

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

XII Міжнародної науково-технічної конференції

Присвячено **95- річчю**
Кафедри ливарного виробництва
чорних і кольорових металів

Україна, Київ

2020

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

ХІІ Міжнародної науково-технічної конференції

Присвячено **95- річчю**
Кафедри ливарного виробництва
чорних і кольорових металів

Україна, Київ

2020

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

Рекомендовано до друку вченою радою ІФФ КПП ім. Ігоря Сікорського

Протокол № 05/20 від 18.05.2020 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.

ХІІ Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2020»: матеріали науково-технічної конференції, 28...29 квітня 2020 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПП ім. Ігоря Сікорського, 2020. – 158 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

© КПП ім. Ігоря Сікорського, ІФФ, 2020

ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Голова – Ямшинський М.М., д.т.н., доцент, завідувач кафедри ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського

Шинський О.Й., д.т.н., проф., Президент Асоціації ливарників України, м. Київ
Дібров І.А., д.т.н., проф., Президент Російської асоціації ливарників, м. Москва
Савенок А.Н., Ген. директор РУП "БМЗ", Голова Білоруської асоціації ливарників, м. Мінськ
Одарченко І.Б., к.т.н., доцент, декан Механіко-технологічного факультету, ГТТУ імені П.О. Сухого, м. Гомель
Ніколайчик Ю.А., к.т.н., доцент, зав. кафедрою МТЛП, БНТУ, м. Мінськ
Луньов В.В., д.т.н., проф., директор фізико-технічного інституту, НУ «Запорізька політехніка»
Верховлюк А.М., д.т.н., проф., заст. директора ФТІМС НАН України, м. Київ
Пономаренко О.І., д.т.н., проф., віце-президент Асоціації ливарників України
Фесенко А.Н., к.т.н., проф., перший проректор ДДМА, м. Краматорськ
Бурбелко А., проф. AGH University of Science and Technology, м. Краків (Польща)
Дашич Предраг, проф. Вищої технічної школи, м. Трстенец (Сербія)
Бер Рюдігер, проф., зав. кафедрою ЛВі ОМТ Університету ім. Отто фон Геріке, м. Магдебург (Німеччина)
Лисенко Т.В., д.т.н., проф., зав. кафедрою ТУЛП, ОНПУ, м. Одеса
Хричиков В.Є., д.т.н., проф., зав. кафедрою ЛВ, НМетАУ, м. Дніпро
Турчанін М.А., д.х.н., проф., Проректор з наукової роботи, управління розвитком і міжнародних зв'язків ДДМА, м. Краматорськ
Затуловський А.С., д.т.н., проф., ФТІМС НАН України, м. Київ
Фесенко М.А., к.т.н., доцент – вчений секретар, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського
Федоров Г.Є., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського
Сиропоршнєв Л.М., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського
Гурія І.М., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського
Могилатенко В.Г., д.т.н., проф., кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського
Кочешков А.С., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського
Шейко О.І., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського
Лютий Р.В., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського
Самарай В.П., к.т.н., доцент, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського

ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

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

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

ЗМІСТ

<i>Velychkovych Andrii, Petryk Ivan (IFNTUOG, Ivano-Frankivsk) DESIGN FEATURES OF A PLATE SHOCK ABSORBER FOR A SUCKER ROD STRING</i>	<i>11</i>
<i>Velychkovych Andrii, Petryk Ivan (IFNTUOG, Ivano-Frankivsk) EVALUATION OF STRENGTH AND STIFFNESS OF A PLATE SHOCK ABSORBER FOR A SUCKER ROD STRING.....</i>	<i>12</i>
<i>Cheiliakh A.P.¹, Cheilyakh Y.A.¹, Kaiming Wu² (¹SHEI “Pryazovskyi State Technical University”, Mariupol, Ukraine; ²Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, China) NEW CORROSION-RESISTANT COST-SAVING ALLOYED (NICKEL-FREE) TWO-PHASE STEELS WITH METASTABLE AUSTENITE</i>	<i>14</i>
<i>Cheilyakh Y.A., Cheiliakh A.P. (SHEI “Pryazovskyi State Technical University”, Mariupol) NEW APPROACHES TO DESIGNING STRENGTHENING TREATMENTS WITH THE CONTROLLING PHASE-STRUCTURAL ALLOYS EVOLUTION AT OPERATION.....</i>	<i>16</i>
<i>Cheilyakh Y.A.¹, Cheiliakh A.P.¹, Vander Voort G.F.² (¹SHEI “Pryazovskyi State Technical University”, Mariupol, Ukraine; ²Consultant-Struers Inc., Wadsworth, IL, USA) EFFECT OF DECARBURIZATION QUENCHING ON THE PROCESS OF DESTABILIZING AUSTENITE TO INCREASE THE WEAR RESISTANCE OF HADFIELD’S STEEL</i>	<i>17</i>
<i>Prykhodko Dmytro (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv) MAIN TRENDS IN ESP TEACHING.....</i>	<i>19</i>
<i>Leonova Olena (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv) TEACHING OF ESP READING AND WRITING</i>	<i>20</i>
<i>Nikitina Natalia (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv) TEACHING OF ENGLISH TECHNICAL TERMINOLOGY AT HIGHER TECHNICAL INSTITUTION.....</i>	<i>21</i>
<i>Deynega Ruslan, Petryk Ivan, Fafley Oleh, Myhajlyuk Vasyl', Matviyishyn Ivan (IFNTUOG, Ivano-Frankivsk) RESEARCH OF THE SEALING CUFF OF THE HYDRAULIC PULLER OF SEATS FOR VALVES OF DRILLING PUMPS</i>	<i>23</i>
<i>Shalomeev V.A., Aikin M.D. (NU “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia) DEVELOPMENT OF RATIONAL HEAT TREATMENT MODES FOR BIODEGRADABLE MAGNESIUM ALLOY.....</i>	<i>24</i>
<i>Shalomeev V.A., Aikin M.D. (NU “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia) THE RESEARCH OF THE INFLUENCE OF COOLING RATE ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF THE NEW Mg-Zr-Nd BIODEGRADABLE ALLOY FOR OSTEOSYNTHESIS.....</i>	<i>25</i>
<i>Yamshinska Natalia (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv) INTERCULTURAL COMMUNICATION AS A FACTOR FOR SUCCESSFUL PROFESSIONAL ACTIVITIES</i>	<i>26</i>
<i>Аджамский С.В.^{1, 2}, Кононенко А.А.^{2, 3}, Подольский Р.В.^{2, 3, 4} (¹Днепропетровский национальный университет им. О. Гончара, ²LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», ³Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, ⁴Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр) РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ АВИАЦИОННО-</i>	

КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ МЕТОДОМ ВЫБОРОЧНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ.....	28
Афтанділянци Є.Г. (НУБіП, м. Київ) МАРКУВАННЯ ІНОЗЕМНИХ СТАЛЕЙ І ВІТЧИЗНЯНІ АНАЛОГИ	30
Афтанділянци Є.Г. (НУБіП, м. Київ) КЛАСИФІКАЦІЯ СТАЛЕЙ СПОЛУЧЕНИХ ШТАТІВ АМЕРИКИ.....	31
Афтанділянци Є.Г. (НУБіП, м. Київ) МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРИ ВИЛИВКІВ	32
Бажмїна Е.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ІНФОРМАЦІЙНІ КОМПОНЕНТИ ЕЛЕКТРОННОГО НАВЧАЛЬНОГО КУРСУ GOOGLE CLASS....	34
Більченко О.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ СУЧАСНИХ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ В ЮВЕЛІРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	35
Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Медвідь С.М. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЗАСТОСУВАННЯ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФІКУВАЛЬНО-РАФІНУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	37
Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Ясинський О.О., Нестерук О.П. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВИСОКОКРЕМНІЄВИЙ ВИСОКОМІЦНИЙ ЧАВУН – НОВИЙ ПРОГРЕСИВНИЙ КОНСТРУКЦІЙНИЙ МАТЕРІАЛ.....	38
Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Овсянников В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЗАСТОСУВАННЯ FeSiMgCa ЛІГАТУРИ ПРИ ОДЕРЖАННІ ТОНКОСТІННОГО ЛИТВА З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ	40
Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Бачинський Ю.Д., Ясинська О.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ, МОДИФІКОВАНОГО У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНОМУ ПЕРІОДІ	41
Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Бачинський Ю.Д., Ясинська О.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВПЛИВ СІРКИ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	42
Верховлюк А.М., Довбенко В.В., Железняк О.В., Железняк В.В., Таранухіна Л.Д. (ФТІМС НАН України, м. Київ) МЕТАЛУРГІЙНИЙ ВИХІД АЛЮМІНІЮ З ЛИВАРНОГО ШЛАКУ.....	42
Верзілов О.П., Семенко А.Ю., Куліш Ю.Ю., Гойда Д.І. (ФТІМС НАН України, м. Київ) РОЗРОБКА ПРИНЦИПІВ МАТЕМАТИЧНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОДИНАМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ У ДВОКАМЕРНОМУ ПРОМІЖНОМУ КОВШІ І МЕТАЛОПРИЙМАЧІ	44
Воронова О.И., Ясюков В.В. (ОНПУ, г. Одесса) ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ПЯТИКРАТНОМ ПЕРЕПЛАВЕ	46
Глотка А.А., Гайдук С.В. (НУ «Запорожская политехника», г. Запорожье) РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ВО ВТОРИЧНЫХ КАРБИДАХ В ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ.....	48

Гонтаренко В.І., Титаренко В.О., Бажміна Е.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) УПРАВЛІННЯ ПРИРОДОЮ ВКРАПЛЕНЬ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ СТАЛІ	49
Гурія І.М., Осняков І.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ФОРМИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ ЗІ СКЛА	50
Дем'янов О.І.¹, Коржик В.М.¹, Jianglong Yi², Щерецький В.О.³ (¹Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, м. Київ, Україна; ²Guangdong Welding Institute of GDAS, м. Гуанчжоу, Китай; ³ФТІМС НАН України, м. Київ, Україна) ЗАСТОСУВАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ КОМПОНЕНТІВ У ПРИСАДЖУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛАХ ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ	52
Дорошенко В.С., Смолянська В.Ф. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПРО ВВЕДЕННЯ МОДИФІКАТОРА В ПРИДОННУ ЧАСТИНУ КОВША ПРИ ОТРИМАННІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ	53
Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ОПЕРАЦИИ ФОРМОВКИ, ОЧИСТКИ ПРИ ЛИТЬЕ МЕТАЛА И ТЕРМООБРАБОТКИ ОТЛИВОК В ОДНОМ ЛТО-ПРОЦЕССЕ	55
Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПОЄДНАННЯ РІЗНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ У СКЛАДІ ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ	56
Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) О РЕГУЛИРОВАНИИ ТВЕРДОСТИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИ ЗАКАЛЕННОГО ЧУГУНА В ОТЛИВКАХ	58
Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ОБОЛОЧКОВЫЕ ЛИТЫЕ КОНСТРУКЦИИ ДЛЯ ВЕТРОЭНЕРГЕТИКИ	59
Дорошенко В.С.¹, Янченко О. Б.² (¹ФТІМС НАН України, м. Київ; ²ВНТУ, м. Вінниця) ПЕРСПЕКТИВИ ВПРОВАДЖЕННЯ ГРАФІТИЗОВАНОЇ СТАЛІ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ДЕТАЛЕЙ, ПРАЦЮЮЧИХ В УМОВАХ ТЕРТЯ	61
Дьяченко Ю.Г. (ДДМА, м. Краматорськ) ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ НА МЕТАЛОВИРОБАХ ПРИ ДИФУЗІЙНІЙ МЕТАЛІЗАЦІЇ	62
Дячок Д.Р., Кочешков А.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ХУДОЖНЄ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИПАЛЮЮТЬСЯ	63
Єфімова В.Г. (КПІ імені Ігоря Сікорського, м. Київ) КОЛОЇДНО-ХІМІЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ВИЛУЧЕННЯ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ З РОЗПЛАВУ СТАЛІ У ПРОМІЖНИХ КОВШАХ	66
Жиженкина Н. А., Тесля В. В. (Луганский национальный аграрный университет, г. Луганск) ВОССТАНОВЛЕНИЕ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ВАЛА РОТОРА ДЛЯ ДВИГАТЕЛЕЙ ДИЗЕЛЬНОГО ТИПА ГАЗОПЛАМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ	66
Затуловский А.С., Щерецкий В.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АНТИФРИКЦИОННЫХ БИМЕТАЛЛОВ СИСТЕМЫ «СТАЛЬ+ЛКМ», «СТАЛЬ+МЕДНЫЙ СПЛАВ»	68
Заярний Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СЕРВІС ДЛЯ ДИСТАНЦІЙНОГО НАВЧАННЯ В УМОВАХ ПАНДЕМІЇ	69

Ковальчук О.Г., Ямшинський М.М, Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ ВИЛИВКІВ З ВИКОРИСТАННЯМ МЕХАНІЧНИХ СУМІШЕЙ.....	70
Кондрашова С.Г.¹, Саприкін Є.В.¹, Наумик В.В.² (¹Бердянський машинобудівний коледж НУ «Запорізька політехніка», м. Бердянськ; ²НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ВПЛИВ СКЛАДУ СУМІШІ, ЩО НАСИЧУЄ, НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ДИФУЗІЙНОГО МЕТАЛІЗОВАНОГО ШАРУ НА СІРОМУ ЧАВУНІ ТА СТАЛІ.....	73
Кравчук Р.В. (ІПМіц імені Г. С. Писаренка НАН України) АНАЛІЗ МЕТОДИК ВИЗНАЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК МІЦНОСТІ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ІНСТРУМЕНТОВАНОГО ІНДЕНТУВАННЯ.....	74
Кушнір В.В., Юркова О.І., Чернявський В.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ AlCoFeCrVNі ТА AlCoFeCrVTi СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ МЕХАНІЧНИМ ЛЕГУВАННЯМ ТА НАСТУПНИМ СПІКАННЯМ ПІД ТИСКОМ.....	76
Ліхацький Р.Ф., Ворон М.М. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ОДЕРЖАННЯ ДИСПЕРСНОЗМІЩЕНИХ МІДНИХ КОМПОЗИТІВ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ЛИВАРНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ.....	77
Лук'яненко І. В., Кондратенко І. О. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОГО РЕСУРСУ СКЛОФОРМ.....	79
Лютий Р.В., Прилуцький М.І., Кривик О.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ТЕПЛОВА ВЗАЄМОДІЯ РОЗПЛАВУ ІЗ ЛИВАРНОЮ ФОРМОЮ В ПРОЦЕСІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ.....	80
Лютий Р.В., Шейко О.І., Тишковець М.В., Люта Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ФОСФАТІВ НАТРІЮ В ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ.....	83
Лютий Р.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВСТУП НА ІНЖЕНЕРНІ СПЕЦІАЛЬНОСТІ У 2020 РОЦІ: ПРОБЛЕМИ І ПЕРСПЕКТИВИ.....	85
Малинов В.Л., Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) НОВЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ.....	88
Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) НОРМАЛИЗАЦИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР.....	89
Малинов Л.С., Малышева И.Е., Бурова Д.В. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ РЕАЛИЗАЦИЕЙ ЭФФЕКТА САМОЗАКАЛКИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ.....	91
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И ЧУГУНЫ, РЕАЛИЗУЮЩИЕ ЭФФЕКТ САМОЗАКАЛКИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И/ИЛИ НАГРУЖЕНИИ.....	92
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫЙ ПОДХОД К ВЫБОРУ СОСТАВА И РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ЛИТЫХ МАРГАНЦОВИСТЫХ СТАЛЕЙ С	

МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ	94
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПОЛУЧЕНИЕ В СТАЛЯХ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ НЕТИПОВОЙ СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКОЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ.....	95
Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ТЕХНОЛОГИИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ РЕСУРСО- И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ ЗА СЧЕТ СОЗДАНИЯ В СПЛАВАХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ.....	96
Мамишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) СИСТЕМНЫЙ ПОДХОД К ИССЛЕДОВАНИЮ ВЛИЯНИЯ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ НА КАЧЕСТВО ЛИТЬЯ.....	98
Миронов А.О., Кочешков А.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ТИТАН - ЮВЕЛІРНИЙ МЕТАЛ.....	100
Мініцький А.В., Радчук С.В., Мініцька Н.В., Соліляк Ю.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТВОРЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ПОРИСТИХ КАРКАСІВ ІЗ ВІДХОДІВ МЕТАЛООБРОБКИ, ПРОСОЧЕНИХ АЛЮМІНІЄМ.....	104
Мовчан А.В., Черноиваненко Е.А. (НМетАУ, г. Днепр) ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА КАРБИДНУЮ ФАЗУ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ.....	105
Наконечный С.О., Гущик Д.В., Літвінова О.А., Юркова О.І., Білик І.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НА ПРОЦЕС ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ ПОКРИТТІВ	106
Омельяненко Ю.Ю. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДИСТАНЦІЙНЕ НАВЧАННЯ В УМОВАХ КАРАНТИНУ.....	109
Родичев Ю.М., Сорока Е.Б., Хворостяный В.В., Бодунов В.Е., Качинская И.Р. (ИПП имени Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕСЕННОГО ЦАРАПАНИЕМ ПОВЕРХНОСТНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО СТЕКЛА НА ЕГО ПРОЧНОСТЬ ПРИ ИЗГИБЕ	110
Смирнов А.Н., Лысенко Т.В., Васильев Д.И. (ОНПУ, г. Одесса) ПРИЧИНЫ ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ ГИЛЬЗ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ.....	111
Солоненко Л.И.¹, Репях С.И.², Усенко Р.В.², Бежанова А.Н.¹ (¹ОНПУ, г. Одесса; ²НМетАУ, г. Днепр) СКЛЕИВАНИЕ БЕЗОПОЧНЫХ ПОЛУФОРМ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА БЕССТЕРЖНЕВЫХ ОТЛИВОК.....	114
Степанчук А.М., Демиденко О.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПРО ПРИРОДУ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙ ЗАЛІЗО – САМОФЛЮСІВНИЙ СПЛАВ	116
Степанчук А.М., Деркач М.О., Ведель Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ КАРБІДІВ ЦИРКОНІЮ ТА НІОБІЮ У СКЛАДІ КЕРАМІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЯДЕРНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ	120

