли, які надалі піддаються механічній обробці. Виливки з нержавіючої сталі, в своїй більшості, застосовуються для відповідальних елементів, які працюють у важких умовах, а збільшена, в порівнянні зі звичайними сталями, об'ємна і лінійна усадка нержавіючої

сталі, ускладнює процес отримання якісних виливків. Тому розробка і оптимізація способу отримання якісних виливків з масивними вузлами із нержавіючої сталі є актуальним завданням ливарного виробництва.

Метою роботи є визначення оптимальних параметрів конструкції додатків і холодильників для отримання якісних виливків із нержавіючої сталі.

Розглянувши основні види браку в масивних вузлах і на кордоні з ними, вдалося виявити основні фактори, що впливають на їх появу. Найпоширенішим, з технологічних, способом вирішення більшості проблем виявилось застосування холодильників і додатків, а також їх комбінація.

В роботі представлені найпоширеніші види виконання додатків, описана їх особливість, спосіб застосування і ККД, представлений варіант розрахунку і дані рекомендації з проектування.

Для самоперевірки спроектованої технології, було виконано комп'ютерне моделювання заливки і кристалізації вилівка за допомогою програмного пакета LVMFlow. Для порівняння ефективності різних типів прибутків були проаналізовані температурні поля в литві.

Одночасно з перерахованими вище параметрами на умови кристалізації масивних вузлів також впливає: стан їх у формі; температура заливки; застосуванні протипригарних фарб; формувальні суміші з різними властивостями; конструктивне збільшення радіусів по межі вузла і зменшення різностінності, якщо таке є можливим.

Тому правильне заповнення вилівка і концентрація гарячих вузлів сприяє зменшенню дефектів вилівка, зниження залишкових напружень, тим самим не допускаючи викривлення і тріщин.

Таким чином, дані отримані в ході роботи дозволяють оптимізувати процес вибору технологічних і конструктивних параметрів створення вилівка з масивними елементами з нержавіючої сталі.

Шевчук Б.М., Кравченко В.П., Токова О.В.
(ФТІМС НАН України; МННЦІТС НАН і МОН України, м.Київ)
ДИСТАНЦІЙНИЙ МОНІТОРИНГ ПРОМИСЛОВИХ ОБ'ЄКТІВ І
ТЕХНОЛОГІЧНИХ ЛИВАРНИХ ПРОЦЕСІВ ТА КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ
ВИРОБНИЦТВА
E-mail: v_krav@i.com.ua

Сучасна промисловість характеризується розгалуженою інфраструктурою і вимагає ефективного керування та організації оперативного контролю виконання технологічних процесів. Контроль якості продукції в промисловості та мінімізація енерговитрат досягається за рахунок підтримки в заданих межах технологічних, теплофізичних та інших параметрів виробничих процесів. Крім того, важливим завданням сучасного виробництва є використання екологічно чистих технологічних процесів. Тому екологічні аспекти виробництва, захист від шкідливих викидів у атмосферу, ґрунтуються на екомоніторингу території виробництва. Ефективне вирішення цих проблем досягається за рахунок розгортання та функціонування локально-регіональної мережі контролю виробничих об'єктів та об'єктів екомоніторингу. В якості об'єктів тривалого моніторингу можуть бути технологічні процеси, устаткування, лінії, ділянки цехів і інше. Наприклад, одним з актуальних наукових та практичних завдань ливарного та металургійного виробництва є підвищення продуктивності та культури функціонування ливарних і металургійних цехів та їх підрозділів з урахуванням випуску максимальної кількості виливок при мінімальних витратах матеріалів і електроенергії. Розв'язок цієї проблеми

досягається шляхом впровадження нових технологій виробництва, використання високопродуктивного і надійного обладнання,

В цехах ливарного виробництва основним виробничим обладнанням є плавильні агрегати і автоматичні формувальні лінії. Для реалізації ефективного керування в ливарному виробництві важливо організувати контроль кількості залитих форм чи виливок, контроль кількості циклів операцій, які виконують формувальні машини. В якості первинних датчиків в ливарному виробництві широкого розповсюдження отримали інфрачервоні датчики, за допомогою яких фіксується заливка форми, датчики або вимикачі, які дозволяють визначити час простоїв ділянок чи механізмів формувальних ліній, інфрачервоні датчики контролю температур. Для обліку виливок найбільш ефективно використовувати відео датчики. Контролю також підлягають параметри газодинамічних потоків, необхідних для охолодження виливок, теплофізичні параметри виливок, показники загазованості повітря в цеху та інші параметри.

В даний час широкий розвиток електронно-обчислювальних комплексів, дає можливість, що вище поставлені задачі можуть бути вирішені на більш високому технологічному рівні з використанням комп'ютерних технологій, шляхом реалізації оперативного контролю, моніторингу поточного виробництва та підтримання параметрів технологічних процесів на всіх його етапах в заданих межах, оптимальних з точки зору продуктивності та якості ливарної продукції. При цьому ключовою проблемою для підвищення якості ливарного виробництва є організація збирання, обробки та передачі оперативних даних у формі алгебро-цифрової інформації, фізичних сигналів та відео-образів. Весь цей процес організації збирання, обробки та передачі даних комп'ютерного моніторингу відбувається в процесі функціонування самого ливарного виробництва, який (процес) включає як дистанційний контроль та підтримку в заданих межах характеристик і параметрів технологічних процесів лиття, так і показників і параметрів вихідних матеріалів і режимів роботи обладнання відповідних ділянок ливарного цеху, в тому числі і контроль екологічних показників як у ливарному цеху так і за його межами. В подальшому розробляються принципові схеми пристроїв введення, обробки, кодування і передачі моніторингових даних, метрологічне і методологічне обґрунтування, вимірювання і відображення на екранах і табло даних контролю, структури і модулі комп'ютерної програми обробки, накопичення і відображення даних моніторингу станів об'єктів ливарного виробництва, програм функціонування модулів об'єктних, абонентських систем і центральної станції комп'ютерної мережі, яка є безпроводною, багаторівневою і інтегрованою мережею.

Шейгам В.Ю., Исайчева Н.П., Пригунова А.Г., Шеневидько Л.К.
(ФТИМС НАН України, г. Киев)

ЭФФЕКТИВНОСТЬ РЕВЕРСИВНОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Перемешивание, как один из технологических приемов подготовки расплава перед заливкой его в литейную форму, а в некоторых случаях и в процессе формирования отливки, осуществляют с помощью различных способов. Среди них особое внимание уделяется механическому перемешиванию, внедрение которого в производство не требует дорогостоящего оборудования, значительных материальных затрат, характеризуется простотой реализации и надежностью контроля параметров процесса, хорошо вписывается в существующие технологии литейного производства.

Для качественной обработки необходимо привести в движение каждый элемент расплава, что обеспечивает отсутствие застойных зон. Причем траектории движения потоков не должны быть замкнутыми, чтобы близко расположенные в начальный момент элементы не сближались в дальнейшем, создавая хаотичное движение по всему объему тигля.

Для исследования выбрали турбинную мешалку, которая по сравнению с лопастной и дисковой характеризуется меньшим временем для приведения в движение объемов перемешиваемой среды и обеспечивает одновременный подъем частиц со всей поверхности дна, что повышает эффективность процесса перемешивания.

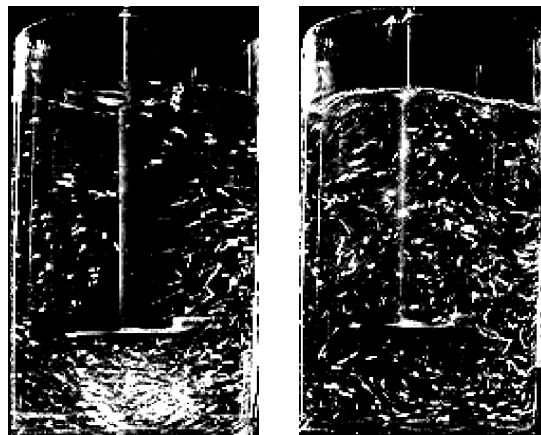
Исследование развития внутренней структуры потока металла и однородность распределения индикаторов (частиц) во всем объеме тигля осуществляли методом моделирования с использованием турбинной мешалки при ее вращении по часовой стрелке, а затем против неё, т. е. в реверсивном режиме.

Использовались следующие режимы реверсивного вращения: 1/1, 2/2 и 3/3 (т. е. один оборот по часовой стрелке, другой – в противоположном направлении и т. д.) при скорости вращения мешалки 200 и 400 об/мин. На рисунке приведены фотографии отдельных фрагментов видеозаписи процесса перемешивания турбинной мешалкой при одностороннем (а) и в реверсивном 1/1 (б) режимах. Расстояние от мешалки до дна 42 мм, скорость вращения 400 об/мин. Как видно из рисунка, при одностороннем режиме вращения за 3,4 с индикаторы потока лишь частично заполнили объем над мешалкой, а в реверсивном режиме за 3,2 с все частицы во всем объеме вовлекаются в движение.

Сравнивая структуры потоков одностороннего и реверсивного режимов перемешивания, установили, что при реверсивном вращении структура потока не имеет стабильного циркуляционного характера. Формируются турбулентные и струйные потоки в переменных направлениях, вследствие чего каждый элемент среды приведен в движение.

Наилучший результат по распределению частиц достигается при реверсивном перемешивании в режиме 1/1, при котором создаются встречные потоки, приводящие к высокой степени хаотичности движения, с одновременным процессом устранения воронки.

Полученные результаты могут быть использованы для совершенствования термовременной обработки алюминиевых сплавов.



а

б

Рис. 1. Моделирование процесса перемешивания

**Шейгам В.Ю., Пригунова А.Г., Дука В.М., Шеневидько Л.К., Вернидуб А.Г.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)**

О ВОЗМОЖНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК В ФОРМЕ С НИЗКОЙ ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬЮ

Современные способы получения литой заготовки с максимальным измельчением кристаллической структуры предусматривают применение различных видов внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. Внешние воздействия в зависимости от вида энергии можно разделить на следующие группы: тепловые, барометрические, электромагнитные, гравитационные, механические, высокоэнергетические и др.

С точки зрения эффективности и экономичности процесса управления структурой и свойствами формирующейся отливки представляет интерес использование регулируемого теплоотвода и виброобработки, которые оказывают существенное влияние на процессы кристаллизации. Реализация этого способа воздействия связана с трудностями при получении отливок в легкоразрушаемых песчано-глинистых формах.

В настоящей работе для измельчения структуры отливки использовали вибрирующий кристаллизатор, генерирующий кристаллы. В качестве материала формы использовали теплоизоляционный материал вологран, который разработан в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины. Его теплопроводность $0,16 \text{ ккал/м}\cdot\text{ч}\cdot^\circ\text{C}$, что в 4 раза ниже теплопроводности сухой песчано-глинистой смеси ($0,65 \text{ ккал/м}\cdot\text{ч}\cdot^\circ\text{C}$). Полость формы выполнена в виде усеченного конуса с диаметром оснований 70 и 60 мм и высотой 70 мм. Толщина стенок формы 25 мм. Вес образца из алюминия А7 (ДСТУ 11069-2003) составляет $\sim 500 \text{ г}$. Для проведения экспериментов в форму устанавливали две термопары по оси конуса: на расстоянии 35 мм от дна и на глубину 10...12 мм от зеркала жидкого металла.

В нагретую до 760°C форму заливали алюминий с такой же температурой и выключали печь. Затвердевание металла в форме происходило вместе с печью.

При понижении температуры металла до 670°C в расплав на глубину 10...12 мм вводили кристаллизатор. Во втором эксперименте в тех же условиях вводили кристаллизатор, вибрирующий с частотой 50 Гц и амплитудой 0,5 мм.

Анализ результатов свидетельствует, что при обработке затвердевающего металла с использованием вибрирующего кристаллизатора средние размеры макрозерна в верхней, средней и нижней части образца уменьшаются в 1,6; 16 и 6 раз соответственно, максимальные размеры зерна – в 1,5; 20,4 и 7,9, а минимальные размеры также уменьшаются в 1,3; 5,7 и в 5 раз соответственно.

По данным термометрирования время затвердевания образца при обработке вибрирующим кристаллизатором сокращается более чем в 2 раза. Таким образом, использование вибрирующего кристаллизатора эффективно при получении мелкокристаллической структуры в формах с низкой теплопроводностью.