Степанчук А.М., Тесля С.Ю., Похилько Б.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОТРИМАННЯ ТА ДЕЯКІ МЕХАНІЧНІ ВЛАСИВОСТІ ШТАМПОВАНИХ ПОРОШКОВИХ СПЛАВІВ Al-Fe ВИМІРЯНИХ МЕТОДОМ SMALL PUNCH TEST.....	123
Тесля С.Ю., Степанчук А.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СТРУКТУРА ТА ТРИБОТЕХНІЧНІ ВЛАСИВОСТІ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ САМОФЛЮСІВНИЙ СПЛАВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ – ПЛАВЛЕНИЙ КАРБІД ВОЛЬФРАМУ.....	126
Титаренко В.В., Заблудовский В.А. (ДНУЖТ, г. Днепр) КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ.....	129
Федоров М.М. (ДДМА, м. Краматорськ) ТЕХНОЛОГІЧНІ МОЖЛИВОСТІ ПІДВИЩЕННЯ ДИСПЕРСНОСТІ БЕНТОНІТОВИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ	130
Фесенко М.А.¹, Фесенко А.М.² (¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, ²ДДМА, м. Краматорськ) СПОСІБ ВИРОБНИЦТВА ДВОШАРОВИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ	131
Фон Прусс М.А., Ворон М.М. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЗМЕНШЕННЯ ШКІДЛИВОГО ВПЛИВУ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ В СИЛУМІНАХ.....	132
Чейлях А.П., Гаврилова В.Г., Рябикина М.А. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МАГИСТЕРСКОЙ ПОДГОТОВКИ В СФЕРЕ СОВЕРЕМЕННОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ.....	134
Чейлях А.П., Чейлях Я.А., Зуб Е.А. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ, МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТА И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 30X8Г6С2Ф	135
Чейлях А.П., Чейлях Я.А., Зуб Е.А. (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЦО НА СТРУКТУРУ, МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТА И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 20X14Г7.....	137
Чейлях А.П.¹, Чейлях Я.А.¹, Були С.А.², Звонарева М.И.², Нофенко О.В.² (¹ГВУЗ «ПГТУ»; ²ООО «МАГМА», г. Мариуполь) ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ С НАГРЕВОМ ТВЧ НА СТРУКТУРУ, МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 25ХГТ.....	138
Чейлях А.П.¹, Чейлях Я.А.¹, Шимизу К.² (¹ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь, Украина; ²Муроранский институт технологий, г. Муроран, Япония) МЕЖФАЗНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СТРУКТУРЕ ИЗНОСОСТОЙКОГО Fe-Cr-Mn-C ЧУГУНА.....	140
Чейлях О.П.¹, Чейлях Я.О.¹, Шимізу К.², Келін О.О.¹ (¹ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь, Україна; ²Муроранський інститут технологій, м. Муроран, Японія) ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД, МЕСТАСТАБІЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ Fe-Cr-Mn-C ЧАВУНІВ.....	141

Чейлях Я.О.¹, Чейлях О.П.¹, Шимізу К.², Голюк К.В.¹ (¹ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь, Україна; ²Муроранський інститут технологій, м. Муроран, Японія)	
АНАЛІЗ РОЗПОДІЛУ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ У СТРУКТУРІ НАПЛАВЛЕНОГО ЗНОСОСТІЙКОГО Fe-Cr-Mn МЕТАЛУ З МЕТАСТАБІЛЬНИМ АУСТЕНІТОМ.....	143
Чубіна О.А., Чубін К.І., Стороженко С.А. (ДДТУ, м. Кам'янське) ДОСЛІДЖЕННЯ ТА РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЙ ЕФЕКТИВНОГО ВИКОРИСТАННЯ МЕТАЛОВІДХОДІВ	145
Шинский О.И, Дорошенко В.С. (ФТИМС НАН Украины, г. Киев) РАСШИРЕНИЕ НОМЕНКЛАТУРЫ ОТЛИВОК ДЛЯ РОТОРНО-КОНВЕЙЕРНЫХ ЛИНИЙ ЗА СЧЕТ ПРИМЕНЕНИЯ ЛГМ-ПРОЦЕССА.....	147
Шипіцин С.Я., Кірчу І.Ф., Лиховей Д.І., Степанова Т.В., Короленко Д.М. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ВПЛИВ МІКРОЛЕГУВАННЯ АЗОТОМ ТА ВАНАДІЄМ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ТРИБОТЕХНІЧНІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ НІЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПЕРЛІТО-ФЕРИТНОГО КЛАСУ.....	149
Щерецький В.О., Затуловський А.С. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ШАРІВ ЗМІЦНЕНИХ НАНО- ОКСИДАМИ І КАРБІДАМИ НА СТАЛЕВІЙ ПІДКЛАДЦІ.....	151
Яким Р.С. (ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич) ПРОБЛЕМА НЕПРОГНОЗОВАНОГО РУЙНУВАННЯ ШАРОШОК ІЗ ВСТАВНИМ ТВЕРДОСПЛАВНИМ ОСНАЩЕННЯМ ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ	152
Ямшинський М.М., Федоров Г.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ В АГРЕСИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ ЗАЛЕЖНО ВІД ВМІСТУ В НИХ ХРОМУ ТА АЛЮМІНІЮ.....	154
Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Воронова О.И., Тур М.П. (ОНПУ, Одесса) КОНЦЕПЦИЯ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА.....	157

Velychkovych Andrii, Petryk Ivan
(*IFNTUOG, Ivano-Frankivsk*)

DESIGN FEATURES OF A PLATE SHOCK ABSORBER FOR A SUCKER ROD STRING

E-mail: a_velychkovych@ukr.net

Sucker-rod pump plant operation is accompanied by inertial and shock loads, affecting the fatigue strength of sucker rods, and causing possible accidents. Sucker-rod string protection from extra load will increase the sucker-rod pump plant efficiency and save on additional costs in general. This work proposes the original design of a shock absorber of a sucker rod string. The peculiarity of the proposed design is usage of annular thin plate packages as a bearing elastic element of the shock absorber. This approach to the elastic element' design provides the shock absorber to be easy to manufacture and operate.

We construct a mechanical model of the working link as the package of two annular thin plates without cross-links and friction between the plates. Each of them is deformed as the separate plate, which has its own neutral surface. The load on the package of plates is distributed between the plates in proportion to their stiffness in bending. The shock absorber can have packages of plates with different rigidity. They are installed with the possibility to exclude from the work of separate packages of plates during overloads. This fact expands the range of operating loads for which the elastic suspension can effectively perform its functions.

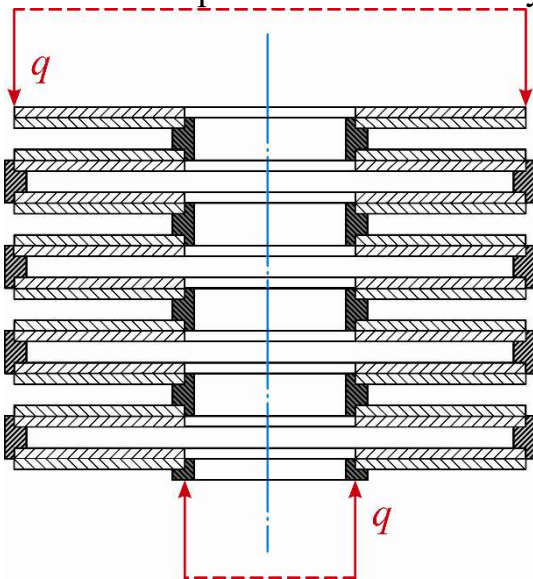


Fig. 1. The plate package shock absorber load diagram

Let's describes the operation of the packages of annular thin plates as elastic elements for shock absorbers of sucker rod strings. When the sucker rod string moves, the lower and upper traverses load the elastic member (Fig.1). In this case, the shock absorber gets certain submersion, what is determined by deflection of one package, which is increased on n times, where n is total number of plate packages. Note the useful length of the plunger stroke is reduced by the amount of submersion of the shock absorber and this fact must be taken into account at the design stage.

Consequently, during loading of the shock absorber its working links (there are plate packages) change their shape and accumulate the potential energy of elastic deformation. When the axial load is reduced, the moving parts of the elastic suspension are returned to the original position due to the energy accumulated by the plates. The gaps between the plate packages are designed so that at overload the plate is excluded from the work. Thus, at the certain shock absorber characteristic

the nature of application and the value of maximum and minimum forces acting on the sucker rod string are varied, the effect of the vibrational, inertial and shock loads are reduced.

The flexibility of the elastic suspension can be easily adjusted, to change the number of working links in the elastic element, or to vary the thickness of the plate package. To extend the load range at which the device works efficiently, the working links of different thicknesses can be used, and if it is necessary for increasing the working capacity of the elastic suspension, it is a constructive possibility to include the working links in parallel operation.

Thus, presented herein work proposes a new design of the plate shock absorber of the sucker rod string. The proposed design's peculiarity is the annular thin plate package usage as the main bearing element of the device.

References:

1. Velichkovich A., Dalyak T., Petryk I. Slotted shell resilient elements for drilling shock absorbers, *Oil & Gas Science and Technology – Rev. IFP Energies nouvelles*, 2018, vol. 73, Issue 34, pp. 1–8.
2. Velychkovych A., Petryk I., Ropyak L. Analytical Study of Operational Properties of a Plate Shock Absorber of a Sucker-Rod String, *Shock and Vibration*, 2020, vol. 2020, Article ID 3292713.

Velychkovych Andrii, Petryk Ivan
(IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)

EVALUATION OF STRENGTH AND STIFFNESS OF A PLATE SHOCK ABSORBER FOR A SUCKER ROD STRING

E-mail: a_velychkovych@ukr.net

The sucker-rod string is the most important element to transmit movement to a deep-barrel pump's plunger. Apart of regular loading, sucker-rod pump plant usage is accompanied by a wide range of oscillations, inertial and shock loadings, causing possible accidents. Therefore, sucker rod protection is an urgent problem; its solution will increase sucker-rod pump plant's efficiency and save on additional costs. To solve these, the authors propose to use shock absorbers for sucker rod strings, which designed based on packages of annular plates. Such elastic elements are technological and simple to manufacture and operate. The work presents the main concepts of mechanical and mathematical modeling of such shock absorbers and studying the most important performance – the strength and rigidity of the shock absorber.

To describe the deformation of a shock absorber we construct a mechanical and mathematical model of the plate package. We assume that in the package of two plates (Fig. 1) there are no cross-links and friction between the plates. Each of them is deformed as the separate plate, which has its own neutral surface.

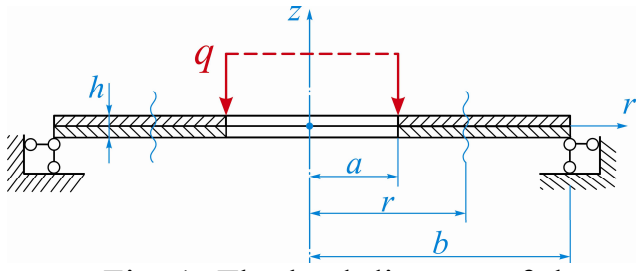


Fig. 1. The load diagram of the annular plate package for the shock absorber

The load on the package of plates is distributed between the plates in proportion to their stiffness in bending. A package of thin plates was modeled as an equivalent solid plate with a cylindrical rigidity providing equal properties of the solid model and the plate package [1, 2]. To find

the submersion of the shock absorber we solve equation for the axisymmetric bend of the circular plate and obtain:

$$w^* = \frac{q \cdot n}{8 \pi D} \left[\frac{1}{2} \cdot \frac{3 + \mu}{1 + \mu} (b^2 - a^2) + \frac{1 + \mu}{1 - \mu} \times \frac{2a^2b^2}{b^2 - a^2} \ln^2 \frac{b}{a} \right],$$

where D is the cylindrical stiffness, μ is Poisson's coefficient. It should be noted, at time of bending the working links, it is appear the tangential stresses due to the shear strain which can be neglected for thin plates, while the accuracy of calculations is still high. The process of loading can be assumed as quasi-static and the calculation of the strength and the submersion of the device does not require the correction.

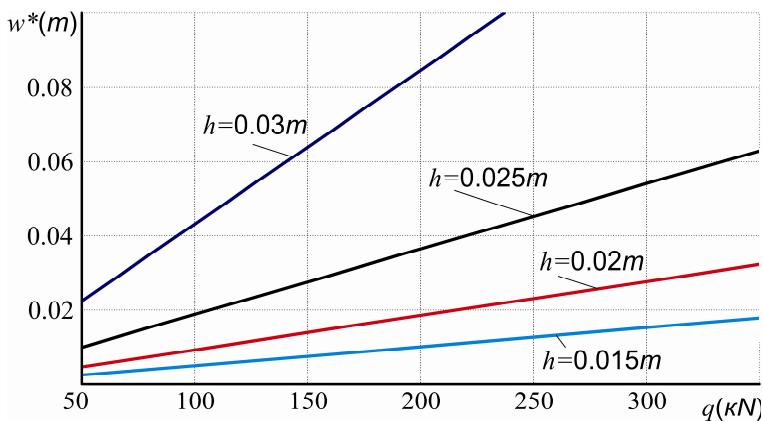


Fig. 2. Diagram of the submersion of the elastic suspension from the external load at different thicknesses of the plate package

To illustrate obtained results we choose a plate spring with parameters $a = 0,03m$, $b = 0,075m$, $n = 12$, $\mu = 0,3$, which correspond to the real device. There is the diagram of the submersion of the shock absorber from the external load at different thicknesses of the working plate package (Fig. 2). It should be noted that the flexibility of the elastic suspension can be easily

adjusted, to change the number of working links, or to vary the thickness of the plate package. To extend the load range at which the device works efficiently, the working links of different thicknesses can be used, and if it is necessary for increasing the working capacity, it is a constructive possibility to include the working links in parallel operation.

Thus, it is proposed the new design of the plate shock absorber and studied its performance characteristics and obtained simple engineering formulas in this work.

References:

1. Velichkovich A., Dalyak T., Petryk I. Slotted shell resilient elements for drilling shock absorbers, *Oil & Gas Science and Technology – Rev. IFP Energies nouvelles*, 2018, vol. 73, Issue 34, pp. 1–8.

2. Velychkovych A., Petryk I., Ropyak L. Analytical Study of Operational Properties of a Plate Shock Absorber of a Sucker-Rod String, *Shock and Vibration*, 2020, vol. 2020, Article ID 3292713.

Cheiliakh A.P.¹, Cheylyakh Y.A.¹, Kaiming Wu²

(¹*SHEI “Pryazovskyi State Technical University”, Mariupol, Ukraine;*

²*Wuhan University of Science and Technology, Wuhan, China)*

NEW CORROSION-RESISTANT COST-SAVING ALLOYED (NICKEL-FREE) TWO-PHASE STEELS WITH METASTABLE AUSTENITE

In the world practice, Cr-Ni steels of type 18/8 (10Cr18Ni(9...10)Ti, 08Cr22Ni6Mo2, etc.) are widely used as effective stainless (corrosion-resistant) steels. These steels are very expensive since they contain 9...11% Ni. Therefore, in many countries research and development are being carried out on low-nickel and nickel-free stainless steels capable of adequately replacing the above mentioned Cr-Ni stainless (corrosion-resistant) steels, retaining a sufficient set of mechanical properties and corrosion resistance.

With the objective of adequate replacement of expensive Fe-Cr-Ni-stainless (corrosion-resistant) steels with nickel-free steels, developed Fe-Cr-Mn steels for the ability to work in corrosive environments of low and medium aggressiveness.

To determine the optimal chemical composition of new nickel-free steels, the impact of chromium from ~14% to ~22% on the phase composition, microstructure, and mechanical properties was studied. An important feature and advantage of the developed Fe-Cr-Mn steels is the metastability of the austenitic phase, which undergoes a deformation induced martensite $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation that develops when testing the mechanical properties and operation DIMTT.

New nickel-free stainless steels, depending on the chromium content (from ~14 to ~22%), belong to different structural classes: austenite-martensite (10Cr14Mn6SiV), austenite-ferrite (10Cr18MnSiV), and ferrite-austenite (08Cr22Mn6SiV). After quenching at 1050 °C, the microstructure of 10Cr14Mn6SiV steel consists of austenite and martensite. With an increase in the chromium content from ~14% to ~18%, the martensite component disappears from the structure, and ferrite appears. The microstructure of 10Cr18Mn6SiV steel consists of ~46% ferrite in the form of closed regions and ~54% austenite. With an increase in chromium content to ~22%, the amount of ferrite increases to 68%, and austenite decreases to 32%. The mechanical properties of the investigated stainless steels after quenching at 1050 °C, tempering 200 °C are given in Table 1.

With an increase in the chromium content from 14 to 22%, the tensile strengths (from 1520 to 900 MPa) and the yield strength (from 920 to 500 MPa) and

torsion and yield strength (from 1430 to 800 MPa and from 760 to 200 MPa, respectively) decrease in steel at continuous increase in plastic properties (δ – from 5% to 43%; ψ – from 6% to 65%; relative shear (g) – from 60% to 122%).

This is explained on the one hand by the disappearance of quenching martensite and an increase in the proportion of ductile ferrite. An additional and very significant factor in increasing strength and, at the same time, plasticity is the deformation metastability of austenite, which manifests itself in the development of $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMTT with the formation of deformation martensite ($\Delta\alpha'$).

DIMTT causes, on the one hand, self-strengthening of steels, and on the other hand, relaxation of microstresses, it simultaneously increasing ductility and impact strength directly at testing of mechanical properties. The degree of the strengthening effect and increase of the ductility properties in steels is different and is determined by the kinetics of the $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMTT.

Table 1. Mechanical properties of the investigated stainless steels

Grade of steel	Ultimate strength (σ_B), MPa	Yield strength (σ_T), MPa	Relative elongation (δ), %	Relative duration (ψ), %	Impact strength, MJ/m ²	
					KCV	KCU
10Cr14Mn6SiV	1520	920	5	6	0,5	-
10Cr18Mn6SiV	1100	480	32	28	3,8	-
08Cr22Mn6SiV	900	500	43	65	3,3	-
10Cr8Ni9Ti (GOST7350-77)	530	230	38	55	-	2,5
AISI304 (ASTM A240)	510	205	43	-	-	-

The more deformation martensite ($\Delta\alpha'$) is formed – the greater the self-strengthening effect ($\Delta\sigma = \sigma_B - \sigma_T$; $\Delta\tau = \tau_{\text{пч}} - \tau_{0,3}$), and the longer the DIMTT develops more smoothly in time - the greater the ductility properties (δ , ψ , g). It is noteworthy that in steel 08Cr22Mn6SiV the effect of superplasticity is manifested ($g = 122\%$) when a strength high enough for this class of steels is reached ($\sigma_B = 900$ MPa, $\tau_{\text{пч}} = 800$ Pa). In standard Fe-Cr-Ni steels, for example 10Cr18Ni9Ti, (steel type 18/8) (AISI 304), under similar conditions for testing properties, this effect is not realized.

A comparison of the mechanical properties of the developed nickel-free corrosion-resistant steels and standard Fe-Cr-Ni steels (10Cr18Ni9Ti, (steel type 18/8) (AISI 304) (see Table) shows that the new nickel-free steels have a significantly higher set of strength properties with similar ductility indices.

In terms of complex of mechanical properties, the developed nickel-free stainless steels 10Cr18Mn6SiV and 08Cr22Mn6SiV are superior to the well-known widely used Fe-Cr-Ni steels (10Cr18Ni9Ti, AISI 304).

Cheylyakh Y.A., Cheiliakh A.P.

(SHEI “Pryazovskyi State Technical University”, Mariupol)

**NEW APPROACHES TO DESIGNING STRENGTHENING
TREATMENTS WITH THE CONTROLLING PHASE-STRUCTURAL
ALLOYS EVOLUTION AT OPERATION**

E-mail: cheylyakh_o_p@pstu.edu

The problems of improving physical, mechanical and operational properties of many steels, cast irons and others alloys present great interest to many countries as well.