Нурадинов А.С., Шейгам В.Ю., Пригунова А.Г., Цир Т.Г., Шеневидько Л.К.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

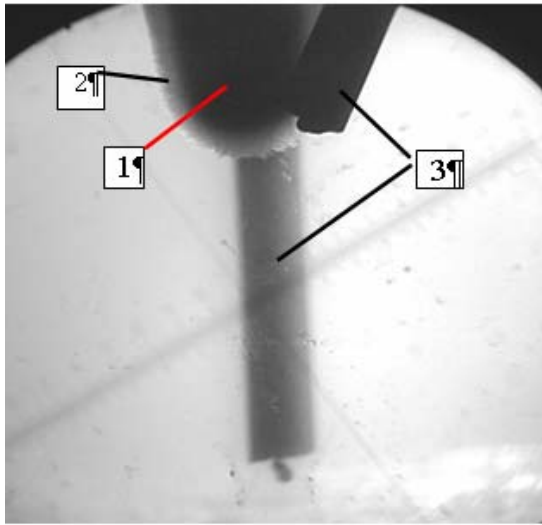
УПРАВЛЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЕМ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК ПРИ ПОМОЩИ ВИБРИРУЮЩЕГО КРИСТАЛЛИЗАТОРА

Накопленные к настоящему времени экспериментальные и теоретические данные раскрывают возможность активного воздействия на процессы кристаллизации, формирования структуры и свойств отливок, слитков и литых заготовок путем использования различных приемов внешнего физического воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл (вибрация, ультразвук, электромагнитное перемешивание и т.п.). Но для эффективного управления этими процессами необходимо дальнейшее развитие теории кристаллизации металлов и сплавов на базе фундаментальных исследований процессов формирования кристаллической структуры в условиях силовых воздействий на затвердевающий металл. Широкие перспективы в этом плане представляет физическое моделирование процессов кристаллизации и структурообразования сплавов на прозрачных органических средах. В настоящей работе изучено формирование структуры отливок из сплава камфена (90%) с трицикленом (10%) под действием вибрирующего кристаллизатора в поверхностном слое затвердевающего расплава. Температура ликвидус моделирующего сплава равна 45°C , солидус – 42°C .

В процессе моделирования проводили эксперименты без кристаллизатора, с неподвижным и вибрирующим кристаллизатором.

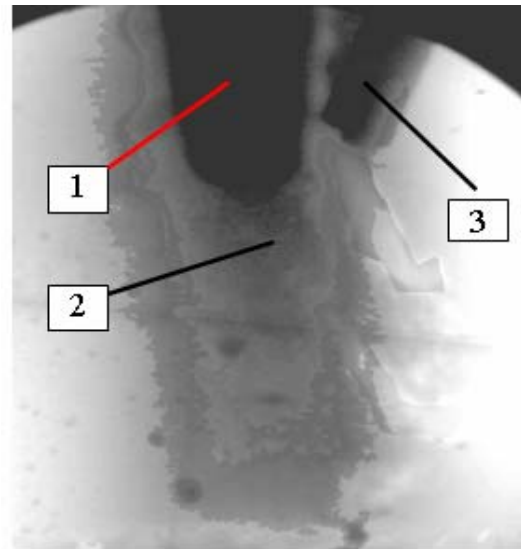
В первой серии экспериментов в форму заливали моделирующий сплав с перегревом выше температуры ликвидус ($2 \pm 0,8$) $^\circ\text{C}$ и фиксировали процесс его затвердевания. Во второй – в перегретый расплав на глубину 8...10 мм опускали неподвижный кристаллизатор, который имел комнатную температуру. При этом практически одновременно на всей его поверхности образуются кристаллы, которые

растут перпендикулярно поверхності кристаллизатора. (рис. 1). Затем направление роста кристаллов становится хаотичным, вплоть до полного затвердевания расплава.



1 – кристаллизатор; 2 – кристаллы модельного вещества; 3 – термопары

Рис. 1. Конгломерат кристаллов на неподвижном кристаллизаторе



1 – кристаллизатор; 2 – кристаллы модельного вещества; 3 – термопары

Рис. 2. Поток кристаллов с вибрирующего кристаллизатора

В третьей серии опытов в нагретый до тех же температур моделирующий сплав устанавливали вибрирующий кристаллизатор, который, как и в предыдущем опыте, имел комнатную температуру. При введении вибрирующего кристаллизатора с него осыпаются отдельные кристаллы и их конгломераты, со временем формируя сплошной поток (рис. 2). На дне формы образуется насыпной конус кристаллов. При перемещении кристаллизатора в другое место картина повторяется. Процесс осыпания является непрерывным и позволяет создавать центры кристаллизации в заданных зонах отливки.

Проведенные эксперименты по вибрации кристаллизатора в поверхностном слое затвердевающей отливки из алюминиевых сплавов полностью подтвердили результаты физического моделирования.

Таким образом, в результате проведения работ установлено, что перемещением вибрирующего кристаллизатора в поверхностном слое затвердевающего расплава можно управлять процессами кристаллизации отливок, направляя генерируемые мелкие кристаллы в требуемые места формирующейся отливки в зависимости от технических требований к детали.

Щерецький В.О., Щерецький О.А., Затуловський А.С.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ МІЖФАЗНОЇ ВЗАЄМОДІЇ НАНОДИСПЕРСНИХ ПОРОШКІВ ІЗ СПЛАВАМИ НА ОСНОВІ МІДІ

E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

В роботі вивчено фазовий та фракційний склад нанорозмірних оксидів та карбідів вольфраму і цирконію одержаних методом електро-іскрової диспергації металевго провідника. Встановлено температури ізоморфних та поліморфних перетворень а також температури початку взаємодії з мідноматричним сплавом ISO CuAl₈Fe₃. В роботі вивчено стійкість нанорозмірних частинок карбідів, оксидів, при підвищених температурах, з метою встановлення можливостей зміцнення мідних сплавів нанорозмірними частинками, для підвищення їх функціональних властивостей.

Дослідження теплових ефектів, що відбуваються при нагріванні та охолодженні нанодисперсних зміцнювачів проводили для визначення типу і режимів попередньої термічної обробки, а також для визначення їх стабільності в мідноматричних розплавах в процесі консолідації та використання композиційного матеріалу, виявлення твердофазних реакцій в результаті яких частинки утворюють вторинні нанорозмірні з'єднання з хімічними елементами мідних сплавів.

Для дослідження міжфазної взаємодії нанодисперсних порошків з сплавами на основі міді була розроблена спеціальна методика. Суть методики: етап 1 – попередньо досліджуються термофізичні характеристики матричного мідного сплаву та зміна теплоємності тигельної системи і еталону в умовах в яких планується досліджувати міжфазну взаємодію (атмосфера, швидкість нагрівання, температурний інтервал); етап 2 – проводяться досліджень взаємодії в режимі «зразок з корекцією», де в якості корекції використовуються данні одержаний на етапі 1, при цьому прилад автоматично враховує ці показники під час вимірів. Таким чином вдається усунути вплив матричного сплаву, тигля та еталону на результати досліджень [1].

Встановлено, що розпад гідроксиду вольфраму в тоці аргону, відбувається в два етапи та супроводжується різкою втратою ваги та поглинанням тепла. Перший закінчується при температурі 123 °С, другий – 183 °С. До 914 °С загалом ідентифіковано п'ять екзотермічних піків (322,4, 506,2, 545,3, 583,6 і 914,7 °С), що повторюються в циклах досліджень і пов'язані з структурними перебудовами.

В досліджених інтервалах температур (25...1200 °С) розпад нанорозмірних частинок оксиду цирконію не спостерігається. При повторному нагріванні порошку цирконію спостерігається ендотермічний пік при температурі 317,3 °С, при цій же температурі при охолодженні спостерігаються екзотермічний пік, що вказує на стале структурне перетворення.

Як і більшість карбідів жароміцних металів, карбід цирконію суб-стехіометричний при вмісті вуглецю більше ніж $ZrC_{0,98}$ матеріал містить вільний вуглець [2]. Усі модифікації карбиду цирконію мають гранецентричну кубічну решітку.

Після термообробки до 800 °С нанорозмірні частинки карбідів вольфраму і цирконію практично не окислюються на поверхні, та можуть бути консолідовані з мідною матрицею без захисної атмосфери.

При нагріві з матрицею БрАЖ 9-4 нанорозмірні порошки оксидів вольфраму починають взаємодіяти при температурі 882 °С. В результаті взаємодії сплав матриці із однофазного становиться двофазний (з'являється додатковий фазовий перехід при температурі 1085,1 °С).

Карбіди цирконію, що були одержані методом електроіскрового диспергування в гексані мають три стадії взаємодії БрАЖ-9-4 при температурах 356, 451 та 526 °С. Карбіди вольфраму починають взаємодіяти з бронзою БрАЖ 9-4 при 466 °С.

Загалом порошки досліджених нанорозмірних карбідів є більш термічно стабільними на повітрі і аргоні в інтервалі температур при яких можлива їх консолідація з твердою або рідкою мідною матрицею порівняно з оксидами.

Література:

1. Щерецький О.А. Використання комбінованого диференціально-термічного аналізу для дослідження теплових ефектів малої інтенсивності в сплавах // Металознавство та обробка металів. – 2012. – №3. – С. 50 – 54.
4. F. V. Baker, E. K. Storms, C. E. Holley. Enthalpy of formation of zirconium carbide // Journal of Chemical & Engineering Data. – 1969. – Vol.14 (2). – P. 244–246.

Юсубов І.С., Костик К.О., Мариненко Д.В.
(НТУ «ХПІ», м. Харків)

ПРОЕКТУВАННЯ ЖИВИЛЬНОЇ СИСТЕМИ ДЛЯ СТАЛЕВИХ РІЗНОСТІННИХ ВИЛИВКІВ

З удосконаленням можливостей комп'ютерного проектування, геометрична складність елементів безперервно зростає. Оскільки кути виливків є потенційними місцями виникнення напружень і тріщин, то різностінність ще сильніше ускладнює процес отримання якісних виливків. В деяких випадках для отримання кінцевого виробу зварювання його елементів не припустимо, отримання виливків і є єдиним можливим способом отримання потрібної заготовки. Тому дослідження основних заходів підведення металу в форму і методи їх розрахунку є актуальним завданням для ливарного виробництва.

Метою роботи є аналіз ефективності поширених варіантів живильних систем і розробка засобів оптимізації для їх розрахунку на етапі проектування.

Для проведення аналізу та розрахунку були визначені основні процеси в формі, такі як: траєкторія і швидкість заповнення форми; розподіл температурних полів; виявлення гарячих точок і концентрації гарячих мас. Із зовнішніх факторів враховані наступні: температура заливки і форми; матеріал форми. Оскільки число факторів, що впливають на отримання виливка вкрай велике, до уваги були взяті лише ті, на які можна швидко вплинути коригуванням технологічного процесу.

Також були розглянуті такі технологічно-конструктивні способи впливу на заповнення і кристалізацію виливків: додавання до конструкції перемичок між сторонами або діагоналями, які дозволяють утримати стінки виливки від прогину при кристалізації, а після вибивання вони видаляються з поверхні; масивних вузлах можна застосовувати холодильники, для створення спрямованої кристалізації і забезпечення рівномірної швидкості і тривалості охолодження тонкої і товстої стінки, що дозволить зменшити напруження в литві, в тому числі і залишкові, і знизить ймовірність утворення холодних і гарячих тріщин.

В якості оперативної перевірки спроектованої живильної системи проведено моделювання процесу лиття та кристалізації виливка за допомогою програмного пакета LVMFlow.

В ході роботи були розглянуті найбільш значущі конструктивні і технологічні параметри, які дозволяють отримати складний якісний виливок. Також враховані можливості застосування додаткових технологічних моментів для підвищення якості одержуваної продукції.

Яким Р.С.¹, Яким І.С.²

(¹ДДПУ ім. І.Франка; ²Дрогобицький коледж нафти і газу, м. Дрогобич)
**ПІДВИЩЕННЯ КОНТАКТНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ ЦАПФ ЛАП ТРИ-
ШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ**

E-mail: Jakym.r@online.ua

Лапи тришарошкових бурових доліт виготовляють куванням заготовок з високоміцних легованих сталей, які зміцнюються ХТО. Це повинно забезпечувати високі показники не тільки по ударній в'язкості, а й контактній витривалості бігових доріжок підшипників кочення. Однак встановлено частий вихід доліт з ладу через катастрофічне контактне руйнування елементів цапф лап.

Встановлено [1, 2], що характер руйнування елементів відкритих опор кочення бурових доліт у першу чергу залежить від якісних показників плавок долотних сталей, а

також характеру розподілу концентрації вуглецю і твердості по глибині загартованих цементованих шарів. Для досягнення якості, цементований шар повинен мати ефективну глибину яка є сумою товщини заевтектоїдної, евтектоїдної і половини перехідної зони насичення вуглецем. З іншої сторони, існує критерій „ефективна глибина” цементованого шару. Це відстань від поверхні цементованого шару до твердості HRC 51,5 у загартованому шарі. Однак, для цапф лап з плавок сталі 14ХНЗМА-В, які схильні до широкого діапазону розсіювання фізико-механічних показників та хімічного складу, встановлені в [1-3] вимоги до параметрів цементованого шару не завжди забезпечують належну контактну довговічність опор.

Досліджено вплив параметрів цементованого шару зразків зі сталі 14ХНЗМА-В на їхню контактну довговічність (табл. 1). Дослідження здійснювали на стенді який максимально відтворює умови роботи цапф лап доліт. Секції припрацьовували 1 год при навантаженні 50...55 кН, далі навантаження виводили до 80 кН. Вибій обертався зі швидкістю 78 об/хв.

Таблиця 1 – Результати досліджень на довговічність великої бігової доріжки кочення цапфи лапи виготовленої з плавок сталі 14ХНЗМА-В

№ зраз.	Сер. глїб. шару, мм	Розподіл твердості (HRC) / концентрації вуглецю (%C) по глибині зміцненого шару (мм) бігової доріжки									Середнє знач. довговічності, год.
		0,0	0,12	0,25	0,65	1,0	1,6	2,1	2,5	3,0	
1	0,9	58	57	54	42	40	39	38	36	36	2,85
		0,59	0,59	0,57	0,43	0,32	0,13	0,12	0,12	0,12	
2	1,2	60	60	59	57	54	47	43	38	35	3,31
		0,63	0,60	0,52	0,51	0,40	0,29	0,14	0,14	0,12	
3	1,5	61	60	60	55	53	51	48	41	37	4,05
		0,80	0,73	0,61	0,53	0,42	0,35	0,21	0,17	0,14	
4	1,8	62	62	61	58	56	53	49	44	41	4,62
		0,96	0,88	0,78	0,69	0,56	0,49	0,41	0,24	0,15	
5	2,0	60	60	60	59	58	54	52	45	42	4,32
		1,05	0,89	0,82	0,75	0,62	0,52	0,42	0,25	0,18	
6	2,5	60	60	60	59	58	55	53	47	43	4,12
		1,10	0,94	0,87	0,75	0,64	0,50	0,39	0,30	0,21	

Висновок: Для забезпечення контактної довговічності цапф лап з тих плавок сталі 14ХНЗМА-В, які схильні до широкого діапазону розсіювання фізико-механічних показників та хімічного складу, необхідно створювати загартований цементований шар товщиною 1,8...2,0 мм. При цьому, твердість та концентрація вуглецю від поверхні бігових доріжок (HRC 60...62 та 0,96...1,05 %C) має мати плавний розподіл до серцевини на глибині 2,5 мм, (HRC 44...45 та 0,24...0,25 %C), а на контрольній глибині 1,6 мм: HRC 53...54 та 0,49...0,52 %C. На глибині 1,6 мм має бути сформована структура сорбітоподібного троститу.

Література:

1. Яким Р. С. Контактна витривалість цементованих поверхонь опор Р-К-Р тришарових бурових доліт / Р. С. Яким // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2011. – № 2 (39). – С. 106 – 112.
2. Яким Р.С. Теорія і практика забезпечення якості та експлуатаційних показників цементованих деталей шарових бурових доліт: монографія / Яким Р. С., Петрина Ю. Д. – Івано-Франківськ: Вид-во ІФНТУНГ, 2011. – 189с.
3. Контактна довговічність бігових доріжок цапф тришарових бурових доліт / Ю. Д. Петрина, І. С. Яким, Н. В. Крет, Ю. М. Никифорчин // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2015. – № 3. – С. 117 – 120.

Яковишин О.А.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ВДОСКОНАЛЕННЯ СИСТЕМИ АВТОМАТИЧНОГО РЕГУЛЮВАННЯ
ТЕМПЕРАТУРИ ТЕХНОЛОГІЧНОГО УСТАТКУВАННЯ З
ВИРОБНИЦТВА МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

E-mail: Gu-rd@i.ua

Сучасний етап розвитку ливарного виробництва характеризується впровадженням технології лиття за моделями, що газифікуються, основною ланкою якої є процес виготовлення полімерної моделі. Широкого поширення набули ванний і автоклавний способи спікання, які характеризуються тим, що в якості теплопередаючого середовища використовується вода, нагрівання якої здійснюється трубчастими електронагрівачами (ТЕНами). ТЕН складається зі спіралі, розташованої всередині металевої оболонки і ізольованої від неї спресованим електроізоляційним наповнювачем – периклазом. Таке виконання дозволяє здійснити гальванічну розв'язку з теплопередаючим середовищем з метою надійного захисту персоналу від ураження електричним струмом. Особливістю сучасних систем управління устаткування з виробництва ГМ є наявність в них електромагнітного пускача (ЕМП), за допомогою якого здійснюється подача силової напруги на ТЕНи установки. Це один з найбільш широко поширених видів пускової апаратури, що відрізняється простотою конструкції і надійністю. В той же час, експлуатація ЕМП вимагає ретельного стеження за зносом їх контактів і дотримання їх чистоти, оскільки момент розмикання контактів супроводжується утворенням електричної дуги, яка є причиною їх підгорання і “залипання” магнітної системи. Крім того, ЕМП характеризуються значною потужністю споживання ланцюгів керування, неодноразовою підключення фаз, присутністю механічних рухомих частин, обмеженою частотою включень, недостатньою швидкістю відключення при спрацьовуванні захисту, в момент комутації на ТЕН може бути прикладена абсолютно випадкова величина миттєвої напруги. Т.ч. в разі використання ЕМП вихід нагрівача на робочу температуру відбувається некеровано і стрибкоподібно. В умовах великої частоти спрацьовувань і високої швидкодії ЕМП вже не можуть відповідати вимогам сучасної промисловості. В свою чергу, інтенсивний розвиток мікроелектроніки сприяє створенню нової елементної бази виконавчої апаратури — тиристорних пускачів або твердотільних реле (ТТР), призначених для безконтактної комутації навантаження і захисту його в разі виникнення аварійних режимів. ТТР є модульними напівпровідниковими приладами, виконаними за гібридною технологією, основу яких складають потужні силові ключі на симісторних, тиристорних або транзисторних структурах. Слід визнати, що ТТР також не позбавлені недоліків: глибина комутації у них на декілька порядків менша ніж в контактних апаратів, вони не створюють видимого розриву електричного ланцюга і не забезпечують гальванічної розв'язки в ньому, що важливо з точки зору дотримання правил техніки безпеки; для забезпечення їх надійного захисту необхідно встановлювати швидкодіючі запобіжники, плюс до всього їх габарити, вага і вартість порівняно з аналогічними за параметрами ЕМП на сьогоднішній день вища. Тобто у виборі конкретного пристрою потрібно виходити з умов його функціонування. Якщо для ванни підспінювання вихідного бісеру полістиролу кількість включень дорівнює 1 за один цикл підспінювання і до того ж вона працює протягом зміни нетривалий час, то в даному випадку можна обмежитися використанням в системі управління ЕМП. Для автоклавів, парогенераторів кількість включень може досягати 50 і більше протягом години (залежно від діапазону уставки робочого тиску, часу і режимів спікання моделі, продуктивності роботи і т.д.), то в такому разі переведення системи управління на ТТР з технічних позицій є виправданим.

Ямшинська Н.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ КВАЛІФІКАЦІЇ ВИКЛАДАЧІВ ЯК НЕВІД'ЄМНА СКЛADOVA ФОРМУВАННЯ ПРОФЕСІЙНОЇ КОМПЕТЕНТНОСТІ

E-mail: nyamshinskaya@ukr.net

Життя суспільства зараз повністю підпорядковане стрімкому росту нових технологій, нових можливостей, що викликано прогресивними економічними змінами. Такі зміни сприяють розвитку конкуренції на ринку товарів та послуг, створенню нових робочих місць і, в свою чергу, вимагають підтримки наукових досліджень, технічного розвитку та інноваційної складової виробничого процесу. Щоб відповідати новим стандартам та задовольняти сучасним вимогам європейської інтеграції, відчувати себе ефективним учасником ринкових взаємин, молодий фахівець має бути озброєним знаннями про останні досягнення в галузі науки та техніки та бути активним учасником соціального життя молоді країни.

Щоб нині підготувати освічених, озброєних глибокими знаннями фахівців, посилюються вимоги і до сучасного викладача вищого навчального закладу, який повинен постійно підвищувати свій професіоналізм, щоб бути готовим задовольняти освітні потреби суспільства, потреби виробництва в спеціалістах певного освітнього рівня. Освітній процес для викладача повинен бути безперервним, що є реакцією система освіти на динамічні зміни, що відбуваються у суспільстві, економіці та в потребах особистості.

Дослідженню питання підвищення кваліфікації та педагогічної майстерності викладачів вищих навчальних закладів присвячені наукові праці вчених Ю. Алферова, І. Зязюна, Л. Кайдалової, І. Курдюмова, Г. Матушанського, Л. Писарева, Н. Щокіної та ін. [1].

В процесі підвищення кваліфікації педагогів повинні вирішуватися наступні задачі:

- розвиток професійних компетенцій, необхідних для ефективної роботи в соціально-економічних та культурних умовах, що змінюються;
- формування методологічної культури за рахунок отримання додаткових знань, як базових, так і в області філософії освіти;
- подолання професійних стереотипів, розвиток творчої активності, сприйнятливості до нового;
- розширення наявних знань з урахуванням досягнень сучасної науки, оволодіння новими способами мислення, ефективними технологіями професійної діяльності;
- зміна педагогічного менталітету, актуалізація інтенції до професійного та особистого саморозвитку [2].

Зміст та форми підвищення кваліфікації викладачів повинні урізноманітнюватися з урахуванням рівня професіоналізму, досвіду викладання дисциплін та педагогічної майстерності.

Підвищення кваліфікації науково-педагогічних працівників здійснюється за денною, вечірньою, дистанційною, індивідуальною формами навчання.

Серед форм підвищення кваліфікації найбільш поширеними є: лекція, практичне та семінарське заняття, семінари-тренінги, конференції, “круглі столи”, групові та індивідуальні консультації. На сьогодні однією із сучасних форм організації роботи по підвищенню кваліфікації та дистанційному навчанню є проведення вебінарів, які дозволяють реалізувати підвищення кваліфікації, використовуючи в режимі реального часу комунікацію, співпрацю та рефлексію, упроваджувати інноваційні педагогічні технології.

Також слід відзначити таку форму навчання дорослих, як стажування, яке має на меті підвищення кваліфікації науково-педагогічних та педагогічних працівників з метою удосконалення їх фахової підготовки. Стажування науково-педагогічних працівників як одна з форм їх професійного вдосконалення здійснюється в університетах, наукових

установах Національної академії педагогічних наук України, а також в академіях та інститутах післядипломної педагогічної освіти.

Особливість і цінність програм стажування для науково-педагогічних працівників визначається таким:

1) участь навчального закладу, який направляє на стажування свого працівника, у проектуванні й/або узгодженні освітньої програми стажування;

2) висока мотивація стажувальників щодо засвоєння програми;

3) формування і розвиток основних компетенцій стажувальників на основі діяльнісного підходу з виходом на конкретні затребувані ВНЗ і науково-педагогічним працівником результати, наприклад, готовність розвивати інноваційну інфраструктуру свого навчального закладу, впроваджувати практично отриманий у процесі стажування досвід, здійснювати науково-дослідницьку діяльність із використанням нових методів, за новими напрямками тощо;

4) розвиток контактів у академічному науковому й освітньому середовищі [3].