The work is devoted to the generalization of studies on the implementation of a new approach to the design of innovative strengthening treatments of alloys of various functional applications based on the accounting and control of the evolution of the phase-structural state during operation.

The proposed approach is based on the principle of controlled phase-structural evolution at the stages of testing and operation, providing self-improvement of the microstructure and, as a result, the properties directly under the influence of the operating environment itself. This evolution is realized due to the “programmed” initially or controlled (optimal) development of deformational, in some cases thermo-deformational induced phase transformations during testing or operation (DIPTT, TDIPTT): martensitic $\gamma \rightarrow \alpha'$; $\gamma \rightarrow \varepsilon'$; $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \varepsilon'$ transformations (DIMTT); dynamic strain aging (DSA); transformation of the compositions and structure of dispersion hardening phases, etc. These transformations are accompanied by the effects of self-strengthening, self-relaxation of microstresses due to the formation of martensite deformation and precipitation of dispersed particles of solid phases, self-adaptation to operating conditions, absorption of part of the energy due to the self-organization of the phase-structural state.

Obtaining metastable states of austenite is possible in any phase-structural modifications: austenite as a main and second γ -phase; primary (A_{pr}); eutectic (A_e); retained (A_{ret}); secondary or reversed (A_{rev}); satiated; powder in steels, cast irons, deposited metal, powder alloys. For this, it is necessary to use all possible mechanisms of stabilization and destabilization of austenite in order to rationally manage DIPTT (TDIPTT, DIMTT, DSA, etc.) while developing new and improving traditional methods and strengthening technologies.

Pure structural transformations are possible (TWIP – Twinning Induced Plasticity), the evolution of which during operation should initially be controlled not only by alloying, but also by processing. The implementation of the DIMTT or (and) TWIP effects with the optimal evolution of the alloy during testing of the properties ensures the achievement of an abnormally high strength complex (ultimate tensile strength 1600...2000 MPa), ductility (percent elongation 15...25%), impact strength ($KCU = 1.0...1,6 \text{ MJ/m}^2$) structural steels, increased (1,5...4 times) relative wear resistance (of dry sliding friction ($\varepsilon_{s.f.}$), abrasive (ε_a) and impact-abrasive ($\varepsilon_{i.a.}$) wearing) of metastable cost-saving steels, cast irons and deposited metals.

The highest value of impact-abrasive wear resistance ($\epsilon_{i.a.} = 9,8$) and impact strength ($KCU = 15,4 \text{ MJ/m}^2$) of deposited Fe-Cr-Mn metal was achieved after quenching at 1150°C , when the microstructure is mainly austenite (with small quantity of quenching martensite and carbides). The highest value in sliding friction wear resistance ($\epsilon_{s.f.} = 4,2$) with satisfactory impact strength value ($KCU = 8,5 \text{ MJ/m}^2$) was achieved after quenching at 950°C , when the structure of deposited metal is martensite-carbides with metastable retained austenite, which realized $\gamma_{ret} \rightarrow \alpha'$ DIMTT.

A new direction in the design of hardening treatments is the use of the principle of austenite heterogenization for the implementation of subsequent martensitic transformations during cooling and DIMTT, on the basis of which new methods and technologies for hardening steels and cast irons are created. Thermo-chemical methods have been created (carburizing, nitro-carburizing, high-speed thermo-cyclic cyaniding with induction heating, decarburizing treatment, etc.) in combination with the original methods of heat treatment (quenching from differentiated temperatures, high temperature thermo-cyclic treatment, low temperature thermo-cyclic treatment, plasma or electron beam treatments, etc.), providing the formation of gradient structures with differentiation of the number of A_{res} and the degree of its metastability along the depth of the layer, taking into account the subsequent evolution of the phase-structural state during operation.

Cheylyakh Y.A.¹, Cheiliakh A.P.¹, Vander Voort G.F.²

(¹*SHEI "Pryazovskiy State Technical University", Mariupol, Ukraine;*

²*Consultant-Struers Inc., Wadsworth, IL, USA)*

EFFECT OF DECARBURIZATION QUENCHING ON THE PROCESS OF DESTABILIZING AUSTENITE TO INCREASE THE WEAR RESISTANCE OF HADFIELD'S STEEL

The decarburization process, characterized by a decrease in the carbon content in the surface layers of most high-carbon alloys (steels and cast irons), parts and tools, when heated in oxidizing environments, is a negative phenomenon that reduces mechanical properties, because decarburization is a significant problem in heat treatment of steels as decarburization is detrimental to wear life and fatigue life of components. At the same time, for low-carbon transformer and stainless steels, of ferritic and austenitic classes, decarburization can be used as a kind of chemical-thermal treatment that improves their properties. However, to enhance the mechanical and operational properties of high-carbon alloys, decarburization as a technological process of strengthening processing is not considered in the literature and is not applied in practice. Decarburization of high-carbon steels in the process of heat treatment is considered a very undesirable phenomenon, which one usually tries to prevent. Meanwhile, a new method of thermo-chemical treatment – for decarburizing hardening of Hadfield Mn high-carbon steels is proposed, which is shown that it is possible to increase its wear resistance.

In this work the method of surface hardening based on the destabilization of phase-stable austenite in austenitic grade Hadfield steel as a result of the decarburization during high-temperature austenitization and destabilization during quenching is experimentally presented and justified. The features of the formation of a microstructure in the surface layers during decarburization quenching of Hadfield steel, which gradually varies in depth with a change in the ratio of α' - and ϵ' - martensites and metastable austenite, are studied in detail. Signs of ϵ - and α -martensite and metastable austenite can be observed in the microstructure of the decarburized layer of 110Mn13 steel. Microstructure of ϵ -martensite is characterized by the system of straight sliding lines, crossing at the angle $\sim 60^\circ$, whilst α -martensite possesses lath (package) structure.

As the holding time at elevated temperatures (1150 °C) increases, the depth of the decarburized layer increases, and in the surface layer of the 110Mn13 steel samples the carbon content decreases, which causes destabilization of the austenite, the degree of which depends on the depth of decarburization in accordance with the actual distribution of the carbon content. The carbon distribution along the depth from the (x) surface as a function of the time of decarburization (t) can be solved by means of the following equation:

$$C(X, t) = C_s + (C_o - C_s) \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}} \right),$$

where C_o and C_s – are the initial and the ultimate (on the surface) carbon concentration $\operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}} \right)$ – errors function from the value of $\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}} \right)$ is determined by means of special tables; D – coefficient of carbon diffusion in γ -iron could be determined for the applicable temperature of decarburizing austenitization with regard to mutual influence of alloying elements upon thermo dynamical activity of carbon. Dependences of the carbon concentration on the depth of the decarburized layer at different times of austenitization of 110Mn13 steel at a temperature of 1150 °C was experimental showed.

The destabilization of excessively stable austenite during decarburization causes a significant increase in the wear resistance of 110Mn13 steel (optimally by a factor of ~ 4) due to the activation of the mechanism of deformation induced $\gamma \rightarrow \epsilon'$ and $\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$ martensite transformations in the surface layer during the wear process (DIMITW). The contribution of the mechanism of deformation induced $\gamma \rightarrow \epsilon'$ and $\gamma \rightarrow \epsilon' \rightarrow \alpha'$ DIMITW to an increase in wear resistance exceeds and significantly supplements the role of the traditional hardening mechanism and the formation of packing defects in Hadfield's steel under sliding friction conditions.

Prykhodko Dmytro
(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)

MAIN TRENDS IN ESP TEACHING

E-mail: almmanaga@gmail.com

In recent years, much effort has been made to improve the foreign language teaching process at higher education. Many are successfully used, some are in the process of being developed or refined. Training of highly qualified specialists is conditioned by economic development, expansion of international relations and diversified labor market, so modern specialists should not only have excellent orientation in their professional field of activity, but also be able to speak a foreign language in order to increase their competitiveness. The relevance of this topic is determined by the need to have a foreign language in a professional direction in today's fast-paced, economically competitive world. It is very important today to respond adequately to all changes in the social, cultural, economic and professional worlds, as well as to take advantage of new opportunities provided by technical developments. Also relevant is the fact that it is a teaching of a narrowly targeted foreign language, not a general language.

Considering a language activity, it should be noted different interpretations of it. According to the views of LS Vygotsky's speech activity is "a kind of activity characterized by a subjective motive, purposefulness, consisting of several successive phases – orientation, planning, implementation of the language plan, control". Accordingly, training in different types of vocational guidance should be practical and used as a tool for gaining foreign language skills in a particular field.

Consequently, speaking and writing are tools for expressing any information, students use the knowledge they have acquired to further develop their skills. In order to write an essay or abstract, students use information from the outside or form it independently on the basis of lectures, texts, and online resources. During reading and listening, students learn new material and can continue to work with it. Thus, by reading a highly specialized text or listening to audio information, students are introduced to lexical material for writing a work, exercise or other written assignment.

Successful teaching of a vocational-oriented foreign language should cover all types of speech. When submitting new material, it is necessary to secure it at all levels of perception (audio, video series, tables and charts). It is advisable to practice new lexical or grammatical material using all kinds of speech activity. If this is a new lexical material, then it can be submitted with preliminary independent preparation by the students themselves (search and selection of new information in the specialty), with the practice of reading, translation, writing immediately.

Modern education is designed not only for the training of highly qualified professionals, but also for the development of a student's personal abilities, the discovery and development of his potential. Students perform creative, non-standard tasks in the preparation of which they can show their personality or, conversely, the ability to work in a team (if it is a group task). Yes, students can find interesting information about their school by preparing a video, making a newsletter about the

institute in a foreign language, or presenting it using multimedia. Today, there are many interactive features (brainstorming, presentations, role-playing games, etc.) and multimedia technologies that help and facilitate the process of learning and consolidating foreign language skills. On the Internet, students can freely find information in a foreign language by specialty, as well as learn about the latest developments and developments. In addition, online resources can be a source of information for writing abstracts, abstracts, reports in a foreign language.

The majority of foreign language teaching methods and techniques are based on the development of skills in four main types of speech (speaking, listening, reading, writing). Fixing each individual type of speech activity (or their proper unification) will certainly lead to a positive result and students will not only learn new interesting material in their specialty, but also broaden their outlook in the field of their professional activity.

Leonova Olena

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)

TEACHING OF ESP READING AND WRITING

E-mail: leonovalena321@gmail.com

Writing is important type of speech activity it is a way in which information is transmitted by means of graphic characters. It is very important for students of any specialty to master the writing skills, because it allows for business correspondence, summaries, writing a scientific article or abstracts. In addition, it is now widely practiced when preparing a thesis to draw conclusions in a foreign language.

In the first year students should acquire the following writing skills: write about their family, education, plans for the future, annotate simple professionally directed text in simple sentences, and record the information obtained while reading the text, fill out a personal application form information in a foreign language.

In senior courses, where more professionally oriented information is already available, and business foreign language is being studied, students should have the following skills: to compose presentations using authentic scientific and technical materials by profession, to write abstracts, abstracts based on authentic literature in the specialty. They should also be able to annotate authentic texts by profession and write summaries.

Successful teaching of a professional-oriented foreign language should cover all types of speech. When submitting new material, it is necessary to secure it at all levels of perception (audio, video series, tables and charts). It is advisable to practice new vocabulary or grammar using all types of speech activity. If this is a new lexical material, then it can be submitted with preliminary independent preparation by the students themselves (search and selection of new information in the specialty), with the practice of reading, translation, writing immediately.

Modern education is designed not only for the training of highly qualified professionals, but also for the development of a student's personal abilities, the discovery and development of his potential. Students perform creative, non-standard tasks in the preparation of which they can show their personality or, conversely, the ability to work in a team (if it is a group task). Yes, students can find interesting information about their school by preparing a video, making a newsletter about the institute in a foreign language, or presenting it using multimedia. Today, there are many interactive and multimedia technologies that help and facilitate the process of learning and consolidating skills and abilities in a foreign language. On the Internet, students are free to find information in a foreign language by specialty, as well as to get acquainted with the latest achievements and developments. In addition, online resources can be a source of information for writing abstracts, reports in a foreign language. There are also many training programs, translators and dictionaries available on the Internet, which are also necessary for the development of various types of speech activities. Students can prepare a hands-on demonstration in PowerPoint. With this program, the presentation of new lexical or grammatical material is also possible because the information backed up by the visual series is much better learned by students.

After studying the existing literature on the subject, as well as acquainted with different methods of teaching a foreign language, we can draw the following conclusions. First, the major part of the foreign language teaching methods and techniques is based on the development of skills in four main types of speech activity (speaking, listening, reading, writing). Second, there are many types of tasks, tests and simulators for practicing each type of speech activity. Thus, careful preparation or development of materials (texts, video, audio, exercises, tasks, tests, etc.) is required. The consolidation of each particular type of speech activity (or their proper unification) will certainly lead to a positive result and students will not only learn new interesting material in their specialty, but also expand their horizons in their professional field.

Nikitina Natalia

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)

**TEACHING OF ENGLISH TECHNICAL TERMINOLOGY AT HIGHER
TECHNICAL INSTITUTION**

E-mail: nikitinafree@gmail.com

The difference between highly skilled professional and highly skilled professional with English language is obvious and evident. In modern world it is impossible to work, create and develop in any sphere of national economy without English communication. There are plenty enterprises in Ukraine which work on the local market and do not contact with any foreign representatives. But, unfortunately most of materials and raw material are bought abroad. Moreover, even if you buy material from local seller, you will need to understand the description on the material (to

choose) and instruction (to use chosen material). In most cases, the language of instruction and description is English.

It is not enough to have even rather high level on general English (upper intermediate, advanced), due to the fact that each sphere of human activity has its specific terminology. Sometimes we have some troubles in understanding professional slang of the men from unknown business or work (of course you have an experience when you should have been explained the medicine or any other specialized jokes).

The peculiarity of English language is that a lot of words have different (sometimes almost opposite) meanings. Absolutely "general" word theater (place where various performances take place) has another meaning – operational sterile room in the hospital (so, you should be careful with this word). Another example is the word scale. There are such a lot of meanings:

1. Correlation "real size-figure".
2. The weighing device.
3. Upper flake-like layer of a fish.
4. Coins.
5. Sinter, slag, dross, etc.

That is the reason to know professional terminology not only in native language.

One more example is an attempt to translate Ukrainian word "козел". The first general translation is goat (a hardy domesticated ruminant mammal that has backward curving horns and (in the male) a beard. It is kept for its milk and meat, and noted for its lively behavior) [1]. But in metallurgy this term is translated as trestle, saw buck, saw horse, saw trestle, etc.

So, the working tool here is terminology. A set of terms, that is, words or phrases that express specific concepts in a particular field of science, technology or art, as well as a set of all terms available in one language or another. From ordinary words, terms differ in the accuracy of semantic boundaries. [2]

To teach students to use terminology correctly we should explain the notion "technical terminology". Any professional-oriented information must contain only proper terminology inherent in this field or branch. And English language at the University must be taught and related to terminology of the specialty. Technical terminology is a terminology that is associated with particular fields of engineering, production, and industry.

Technical terms can be divided into: general scientific terms, which scope is almost all industry terminology; cross-industry terms (terms that occur either in related or remote industries, for example: a mining leader has the meaning of a "copra directional arrow", in a locksmith case, a "propeller"); narrow industry terms (used in only one field of science, such as application software and so on).

Technical terms have some specific features. They have (or must have) stylistic neutrality, accuracy and context independence. The technical term should clearly convey the essence of the concept in order to avoid misunderstandings and inaccuracies, the tendency for ambiguity within a certain terminological system. They must

be systematic each term has terminological meaning within the stipulated term system), concise in terms of expression, having a clearly defined definition limits its meaning [3].

References:

1. ABBY Lingvo
2. Термінологія // Літературознавча енциклопедія : у 2 т. / авт.-уклад. Ю. І. Ковалів. – Київ : ВЦ «Академія», 2007. – Т. 2 : М – Я. – С. 479.
3. <https://uk.wikipedia.org/wiki>

Deynega Ruslan, Petryk Ivan, Fafley Oleh, Myhajlyuk Vasyl', Matviyishyn Ivan
(IFNTUOG, Ivano-Frankivsk)

RESEARCH OF THE SEALING CUFF OF THE HYDRAULIC PULLER OF SEATS FOR VALVES OF DRILLING PUMPS

One of the main elements of a drilling unit during the construction of wells is a drilling pump. Its operating conditions are quite difficult, as it works with an abrasive environment, which is in drilling fluids and at high pressures. All this leads to strict requirements for the manufacture of pump parts, their operation and maintenance [1, 2]. The service life of the pump elements depends on the quality of maintenance and repair [3].

However, the further service life will depend from the tools used to service the pump. For example, when replacing the pump valve, the edge of the hole in which the cover will then be installed can be damaged by the puller (in the case of the shock disassembly method). If you use another puller like hydraulic then such damage can be prevented.

The main disadvantage of this hydraulic puller is the design of the cuff. After long storage of the puller at the next using they do not provide tightness. To eliminate this shortcoming, it is proposed to use new design of the cuff. The new design of the cuff includes the elastic ring installed in it.

Therefore, it is necessary to compare the characteristics of the standard and the proposed cuff. For this purpose, the finite element method and the axisymmetric formulation of the study were used. The criteria of comparison are the contact pressure on the contact surfaces (cuff and frame). The study will be conducted for two cuffs simultaneously in order to build common graphical relationships for their comparison.

The calculation scheme takes into account: the tension of the cuff in the frame; the tension of the ring in the proposed cuff; the coefficient of friction is taken equal to zero; the end surface of the proposed cuff, on which no pressure acts, has the ability to move in the radial and tangential directions (in the axial movement is limited).

Therefore, to compare the both type cuffs, the graphical dependences of the value of the contact pressure from the contact length of the cuffs is shown in Fig. 1.

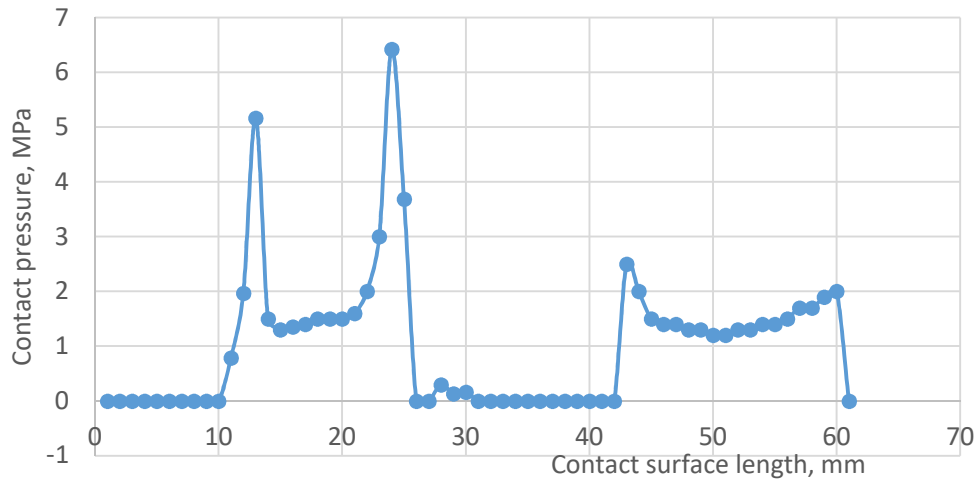


Fig. 1. Dependences of the value of the contact pressure along the contact length of the cuffs

Fig. 1 shows the distribution of contact pressure in the cuff, the surface length from 10 to 25 mm corresponds to the proposed cuff, and at a length of 42 to 61 mm corresponds to the standard cuff.