Формування професійної компетентності досягається в тому випадку, коли на зміну рецептурно інформаційного підходу приходить компетентнісний, який робить того, хто навчається, активним учасником пошуку рішень типових проблем, що виникають в його професійній діяльності. Проблема негнучкості, інерційності, слабкої реакції системи освіти на зовнішні сигнали багато в чому пов'язана з проблемою дефіциту викладацьких і управлінських кадрів необхідної кваліфікації.

На жаль сьогодні не всі викладачі вищої школи готові до саморозвитку в професійній діяльності та активній самоосвіті. Але кожен викладач повинен усвідомлювати, що забезпечувати розвиток студента, як майбутнього професіонала, може тільки педагог, який сам знаходиться в активному саморозвитку. Тому основним завданням діяльності сучасного вищого навчального закладу в Україні має стати формування інноваційного освітньо-виховного середовища, що передбачає не тільки зміни в організації навчання, а й удосконалення професійної майстерності викладачів.

Література:

1. Пімінов О.Ф. Підвищення кваліфікації викладачів – невід'ємна складова забезпечення якості освіти / О.Ф. Пімінов, Л.Г. Кайдалова, Н.Б. Щокіна // Зб. наук. пр. – Ялта, 2013. – Вип. 41. – Ч. 4. – С. 189–195.

2. Копытова Н.Е. Повышение квалификации преподавателей вуза: состояние и проблемы // Вестник Тамбовского университета. Серия: Гуманитарные науки. 2012. №4(108), С. 108–117.

3. Мирончук Н.М. Стажування як форма підвищення кваліфікації педагогічних і науково-педагогічних працівників / Мирончук Н.М. // Андрагогічний вісник. – 2013. – №4. – С. 64–69.

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ЗАЛЕЖНО ВІД ВМІСТУ В НИХ ВУГЛЕЦЮ

E-mail: yamshinskiy@ukr.net

Загальновідомо, що основний елемент будь-якої сталі – вуглець – справляє суттєвий вплив не тільки на ливарні та механічні властивості, але й на спеціальні. Наприклад, з підвищенням вмісту вуглецю в жароміцних сталях їх експлуатаційні властивості (тривала міцність, повзучість, допустима робоча температура тощо) знижуються. Невипадково такі сталі вміщують у своєму складі мінімальну для ливарного сплаву кількість вуглецю. Очевидно, що й в жаростійких сталях вміст вуглецю має бути оптимальним з урахуванням

усіх їх властивостей і призначення. Особливо це стосується сталей з високим вмістом хрому та алюмінію. Визначення оптимального вмісту вуглецю залежно від умов експлуатації жаростійких деталей є завданням досить актуальним.

Шкідливий вплив вуглецю на окалиностійкість жаростійких сталей можна частково або повністю нейтралізувати додаванням у розплав активних карбідоутворювальних елементів, які мають вищу спорідненість до вуглецю, ніж хром. Найперспективнішим для цього хімічним елементом є титан. Він утворює міцний і дуже тугоплавкий карбід TiC. Температура утворення карбіду знаходиться на рівні температури плавлення сталі, а температура його плавлення досягає 3140 °С.

Крім того, здатність титану утворювати тугоплавкі сполуки (карбіди, нітриди, карбонітриди) використовують для подрібнення первинного зерна високолегованих сталей, внаслідок чого суттєво підвищуються їх механічні властивості. Проте в літературі відсутні дані щодо впливу титану на окалиностійкість сталей з високим вмістом хрому та алюмінію. Отже, визначення оптимальної концентрації титану за відомим вмістом вуглецю для досягнення високої окалиностійкості хромоалюмінієвих сталей є також актуальним завданням.

Досліджено зміну окалиностійкості рекомендованих для роботи в екстремальних умовах хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту вуглецю та титану, при цьому максимально зберігали сталість вмісту інших елементів (марганцю, кремнію, фосфору та сірки). Випробовуванню піддавали зразки діаметром 10 мм і довжиною 20 мм за температур 1200 та 1300 °С протягом 100 й 500 год. Оцінку окалиностійкості здійснювали за збільшенням маси зразків за час випробовувань.

Досліджено вплив вуглецю на окалиностійкість жаростійких сталей в діапазоні його концентрацій від 0,09 до 0,88%. Результати досліджень за температури 1200 °С протягом 100 та 500 год показано на рис. 1.

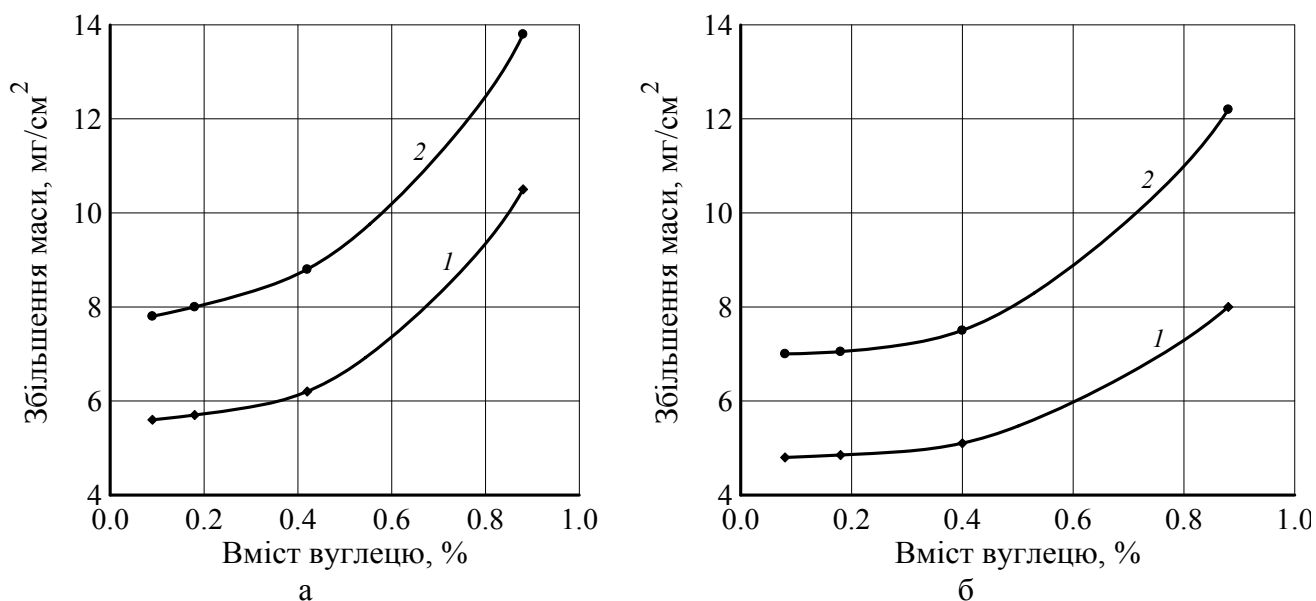


Рис. 1. Окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей залежно від вмісту в них вуглецю: (а) – 25% хрому та 3,2% алюмінію (сталь X25Ю3Л); (б) – 30,2% хрому та 2,2% алюмінію (сталь X30Ю2Л): 1 – 100 год; 2 – 500 год

Установлено, що із збільшенням вмісту вуглецю в сталях з різним вмістом хрому та алюмінію їх окалиностійкість знижується, тобто витрати металу на утворення окалини підвищуються.

Характер зміни окалиностійкості для обох сталей однаковий, різниця полягає тільки в значеннях витрат металу – сталь X30Ю2Л має вищу окалиностійкість. Зміну

окалиностійкості можна пояснити тим, що з підвищенням вмісту вуглецю збільшуються й витрати хрому на формування карбідів хрому різного складу. У той же час твердий розчин основи металу – легований ферит – збіднюється хромом. Структура сталей стає неоднорідною, змінюється й склад окалини: в ній зменшується кількість оксидів Cr_2O_3 , що й призводить до зниження її захисних властивостей. Основним компонентом окалини є оксид алюмінію Al_2O_3 .

Разом з тим слід відзначити, що за вмісту вуглецю до 0,25...0,30% окалиностійкість сталей змінюється мало (див. рис. 1), оскільки витрати хрому на утворення карбідів невеликі й склад захисної плівки залишається практично без змін.

З підвищенням до 0,45% вуглецю на поверхні зразків утворюється порувата окалина, яка легко відшаровується, особливо в місцях виходу на поверхню карбідних груп, які порушують однорідність окалини, зменшують міцність її зчеплення з поверхнею металу та знижують рівень її захисних властивостей, не дивлячись на деяке підвищення оксидів хрому.

Подальше підвищення вмісту вуглецю в сталях призводить до зменшення жаростійкості через зниження температури плавлення, тобто до зменшення різниці між температурами плавлення металу та експлуатації виробу. Одночасно інтенсивно окиснюється вуглець на поверхні розділу «метал-оксид», що сприяє утворенню поруватої окалини під впливом газів CO та CO_2 . Основною ж причиною зниження окалиностійкості є зростання оксидів заліза з підвищенням вмісту вуглецю в сталях і зменшення оксидів алюмінію. Такі ж залежності щодо окалиностійкості цих же сталей, але з вищими витратами металу на утворення окалини, одержано після випробувань зразків за температури 1300 °С.

На підставі аналізу результатів цих досліджень встановлено, що з підвищенням температури випробувань окалиностійкість хромоалюмінієвої сталі дещо знижується, але вона залишається досить високою (зберігається задовільна окалиностійкість – збільшення маси на 4...6 мг/см² за 100 год). З таких сталей можна виготовляти деталі, які будуть надійно працювати тривалий час за температур до 1300 °С за умови, що вміст вуглецю знаходитиметься в межах 0,20...0,30%.

Подальше збільшення вмісту вуглецю знижує окалиностійкість сталей, підвищує їх крихкість і погіршує оброблюваність заготовок із таких сталей. Крім того, вміст вуглецю в хромоалюмінієвих сталях на рівні 0,25...0,35% дає можливість не тільки зберігати високу окалиностійкість сталей, але й застосовувати для їх виплавляння звичайні середньовуглецеві шихтові матеріали та феросплави.

Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Воронова О.И.
(ОНПУ, г. Одесса)

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО ЛИТЬЯ

E-mail:olgaliptuga@ukr.net

Современная промышленность предъявляет все более высокие требования к заготовительным производствам, в частности, повышению геометрической точности отливок, повышению эксплуатационной надежности литых деталей, экономии дефицитных металлов, созданию новых материалов, способных удовлетворять разнообразные требования. Очень часто эти требования не могут быть удовлетворены каким-либо одним способом. Поэтому возникает насущная необходимость изготовления композиционных отливок, в которых композиция состоит из отдельных частей, сохраняющих свои специфические свойства и связанных друг с другом. В итоге формируется новое качество, которое невозможно достигнуть при использовании отдельных частей, входящих в композицию. Общеизвестной практикой является получение композиционных отливок путем объединения металлических элементов,

находящихся в твердом состоянии, жидким металлом. Композиционное литье представляет собой синтез отдельных элементов детали, которые могут быть выполнены наиболее эффективными методами формообразования для данного элемента (литье, прокат, мехобработка, плазменное напыление, гальванопластика и др.), а также из материалов с требуемыми свойствами. При этом композиционное литье по своей природе гетерогенно; являясь неоднородной физико-химической системой, обладает различными физическими и химическими свойствами в разных частях отливки. Эти части отделены друг от друга поверхностью раздела, на которой скачкообразно изменяются свойства. Решающими здесь являются контактные процессы, осуществляющие связи между элементами. Эти связи можно классифицировать как механические, адгезионные, диффузионные. Распространенными сочетаниями механической связи являются вставки, заливаемые расплавленным металлом (например, цапфы литых опок). При формировании связей адгезионного характера преобладающими являются силы межмолекулярного притяжения – силы Ван-дер-Ваальса, которые развиваются при смачивании расплавом поверхности арматуры. Мерой смачивания является краевой угол смачивания, определяемый уравнением Юнга. На межфазные натяжения оказывают влияние химический состав участников процесса, флюсы, условия заполнения формы (ламинарный или турбулентный режимы), тепловой режим литья, состав газовой фазы и другие факторы. Варьируя эти факторы, можно существенно расширить возможности композиционного литья. Кроме механической и адгезионной связи важную роль играет наличие диффузионной связи. В стадии диффузионного взаимодействия главной составляющей являются дефекты кристаллического строения: чем больше дефектов имеет поверхность зерна, тем выше коэффициент диффузии и надежней связь между компонентами. Скорость диффузии различна в твердых растворах внедрения и твердых растворах замещения: в первых она протекает быстрее. В железоуглеродистых сплавах главное значение имеет градиент концентрации углерода; критерием полноты контактных процессов является температура переходной зоны и соотношение масс жидкого и твердого металла. На диффузионные процессы в контактной зоне оказывают влияние граничные барьеры: это ламинарный подслои, слой затвердевшего металла, неметаллические включения, газовые включения, воздушная прослойка. Область использования композиционных отливок из различных комбинаций материалов чрезвычайно разнообразна, что создает возможность получать нужные эксплуатационные свойства. Дальнейшие перспективы применения композиционных отливок промышленности связаны с более глубоким изучением процессов, протекающих в контактной зоне, расширением технологических способов изготовления элементов композиций, созданием инновационных технологий получения отливок с применением наноразмерных порошков.