Therefore, the proposed cuff better seals the connection under the pressure of the working environment, better seals the connection when there is no pressure due to the elastic properties of the elastic ring installed in it.

References:

1. Velichkovich A., Dalyak T., Petryk I. Slotted shell resilient elements for drilling shock absorbers, *Oil & Gas Science and Technology – Rev. IFP Energies nouvelles*, 2018, vol. 73, Issue 34, pp. 1–8.
2. Velychkovych A., Petryk I., Ropyak L. Analytical Study of Operational Properties of a Plate Shock Absorber of a Sucker-Rod String, *Shock and Vibration*, 2020, vol. 2020, Article ID 3292713.
3. Раабен А.А., Шевалдин П.Е., Максutow Н.Х. Ремонт и монтаж бурового и нефтегазопромыслового оборудования: Учеб. Для техникумов. 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Недра, 1989. – 383 с.

Shalomeev V.A., Aikin M.D.

(NU “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia)

DEVELOPMENT OF RATIONAL HEAT TREATMENT MODES FOR BIODEGRADABLE MAGNESIUM ALLOY

E-mail: fitone14@gmail.com

A new biodegradable magnesium alloy of the Mg-Zr-Nd system with the following chemical composition was developed: 3,1...3,15% Nd, 1,22...1,3% Zr, 0,6...0,7% Zn, the rest – Mg. For this alloy, there is a need to choose the rational modes of heat treatment, which will allow to provide the optimal complex of mechanical properties.

The mechanical properties of the alloy are determined not only by the amount and dispersion of the excess phase after aging, but also by the grain size of the matrix. The coarse-grained structure is undesirable because of its negative effect on mechanical properties, especially plasticity. In this regard, the hardening temperature must be chosen so that it provides the most homogeneous solid solution, while minimally affecting the growth of the matrix grain.

To determine the optimal hardening temperature, the microstructures of the samples of the developed Mg-Zr-Nd magnesium alloy were investigated. For this purpose, the alloy was melted in a crucible induction furnace IPM-500, as well as in a gas distribution furnace according with the serial technology. The refining of the melt was carried out by VI-2 flux in a distributing furnace, from which the metal was gradually removed and the increasing additives of alloying elements Zr, Nd, Zn were introduced, and then the standard samples were poured into a sand-clay form. After casting, the samples were hardened at different temperatures: 450 °C, 500 °C, 520 °C, 540 °C.

Microstructure studies have shown that raising the hardening temperature has led to an increase in grain size. However, even the temperature of 540 °C has not led to complete dissolution of eutectic secretions along the grain boundaries.

According to the results of the microstructure study, the empirical equations of dependences of grain size (1) and the amount of excess phases (2) on the hardening temperature were deduced:

$$y = 0,4892 x - 147,4429 \pm 2,22 \quad (1)$$

$$y = - 0,1119 x + 69,2442 \pm 0,77 \quad (2)$$

Using the obtained dependencies, the optimal hardening temperature has been obtained – $T_{\text{hard}} = 570 \text{ }^{\circ}\text{C}$. It provides a microstructure with the following parameters: the grain size of the matrix is 129...133 microns; volume fraction of excess phase – 4,7...6,2%.

Thus, the following mode has been selected as the heat treatment of the new Mg-Zr-Nd magnesium alloy: heating to $570 \pm 3 \text{ }^{\circ}\text{C}$, holding for 8 hours with subsequent air cooling and aging at $200 \pm 5 \text{ }^{\circ}\text{C}$ for 15 hours with air cooling. The resulting microstructure of the alloy after heat treatment had no excess eutectic precipitates, grain boundaries were clean and clearly seen. The heat treatment resulted in a high complex of mechanical properties of the alloy: the tensile strength $\sigma_B = 286...292 \text{ MPa}$, the elongation $\delta = 5,2...5,8\%$.

Shalomeev V.A., Aikin M.D.

(NU "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia)

THE RESEARCH OF THE INFLUENCE OF COOLING RATE ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF THE NEW Mg-Zr-Nd BIODEGRADABLE ALLOY FOR OSTEOSYNTHESIS

E-mail: fitone14@gmail.com

The use of biodegradable magnesium alloys for implants in osteosynthesis involves the manufacture of complex shape structures with a variety of holes, threads, etc. In this regard, there is a need to use a material with an increased complex of mechanical properties to ensure the good quality of manufactured complex elements.

One way to improve the microstructure and increase the mechanical properties of the alloy is to provide the required cooling rate of casting, which is achieved by the use of various mold materials and coolants.

The simulation of the casting process with the different cooling rates and their effect on the structural parameters of the magnesium alloy were performed using ProCast™ software. The calculations were performed for the following technologies: sand casting; casting in a steel mold, air cooled; casting in a copper mold, air cooled; casting in a copper mold, water cooled; casting in a copper mold, cooling with liquid nitrogen.

Casting in a metal mold is more effective than sand casting because, due to the higher cooling rate, it provides better microstructure parameters of the alloy. The secondary dendrite arm spacing (SDAS) has been reduced by almost 2 times, the spread in the values by volume also decreased. The difference was higher with increasing the cooling rate when casting in a metal mold.

Increasing the cooling rate resulted in significant grain refinement as well as a decrease in grain size deviation from the mean. So, the use of a copper mold with water cooling leads to grain refinement of the alloy by almost 2 times compared to sand casting.

Practical studies of the microstructure and mechanical properties of standard cast samples confirm the calculations made using ProCast™ software. The average grain diameter of the matrix for sand casting was 177 μm , for casting in a steel mold with air cooling – 88 μm , for casting in a copper mold with air cooling – 60 μm , for casting in a copper mold with water cooling – 31 μm , for casting in a copper mold with cooling with liquid nitrogen – 11 μm .

As a result, the improvement of the microstructure parameters of the Mg-Zr-Nd magnesium alloy has led to the improvement of the complex of mechanical properties of the alloy after heat treatment (Table 1).

Table 1. Mechanical properties of Mg-Zr-Nd magnesium alloy at different cooling rates

Technology	Tensile strength, MPa	Relative elongation, %
Sand casting, air cooled	231,1	3,4
Steel mold, air cooled	241,7	5,4
Copper mold, air cooled	246,2	5,8
Copper mold, water cooled	253,6	6,1
Copper mold, cooling with liquid nitrogen	305,4	16,0

Yamshinska Natalia

(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)

INTERCULTURAL COMMUNICATION AS A FACTOR FOR SUCCESSFUL PROFESSIONAL ACTIVITIES

Today's job market requires university graduates and future specialists who possess a high level of professional training and certain skills of effective communication. These two elements of success performance in their professional activity can provide an opportunity to find a well-paid job, career advancement and thus a person can satisfy their professional and social needs.

Our country's European integration aspirations require the training of a specialist who is able to solve professional tasks with representatives of professional circles from different countries and cultures.

Traditionally, the structure of professional competence of any specialist consists of three main components: knowledge, professional and learning skills, which are supported by professionally important qualities [2]. A representative of each type of profession has its own set of personal qualities that contribute to successful mastering and further performance of the professional activity.

According to O.V. Moshnyag, "intercultural communication is an instrument of influence on contacting cultures in the modern multicultural and multilingual world" [3].

In the course of university studies, great attention should be paid to students' language skills development, which guarantees the establishment of friendly and reliable business relations with representatives of other countries. Learning a foreign language provides students with knowledge about culture and customs and traditions of the people whose language is being studied. Thus, by establishing relationships with representatives of foreign companies, one becomes aware of some of the issues that might cause misunderstanding and intercultural conflicts and measures how to prevent them.

The cultural aspect of intercultural communication is at the heart of the whole process of business communication.

It should be noted that in the conditions of globalization the forms, methods and means of communication of people are constantly changing, which in turn changes the nature of communication.

It is obvious that limited language proficiency, which is not sufficient to avoid different types of misunderstandings, can be offset, at least at the level of non-verbal communication, by intercultural knowledge, especially that there is an existential platform, which is unique to all cultures.

At present, intercultural management is actively being developed, which aims to teach the basics of intercultural communication to professionals working in the field of international business or multicultural teams.

Intercultural communication can take the following forms:

- direct contact of communication;
- indirect communication of representatives of different cultures (through translator or through technical means);
- through texts on different media that help to study the characteristics of another culture [4].

According to M. Sokolova, one of the main conditions for successful intercultural communication is the attitude towards the communication partner not as a rival, but the desire to avoid imposing ideas, to harmonize the dialogue, which is the basis of cultural development [1, p. 48].

To summarize, participants of intercultural communication act should be able to:

- Define and identify the key elements of interpersonal communication, culture, cultural systems, and global communication;
- Compare and contrast cultures' values, beliefs, perceptions, and communication styles;
- Recognise negative perception: racism, prejudice, negative stereotyping and ethnocentrism;
- Analyse intercultural interactions and evaluate situations using intercultural communication skills
- Use the knowledge acquired to further develop one's cultural sensitivity.

References:

1. Кобзар Н.В. Роль міжкультурної комунікації в підготовці менеджерів туризму // Вісник Луганського національного Університету ім. Тараса Шевченка. Серія: Педагогічні науки. Ч. І. - 2011. - №14 (225). - С.48-53.
2. Копил Г.О. Міжкультурна компетенція як системоутворювальний чинник формування професійної компетентності фахівців з міжнародної економіки // Збірник матеріалів науково-методичної конференції КНЕУ 31 січня 2013р. «Від викладання дисциплін – до освоєння наук: трансформація змісту, технологій освітньої діяльності та розвиток педагогічної майстерності»: збірник матеріалів науково-методичної конференції. – К.: КНЕУ, 2013. – С. 242-243.
3. Мошняга Е.В. Концептное пространство межкультурной коммуникации в системе международного туризма: дис. д-ра филос. наук: 09.00.13 / Е.В. Мошняга. – Москва, 2011. – 525 с.
4. Печеникова Л.М., Проблеми та перспективи міжкультурної комунікації в сучасних умовах // Інституційний репозитарій Державного вищого навчального закладу «Київський національний економічний університет імені Вадима Гетьмана» – К.: КНЕУ, 2010. – С. 106-108.

Аджамский С.В.^{1,2}, Кононенко А.А.^{2,3}, Подольский Р.В.^{2,3,4}

(¹Днепропетровский национальный университет им. О. Гончара, ² LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», ³Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, ⁴Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр)

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ АВИАЦИОННО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ МЕТОДОМ ВЫБОРОЧНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

E-mail: info@alt-print.com

В производстве авиационной и ракетно-космической техники особое место занимают сложные технологические процессы, применяемые при изготовлении ракетных двигателей и высоконагруженных узлов пневмо-гидравлической системы ракетносителя из жаропрочных сплавов. Технология выбороч-

ного лазерного плавления позволяет в несколько раз сократить время и количество технологических операций, а число необходимого основного оборудования, численность которого измеряется в десятках – уменьшить до нескольких единиц.

Также актуальным направлением в производстве деталей авиационно-космического назначения является топологическая оптимизация («удаление» неработающей части конструкции) для обеспечения минимальной массы и максимальной прочности, уменьшение затрат энергоресурсов во время полета связанное с преодолением сил трения, воздушного сопротивления и уравнивание своей массы.

Селективное лазерное плавление (SLM) - это технология аддитивного производства при которой с помощью лазера можно изготавливать детали с высокими механическими свойствами и со сложной геометрией, в том числе решая задачи топографической оптимизации. Однако, оптимальные технологические параметры SLM-процесса для металлических материалов сложно предсказать.

Выполнена отработка основных параметров печати для жаропрочного никель-хромового сплава «Инконель 718» на машине Альфа-150 производства компании ООО «Аддитивные Лазерные Технологии Украины» (рис.1).



Рис. 1. 3-D принтер «Alfa-150» (ООО «ALT Украина»)

Установлено, что оборудование производства LLC «Additive Laser Technology of Ukraine» (Днепр) позволяет реализовывать SLM-процесс и осуществлять изготовление изделий из сплава INCONEL 718 с высокой плотностью металла.

Показана взаимосвязь параметров процесса и микроструктуры, что обуславливает необходимость разработки обоснованных режимов процесса SLM для изделий различного назначения. В связи с этим, дальнейшие исследования были направлены на установление закономерностей формирования микроструктуры при различных параметрах процесса SLM.

Для разработки технологии изготовления изделий методом SLM были исследованы параметры единичных треков, единичных слоев, объемных тестовых образцов простой формы с различными режимами процесса. Результаты исследований позволили установить рациональные параметры технологии, обеспечивающие высокое качество готовых изделий: плотность металла, шероховатость поверхностей под различным углом наклона, комплекс механических свойств.

Подтверждена возможность реализации и перспективность использования SLM технологии для создания деталей и конструкций для авиационно-космической техники, позволяя сократить время и затраты на их проектирование и создание.

Афтанділянц Є.Г.

(НУБіП, м. Київ)

МАРКУВАННЯ ІНОЗЕМНИХ СТАЛЕЙ І ВІТЧИЗНЯНІ АНАЛОГИ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Класифікація сталей промислово розвинутих країн складається з поєднання літер і цифр.

Німецька класифікація (DIN). Розроблена інститутом Deutsches Institut für Normung. Використовують чисельні або чисельні та буквені ознаки.

Японська класифікація (JIS) розроблена комітетом японських промислових стандартів. *JIS* класифікація починається з заголовних букв *JIS* з наступною буквою, що позначає вид виробу. Наприклад, буква *G* позначає вуглецеві та низьколеговані сталі. *JIS G3445 STKM11A* – трубна сталь з наступним складом: *C* = 0,12%; *Si* = 0,35%; *Mn* = 0,60%; *P* = 0,040%; *S* = 0,040%.

Класифікація сталей та сплавів у Великій Британії (BS) розроблена британським інститутом стандартів. Наприклад, *BS 979 708A37* – сталь з таким хімічним складом: *C* = 0,35...0,40%; *Si* = 0,10...0,35%; *Mn* = 0,70...1,00%; *P* < 0,040%; *S* < 0,050%; *Cr* = 0,90...1,20%; *Mo* = 0,15...0,25%.

Класифікація сталей та сплавів у Франції (AFNOR) розроблена Association Francaise de Normalisation. Наприклад, *NF A35-562 35MF6* – сталь з таким складом: *C* = 0,33...0,39%; *Si* = 0,10...0,40%; *Mn* = 1,10...1,70%; *P* < 0,040%; *S* < 0,09...0,13%.

Італійська класифікація (UNI) розроблена Ente Nazionale Italiano di Unificazione. Наприклад, *UNI 5598 3CD5* – сталь для катанки з наступним складом: *C* < 0,06%; *Mn* = 0,25...0,50%; *P* < 0,035%; *S* < 0,035%; *N* < 0,007%.

Шведська класифікація (SS14) розроблена шведським інститутом стандартів. Позначення починаються з букв *SS*, за якими слідує чотиризначне число.

Аналоги вітчизняних та іноземних литих сталей показані в табл. 1.

Таблиця 1. Аналоги вітчизняних та іноземних литих сталей

ДСТ (ГОСТ)	Німеччина (DIN)	Франція (AFNOR)	Велика Британія (BS)	Італія (UNI)	Японія (JIS)	Швеція (SS14)	США (SAE- AISI)
20ГСЛ	1.1133 20Mn5	20 M 5	120 M 19	G 22 Mn 3 20 Mn 7	SMnC 420	2132	1022,1518
30ГСЛ	1.1165 30 Mn 5	35 M 5	150 M 28	-	SCMn 2	-	1330
27ХГСНМДТЛ	1.1165 30 Mn 5	35 M 5	120 M 36	-	SMn43 3 H	-	1036
07Х18Т9Л	1.4308 G-X6CrNi 18 9	Z6CN18.10M	304C15	-	SCS13	-	-
110Г13Л	1.3401 X120Mn12	Z 120 M 12	-	GX 120 Mn 12	SCMnH 1	2183	A 128 (A)

Наведені дані дають можливість орієнтуватись у хімічних складах іноземних сталей та знаходити аналоги вітчизняних і іноземних сталей та їх відповідність ознакам ДСТ.

Афтанділянц Є.Г.

(НУБіП, м. Київ)

КЛАСИФІКАЦІЯ СТАЛЕЙ СПОЛУЧЕНИХ ШТАТІВ АМЕРИКИ

E-mail: aftyev@yahoo.com

У зв'язку з інтенсивною інтеграцією України з міжнародним співтовариством актуальною є інформація про принципи класифікації сталей у Сполучених Штатах Америки.

Технічні суспільства, асоціації та інститути США, що розробляють, виготовляють або купують сталеві вироби, видають стандартні специфікації. Деякі з найбільш важливих специфікацій наступні: товариство автомобільних інженерів (SAE), американський інститут заліза і стали (AISI), специфікація космічних матеріалів (AMS), асоціація американських залізниць (AAR), американське бюро суднобудування (ABS), американський нафтовий інститут (API), американська асоціація розроблювачів залізниць (AREMA), американське товариство інженерів-механіків (ASME), американське товариство іспитів і матеріалів (ASTM).

Уніфікована номерна система класифікації матеріалів (UNS) була розроблена Американським товариством по випробуванню і матеріалам (ASTM), товариством автомобільних інженерів (SAE), а також агентствами уряду Сполучених Штатів.

Номер UNS означає хімічний склад матеріалу і призначений для кожного хімічного складу металевих сплавів. Позначення сплаву по системі UNS складається з букви і п'яти цифр. Букви вказують на клас сплавів, а цифри визначають хімічний склад сплавів у межах цього класу.

Таблиця 1. Основні групи сталей за класифікацією SAE – AISI

Позначення	Тип сталі	Вміст легувальних елементів, %
10xx*	Вуглецеві	Прості ($Mn < 1,00$)
11xx		Леговані сіркою 0,1...0,2
12xx		Леговані сіркою та фосфором
15xx		Прості ($Mn = 1,00...1,65$)
13xx	Марганцеві	$Mn \approx 1,75$
23xx	Нікелеві	$Ni \approx 3,50$
25xx		$Ni \approx 5,00$
40xx	Молібденові	$Mo = 0,20...0,25$
44xx		$Mo = 0,40...0,52$
50xx	Хромисті	$Cr = 0,27...0,65$
51xx		$Cr = 0,80...1,05$
501xx	Хромисті (підшипникові)	$C > 1,00; Cr > 0,5$
511xx		$C > 1,00; Cr > 1,02$
521xx		$C > 1,00; Cr > 1,45$
31xx	Хромонікелеві	$Ni \approx 1,25; Cr = 0,65...0,80$
32xx		$Ni \approx 1,75; Cr \approx 1,07$

33xx		Ni \approx 3,50; Cr = 1,50...1,57
34xx		Ni \approx 3,00; Cr \approx 0,77
41xx	Хромомолібденові	Cr = 0,50...0,95; Mo = 0,12...0,30
46xx	Нікельмолібденові	Ni = 0,85...1,82; Mo = 0,20...0,25
48xx		Ni \approx 3,50; Mo \approx 0,25
61xx	Хромованадієві	Cr = 0,60...0,95; V = 0,10...0,15
72xx	Вольфрамохромисті	W \approx 1,75; Cr \approx 0,75
92xx	Кремнієвомарганцовисті	Si = 1,4...2,0; Mn = 0,65...0,85; Cr < 0,65
9xx	Високоміцні низьколеговані	Різні типи SAE
xxVxx	Бористі сталі	B – сталь містить бор
xxLxx	Сталі леговані	L – сталь містить свинець
43xx	Нікель – хром – молібденові	Ni \approx 1,82; Cr = 0,50...0,80; Mo \approx 0,25
43Vxx		Ni \approx 1,82; Cr \approx 0,50; Mo = 0,12...0,25; V > 0,03
47xx		Ni \approx 1,05; Cr \approx 0,45; Mo = 0,2...0,35
81xx		Ni \approx 0,30; Cr \approx 0,40; Mo \approx 0,12
86xx		Ni \approx 0,55; Cr \approx 0,50; Mo \approx 0,20
87xx		Ni \approx 0,55; Cr \approx 0,50; Mo \approx 0,25
88xx		Ni \approx 0,55; Cr \approx 0,50; Mo \approx 0,35
93xx		Ni \approx 3,25; Cr \approx 1,20; Mo \approx 0,12
97xx		Ni \approx 0,55; Cr \approx 0,20; Mo \approx 0,20
98xx		Ni \approx 1,00; Cr \approx 0,80; Mo \approx 0,25

*останні дві цифри вказують на середній вміст вуглецю (у сотих долях %).

Найбільш широко в світі для литва, поковок, гарячекатаного і холоднокатаного металу, катанки, трубних та листових матеріалів використовується класифікація *SAE - AISI*.

Основні групи сталей відповідно до класифікації *SAE - AISI* приведені в табл. 1.

Афтанділянц Є.Г.
(НУБіП, м. Київ)
МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРИ ВИЛИВКІВ
E-mail: aftyev@yahoo.com

Для сприятливого співвідношення високого рівня експлуатаційних властивостей виливків і мінімальної витрати легувальних елементів необхідна оптимізація хімічного складу металу основи і робочого шару, параметрів лиття та термічної обробки, з метою отримання дисперсної структури і однорідного розподілу вторинних фаз.

Ефективний вибір оптимальних режимів легування, лиття і термічної обробки виливків можливий в результаті комп'ютерного аналізу процесу формування структури виливків при охолодженні після заливки і в процесі термічної обробки.

При визначенні закономірностей формування структури виливків у литому стані, за незалежні вихідні фактори приймали швидкості охолодження виливків у рідкому стані, інтервали затвердіння і температурній області перед дифузійним розпадом аустеніту, температури початку і закінчення дифузійного розпаду аустеніту сталі та її вуглецевий еквівалент.

За функції відгуку брали кількості розмір зерен фериту та перліту. Фізико-математичні моделі апроксимували поліномом n -ступеню.

Аналіз отриманих рівнянь показав, що в процесі затвердіння і охолодження після затвердіння виливків вміст структурних складових і дисперсність ферито-перлітної структури сталі з коефіцієнтом кореляції від 0,825 до 0,867 визначається вуглецевим еквівалентом сталі і швидкостями охолодження в рідкому стані, інтервали затвердіння і в температурній області від 600 до 800 °С, перед дифузійним розпадом аустеніту.

За наведеними закономірностями визначили вплив швидкості охолодження виливка в рідкому стані, інтервали затвердіння, температурній області від 800 до 600 °С, перед дифузійним розпадом аустеніту, і хімічного складу сталі на параметри структури виливка.

Розрахунки проводили шляхом зміни значень одного вихідного параметра при фіксованих базових значеннях інших факторів. За базові значення брали середні величини експериментальних факторів, які мали наступні значення: $V_{\text{л}} = 1,43$ °С/с; $V_{\Delta t} = 0,54$ °С/с; $V_{800-600} = 0,15$ °С/с; $C = 0,55$ мас. %; $Si = 0,42$ мас. %; $Mn = 0,73$ мас. %; $S = 0,03$ мас. %; $P = 0,03$ мас. %; $Cr = 0,2$ мас. %.

Аналіз результатів моделювання показав, що збільшення швидкості охолодження виливка в рідкому стані, інтервали затвердіння і температурної області від 800 до 600 °С, а також легування сталі марганцем і хромом призводить до диспергування структури сталевих виливків.

Приймаючи за незалежні фактори параметри структури в литому стані та вуглецеві еквіваленти, визначили закономірності формування структури термооброблених виливків.

За функції відгуку структурних характеристик виливків після термічної обробки брали кількість і розмір зерен фериту та перліту в сталі. Аналіз рівнянь показав, що дисперсність мікроструктури після термічної обробки істотно залежить від відповідних структурних параметрів в литому стані і ступеню легування твердого розчину сталі.

Результати моделювання показують, що в процесі термічної обробки посилюється в 2...3 рази вплив факторів, які призводять до диспергування структури виливків у литому стані.

Встановлені закономірності забезпечують можливість аналітичного прогнозування впливу хімічного складу і режимів термічної обробки на структуру виливків. Встановлені залежності є теоретичною основою комп'ютерного металознавства і при розробці алгоритму комп'ютерної програми дають можливість шляхом комп'ютерного експерименту дослідити вплив хімічних складів і умов виробництва на структуру виливків.

Бажміна Е.А.

(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

**ІНФОРМАЦІЙНІ КОМПОНЕНТИ ЕЛЕКТРОННОГО НАВЧАЛЬНОГО
КУРСУ GOOGLE CLASS**

E-mail: evelinabazhmina@gmail.com

З розвитком інформаційних технологій у закладах вищої освіти все частіше використовують асинхронний тип навчання – електронні курси, які дають можливість студентам освоїти будь-яку дисципліну. Електронний навчальний курс «Нарисна геометрія та інженерна графіка» впроваджується другий рік для студентів першого курсу навчання сервісу Google Class на основі Додатків Google. Інтерфейс додатка зрозумілий і зручний у користуванні як для викладача, так і для студентів.

Інформаційними об'єктами навчальної платформи є:

- потік;
- завдання – представлено вкладкою викладацької сторінки Google Class на рис. 1;
- люди (викладачі та студенти курсу);
- додатки й обліковий запис Google студента/викладача.

В головному меню Google Class знаходяться: курси; календар; список завдань (невиконані завдання та виконані з оцінкою); архів курсів і налаштування.

Створений курс постійно оновлюється залежно від таких факторів, як цілей певної теми, траєкторії навчання та освітнього рівня студентів, тощо.

Основні структурні компоненти електронного курсу містять:

1. Перший розділ курсу «Організація роботи» містить мотиви навчання, інструкції та методичні вказівки, навчальні матеріали з дисципліни, а також правила безпечної роботи в інтернеті.

2. Наступні розділи мають назви конкретних тем робочої програми навчальної дисципліни, які називаються інструктивними листами, з послідовною нумерацією, наприклад: «1-й лист. Проекціювання точки і прямої».

3. Двосторонній зв'язок зі студентами «викладач-студент» і «студент-викладач».

4. Зворотний зв'язок:

- загальний форум (обмін думками або відповіді на запитання);
- індивідуальне приватне спілкування «студент-викладач» і «викладач-студент».

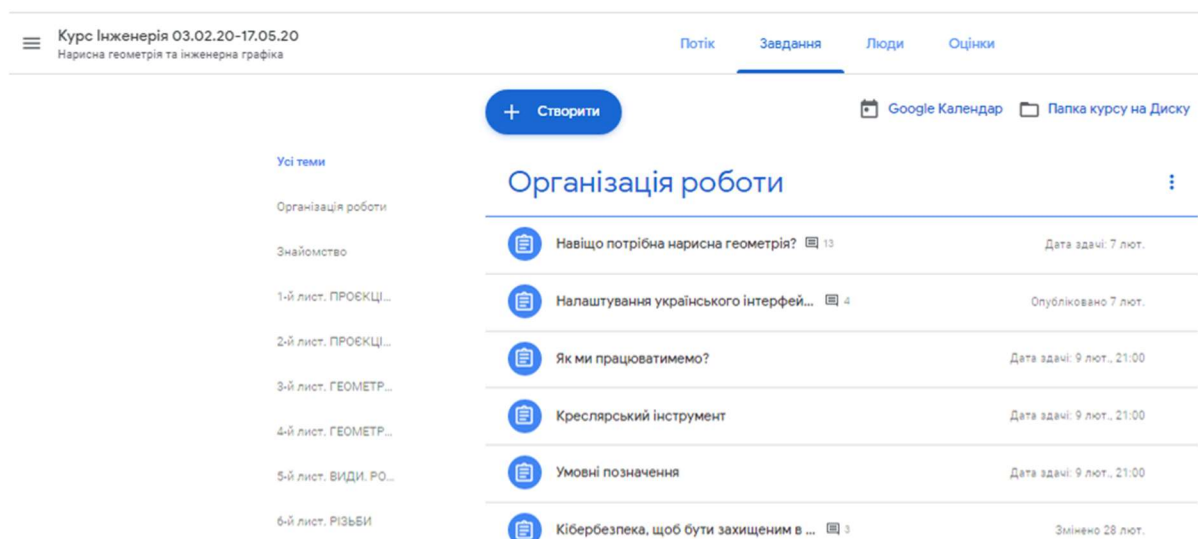


Рис. 1. Вкладка «Завдання» навчального курсу «Нарисна геометрія та інженерна графіка»

Електронний навчальний курс сприяє ефективній самоорганізації навчально-пізнавальної діяльності студентів і вдосконаленню набутих знань та навичок, оскільки містить в собі контент наближений до академічної моделі: текстовий, графічний та медіаконтент, створений за чіткою структурою. Матеріали, представлені в курсі, дозволяють більш детально розуміти студенту завдання, що призводить до точності їх виконання, правильності відповідей та надає загальну компетенцію з даної дисципліни.

Більченко О.С.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ВИКОРИСТАННЯ СУЧАСНИХ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ В
ЮВЕЛІРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ
E-mail: 125aleks1999@gmail.com

На даний момент в ювелірній галузі використовують різні способи створення моделей із різних матеріалів – таких як гіпс, ювелірний віск, метал тощо. Одними із технологій, які успішно складають конкуренцію класичним у даній галузі в ХХІ сторіччі, стали адитивні технології, швидкий розвиток яких зробив їх доступними навіть для домашнього застосування. Використання адитивних технологій дає змогу виготовляти моделі дуже складних форм та за необхідності швидко вносити корективи до їх дизайну за допомогою 3D-моделювання, що суттєво знижує затрати часу та коштів на етапі підготовки виробництва.

Серед низки існуючих технологій 3D-друку та різноманіття принтерів для виготовлення моделей у ювелірному виробництві найкраще підходять фотополімерні 3D-принтери, основним завданням яких є точне відтворення задуманого дизайну виробу у найдрібніших деталях. У порівнянні з FDM-принтерами (Fused Deposition Modeling), вони володіють наступними перевагами:

- висока деталізація та мінімальна шорсткість поверхні надрукованих об'єктів;
- можливість створювати геометрично складні вироби;
- мінімально можлива товщина шару становить 35 мікрон [1].

Основною особливістю у роботі фотополімерних принтерів є те, що як матеріал для друку вони використовують фотополімери у рідкому стані. Твердіння таких фотополімерів під час виготовлення моделі відбувається за рахунок її опромінення світлом в ультрафіолетовому діапазоні [2].

Фотополімерні 3D-принтери працюють за такими основними технологіями як: SLA (Stereolithography), DLP (Digital Light Processing), LCD 9 Liquid Crystal Display).

Сутність технології SLA полягає у тому, що для затвердіння смоли використовується лазер, що направляють гальванометрами. Гальванометри можна розглядати як дзеркала, що використовують для направлення лазерного променя через прозоре дно резервуара до певної точки фотополімеру [3].

Для полімеризації смоли у DLP-технології використовують цифровий світловий проектор. За його допомогою «засвічують» зображення цілого шару у резервуарі із фотополімером. Світло вибірково направляється за допомогою цифрового мікродзеркального пристрою, який являє собою компонент, що складається з сотень тисяч крихітних дзеркал.

LCD технологія 3D-друку схожа на DLP, відмінність полягає у тому, що шар полімеру у резервуарі «засвічують» за допомогою ультрафіолетового випромінювання ряду світлодіодів, яке проходить через рідкокристалічний дисплей. Екран діє як маска, що показує лише ті пікселі, які необхідні для даного шару.

Так як SLA технологія використовує лазер для затвердження смоли, її потрібно висвічувати весь шар, тому швидкість створення найменша, а в інших технологіях використовують цифрове засвічення шарів. DLP технологію краще використовувати для виготовлення деталей невеликих розмірів. Для виготовлення найбільших деталей підійде LCD технологія. Обидві технології мають набагато вищу швидкість друку у порівнянні із SLA.

Література:

1. 5 преимуществ фотополимеров [Електронний ресурс] – Режим доступу до ресурсу: <https://blog.iqb.ru/resins-for-3d-printing/>.
2. iGo3D. 12 лучших фотополимерных 3D-принтеров [Електронний ресурс] / iGo3D – Режим доступу до ресурсу: <https://3dtoday.ru/blogs/igo3d-russia/12-best-photopolymer-3d-printers>.
3. CD и DLP-технологии на основе смол, так что же их отличает? Узнайте разницу между LCD и DLP 3D-печатью. [Електронний ресурс] – Режим доступу до ресурсу: <https://all3dp.com/2/lcd-vs-dlp-3d-printing-technologies-compared/>.

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Медвідь С.М.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ЗАСТОСУВАННЯ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФІКУВАЛЬНО-РАФІНУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

E-mail: ot.del.vch@gmail.com

Діючі технології отримання високоміцного чавуну вже застаріли. Регламентовані стандартом марки в багатьох випадках не задовольняють постійно зростаючі вимоги до створюваної нової техніки та обладнання. Для виробів з високоміцних чавунів марок ВЧ700-2 та ВЧ800-2 вирішується завдання збільшення в 2...4 рази пластичності, яке забезпечить підвищення циклічної довговічності та поліпшення оброблюваності різанням.

Перспективним напрямом підвищення якості високоміцного чавуну є створення процесу суміщеного модифікувального-рафінувального оброблення залізовуглецевих розплавів. В такому процесі як модифікатор використовується спеціальна феросиліцій-магній-кальцієва (FeSiMgCa) лігатура, при взаємодії якої з рідким чавуном на поверхні її частинок утворюються шлакові оболонки. Запропонована лігатура з кальцієм, в порівнянні з традиційними магнієвими лігатурами, дозволяє отримувати більш якісний високоміцний чавун за умови додаткового введення реагентів для переведення реакційного шлаку в рафінувальний. Застосування у складі лігатури кальцію підвищує ефективність процесів розкислення та десульфурзації вихідного чавуну і зменшує переохолодження, зумовлене введенням в розплав магнію. Встановлено, що рафінувальний шлак, утворений на поверхні частинок під час їх плавлення, виконує функцію адгезійного фільтру і, таким чином, запобігає переходу вкраплень тугоплавких оксидів та інших неметалевих вкраплень із лігатури до чавуну.

Процес комплексного модифікування і рафінування був випробуваний на виробництві виливків колінчастих валів. Плавки проводили в індукційній печі. Шихта складалась із відходів листової сталі марки 08кп з масовою часткою сірки 0,022%, порошкового графіту та феросиліцію ФС75. Використовували 2 варіанти модифікування в ковші. За першим варіантом, який існував на виробництві, використовували NiMgCe-лігатуру (15,5% Mg; 0,5% Ce; решта Ni) і феросиліцій ФС75 в кількості, відповідно, 1,5% і 1,0% від маси металу в ковші. В другому варіанті використовували 1,5% FeSiMgCa-лігатури (7,8% Mg; 6,4% Ca; 52,2% Si; решта Fe) і реагент, що знижував в'язкість реакційного шлаку, а для ідентичності хімічного складу в розплав вводили розрахункову кількість нікелю. В сирих піщано-глинястих формах відливали колінчасті вали масою 14,3 кг та довжиною 505 мм. Дослідження розподілу твердості на продовжніх темплетях (розрізах) показало, що в високоміцному чавуні, отриманому за першим варіантом, твердість в різних місцях виливка змінюється в межах від 207 НВ на шийках до 302 НВ на щоках, тоді як у ідентичного високоміцного чавуну другого варіанту модифікування значення твердості знахо-

дилися в більш вузькому інтервалі (від 217 НВ до 269 НВ, відповідно). Хімічний склад, структуру і механічні властивості дослідних виливків представлено в табл. 1.

Таблиця 1. Хімічний склад, структура та показники механічних властивостей високоміцного чавуну в дослідних виливках колінчастого валу (чисельник – в литому стані, знаменник – після нормалізації)

Варіант модифікування	Масова частка елемента, %				Кількість перліту, %	Значення показників механічних властивостей			
	C	Si	Mn	Ni		σ_B , МПа	НВ	δ , %	КС, Дж/см ²
1,5% NiMgCe + 1,0% ФС75	3,78	2,75	0,38	0,95	$\frac{55}{92}$	$\frac{591,5}{728,9}$	$\frac{217}{269}$	$\frac{6,0}{4,0}$	$\frac{35,3}{18,6}$
1,5% FeSiMgCa	3,75	2,72	0,36	0,89	$\frac{45}{90}$	$\frac{656,3}{829,0}$	$\frac{212}{255}$	$\frac{9,2}{6,5}$	$\frac{57,9}{39,2}$

Таким чином, високоміцний чавун, отриманий модифікуванням FeSiMgCa-лігатурою, перевершує модифікований NiMgCe-лігатурою і феросиліцієм за показниками тимчасового опору під час розтягування, відносного видовження та ударної в'язкості. Використання процесу комплексного модифікуючого і рафінуючого оброблення розплаву забезпечило підвищення показників механічних властивостей термооброблених колінчастих валів з високоміцного чавуну – σ_B на 13,8%; δ на 62%; КС на 111%.

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Ясинський О.О., Нестерук О.П.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВИСОКОКРЕМНІЄВИЙ ВИСОКОМІЦНИЙ ЧАВУН – НОВИЙ ПРОГРЕСИВНИЙ КОНСТРУКЦІЙНИЙ МАТЕРІАЛ

E-mail: ot.del.vch@gmail.com

Широке застосування високоміцного чавуну з кулястим графітом в сучасній високотехнологічній техніці потребує створення нових марок цього унікального литого конструкційного матеріалу і технологій отримання з них литих виробів підвищеної якості. Для виробів з феритно-перлітних високоміцних чавунів ВЧ500-7 та ВЧ600-3 вирішуються завдання підвищення в 2,0...2,5 рази пластичності за одночасного поліпшення їх оброблюваності різанням на станках-автоматах. У складі високоміцного чавуну кремній поряд з вуглецем є основним графітізуювальним елементом і його масова частка згідно з діючим стандартом не повинна перевищувати 2,8...2,9%. Перспективним напрямком вирішення вказаних завдань є створення марок високоміцного чавуну з більш високою кількістю кремнію, який виступатиме легувальним елементом, що зміцнює α -твердий розчин, тобто ферит. Зміна механічних властивостей, яка спостерігається при підвищенні масової частки кремнію, з одного боку, пояснюється зміною співвідношення перліт/ферит в металевій основі, а

з іншого – зміцненням твердого розчину. Зменшення міцності і твердості перлітно-феритної металевої основи пов'язане зі зменшенням кількості перліту, а подальше збільшення міцності і твердості феритної металевої основи є результатом легування кремнієм твердого розчину. Однак за певної критичної масової частки кремнію в розплаві, яка значно залежить від кількості шкідливих домішок (фосфору, сірки та ін.), ефективності процесу модифікування, швидкості охолодження виливків і інших технологічних факторів, відбувається окрихчування високоміцного чавуну та зниження його пластичності і ударної в'язкості. Сучасні прогресивні технологічні рішення дозволяють ефективно використовувати оптимальну кількість кремнію в процесах отримання нових марок високоміцного чавуну [1, 2].