Кругляк Д.С., Савощенко Г.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ТЕХНОЛОГІЯ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ

Вітчизняними і зарубіжними вченими використовувались різні способи введення легувальних елементів в поверхневий шар виливка. Одні із них наносили на поверхню форми спеціальні фарби або пасти, виготовляли вставки, основу яких складала відповідні легувальні елементи; другі – на поверхні ливарної форми насипали шар порошкоподібних феросплавів; треті – вводили легувальні елементи в фарби або пасти, основу яких складали вогнетривкі матеріали; четверті – покриття для легування поверхневого шару виливків готували на основі оксидів, карбідів, нітридів і інших сполук легувальних елементів, які після здійснення дисоціації або інших процесів переходили в поверхневий шар виливка.

Аналіз літературних даних показує, що одним із найбільш поширених дефектів у легувальному шарі є раковини. Щодо механізму їх утворення існують різні тлумачення. Появу відкритих раковин в легуваному шарі автори роботи пояснюють так: після розплав-

лення легувального покриття основній метал і легований шар деякий час знаходяться в рідкому стані, загальна кристалізація металу починається не з поверхні виливка, а на деякій відстані від неї, внаслідок більш високої температури початку твердіння легованого шару. Через це гази, особливо водень проникають в легований шар і утворюють в ньому газові раковини.

Внаслідок нагрівання форми виокремлення газів починається раніше, ніж починається кристалізація металу. Проте, як загально відомо, зі зниженням температури металу розчинність газів в ньому знижується і їх потік у формі, направлений від поверхні виливка до зовнішньої поверхні форми, зростає.

Тому такий характер утворення раковин в легованому шарі нереальний.

В останніх роботах механізм утворення раковин пояснюється тим, що розплавлений легований шар якби втягується в вилівок через капілярно пористу кірку основного металу внаслідок об'ємної усадки останнього. Це явище в багатьох випадках є більш реальною причиною утворення раковин. Такий механізм утворення раковин наводиться і в роботах.

Різні пояснення причин, що призводять до виникнення дефектів у поверхневому легованому шарі, вказують на необхідність досконалого вивчення умов їх утворення та пошуку заходів для їх попередження. За ствердженнями авторів здійснити поверхнєве легування чавунних виливків важче, ніж сталевих оскільки температура кристалізації чавуну значно нижча, ніж сталі, а температура плавлення легувальних покриттів, як правило вища за температуру заливання чавуну перед заливанням його у форму. Автори пропонують легувати чавунні виливки використанням метало-термічних сумішей.

Незважаючи на недостатнє вивчення процесів поверхневого легування, в літературі є дані щодо використання цього методу для виготовлення реальних промислових литих деталей.

Задовільні результати були отримані після насичення поверхні вушок траків хромом, карбідом хрому і корундом. Стрижні, які утворюють отвір вушка, перед установкою в форму фарбували легувальною формою, до складу якої входили ці компоненти.

З метою підвищення зносостійкості відвалів змішувачів був використаний екзотермічний метод поверхневого легування. В легувальне покриття вводилися компоненти для здійснення термічної реакції і легувальні добавки FeCr, CrB₂, FeW, FeMo.

Для місцевого відбілювання чавунних виливків фірма Ferrodunamies (США) випускає ацетатну стрічку і листи покриті телуром і іншими елементами та їх сполуками. Цією стрічкою або листами облицьовують поверхню форми в потрібних місцях. При заливанні форми металом здійснюється поверхнєве легування телуром, яке сприяє місцевому відбілюванню виливка. Органічна плівка при заливанні металу в форму згоряє повністю і не спричиняє утворенню поруватості виливка.

Михайловим А.М. запропоновано метод поверхневого легування для підвищення зносостійкості зубів ковша екскаватора, кришки коліна бетонопроводу і литих деталей насосу для перекачування піску.

Як відзначалось вище, широкого застосування процес поверхневого легування в промислових умовах може набути, в основному внаслідок використання способу нанесення легувального покриття на поверхню форми або стрижня. Проте існують інші технології поверхневого легування.

Один із цікавих методів поверхневого легування чавунних виливків алюмінієм є заливання в ливарну форму алюмінію, деяким його витримуванням у формі до утворення алюмінієвої оболонки з наступним виливанням надлишку алюмінію із форми. В одержану форму з оболонкою заливають рідкий чавун.

Таким чином поверхнєве легування набуває широкого використання у машинобудуванні та є актуальним напрямом досліджень.

Цокота Є.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ТЕХНОЛОГІЯ ПРОТОТИПУВАННЯ ЛИТИХ МІНІАТЮРНИХ ДЕТАЛЕЙ ІЗ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

E-mail: fant.tsokota@gmail.com

Сучасні технології лиття дозволяють отримати високоточні дрібні та середні виливки. Виходячи із наявної широкої номенклатури матеріальної бази можливо відносно швидко виготовити прототипи різних дрібних моделей методом лиття за моделями, що витоплюються.

Часто технологію точного дрібного лиття використовують для виготовлення моделей макетів різних типів. Складність даної технології полягає в правильному виборі формувальних матеріалів (для еластичних та керамічних форм), модельних восків, типу сплаву та ін. При литті мініатюрних виливків необхідно враховувати конфігурацію моделі, правильно обирати необхідні матеріали, враховуючи задану серійність.

Дану технологію було використано при виготовленні мініатюрних литих моделей корабельних пушок. Найкращим матеріалом для гумової прес-форми є ювелірні гуми гарячої або холодної вулканізації на основі натурального каучуку або на силіконовій основі, однак в якості замітника можна обирати інші силіконові гуми із подібними властивостями [1].

В якості матеріалу прес-форми було обрано силіконовий герметик. Для збільшення жорсткості та міцності прес-форми в герметик було додатково замішано крохмаль (рис. 1). Перевагами даної форми є її здатність до самозмащення, легко піддається розрізанню та можливість отримання точних воскових моделей. Самі воскові моделі пушок (рис. 2) було виготовлено із інжекційного воску Castaldo Plast-O-Wax.

Ливарну форму було виготовлено із гіпсо-кремнеземистої суміші у співвідношенні 1:3 та водо-масовому співвідношенні – 1:4. Вогнетривкий наповнювач – кварцовий прогартований пісок K0315. Форму було прогартовано до 750 °C відповідно спеціальному режиму. Заливання здійснено алюмінієвим сплавом гравітаційним способом.



Рис. 1. Силіконова прес-форма



Рис. 2. Моделі пушки та виливок (справа)

Висновки: для досягнення високої точності таких дрібних виливків необхідно збільшувати металостатичний напір або використовувати спеціальні способи лиття. При використанні форм із спеціальної силіконової гуми можна одержувати високоточні воскові моделі невеликих розмірів, що є важливим для дрібного художнього лиття малої серійності.

Література:

1. Резина для изготовления форм ювелирных изделий [Електронний ресурс]: [Веб-сайт]. – Електронні дані. – Режим доступу: <http://jtech.com.ua> (дата звернення 18.04.18).

Шейко О.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПОВЕРХНЕВА МІЦНІСТЬ ФОРМ І СТРИЖНІВ ПРИ НАГРІВАННІ

При заливанні рідкого сплаву поверхневі шари ливарної форми і стрижнів сприймають теплові, динамічні та феростатичні навантаження. Тому, важливою властивістю формувальних і стрижневих сумішей при температурах заливання є їхня поверхнева міцність. Від поверхневої міцності в першу чергу залежить утворення різних поверхневих дефектів на виливках.

Поверхнева міцність сумішей при високих температурах умовно оцінюється величиною обсипання. Для визначення обсипання формувальних і стрижневих сумішей при нагріванні до 1100 °С використовується спеціальна установка, яка розроблена та виготовлена на кафедрі ливарного виробництва.

Проведеними дослідженнями встановлено, що переважна більшість формувальних і стрижневих сумішей, які широко використовуються в ливарному виробництві, мають дуже низьку поверхневу міцність при нагріванні до високих температур. Це відноситься в першу чергу до піщано-глинистих (ПГС), холоднотвердних (ХТС) із синтетичними смолами, рідких самотвердних із лігносульфонатом технічним (ЛСТ) (РСС з ЛСТ) та деяких інших сумішей.

Інколи зниження обсипання формувальних і стрижневих сумішей досягається шляхом підвищення їхньої загальної міцності за рахунок використання в'язучих компонентів з високою термостійкістю та збільшенням їх витрати. Ці заходи призводять до підвищення вартості сумішей, погіршення податливості та вибивання, збільшенню газотвірності сумішей.

Прямої залежності між загальною міцністю сумішей та їхнім обсипанням при високих температурах не було встановлено. Так, наприклад, ПГС і деякі ХТС з органічним в'язучим, маючи достатньо високу загальну міцність, одночасно мають дуже низьку поверхневу міцність при нагріванні (їх обсипання досягає 10...12% при 1000 °С), а суміші з рідким склом, навпаки, – невисоку загальну міцність і мінімальне значення обсипання.

Поверхневу міцність форми або стрижня можна значно підвищити шляхом створення на їх поверхні шару суміші з особливими властивостями, наприклад, шляхом нанесення на їх поверхню спеціальних зміцнювальних розчинів. В якості простих зміцнювальних розчинів можуть бути використані водні або самовисихаючі розчини в'язучих матеріалів або спеціальні (комплексні) розчини. Встановлено, що при зміцненні поверхні форм і стрижнів розчинами в'язучих на глибину 3...5 мм, обсипання сумішей різко зменшується як при нормальних, так і високих температурах. Причому, чим вища термостійкість в'язучого компонента і вища його концентрація в розчині, тим вища поверхнева міцність формувальних і стрижневих сумішей при нагріванні.

На основі проведених досліджень, для різних видів формувальних і стрижневих сумішей розроблено високоефективні зміцнювальні розчини на основі органічних і неорганічних в'язучих компонентів, а також спеціальні розчини. Використання зміцнювальних розчинів призводить до значного підвищення поверхневої міцності сумішей та міцності зчеплення шару протипригарного покриття з поверхнею форм і стрижнів при високих температурах. Такий простий технологічний захід дозволяє значно підвищити чистоту поверхні чавунних і сталевих виливків, які отримують в разові піщані форми.

Дорошенко М.Г., Гурія І. М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
АДИТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ
E-mail: doroshienko.97@gmail.com

Під поняттям (additive) «додавання», що є протилежним до поняття (subtractive) видалення «віднімання» матеріалу з масиву заготовки, зазвичай розуміють технологію пошарової побудови виробу. Цю технологію також мають на увазі, коли використовують терміни пошаровий синтез, «вирощування», 3D-друк, прототипування.

В кінці 80-х років минулого століття було створено технологію тривимірного друку, цього вдалося досягти завдяки розробці компанією 3D Systems першої стереолітографічної машини SLA – Stereolithography Apparatus (1986 р). Через високу вартість технології та вузький вибір модельних матеріалів перші лазерні стереографічні SLA-машини та порошкові SLS-машини використовували головним чином в науково-дослідній діяльності. Широке поширення цифрових технологій за останні десятиліття в області проектування (CAD), моделювання і розрахунків (CAE) та механічної обробки (CAM) зумовили надзвичайно швидкий розвиток адитивних технологій.

Чіткої класифікації адитивних технологій на даний час не існує, але їх можна розділити за такими групами:

- за модельними матеріалами, що використовуються (рідкі, сипучі, полімерні, металопорошкові та ін.);
- за наявністю чи відсутністю використання лазера;
- за методами підводу енергії для фіксації побудованого шару (за допомогою теплової дії, опромінення ультрафіолетовим чи видимим світлом, завдяки зв'язуючим і ін.);
- за методами формування шару, тощо.

ASTM International-American Society for Testing and Materials, організація в США, яка займається розробкою технічних стандартів для широкого спектру матеріалів, систем та послуг, в тому числі адитивних технологій розділяє їх на 7 категорій.

В першій технології Material extrusion (технологія видавлювання) матеріал пропускають через сопло, де він нагрівається, а потім наноситься шар по шару на будівельну платформу. Сопло може рухатися горизонтально, а платформа – по вертикалі після того, як накладається кожний новий шар. Шари матеріалу з'єднуються під дією температури або за допомогою хімічних речовин. Матеріал часто подається до машини у вигляді котушки (рис.1).

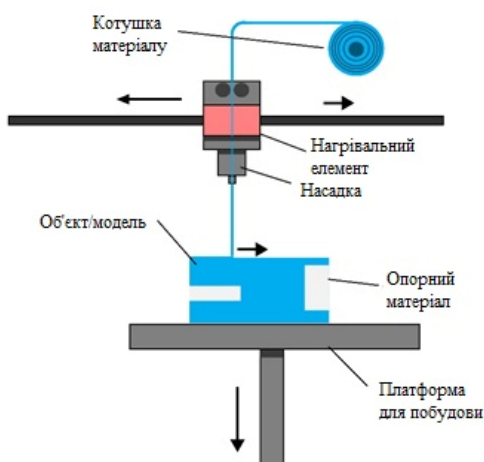


Рис. 1. Технологія Material extrusion

Наступна технологія Material Jetting (струменева технологія) є однією з стандартних технологій 3D-друку, що придатна як для настільної версії 3D-принтерів так і промислових. 3D-модель будується на будівельній поверхні, до якої крапельподібно або безперервно подають розчин будівельного матеріалу, кожний шар якого потім твердіє під дією ультрафіолетового випромінювання.

Типовий пристрій для такого 3D-друку має голівку принтера, що складається з двох форсунок та джерела ультрафіолетового випромінювання (УВ). Одна форсунка використовується для нагрівання будівельного матеріалу, а інша форсунка ви-

користовується для струменю матеріалу підтримки (рис.2).

Матеріал підтримки не є частиною моделі, але, як правило, розміщується вздовж будівельного матеріалу для фіксації моделі. Тому головка принтера забезпечує послідовне нанесення будівельного матеріалу та матеріалу підтримок, в той час як джерело УВ спрямовує випромінювання на щойно нанесений матеріал. Після закінчення побудови та твердіння моделі вилучають підтримки.

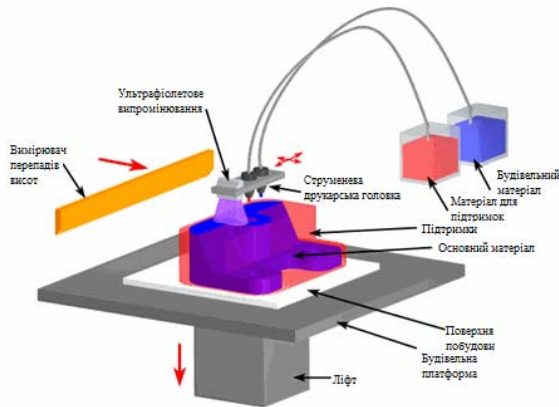


Рис. 2. Технологія Material Jetting

В наступній технології Binder Jetting використовують два матеріали: порошковий та зв'язувальний. Зв'язувальний матеріал діє як клей між шарами порошку. Друкована голівка рухається по горизонталі вздовж осі x і y машини і наносить по чергово шари основного та зв'язувального матеріалу. Після кожного шару, надрукований об'єкт опускають на платформі (рис. 3). Надрукований об'єкт самостійно тримається в порошковому шарі і видаляється з нього після завершення друку.

Технологія Sheet Lamination включає в себе ультразвукове адитивне виробництво (UAM) та виробництво листових об'єктів (LOM). В ультразвуковому адитивному виробництві листи або стрічки з металу з'єднують разом за допомогою ультразвукового зварювання (рис.4). Процес вимагає додаткової механічної обробки і видалення не звареного металу.

Технологія Sheet Lamination включає в себе ультразвукове адитивне виробництво (UAM) та виробництво листових об'єктів (LOM). В ультразвуковому адитивному виробництві листи або стрічки з металу з'єднують разом за допомогою ультразвукового зварювання (рис.4). Процес вимагає додаткової механічної обробки і видалення не звареного металу.

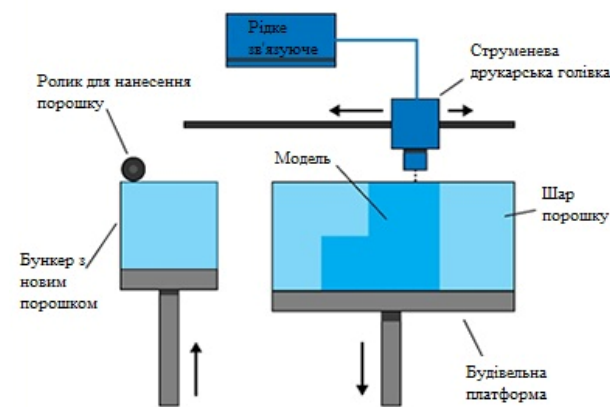


Рис. 3. Binder Jetting

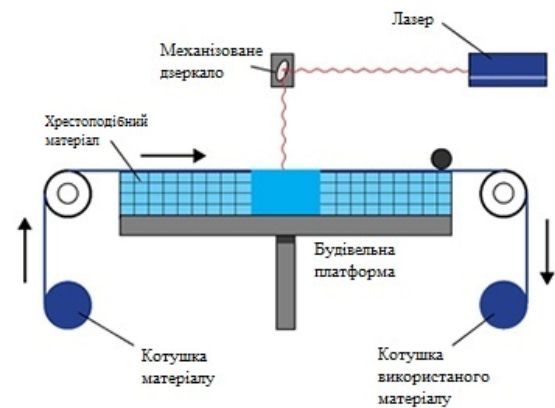


Рис. 4. Sheet Lamination

У технології виробництва листових об'єктів (LOM) також йде пошарове будівництво, але як матеріал використовується папір та клей замість зварювання. Такий друк часто використовують для естетичних і візуальних моделей, але він не підходить для структурного використання. В технології UAM використовуються метали включаючи алюміній, мідь, нержавіючу сталь та титан. Процес низькотемпературний і дозволяє створювати складну внутрішню геометрію.

П'ятою адитивною технологією є Vat Photopolymerization. Вона заснована на зміцненні фотополімерів під впливом ультрафіолетового випромінювання. Є два загальні методи цієї технології: стереолітографія (SLA) та безперервна рідка побудова моделі (CLIP).

В стереолітографії 3D-модель будується на платформі, яка занурюється в смолу на глибину одного шару. При направленні випромінювання у конкретні координати відбувається твердіння рідкої смоли в цьому шарі. Після створення шару платформа піднімається і модель вилучають з смоли (рис. 5). Потім її знову поміщають в смолу, на таку глибину

щоб всі побудовані шари були занурені в смолу, для створення наступного шару. Для фіксації моделі в смолі використовуються підтримки.

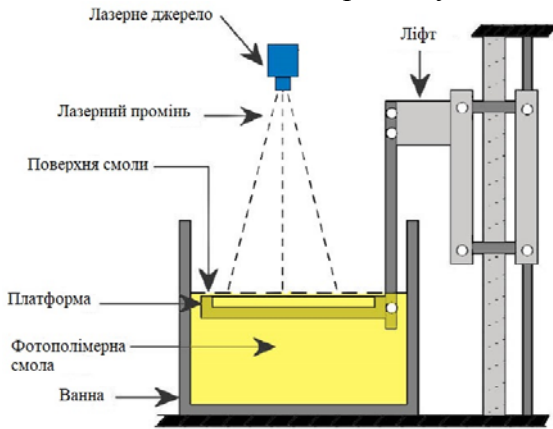


Рис. 5. Стереолітографія

що пришвидшує процес. Шоста категорія Powder Bed Fusion включає в себе наступні широко використовувані методи друку: пряме лазерне спікання металу (DMLS), електронно-променево плавлення (EBM), вибіркоче термічне спікання (SHS), селективне лазерне розплавлення (SLM) та вибіркоче лазерне спікання (SLS).

Методи Powder Fusion (PF) використовують лазер або електронний промінь для розплавлення та сплавлення порошку матеріалу між собою. Електронно-променево спікання (EBM) вимагає вакууму, але може використовуватися з металами та сплавами при створенні функціональних частин.

Всі методи цієї технології включають розповсюдження порошкового матеріалу над попередніми шарами. Для цього використовують різні механізми, включаючи ролик або лезо. Бункер або резервуар забезпечує свіжий запас матеріалу (рис. 7). Пряме лазерне спікання металом (DMLS) таке ж, як і SLS, але з використовує метал, а не пластмаси. Вибіркоче термічне спікання відрізняється від інших процесів використанням нагрітої термічної друкарської голівки, щоб з'єднати порошковий матеріал між собою. Як і в попередніх технологіях, шари додають роликоче між сплавленнями.

В останню сьому категорію Directed energy deposition входять технології, в яких матеріал та енергію підводять одночасно в місце побудови. Це більш складний процес друку, який зазвичай використовується для відновлення або додавання додаткового матеріалу до існуючих об'єктів.

Типова машина DED складається з сопла, встановленого на багатоосьовій «руці», яка вкладає розплавлений матеріал на вказану поверхню, де вона твердіє. Процес принципово схожий на Material Extrusion, але сопло може рухатися в декількох напрямках і не закріплене на певній осі.

Матеріал, який може бути нанесений з будь-якого кута, розплавляється під дією лазера або електронного променя. Процес можна використати для полімерів, кераміки, але зазвичай його використовують для металевого порошку або дроту. Типовим застосуванням технології є ремонт і поновлення конструкційних деталей.

У технології CLIP лазерний проектор розташований у нижній частині, а порошкова смола в контейнері, має проникне киснево вікно між лазерним проектором та смолою, що дозволяє виконувати швидко безперервне будівництво 3D-моделі і здатне змінювати імпульси ультрафіолетового випромінювання. Проникне киснево вікно створює мертву зону між залишками рідких смол, відмінними від смоли, що піддається впливу випромінювання (рис. 6). Це дозволяє проводити випромінювання через побудований шар без зупинки побудови,

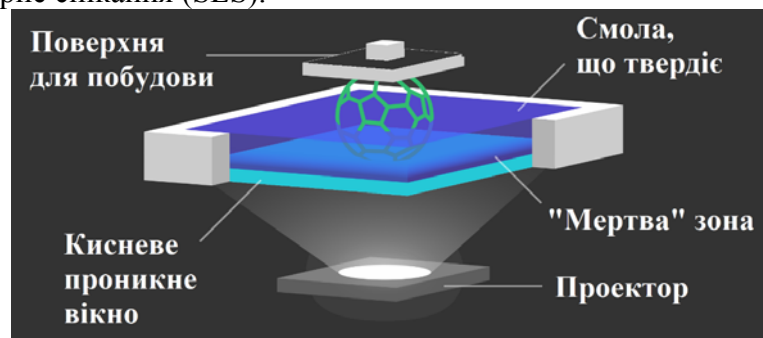


Рис. 6. Технологія CLIP

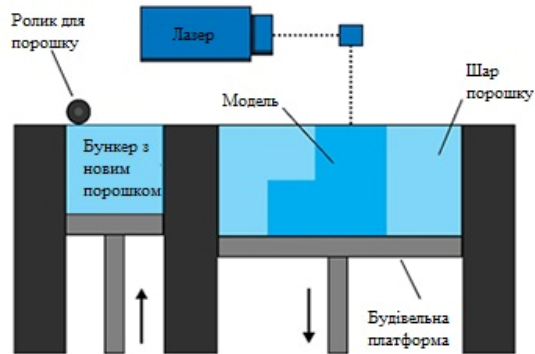


Рис. 7. Powder Bed Fusion

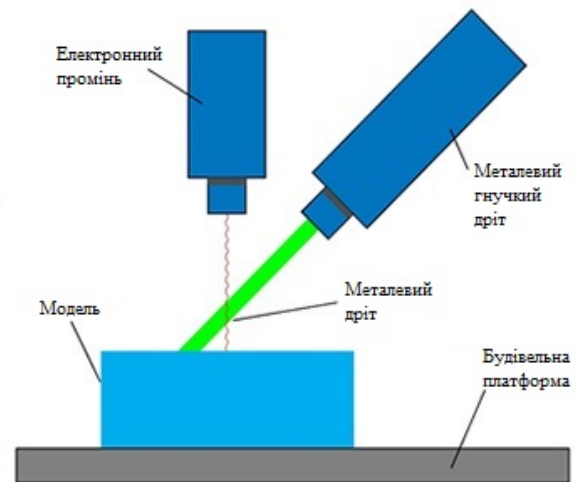


Рис. 8. Directed energy deposition

В ливарному виробництві знайшли своє застосування такі технології: Material extrusion, Material Jetting, Binderjetting, Vat photopolymerization, Powder bed fusion та Directed energy deposition.