Проведено дослідження впливу кремнію в кількості від 2,5 % до 4,2 %. Плавки проводили в індукційній електропечі ІСТ-016 методом переплаву переробного високоякісного чавуну ПБК2 (%: 3,97 С; 0,68 Si; 0,29 Mn; 0,11 Cr; 0,013 S; 0,055 Р; решта Fe). Заданий вміст кремнію у вихідному чавуні отримували введенням розрахункової кількості феросиліцію ФС75. Модифікування проводили в ковші лігатурою FeSiMgCaRE (%: 7,1 Mg; 8,4 Ca; 48,1 Si; 2,0 РЗМ; решта Fe). Для визначення механічних властивостей відливали клиновидну пробу з товщиною основи 25 мм.

Наведені в табл. 1 результати свідчать, що із збільшенням масової частки кремнію підвищуються такі показники механічних властивостей як σ_B та $\sigma_{0,2}$. Значення показника відносного видовження δ за кількості кремнію від 3,1% до 3,7% досить високі (від 16,6% до 19,7%), а при 4,2% Si зменшується до 12,1%.

Таблиця 1. Вплив кремнію на механічні властивості ВЧ

Масова частка Si, %	Значення показника		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
2,5	526	350	13,7
3,1	552	403	16,6
3,4	570	443	19,7
3,7	605	468	19,3
4,2	630	485	12,1

Таким чином, легування кремнієм у кількості від 3,1% до 4,2% забезпечує отримання феритного високоміцного чавуну з більш оптимальним співвідношенням показників міцності за відносного видовження, яке перевершує передбачені стандартом ДСТУ3925-99 для феритно-перлітних марок ВЧ500-7 та ВЧ600-3.

Література:

1. Бубликов В. Б., Нарівський А. В., Бачинський Ю. Д., Ясинський О. О. Легований кремнієм високоміцний чавун та його застосування // Процеси лиття. – 2020, №1, с. 20-29.

2. W. Stets, H. Löblich, G. Gassner, P. Schumacher. Solution strengthened ferritic ductile cast iron properties, production and application // International Journal of Metalcasting. – April 2014, Vol. 8, Issue 2, pp. 35-40.

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

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ЗАСТОСУВАННЯ FeSiMgCa ЛІГАТУРИ ПРИ ОДЕРЖАННІ
ТОНКОСТІННОГО ЛИТВА З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

E-mail: ot.del.vch@gmail.com

Високоміцний чавун з кулястим графітом є прогресивним литим конструкційним матеріалом, що має широкі можливості застосування у сучасних конструкціях та обладнанні. Внутрішньоформове модифікування забезпечує найбільш оптимальне для властивостей високоміцного чавуну структуроутворення. Воно дозволяє додатково підвищити ступінь графітизації і дисперсність структури за рахунок збільшення швидкості охолодження без утворення цементиту. Диспергування металевої основи забезпечує поліпшення таких механічних характеристик, як міцність, пластичність, ударна в'язкість.

Підвищення властивостей високоміцного чавуну і вдосконалення технології його виробництва – це, також, підвищення ефективності модифікаторів. Проведене термодинамічне дослідження рафінувальної здатності активних модифікувальних елементів свідчить, що кальцій є найбільш активним десульфуратором і розкислювачем, ніж Ba, Mg, Sr, PЗМ, через що покращується модифікувальна та рафінувальна здатність лігатури. Кальцій зменшує переохолодження, зумовлене введенням магнію, запобігає утворенню зернограничної крихкості, в результаті чого підвищується пластичність, втомна міцність, зменшується анізотропія механічних властивостей високоміцного чавуну у виливках. Тому, перспективним є використання магній-кальцієвої лігатури для модифікування при одержанні високоміцного чавуну.

Вивчали ефективність модифікування комплексної феросиліцій-магній-кальцієвої лігатури в ковші та ливарній формі при одержанні ступінчастої проби з товщиною стінки зразків від 2,5 мм до 10 мм.

Встановлено, що після ковшового модифікування ступінь сфероїдизації графіту в структурі зразків ступінчастої проби склав 80...85%, кількість цементиту становила від 15% до 40%, а фериту – до 10%.

При модифікуванні феросиліцій-магній-кальцієвою лігатурою FeSiMg_{2,5}Ca_{2,5} ступінь сфероїдизації вкраплень графіту в перерізі ступені товщиною 2,5 мм складає 95%, а в інших ступенях – знижується до 90%. При цьому кількість фериту становить 65% для 2,5 мм перерізу і зменшується до 53% при збільшенні товщини до 10 мм.

При модифікуванні FeSiMg₇Ca₇ у всіх перерізах спостерігається ступінь сфероїдизації графіту на рівні 95...97%. Цей модифікатор також забезпечує найбільший (порівняно з попередніми варіантами оброблення) рівень інокуляції, визначений щільністю розподілу вкраплень кулястого графіту на 1 мм² площі шліфа.

При модифікуванні FeSiMg7Ca7 зі збільшенням товщини перерізу кількість фериту в металевій основі закономірно зменшується з 95% до 70%.

Таким чином, запропоновано концепцію використання феросиліцій-магній-кальцієвих модифікаторів для графітізувального модифікування у ливарній формі при одержанні високоміцного чавуну. За характером і ступенем впливу на формування первинної структури тонкостінних виливків лігатури FeSiMg2,5Ca2,5 і FeSiMg7Ca7 є аналогами FeSiBa, але значно перевищують його за екологічними показниками.

Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Бачинський Ю.Д., Ясинська О.О.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА
ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ
ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ, МОДИФІКОВАНОГО У
ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНОМУ ПЕРІОДІ**

E-mail: ot.del.vch@gmail.com

До головних чинників, які визначають хід кристалізації і структуроутворення, поряд з модифікуванням, належать хімічний склад високоміцного чавуну і швидкість охолодження виливка. Основними графітізувальними елементами є вуглець і кремній. Найбільшою мірою графітізувальний вплив вуглецю у високоміцному чавуні проявляється за його вмісту від 3,7% до 4,0% і при цьому він посилює графітізувальний вплив кремнію. Останній ефективно підвищує активність вуглецю в розплаві і твердому розчині, внаслідок чого інтенсифікується графітізація. Оптимізація вмісту кремнію є важливою складовою комплексу технологічних факторів, які запобігають утворенню структурно-вільного цементиту (відбілу) і регулюють «феритно-перлітне» співвідношення в металевій основі. Для дослідження впливу швидкості охолодження відливали пробу з товщинами ступеней від 10 мм до 2 мм, що відповідало їх охолодженню зі швидкістю від 1,6 °C/с до 15,0 °C/с.

Результати дослідження впливу кремнію в кількості від 1,5% до 3,0% на структуроутворення ступеней ступінчатої проби свідчать, що за вмісту у високоміцному чавуні 1,5% Si в структурі ступеней товщиною 2,5 мм і 3,0 мм утворюється цементит в кількості 25...30% і 15%, відповідно. Кристалізація ступеней більшої товщини протікає без формування цементитної фази. Зі збільшенням вмісту кремнію до 2,0% кількість цементиту в структурі ступені товщиною 2,0 мм зменшується до 15%, а в 3,0 мм – до 5%. За 2,5% і 3,0% Si структурно-вільний цементит відсутній навіть в структурі найтоншої ступені товщиною 2,0 мм. Зі збільшенням вмісту кремнію підвищується ступінь графітізації структури: в тонких перерізах (від 2 мм до 3 мм) за вмісту 2,5...3,0% Si щільність розподілу вкраплень кулястого графіту складає 1600...1500 шт/мм², в більш товстих (від 5 мм до 10 мм) перерізах – від 1200 шт/мм² до 800 шт/мм².

При дослідженні впливу марганцю в кількості від 0,35% до 1,30%, який відноситься до карбідоутворювальних елементів, на параметри структури ступеней технологічної проби вміст кремнію складав $2,75 \pm 0,15\%$. Отримані результати показали, що за вмісту марганцю від 0,35% до 0,7% структурно-вільний цементит не утворюється. При 1,0% марганцю кількість цементиту в середині ступені завтовшки 2 мм становила 8%, а на краю досягала 20%. При вмісті марганцю 1,3% в структурі ступені завтовшки 2 мм по всьому шліфу кількість цементиту становить 20%. У структурі більш товстих ступеней цементиту не було. З підвищенням вмісту марганцю від 0,35% до 1,30% кількість вкраплень кулястого графіту в структурі ступінчастої проби зменшується на ~30%, а кількість перліту у металевій основі підвищується в 2,5...4 рази, що призводить до підвищення тимчасового опру під час розтягування і значного зниження відносного видовження. Таким чином, за високого вмісту марганцю (від 1,0% до 1,3%) цементит утворюється тільки в тонких перерізах, що в умовах внутрішньоформового модифікування відкриває можливість застосовувати шихтові матеріали з підвищеним вмістом марганцю.

Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Бачинський Ю.Д., Ясинська О.О.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ВПЛИВ СІРКИ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТА МЕХАНІЧНІ
ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

E-mail: ot.del.vch@gmail.com

Сірка в чавунах і інших сплавах вуглецю з елементами підгрупи заліза (нікель, кобальт) перешкоджає утворенню кулястого графіту. Крім того, висока масова частка сірки у вихідному рідкому металі підвищує витрату сфероїдизуючих модифікаторів, призводить до нестабільності результатів за структурою і механічними властивостями високоміцного чавуну. Збільшення витрати модифікатора пов'язують з великою спорідненістю його складових (магнію, кальцію, та ін.) до сірки, які, перш за все, витрачаються на знесірчення чавуну з утворенням великої кількості сульфідів.

З метою отримання порівняльних експериментальних даних про вплив масової частки сірки на структуроутворення і механічні властивості високоміцного чавуну з розплавів, отриманих методом переплавлення рафінованого магнієм чушкового чавуну ЛР6, перед модифікуванням FeSiMgCa вводили сірчисте залізо з масовою часткою сірки 25%. У міру збільшення масової частки сірки в розплаві підвищували витрату модифікатора до рівня, що забезпечує утворення в структурі клиновидних проб кулястого графіту з ССГ > 85%. У цій серії дослідів результати модифікування мали значне розходження. При незадовільних результатах модифікування, коли показник ССГ був нижче 85%, досліди повторювали іноді по кілька разів, підвищуючи витрату модифікатора до рівня, що забезпечить отримання заданої форми графіту. Відповідно коригували і масову частку кремнію в розплаві з розрахунку отримання в металі клиновидних проб від 2,6% до 2,9% Si.

В цілому, для отримання кулястого графіту в чавуні з розплаву з підвищеною кількістю сірки необхідно збільшувати витрату модифікатора до тих пір, поки не буде досягнуто критичного рівня масової частки сірки 0,06%. При зазна-

ченій критичній масовій частці сірки, незважаючи на досить високу витрату модифікатора (3,5%), різко знижується стабільність результатів сфероїдизувального модифікування. У проведених дослідних плавках при такій масовій частці сірки ймовірність отримання незадовільної форми графіту становить від 15% до 30%, що не може бути прийнятним для промислових технологій.

Експериментальні дані свідчать про високий рівень сфероїдизації графітних вкраплень ($ССГ > 90\%$) при масовій частці S в розплаві до 0,05%.

Збільшення масової частки сірки в розплаві вкрай негативно впливає на величину відносного видовження високоміцного чавуну. По відношенню до реперних плавків на чушковому чавуні ЛР6 з 0,01% S, в плавках з критичним рівнем масової частки сірки величина відносного видовження знижується від 3 разів до 4 разів. Тимчасовий опір під час розтягування і твердість з підвищенням масової частки сірки збільшуються, що негативно впливає на оброблюваність виливків різанням.

На отримані експериментальні дані щодо впливу сірки на механічні властивості високоміцного чавуну накладається вплив збільшення витрати модифікатора. При масовій частці в розплаві 0,03% сірки в результаті збільшення витрати комплексного FeSiMgCa-модифікатора від 2,0% до 3,5% в високоміцному чавуні ($ССГ$ від 85% до 90%) зменшується кількість вкраплень графіту, збільшується кількість перліту в металевій основі, тимчасовий опір під час розтягування підвищується на 20%, а величина відносного видовження знижується на 30%. Таким чином, вплив підвищеної витрати модифікатора на зниження величини відносного видовження високоміцного чавуну проявляється на порядок слабше, порівняно із впливом масової частки сірки в розплаві перед його модифікуванням.

Проведені дослідження свідчать, що за нижчої масової частки сірки в розплаві перед модифікуванням потрібно менше модифікатора для отримання заданої структури та механічних властивостей і при цьому вищими є рівень технології та якість виливків з високоміцного чавуну, в цілому.

Верховлюк А.М., Довбенко В.В., Железняк О.В.,

Железняк В.В., Таранухіна Л.Д.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

МЕТАЛУРГІЙНИЙ ВИХІД АЛЮМІНІЮ З ЛИВАРНОГО ШЛАКУ

E-mail: vam@ptima.kiev.ua

Ливарний алюмінієвий шлак утворюється в поверхневому шарі і представляє собою суміш піни, яка містить продукти взаємодії алюмінію з компонентами повітря. Перед випусканням плавки шлак видаляється. Вміст чистого металу (або сплаву) в ньому за різними даними знаходиться в межах 7-10 % мас. дол. металічного алюмінію, 70-75 % мас. дол. оксиду алюмінію і різних домішок. Переработку такого типу шлаку проводять на підприємствах кольорової металургії. Процес в основному складається з таких стадій [1-3]: а) подрібнення шлаку; б) фракційне його розділення; в) водяне вилуговування подрібненого шлаку; г) фільтрування розчину з ціллю розділення солевого розчину та твердого залишку; д) випаровування твердого розчину; ж) сушіння; з) випалювання твердого залишку.

Проведено серію дослідів щодо визначення виходу алюмінію в процесі взаємодії ливарного шлаку, що містить алюміній з каустичною содою

(Na_2CO_3). Попередньо шлак та соду прокалювали у муфельній печі СНОЛ-1.6.2.0.0.8/9-М1 при температурі 450 °С протягом однієї години для видалення вологи та органічних домішок.

Плавки проводили в індукційній печі. В графітовий тигель поміщали алундовий, в останній загрузали подрібнену суміш шлаку з содою. Після цього його ізолювали з зовнішньої сторони каоліновою ватою та вставляли в середину мідної водоохолоджуваної індукційної котушки. Джерелом високочастотного електричного струму, що подавався на індукційну котушку, слугував високочастотний генератор ВЧГ-15. Перед розливанням з його поверхні знімали сипучий шлак і розливали у графітову виливницю. Хімічний аналіз твердого шлаку показав, що він в основному складається з алюмінію натрію. Результати проведених дослідів наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Вихід алюмінію з ливарного шлаку

№ зразка	Маса проби, г	Маса одержаного алмінію, г	Склад шихти	Коефіцієнт вилучення, %
1	300	120	шлак + 2% соди	40
2	300	165	шлак + 2% соди	55
3	300	183	шлак + 2% соди	61
4	300	126	шлак + 2% соди	42
5	300	147	шлак + 2% соди	49
6	300	141	шлак + 2% соди	47
7	300	150	шлак + 2% соди	50

Таким чином, проведені дослідження показали, що металургійним способом можна видалити з ливарного шлаку приблизно 49 % алюмінію.

Список літератури

1. Троицкий И.А., Железнов В.А. Металлургия алюминия. М.: Металлургия, 1984.- 399 с.
2. Колобов Г.А., Бредихин В.Н., Чернобаев В.М. Сбор и переработка вторичного сырья цветных металлов. М. Металлургия, 1992.- С. 288 с.
3. Фомин Б.А., Москвин В.И., Махов С.В. Металлургия вторичного алюминия. М.: Экомет., 2004.- 240 с.

Верзілов О.П., Семенко А.Ю., Куліш Ю.Ю., Гойда Д.І.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

РОЗРОБКА ПРИНЦИПІВ МАТЕМАТИЧНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОДИНАМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ У ДВОКАМЕРНОМУ ПРОМІЖНОМУ КОВШІ І МЕТАЛОПРИЙМАЧІ

E-mail: verzilovalex@gmail.com

Метою проведеної роботи була розробка надійної і прогнозувальної математичної основи для вивчення процесів масопереносу, які є значущими для промислових систем двокамерних проміжних ковшів МБЛЗ або МНБЛЗ, що використовуються на сучасних металургійних мікро-заводах. Тому у базових

пакетах програм для моделювання була створена тривимірна модель двокамерного проміжного ковша (рис. 1).

Результатами розрахунку були значення векторів швидкості і сумарної швидкості, температури, теплового потоку в кожній вузловій точці розрахункової області для кожного часового кроку, які можна представити у табличній і графічній формі. У моделі також є можливість оцінювати кінетичну енергію і її дисипацію, ламінарну і ефективну в'язкість розплаву, напруження і турбулентність у зоні біля стінок і т.п.

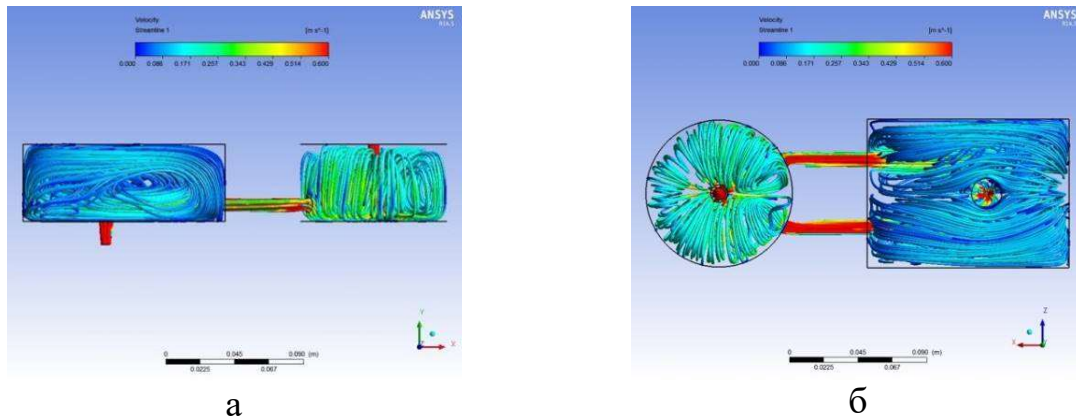


Рис. 1. Лінії струму руху потоків розплаву в двокамерному проміжному ковші в центральній площині симетрії: а) вид збоку, б) вид зверху

В результаті оцінок, виконаних на математичній моделі, встановлено, що гідродинаміка потоків розплаву в області металоприймача істотно змінюється в процесі розливання серії плавів і залежить від розташування струменя, що падає із сталерозливного ковша. В процесі наповнення проміжного ковша, а також при падінні в нього рівня металу спостерігаються нестабільність течії, яка обумовлюється несиметричністю потоків і їх пульсацією. Такі періоди характеризуються нестійкими циркуляційними потоками, виникненням застійних зон і зон прямої течії металу в розливній секції, що збільшує ймовірність потрапляння неметалевих вкраплень з проміжного ковша у кристалізатор.