Література:

1. Аддитивные технологии и изделия из металла Довбыш В.М., Забеднов П.В., Зленко М.А.
2. Андрощук Г.О. 3D-друк в епоху інноваційних технологій: проблеми регулювання / Г.О. Андрощук, Я.В. Копил // Інтелектуальна власність в Україні. – 2016. – № 5. – С. 17–26.

Фесенко М.А.¹, Фесенко А.Н.², Погребняк И.А.¹

¹КПИ имени Игоря Сикорского, г.Киев, ²ДГМА, г. Краматорск

НОВЫЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК С ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫМИ СВОЙСТВАМИ

fesmak@ukr.net

Обрабатывается новый технологический процесс производства отливок из одного базового расплава со структурой и свойствами износостойкого белого чугуна в одной и вязкого ударостойкого высокопрочного чугуна с шаровидным графитом в другой локальной ее части методом литья по газифицируемым моделям.



а



б

Рис. 1. Общий вид пенополистироловых моделей отливок с разветвленной (а) и ярусной (б) литниково-модифицирующей системой

или ярусной (рис.1, б) литниковой системы, разделяющей расплав на два потока, один из которых направляется непосредственно в полость формы, где кристаллизуется износостойкий белый чугун. Другой поток проходит через литниковые каналы с проточной реакционной камерой, в которой расплав обрабатывается сфероидизирующим модификатором.

Сущность процесса заключается в заливке исходного чугуна, склонного к кристаллизации с отбелом выплавленного в одном плавильном агрегате, в литейную форму через общий стояк и каналы разветвленной (рис.1, а)

ром, и впоследствии формирует вязкую матричную зону отливки из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

Для стабильного получения структуры и свойств высокопрочного чугуна с шаровидным графитом при модифицировании исходного чугуна склонного к кристаллизации с отбелом в работе предварительно проведены исследования по оптимизации сфероидизирующих добавок. Выявлены закономерности влияния температурно-скоростных режимов заливки расплава и конструктивно-технологических приемов для предотвращения гидродинамического перемешивания чугунов, заполняющих разные части отливок.

Полученные результаты экспериментов позволили реализовать производство отливок, кристаллизующихся в одной части из белого чугуна с перлитно-цементитной структурой и в другой части из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом в феррито-перлитной металлической матрице.

Самарай В.П., Зайцев Б., Феденко М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

МОДЕРНІЗАЦІЯ ОСНАЩЕННЯ ПРИБАДІВ 04116 ДЛЯ ВИМІРЮВАННЯ РЕОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ

E-mail: samaraj@ukr.net

Модернізація та застосування нового оснащення випробувальних машин 04116 дозволило значно розширити межі вимірювання міцнісних і реологічних характеристик формувальних (ФС) і стрижневих (СС) сумішей з можливістю їх фіксації в електронному вигляді у ПК за допомогою сучасних АЦП і мікроконтролерів з АЦП у їх складі. Це дозволило автоматично отримувати реологічні криві ущільнення пресуванням ФС і СС значно ширшого діапазону, що полегшило роботу із випробуванням ФС та СС, пісків та інших матеріалів і автоматичного розрахунку їх реологічних властивостей для моделювання їх ущільнення, правильного вибору параметрів та регулювання при виготовленні ливарних форм і стрижнів.

Одним з найактуальніших питань сучасного ливарного виробництва є:

1. організація всебічних досліджень ФС і СС у широкому діапазоні характеристик і з різними видами навантажень, у тому числі при ущільненні в умовах стискання в опоках, руйнування при деформаціях стискання,

2. комп'ютеризація та модернізація приладів та оснащення для вимірювання таких міцнісних і реологічних властивостей широкого діапазону значень ФС та СС, ливарних пісків і інших матеріалів. На основі модернізованого промислового приладу моделі 04116 створено оновлену реєструючу комп'ютерну вимірювальну систему - вимірювальний комплекс, в якому передбачена реєстрація випробувань на міцність ФС і СС в значно ширшому діапазоні міцнісних характеристик з одночасною електронною реєстрацією напруження і деформації у формі реологічних кривих. Реєстрація значень може здійснюватися в аналоговій або цифровій формах.

Результатом випробувань є реологічна (деформаційна) крива, що відображає залежності двох видів: 1) реологічні залежності між напругою і деформацією при ущільненні стисканням сумішей в опоках; 2) реологічні залежності між напругою і деформацією зразка суміші при руйнуванні стисканням. Шляхом аналізу кривої деформації встановлюється вид реологічної моделі, за якою розраховуються реологічні константи, що характеризують пластичні, пружні і в'язкі властивості формувальної суміші. Отримані результати потім використовуються, наприклад, для регулювання процесу ущільнення або моделювання процесів ущільнення ливарних форм або стрижнів різними методами: струшуванням, пресуванням, вібрацією і т.п. Необхідні апаратні засоби і програмне забезпечення об'єднані в інформаційно-вимірювальний комплекс. Поточні значення напруги відображаються на цифровому індикаторі приладу 04116, значення напруги і деформації в часі одночасно відображаються і на екрані монітору.

Задля цього було розроблено новітнє оснащення, у тому числі для роботи у складно напруженому стані (реометри і гільзи) інших параметрів, тобто нестандартних розмірів, і, таким чином, в найбільшій мірі відповідає умовам заводських лабораторій. Новітнє оснащення розроблено для роботи в двох режимах: а) динамічний режим моделювання ущільнення пресуванням; б) статичний режим моделювання руйнування стискування сумішей у формі або стрижні. Новітні вимірювальні блоки – “реометри” розроблені для випробувань ФС і СС в динамічних умовах (режим “а” - при ущільненні ФС у спеціальних гільзах нестандартних розмірів). Новітні вимірювальні блоки – “формувальні гільзи спеціальних розмірів” розроблені для попереднього формування майбутніх циліндричних зразків для подальших випробувань ФС і СС в статичних умовах (режим “б”) для визначення межі міцності на стискування ФС і СС при статичному стисненні. У першому випадку (а) елементи оснащення являють собою пару типу – “Пуансон - Матриця” (“Кругла опока – Плунжер стискування”) з цілою низкою відповідних розмірів, які при необхідності або по черзі змінюються і встановлюються на стандартний прилад 04116 для визначення межі ущільнення ФС і СС при динамічному стисненні. При необхідності досліджень динаміки зміни механічних властивостей сумішей в часі, наприклад, в процесі зміцнення сумішей, використовується кілька змінних вимірювальних блоків, які встановлюються на прилад по черзі. Конструкція вимірювального блоку (реометра) задає різні висоти та діаметри, при цьому має зберігатися співвідношення між значеннями діаметру та висоти.

Раніше розрізняли тільки самописні і друкуючі реєструючі прилади, де реєстрова інформація фіксується на матеріалі-носії, в якості якого використовується папір, фотоматеріали, феромагнітна плівка і так далі. Відповідно, реєструючим органом у них слугує олівець, перо, різець, світловий або електронний промінь, магнітна головка, металевий електрод та інше. В даний час все частіше застосовують прилади, де немає необхідності використовувати спеціалізовані механізми і матеріали для запису інформації. Адже набагато логічніше, простіше й ефективніше зберігати вимірювані дані на що стали вже повсюдними комп'ютерних носіях. При цьому інформацію можна легко переносити, копіювати, перетворювати, аналізувати й обробляти з використанням вбудованих ЕОМ і персональних комп'ютерів, які зараз можна зустріти на будь-якому виробництві, а також в лабораторіях. Прилади, що дозволяють зберігати дані на таких носіях, зазвичай будуються на мікроконтролерах з аналого-цифровими входами і мають засоби запису інформації на гнучкі диски. Однак при наявності персонального комп'ютера більш ефективним є передача інформації ПЕОМ за допомогою АЦП з подальшою її обробкою. Тут важливу роль відіграє програмне забезпечення, що використовується для відображення, запису й обробки оцифрованих даних. Будь-який персональний комп'ютер (ПК), навіть морально застарілий, може перетворитися на потужний вимірювальний комплекс, якщо його забезпечити одним або декількома аналоговими входами. Його клавіатура і екран надають істотно більші можливості в порівнянні з тими, які можуть дати мультиметр або осцилограф, а жорсткий диск і принтер чудово підходять для реєстрації будь-яких процесів. Крім того, обчислювальна потужність ПК дозволяє піддавати зібрані з його допомогою інформаційні дані будь-який, навіть дуже складній обробці. Ще кілька років тому для перетворення ПК у віртуальний вимірювальний прилад потрібно було встановити в комп'ютер одну або кілька складних і дорогих плат. Такий підхід до цих пір використовується в промисловості і наукових лабораторіях, але сьогодні також можна домогтися гідних результатів, просто підключивши нескладні аналого-цифрові перетворювачі до стандартних портів комп'ютера. Таким чином, мету дослідження та проектування досягнуто і створено пристрій перетворення вимірюваного аналогового сигналу в цифровий сигнал і програмного забезпечення, що дозволяє відображати і зберігати прийняті дані на персональному комп'ютері в зручній для дослідника, виробника, оператора або лаборанта формі.

Модернізація оснащення дозволила випробовувати зразки більшої міцності ніж ті які були закладені у розрахунок випробувальної машини моделі 04116. Хоча сама ідея ви-

користання АЦП не нова проте у даній роботі було вказано можливість вдосконалення уже існуючих АЦП, контролерів, впровадження найсучасніших мікроконтролерів AVR (AtMega). Результати дослідження можуть бути застосовані в науково-дослідних лабораторіях та на ливарних підприємствах, в тому числі для отримання реологічних кривих ущільнення та реологічних кривих руйнування стандартних зразків на розрив, стиск, зсув, згин, для побудови кіл Мора, рівнянь Кулона.

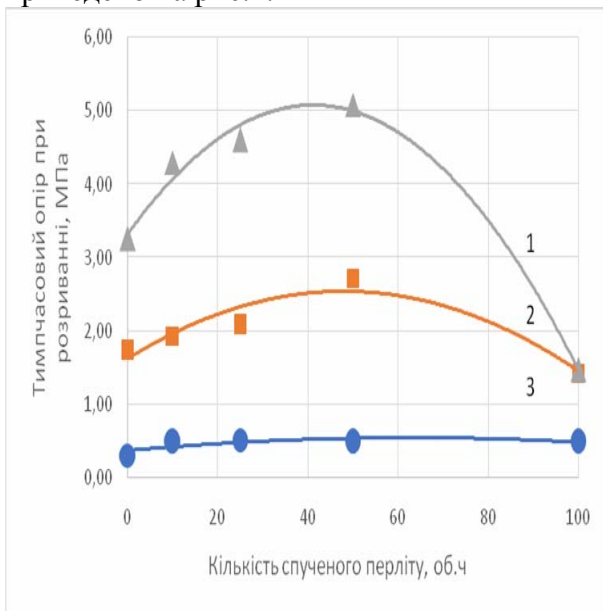
Іващенко В.В., Сиропоршнєв Л.М.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ СТРИЖНЕВОЇ СУМІШІ НА ОСНОВІ КВАРЦОВОГО ПІСКУ ТА СПУЧЕНОГО ПЕРЛІТУ ДЛЯ КОМБІНОВАНИХ ПІННОПОЛІСТЕРОВИХ МОДЕЛЕЙ

При застосуванні стрижнів для комбінованих піннополістиролових моделей виникає необхідність використовувати стрижневі суміші із низькою густиною. Таким наповнювачем може бути спучений перліт. Застосування спученого перліту в комбінації із кварцовим піском потребує оптимізації складу та технологічних параметрів виготовлення стрижнів

Дослідження проводились з використанням зразків-«вісімок» висотою 10 мм, які виготовлялись за допомогою стрижневих ящиків. Суміш складається з кварцового піску, спученого перліту. В якості зв'язуючого компонента застосовується смола СФП 011Л, розчинником обрано метилацетат в кількості 3,7 об.ч. . Стрижні спікались в печі протягом 12 хв при температурі 240 °С . Парочасове оброблення стрижнів проводилося в автоклаві при тиску 2 МПа. Сушіння стрижнів відбувалося в печі при різних температурах, а також на повітрі.