Дані розрахунків, виконані стосовно центрифугальної камери двокамерного проміжного ковша, оснащеного металоприймачем типу «турбостоп» свідчать про те що: струмінь металу рухається вниз і одночасно зміщується у напрямку обертання, потрапляючи в металоприймач, а потім відбивається від його дна і рухається вгору вздовж внутрішнього контуру металоприймача. Встановлено, що для оптимізації процесів руху конвективних потоків вельми важливим елементом є інформація про закономірності зміни горизонтальної та вертикальної складової швидкості руху потоку розплаву.

Таким чином, розроблена математична модель процесів перемішування і течії рідини в проміжних ковшах МБЛЗ і МНБЛЗ дозволяє отримувати достовірну інформацію про наступні технологічні параметри рідкого металу: поле швидкостей руху розплаву; поле розподілу температури в об'ємі проміжного ковша; поле тисків, створюваних потоками металу і т.п. Тому за її допомогою

можливо виконати якісні та кількісні оцінки ефективності роботи металоприймача стосовно до конкретних умов розливання і корегувати в разі потреби його конструкцію. Крім того, отримані розрахунки дозволяють оцінити і оптимізувати розташування падаючого струменя в центрифугальній частині двокамерного проміжного ковша.

Воронова О.И., Ясюков В.В.
(ОНПУ, г. Одесса)

**ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА
СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ПЯТИКРАТНОМ
ПЕРЕПЛАВЕ**

E-mail: olgaliptuga@ukr.net

При изготовлении литых вставок пресс-форм необходимо решить задачу получения качественного расплава заданного химического состава, свободного от газовых и неметаллических включений, позволяющего получить отливку, идентичную по химическому составу и механическим свойствам отливкам из кованных сталей. Плавка стали проводилась методом переплава в индукционной печи. Этим методом выплавляют преимущественно легированные и высоколегированные стали и сплавы для максимального использования легирующих элементов, содержащихся в шихте.

Для модифицирования сплавов практическое значение имеют поверхностно-активные металлы, характеризующиеся низкой свободой поверхностной энергии в жидком состоянии на границе с воздухом, т.е. минимальными силами сцепления в жидком состоянии, а следовательно, и более низкими температурами кипения (плавления) и твердостью. При этом поверхностная активность металла как модификатора определяется его способностью адсорбироваться на границе расплав – кристалл и характеризуется величиной понижения поверхностной энергии на этой границе. Поверхностная активность модификатора, присутствующего в расплаве, может быть определена по изменению его поверхностного натяжения. Наилучшие результаты при этом достигаются в том случае, когда модифицируемый расплав будет иметь более высокое поверхностное натяжение по сравнению с поверхностным натяжением расплавленного модификатора.

Поверхностное натяжение оказывает значительное влияние на динамическую вязкость металлической жидкости, поэтому модифицирование одновременно улучшает литейные свойства сплавов.

Эффективными модификаторами первого и второго рода являются комплексные раскислители алюминий – кальций – церий – бор, при которых изменяется структура металлической матрицы, улучшается форма неметаллических включений.

Бор выбран из соображений, связанных с рядом факторов и, прежде всего, с модифицирующим влиянием бора на процессы кристаллизации стали, приводящем к значительному измельчению первичных зерен – кристаллитов.

Известна также высокая химическая активность бора по отношению к кислороду и азоту. Повышенная устойчивость аустенита к распаду при переохлаждении, а, следовательно, повышенная прокаливаемость – свойство, определяющее степень однородности структуры и уровень механических свойств термически обработанных деталей. Кроме того, под влиянием бора возможно изменение состава и морфологии избыточных фаз, выделяющихся по границам кристаллов и вторичных зерен в сложнелегированных сталях для улучшения их способности к горячей пластической деформации.

Силикокальций – один из традиционных модификаторов и раскислителей, применяемый при плавке стали. Кальций выполняет раскислительную функцию, образуя продукты раскисления, отличающиеся низким удельным весом и малой адгезией, легко всплывающие на поверхность расплавов, что приводит не только к изменению их состава и морфологии. Кальций выполняет модифицирующую функцию, что непосредственно связано с влиянием кальция на поверхностное натяжение. Кальций, как поверхностно-активное вещество, скапливается в виде «вала» на поверхности растущих зерен первичной кристаллизации, препятствуя тем самым развитию скелетных форм дендритов. Однако, эффект модифицирования кальцием в значительной степени зависит от его растворимости в металле. Чем больше растворимость кальция в металле, тем эффект модифицирования сильнее.

Церий выбран с учетом его модифицирующего и раскисляющего воздействия, а также высокой способности к десульфурации. Учитывая высокую раскислительную способность бора, кальция и церия, непременным условием получения модифицирующего эффекта от введения комплексного модификатора является полное раскисление стали алюминием.

Состав выбранного комплексного модификатора: ферроцерий – 0,1%, ферробор – 0,005%, силикокальций – 0,15%, алюминий – 0,13 %.

Результаты химического анализа пятикратного переплава с модифицированием приведены в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав стали

№ переплава	Химический состав стали, массовая доля %:					
	C	Si	Mo	Cr	V	Mn
1	2	3	4	5	6	7
1	0,34	0,60	1,35	5,50	1,24	0,27
2	0,36	0,62	1,35	5,32	1,20	0,29
3	0,25	0,65	1,37	5,00	1,18	0,30
4	0,37	0,67	1,21	4,50	1,10	0,30

Содержание серы в стали – 0,033%.

На основании проведенных исследований по изучению влияния кратности переплава с комплексным модифицированием на свойства и стойкость стали 40Х5МФС можно сделать вывод, что комплексное модифицирование улучшает прочностные свойства материала и позволяет сохранить их на уровне кованных сталей даже после 5-ти кратного переплава.

Глотка А.А., Гайдук С.В.

(НУ «Запорозьская политехника», г. Запорожье)

**РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ВО ВТОРИЧНЫХ КАРБИДАХ В
ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ**

E-mail: Glotka-alexander@ukr.net

Целью настоящей работы является изучение специфики влияния легирующих элементов на распределение вторичных карбидов в структуре, их топологию и морфологию, а также их состав для многокомпонентной системы типа Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C с помощью расчетного метода прогнозирования CALPHAD (пассивный эксперимент) в сравнении с экспериментальными данными, полученными методом электронной микроскопии (активный эксперимент).

Карбиды $M_{23}C_6$ образуются в сплавах с умеренным или высоким содержанием хрома во время низкотемпературной обработки и в процессе эксплуатации при 760...980 °С вследствие распада карбидов MC и из «остаточного» углерода, растворенного в матрице. Обычно они располагаются по границам зерен, иногда вдоль линий двойников, на дефектах упаковки и концах двойников и могут являться центрами зарождения пластин σ - фазы. В состав карбидов этого типа входят также молибден и вольфрам. Вследствие неблагоприятного расположения по границам зерен карбиды $M_{23}C_6$ могут оказывать отрицательное влияние на предел длительной прочности. Карбиды типа M_6C образуются при температурах 815...980 °С в сплавах с более высоким содержанием тугоплавких элементов вольфрама и молибдена. Преимущественно они выделяются по границам зерен. По сравнению с карбидами типа $M_{23}C_6$ карбиды M_6C более стабильны при высоких температурах.

Хром, один из основных элементов который повышает характеристики коррозионной стойкости современных промышленных ЖНС. В среднем содержание хрома находится на уровне 15% по массе, однако для увеличения жаростойкости его количество может быть поднято до 35% массе. Кроме коррозионных свойств, хром участвует в образовании одного из вторичных карбидов типа $M_{23}C_6$, который присутствует почти у всех ЖНС. Хотя, хром и является элементом, влияющим на образование вторичных карбидов, он оказывает заметное влияние на температуру растворения (выделения) первичных карбидов.

Вольфрам вводится в состав ЖНС с целью повышения уровня температур фазовых превращений, а, следовательно, жаропрочности сплава. Содержание вольфрама в современных жаропрочных сплавах находится в довольно широких пределах 1...16% по массе. Дальнейшее увеличение содержания вольфрама существенно повышает вероятность выделения в структуре ТПУ фаз, особенно α_w . Так, содержание вольфрама до 10% по массе в составе сплава практически не оказывает заметного влияния на температуру растворения (выделения) первичных карбидов типа MC.

Исследования показали, что изменения концентраций вольфрама и молибдена в составе первичных карбидов, может сопровождаться образованием ТПУ фазы, типа Р, если в составе сплава содержание вольфрама 8% по массе и более. При этом, в составе первичных карбидов концентрация хрома и молибдена снижается до 0,47% и 0,06%, соответственно.

Исследования показали, что содержание вольфрама в составе сплава оказывает существенное влияние на концентрацию легирующих элементов во вторичных карбидах. Так, при содержании в составе сплава вольфрама до 10% по массе, концентрация хрома и молибдена изменяется до 74% и 12% соответственно, а если содержание вольфрама в составе сплава превышает 10% по массе, то находятся на уровне 89% Cr и 1,9% Mo.

Гонтаренко В.І., Титаренко В.О., Бажміна Е.А.

(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

УПРАВЛІННЯ ПРИРОДОЮ ВКРАПЛЕНЬ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ СТАЛІ

E-mail: 4723697@ukr.net

Негативний вплив сірки і фосфору в сталі відомо, однак властивості сталі, що містить менше 0,001% цих домішок, вивчені недостатньо. Тому в дослідженні приділяли велику увагу двом напрямкам поліпшення якості електросталі: підвищенню чистоти по шкідливим домішкам і раціональним процесам модифікування. Значний теоретичний і практичний інтерес представляє дослідження по визначенню порівняльного питомого впливу цих двох факторів. Для відповідального обладнання нової техніки в останні роки замість вуглецевих широко застосовують економнолеговані сталі типу марганцевих 110-35ГЛ (литі) і 09Г2, 15Г, 40Г (деформовані).

Плавки проводили в індукційних електропечах на чистій шихті фракційним легуванням і модифікуванням, вміст сірки та фосфору змінювали за рахунок присадок сірчистого заліза і ферофосфору. Як модифікатори застосовували силікокальцій, силікобарій, фероцерій, силіциди РЗМ і інші.

Неметалеві вкrapлення вивчали комплексними методами при візуальному перегляді шліфів, визначали тип вкrapлень 1-2-3 і ступінь забруднення сталі шляхом підрахунку об'ємним (V, %) і лінійним методом (і), що дозволило об'єктивно оцінити вплив вмісту кисню, сірки та модифікаторів на властивості сталі.

Матеріали показують вирішальний вплив хімічного складу важких неметалевих вкrapлень на ступінь чистоти сталі та рівень її властивостей.

Рівень ударної в'язкості цих зразків дуже близький і, певною мірою, відображає ступінь чистоти та природи вкrapлень у сталі. Поздовжні зразки меншою мірою характеризували ступінь забрудненості сталі та не були представницькими для оцінки її якості.

Встановлена однозначна залежність між вмістом сірки, кількістю сульфідних вкrapлень і показниками механічних властивостей. В умовах стабіль-

ного розкислення алюмінієм (0,03...0,06% спектрального) вміст кисню становив 0,003...0,004% і рівень забруднення оксидами залишався приблизно постійним. Загальна забрудненість вкрапленнями значною мірою визначалася вмістом сірки в сталі. У плавках модифікованих глобуляризаторами, внаслідок укрупнення вкраплень, об'ємний відсоток їх зростає, у той час як індекс забруднення змінювався незначною мірою, оскільки при цьому методі контролю більшою мірою враховувалася форма вкраплень.

Методами електролізу виділяли оксидний залишок і мікрохімічними методами визначали його склад. Встановили, що в оксидному залишку плавки, модифікованих кальцієм і церієм, помітно знижується вміст глинозему і присутні оксиди кальцію і церію, при помітному підвищенні кремнезему. Останнє сприяє процесам глобуляризації вкраплень.

Типові неметалеві вкраплення додатково вивчали методом локального рентгеноспектрального аналізу на установці МАР-2. Для отримання інформації про зміну концентрації елементів електронний промінь проводили за маршрутом найбільшої осі поверхні вкраплення. За умовний критерій вмісту елементів брали величину інтенсивності випромінювання – число імпульсів за секунду. Рентгеноспектральний аналіз підтвердив дані металографічного аналізу – в сталі, розкисленій алюмінієм, вкраплення склалися, в основному, з оксисульфідів марганцю, при додатковому модифікуванні кальцієм – з марганце-кальцієвих оксисульфідів, у сталі модифікованій церієм переважали складні церієво-марганцеві оксисульфідів. Комплексний аналіз дозволив пояснити механізм глобуляризації вкраплень (перехід з 3 в 1 тип). У модифікованій сталі, крім поліпшення форми вкраплень, очищалися границі зерен, подрібнювалася структура, знижувався вміст газів, помітно підвищувалася фізична щільність.

Позитивний вплив глобуляризаторів в тій же мірі позначався і на властивостях деформованої сталі: поліпшувалися однорідність і гранулярність структури, поліпшувалася природа вкраплень, відповідно зростала ізотропність показників властивостей і холодостійкість. Зменшувалися макродефекти типу волосовин, ниток, шиферності. При деформації вкраплення зберігали округлу форму та не витягувалися в рядки та нитки. При цьому пластичність і особливо ударна в'язкість у поперечних зразках істотно зростали.

Гурія І.М., Осняков І.В.

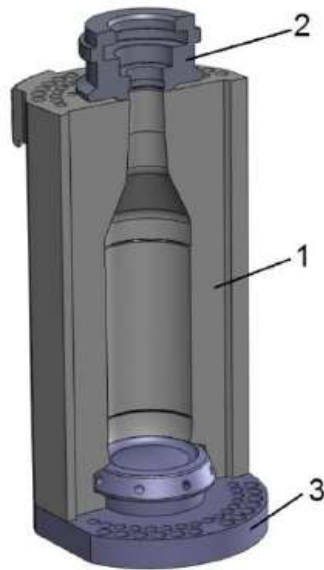
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ФОРМИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ ЗІ СКЛА

E-mail: guriya@ukr.net, ivanosnyakov@gmail.com

Для виготовлення порожнистих скляних виробів застосовують металеві литі формові комплекти. Формовий комплект являє собою сукупність формують елементів (рис. 1): піддон, напівформи і горлове кільце, які повинні мати особливий клас точності і високі показники експлуатаційної надійності.

Головна проблема виготовлення заготовок склоформ полягає в підборі матеріалу, який забезпечить необхідні експлуатаційні властивості виробу, а саме: високу термостійкість поверхонь, що контактують з розплавленим склом; підвищену теплопровідність формового комплексу; високу окалинотійкість, ростостійкість і можливість оброблення різанням. При цьому безперебійну роботу протягом тривалого періоду в умовах циклічності процесу можуть забезпечити матеріали, які: мають високу міцність для протистояння ударним навантаженням з боку розплавленого скла та інших вузлів формових комплектів; чинять опір термічній втомі в зонах циклічних термічних ударів; перешкоджають дифузії елементів; мають мінімальні структурні перетворення в процесі накопичення кількості теплових змін [2].



1 – напівформа чистова, 2 – кільце горлове, 3 – піддон

Рис. 1. Частина формового комплексу [1]

З огляду на зазначений широкий спектр властивостей, лише незначна кількість матеріалів є здатною до високошвидкісної експлуатації протягом тривалого часу в умовах циклічності процесу роботи.

Загальносвітова тенденція свідчить, що на даний момент безальтернативним матеріалом для деталей склоформ є чавун [3].

Вирішення зазначеної актуальної проблеми знаходиться на міждисциплінарній площині матеріалознавства та ливарного виробництва, та вимагає забезпечення комплексу необхідних властивостей деталей, починаючи з етапу виготовлення литої заготовки склоформи.

Література:

1. Александров М. В. Разработка химических составов и технологии получения низколегированных термостойких чугунов для деталей стеклоформ: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.16.04 "Литейное производство" / Александров М. В. – Нижний Новгород, 2013. – 18 с.

2. Леушин И. О. О способах управления высокоуглеродистой фазой чугуна для отливок стеклоформ, изготавливаемых на основе сплава ЧС5Ш / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков // Вестник ЮУрГУ. – 2013. – Т. 13, № 2. – с. 58-64.

3. Леушин И. О. Теплофизические параметры эксплуатации деталей чугунных стеклоформ / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков // Литейное производство. – 2013. – № 1 (13). – с. 50-52.

Дем'янов О.І.¹, Коржик В.М.¹, Jianglong Yi², Щерецький В.О.³
(¹*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, м. Київ, Україна;* ²*Guangdong Welding Institute of GDAS, м. Гуанчжоу, Китай;* ³*ФТІМС НАН України, м. Київ, Україна*)

**ЗАСТОСУВАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ КОМПОНЕНТІВ У
ПРИСАДЖУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛАХ ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ**

E-mail: vn@paton.kiev.ua

Тенденції розвитку сучасного машино-, авто-, авіа- і кораблебудування свідчать про стійке зростання попиту на легкосплавні елементи конструкцій для зниження ваги вузлів і механізмів, і зниження енерговитрат палива. Поява нових алюмінієвих сплавів і матеріалів на їх основі, гостро ставить питання забезпечення їх надійного з'єднання в конструкції. При цьому, класичні зварювальні присаджувальні сплави на основі систем легування Al-Mg та Al-Si вже не забезпечують необхідний рівень механічних властивостей. Поряд з використанням новітніх високоміцних алюмінієвих сплавів, росте кількість композиційних матеріалів, що складаються з матриці алюмінієвого сплаву і наповнювача. Такий підхід дозволяє істотно підвищити експлуатаційні характеристики зварного з'єднання в порівнянні з монометалічним зварним швом. Основна проблема зварювання нових багатокомпонентних алюмінієвих сплавів це недостатній рівень властивостей зварного шва, а також вигорання легувальних елементів під час зварювання. З іншого боку, зварне з'єднання композиційних матеріалів з використанням стандартних зварювальних алюмінієвих дрітів має рівень механічних властивостей нижче композиційного матеріалу, що виготовлено на основі алюмінієвих сплавів, зміцнених композиційною складовою. Шляхом термодинамічного розрахунку, проаналізована ймовірність та встановлені параметри контактної взаємодії нанорозмірних частинок (WC, TiC, TiB₂) з розплавами присаджувального матеріалу для зварювання алюмінієвих сплавів. На основі встановлених закономірностей міжфазної взаємодії в розглянутих системах «сплав алюмінію – дисперсні частинки», можна сформулювати рекомендації щодо вибору комбінацій матричного сплаву алюмінію і зміцнюючої-модифікуючої добавки у вигляді тугоплавких частинок з урахуванням ймовірної їх взаємодії і модифікувального ефекту на мікроструктуру металу зварного шва. Встановлено, що зварювальні алюмінієві системи Al-Si (типу АК), що містять 5 і

більше мас. % кремнію в своєму складі є перспективними матеріалами для зміцнення високодисперсними частинками карбіду вольфраму WC , які модифікують фазу кремнію в мікроструктурі сплаву. Присутність кремнію в кількості до 1 мас. % в системі $Al-TiC$ практично не впливає на взаємодію частинок карбіду титану розплавом алюмінію. Збільшення концентрації вмісту кремнію призводить до утворення силіцидів титану ($TiSi$, $TiSi_2$) із рідкої фази, подальше підвищення вмісту кремнію тільки посилює взаємодію в даній системі, яка може нести загрозу взаємодії і деградації нанорозмірних частинок карбіду титану при їх використанні як модифікувальної добавки для зварювальних присаджувальних матеріалів, що містять у своєму складі більше 5% кремнію. Тому як модифікатори ультрадисперсні частинки карбіду титану прогнозовано будуть дієвіші для сплавів системи $Al-Mg$ (типу AMg), де їх взаємодія з розплавом менш імовірна, а продукти реакції не знижують модифікувального ефекту. Модифікувальну добавку дибориду титану в присаджувальні матеріали на основі алюмінієвих сплавів можна вважати термодинамічно стабільною, але при цьому такий модифікувальний ефект якої незначний щодо інших вивчених в даній роботі добавок.