Результати дослідження впливу кількості спученого перліту на міцність стрижнів приведено на рис.1.



1 – 22 об.ч СФП 011Л; 2 – 15 об.ч СФП 011Л; 3 – 7,5 об.ч СФП 011Л

Рис.1 – Вплив кількості спученого перліту на міцність стрижнів

су витримки до 8 хв, збільшується вологонасичення до 1,6 % (рис.3). Що і являється причиною зменшення міцності стрижнів.

Виявлено, що зі збільшенням кількості спученого перліту в суміші міцність збільшується, досягаючи свого максимального значення при 50 об.ч спученого перліту, а при подальшому збільшенні – міцність падає. Це пов'язане з тим, що домінуюча фракцією в суміші стає спучений перліт, так міцність якого набагато менша за міцність кварцового піску.

Встановлено, що характер зміцнення збільшується при збільшенні кількості смоли.

Дослідження впливу парочасової обробки на властивості стрижнів приведено на рис.2 та рис.3.

Як видно з рис. 2 обробка стрижнів з 15 об.ч перегрітою парою зменшує їх міцність. При збільшенні часу витримки до 8 хв обробці міцність стрижнів зменшується з 2,72 МПа до 0,98 МПа.

Установлено, що при збільшенні часу витримки до 8 хв, збільшується вологонасичення до 1,6 % (рис.3). Що і являється причиною зменшення міцності стрижнів.

Так як, після обробки парою спостерігається суттєве зменшення міцності, за рахунок вологонасичення, необхідно дослідити вплив параметрів сушіння моделей на міцність стрижнів.

Встановлено, що волога повністю видаляється з стрижнів при витримці у печі вже через 5 хв, не залежно від температури сушки. Однак збільшення часу сушки з 5 хв до 60 хв призводить до збільшення міцності з 1,21 МПа до 2,62 МПа при температурі сушки 80°C, та з 1,17 МПа до 2.1 МПа при температурі сушки 50 °C відповідно (рис.4). Оптимальними параметрами є сушка при 50 °C протягом 30 хв. При збільшенні часу сушки спостерігається короблення моделей.

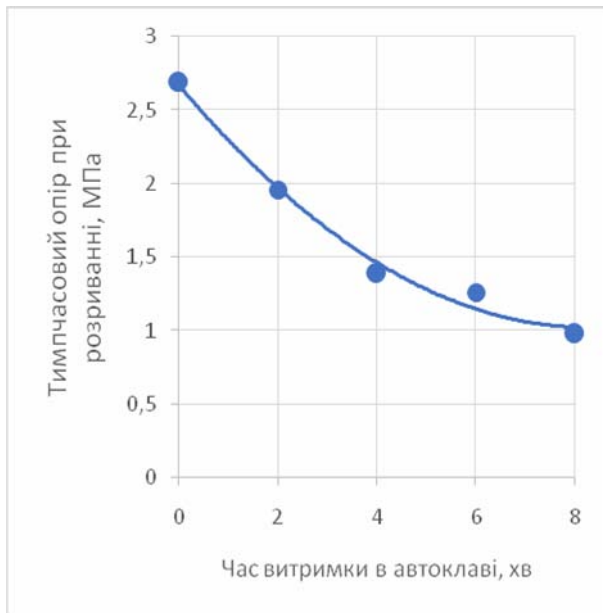


Рис. 2 – Вплив часу обробки перегрітою парою на міцність стрижнів при 15 об.ч СФП 011Л

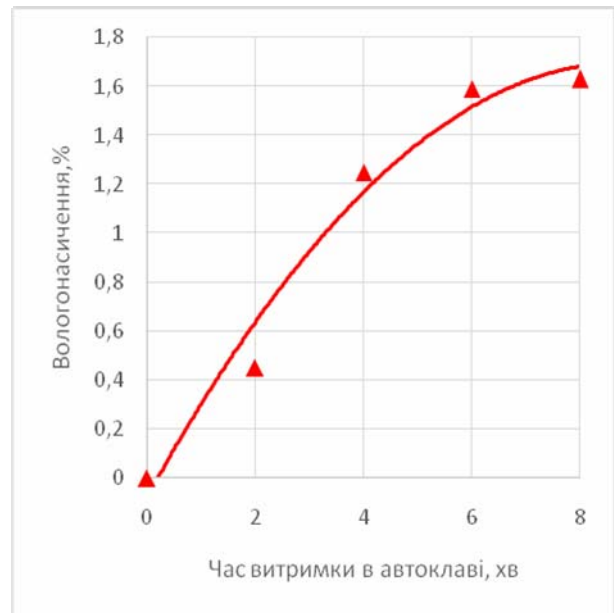
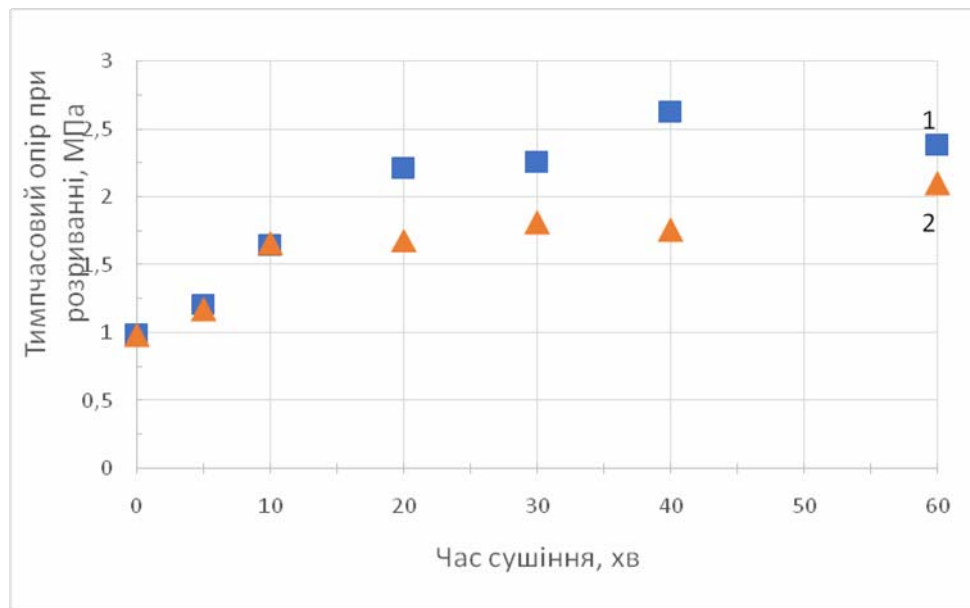


Рис. 3 – Вплив часу обробки перегрітою парою на вологонасичення стрижнів при 15 об.ч СФП 011Л



1 – температура сушіння 80 °C, 2 – температура сушіння 50 °C.
Рис. 4 – Вплив часу сушіння на міцність стрижнів при 15 об.ч СФП 011Л

Слід зазначити, сушка на повітрі при 18 °C протягом 24 год, повністю видаляє вологу, при цьому спостерігається збільшення міцності з 0,98 МПа до 1,19 МПа.

Таким чином встановлено, що суміш із 50 об.ч спученого перліту при 15 об.ч смоли СФП 011Л – є оптимальною для виготовлення стрижнів. Для отримання найкращих властивостей стрижні потрібно спікати в печі протягом 12 хв при 240 °С, а після парачасової обробки моделі із стрижнями слід просушити протягом 30 хв при температурі 50 °С.

Могилатенко В.Г., Демиденко Д.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ТВЕРДІННЯ ПРИ ОБРОБЦІ РОЗПЛАВУ ТІОСУЛЬФАТУ НАТРІЮ ДИС- ПЕРСНИМИ ТУГОПЛАВКИМИ ЧАСТИНКАМИ.

Останнім часом підвищення механічних характеристик сплавів на основі алюмінію здійснюють додаванням дисперсних порошків тугоплавких металів та їх поєднань різної дисперсності. Найбільші такі частинки можуть виконувати роль центрів кристалізації, або обмежувати ріст фаз в процесі твердіння. З іншого боку, подрібнити структуру можна перемішуванням, обробкою розплаву або вилівка вібрацією, ультразвуком та іншими фізичними впливами на метал, що кристалізується.

Проведення дослідів з використанням рідкого металу в теперішній час потребує великих економічних витрат, тому більшість дослідників використовують комп'ютерне та фізичне моделювання процесів для визначення загальних характеристик вилівка або технології його отримання з наступною постановкою натурального експерименту на рідкому металі.

Візуалізація процесу твердіння розплаву можлива при використанні у якості моделюючого середовища різних речовин, в тому числі і тіосульфату натрію.

Обробку дисперсними частинками нітриду титану (розмір частинок за паспортом <0,1 мкм) тіосульфату натрію проводили замішуванням протягом не менше трьох хвилин при температурі 60°С. Одержаний розплав заливали у кристалізатор. Обробку нітридом титану проводили в кількості 0,01 об.% та 0,02 об.%, а нітридом кремнію – в кількості 0,005 об.% та 0,01 об.%.

Результати наведено на рис. 1.

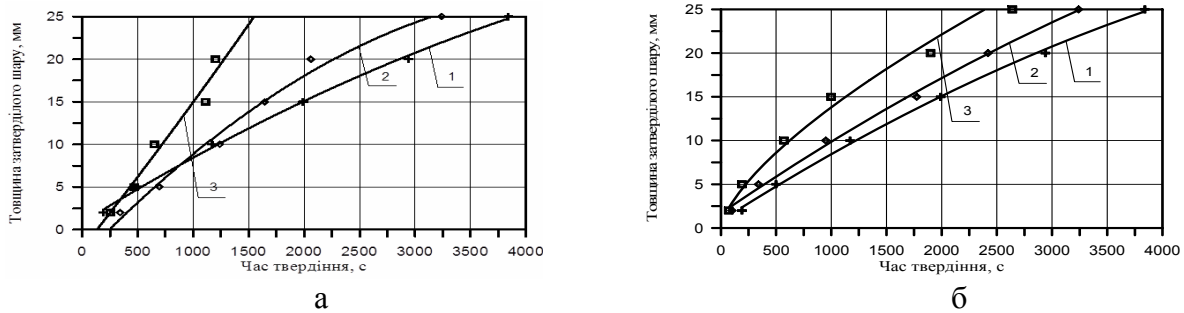


Рис. 1 – Залежність товщини затверділого шару від часу твердіння моделі:

а: 1 – без нітриду титану;
2 – 0,01% нітриду титану; 3 – 0,02% ні-
триду титану

б: 1 – без нітриду кремнію;
2 – 0,005% нітриду кремнію; 3 – 0,01%
нітриду кремнію

Обробка нітридом титану і нітридом кремнію не змінює логарифмічного закону твердіння, відбувається поступове збільшення товщини закристалізованого шару тіосульфату, де що зменшується усадкова раковина біля вільної поверхні вилівка та у тепловому вузлі.

Оскільки частинки нітридів титану та кремнію відрізняються між собою тільки фізичною природою, то однакова зміна швидкості твердіння в залежності від кількості введених частинок вказує на механічне блокування зростаючих кристалів і їх подрібнення.

Таким чином підтверджено механізм впливу дисперсних частинок на подрібнення первинно закристалізованих фаз у сплавах.