Ця робота виконана в рамках проекту, що виконується в рамках двостороннього договору про науково-технічне співробітництво між Урядом України та Урядом Китайської Народної Республіки та технічного проекту провінції Гуандун (20180508).

Дорошенко В.С., Смолянська В.Ф.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ПРО ВВЕДЕННЯ МОДИФІКАТОРА В ПРИДОННУ ЧАСТИНУ КОВША ПРИ ОТРИМАННІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

E-mail: doro55v@gmail.com

При литті високоміцного чавуну (ВЧ) з кулястим графітом отримали поширення $Mg-Si-Fe$ (ФСМг) лігатури з 5...7 мас. % Mg , а сендвіч-процес є найбільш використовуваним для виробництва ВЧ та має той недолік, що модифікатор на дні ковша, як правило, привантажують сталевим чи чавунним скрапом, чавунною стружкою, металевою плиткою з отворами тощо. Для розплавлення цього вантажу перегрівають розплав вихідного чавуну, контакт якого з модифікатором знижує ступінь засвоєння магнію через збільшення швидкості його пароутворення і швидке видалення з металу, а також ростуть енерговитрати та тривалість виплавки вихідного чавуну. За даними Волощенко С.М. при введенні $Mg-Si-Fe$ модифікатора з 6% Mg на дно ковша без привантаження ступінь засвоєння Mg складає 27%, а з привантаженням чавунною стружкою – 34%.

Для спрощення подавання модифікатора типу ФСМг у ФТІМС НАНУ розроблено ряд способів, зокрема з оснасткою типу «труба (гільза) – поршень»

(пат. 139557 UA, опубл. 2020) для витискання поршнем зі штоком подрібненого модифікатора з труби в придонний шар розплаву чавуну в конічному (циліндричному) ковші (з коромислом для перевезення краном) шляхом руху поршня відносно труби, після чого трубу з поршнем і штоком видаляють з ковша. Спочатку трубу з модифікатором і закріпленим до неї поршнем зі штоком після опускання в ківш ставлять вертикально на його дно, шток поршня упирають в коромисло ковша, розкріплюють поршень від труби, заливають вихідний чавун у ківш і зразу витискують модифікатор в розплав чавуну рухом труби краном вгору відносно непорушного поршня, зразу після цього виймаючи краном оснастку труба-поршень з ковша. Описано кілька варіантів застосування такої оснастки. Поршень роблять масивним, щоб служив «холодильником» для труби, яку кілька разів фарбують протипригарною фарбою, якщо вона металева, або беруть графітову чи шамотну трубу.

За пат. 131906 UA (опубл. 2019) для цехів, де застосовують вакуумування ливарних форм, запропоновано спосіб утримання модифікатора на дні ковша по методу виготовлення вакуумно-плівковою формовкою піщаного стрижня (з подрібненого модифікатора) і присмоктування його до дна ковша, в який заливають вихідний чавун. Герметизують такий стрижень алюмінієвою фольгою, у стрижень вводять вертикальну сталеву трубку для його вакуумування, і трамбують його в сипкому стані, притискаючи до дна ковша. Зверху стержень покритий фольгою, знизу без фольги стикується з ковшем. Верхній кінець трубки підключають до вакуум-насоса. Загерметизований модифікатор в чавуні не може спливи, бо вакуумом тримається на дні і на ньому миттєво «намерзає» тонка корка чавуну завдяки вакууму і масиву більш холодного модифікатора, потім вакуум відключають і трубку видаляють. Трубку зі сталі фарбують вогнетривкою фарбою, за короткий час в рідкому чавуні вона не встигає оплавитись.

Також головним технологом ФТІМС НАНУ Раздобаріним І.Г. випробувано спосіб замішування сипкого модифікатора з рідким склом, формовки такої «палянички» у стик до дна ковша і її висушування разом з підігріванням ковша. Рідким склом модифікатор приклеювався до дна і повільно розчинявся в розплаві чавуну.

Простота способів для подавання модифікатора в придонний шар чавуну в типових (неспеціалізованих) заливних ковшах при відпрацюванні нескладних операцій, не чинять ускладнень з огляду техніки безпеки для плавильників чи заливальників металу. Неперегрітий метал сприяє кращому засвоєнню магнію і зменшує піроефект при модифікуванні за допомогою легковуглих лігатур.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

ОПЕРАЦИИ ФОРМОВКИ, ОЧИСТКИ ПРИ ЛИТЬЕ МЕТАЛА И ТЕРМООБРАБОТКИ ОТЛИВОК В ОДНОМ ЛТО-ПРОЦЕССЕ

E-mail: doro55v@gmail.com

Термообработке (ТО) подвергается до 30% деталей в авто- и сельскохозяйственном машиностроении. При литье после затвердевания отливки в песчаной форме для энергосбережения и сокращения цикла производства отливок с ТО предложен ЛТО-процесс, как совмещение литья с ТО. Наиболее приемлемое для этого литье в песчаных вакуумируемых формах, песок из которых без связующего обретает сыпучесть после прекращения вакуумирования и не препятствует удалению горячей отливки из формы.

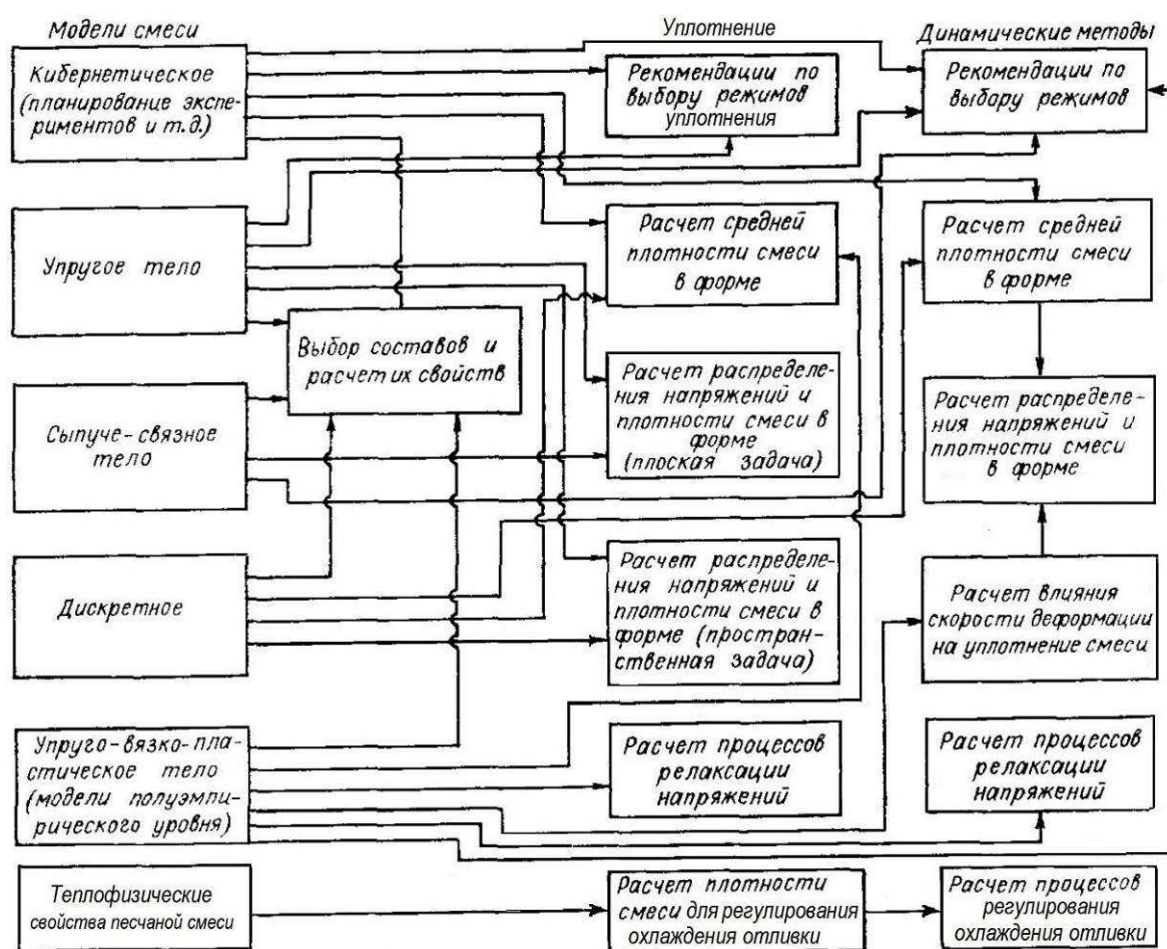


Рис. 1. Схема моделирования решения задач по технологии литейной формы

Для случаев прилипания песчаных слоев, литейной краски к поверхности отливки, или местных следов пригара предложена закалка горячей отливки (красного цвета) в потоке воздушно-песчаной смеси в виде пескоструйной обработки. При этом отливку в камере подвешивают или помещают на решетчатый вращающийся стол, а также возможно использование двух и более сопел или щелевых сопел. В камере пескоструйной обработки неметаллический

налет удаляется с поверхности отливки вместе с ее охлаждением, а разная степень усадки при охлаждении горячих металла и остатков удаляемых песчаных слоев на отливке способствует их легкому отделению, что допустимо также для железоуглеродистых отливок, выбитых в аустенитном состоянии из песчано-глинистых форм по-сырому. Охлаждение отливки в абразивно-закаливающей среде доступно для автоматизации, в т. ч. с роботами-манипуляторами. Такая абразивноструйная обработка горячей отливки из аустенитного состояния также экономит время и энергоресурсы производства методом взаимного дополнения операций (закалка + очистка). Для точного контроля температуры начала закалки горячей отливки можно помещать ее в камеру для короткой изотермической выдержки. Задача быстрого удаления горячей отливки из литейной формы с подачей на ТО представляет собой некую инженерно-технологическую проблему. Если «классическая» основная проблема (1) технологии литейной формы – оптимальное упрочнение формовочной смеси для получения отливки требуемого качества. То для ЛТО-процесса также важно решение обратной проблемы (2) быстрого разупрочнения песчаной формы для извлечения горячей отливки для ТО. Методика моделирования упрочнения формовочной смеси для решения проблемы (1) предложена по схеме (рис. 1) на основе монографии «Формовочные процессы» / Б. Б. Гуляев, О. А. Корнюшкин, А. В. Кузин, 1987. Связи «задача-модель» показаны стрелками. Для решения проблемы (2) быстрого разупрочнения смеси нами предложено использование аналогичных моделей с доведением математического аппарата и расчетных зависимостей (главным образом, из механики сплошной среды) до конкретных инженерно-технологических применений.

Дорошенко В.С.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

**ПОЄДНАННЯ РІЗНИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ У СКЛАДІ
ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Актуальність зменшення відходів і декарбонізації промисловості полягає в заміні органічних технологічних матеріалів на неорганічні для зменшення викидів CO_2 і глобального потепління. Важливою проблемою ливарного виробництва є створення екологічно безпечних формувальних та стрижневих піщаних сумішей. У ФТІМС НАНУ створена під керівництвом проф. Шинського О. Й. піщана суміш зі зв'язувальним матеріалом з відходів пінополістиролу (ППС), яка відрізняється тим, що в суміш ще додають 1,0...1,5% мас. рідкого скла, а виріб із неї у сирому стані до видалення з оснастки продувають вуглекислотою (пат. 88670 UA, опубл. 2009). Переваги цієї суміші в тому, що вона сприяє утилізації відходів ППС, компонент якого дає високу міцність суміші на рівні сумішей з органічними смолами. Така суміш легко вибивається, а поєднання органічного зв'язувального з рідким склом дає

достатню сиру міцність стрижню, щоб його видалити з оснастки і завдяки підсушці при температурі порядку 120 °С отримати високоміцну суміш, висушивши розчинник ППС. Без додання рідкого скла такі стрижні раніше сушили на драйерах. За аналогією з розглянутою сумішшю, виникла ідея щодо піщаних металофосфатних сумішей, стрижні з якими проходять теплову сушку [1]. Такі суміші від поширених неорганічних піщано-рідкоскляних сумішей відрізняють вища термостійкість, краща здатність до вибивання та більш безпечні умови утилізації відходів. А, оскільки багато стрижневих сумішей мають органічні зв'язувальні (зокрема, смоляні, більш дорогі за вартістю) з пов'язаними з ними газовими й твердими забрудненнями робочої зони і навколишнього середовища, то останні неорганічні суміші мають переваги. Ортофосфорну кислоту, введену в суміш авторами [1], навіть застосовує харчова промисловість як добавку (Е338) при виробництві газованої води як регулятора кислотності тощо. Щодо поєднання двох зв'язувальних матеріалів у складі піщаних сумішей, то додатково до багатообіцяючих металофосфатних має перспективу рідке скло, зокрема за CO_2 -процесом, аналогічно піщаній суміші з ППС, або прототипи сумішей з гіпсом чи цементом, як гідратаційних в'язучих, що утворюють в контакт з водою кристалогідрати.

У ФТІМС НАНУ відпрацьовано ряд сумішей з кристалогідратами для виготовлення піщаних оболонкових форм за крижаними моделями. Досліджено швидкість тверднення сумішей шляхом вистоявання, помірного (40...100 °С) нагрівання, застосування прискорювачів тверднення чи додавання до складу суміші цементу швидкісного тверднення марки «Аквафікс». Додавання цементу в суміші стрижнів для лиття залізобетонних сплавів сприятиме покращенню вибивальності, для лиття кольорових сплавів таку роль виконуватиме гіпс, а їх поєднання здатне регулювати цю немаловажну технологічну характеристику.

Таким чином, створення комбінованих (гібридних) на основі піщано-фосфатних сумішей шляхом поєднання чи взаємного доповнення різних неорганічних зв'язувальних матеріалів у складі сумішей має певні перспективи і потребує експериментальної перевірки та відпрацювання способів їх замішування і застосування в піщаних формах та стрижнях. Такі суміші за технологічними характеристикам будуть наближатись до самотвердних, а їх неорганічний склад матиме екологічні переваги над сумішами з органічними компонентами при наближенні до показників міцності останніх.

Література:

1. Лютий Р.В., Тишковець М.В., Люта Д.В. Дослідження процесів зміцнення стрижневих сумішей з ортофосфорною кислотою і алюмовмісними матеріалами різного класу // Physics and chemistry of solid state. - 2020. - V. 21, N 1. - P. 176-184.

Дорошенко В.С.

(ФТИМС НАН України, г. Київ)

О РЕГУЛИРОВАНИИ ТВЕРДОСТИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИ ЗАКАЛЕННОГО ЧУГУНА В ОТЛИВКАХ

E-mail: doro55v@gmail.com

В последние годы возрос интерес к повышению прочности чугуна и стали с помощью изотермической закалки для получения двухфазных [1] или многофазных [2] микро- и макронеоднородных структур (аусферрит, бейнит, мартенсит и т.п.), в частности, в отливках. Примером этого являются двухфазные (dual phase) по металлической матрице изотермически закаленные DP-ADI чугуны, структура которых состоит из аусферрита, свободного (проэвтектоидного), пересыщенного углеродом феррита и графита. DP-ADI чугуны обладают большей пластичностью, чем обычные ADI, состоящие из аусферрита и графита [1]. На рис. 1 [3] показаны вертикальные разрезы тройной диаграммы Fe-C-Si параллельно стороне Fe-C при Si = 2,0% и Si = 3,8%.

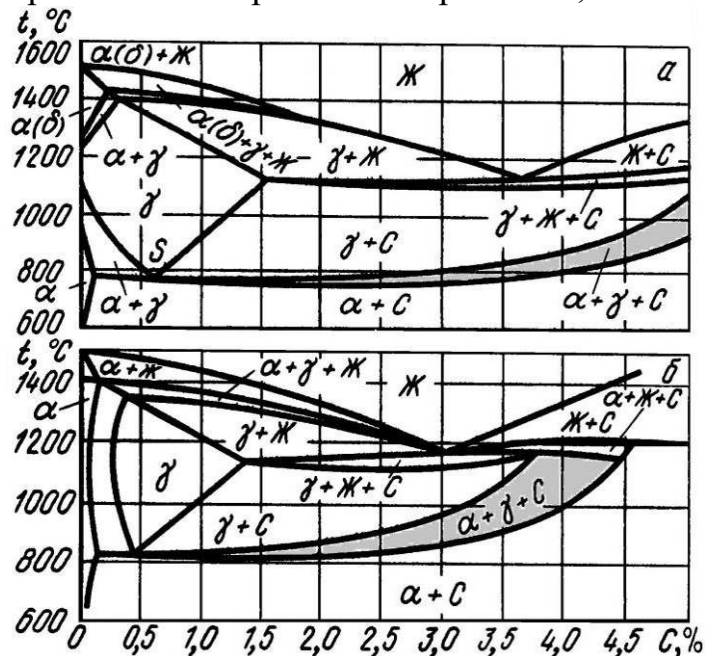


Рис. 1. Вертикальные разрезы тройной диаграммы Fe-C-Si параллельно стороне Fe-C при Si = 2,0% (а) и Si = 3,8% (б) [3]: α – феррит, γ – аустенит, Ж – жидкость, С – углерод (графит); область межкритического интервала температур (МКИТ) окрашена серым цветом.

Температурой закалки из межкритического интервала и с изотермической выдержкой обеспечивается доля (%) в структуре DP-ADI свободного (проэвтектоидного) пересыщенного углеродом феррита и тем самым регулируется твердость DP-ADI. Так, в образцах из работы [1] при доле 18% и 79% такого феррита (остальное – аусферрит и графит) твердость DP-ADI соответственно равнялась 300 и 178 НВ. Двухфазная металлическая матрица DP-ADI может обеспечивать широкий диапазон механических свойств в зависимости

от относительного соотношения компонентов проэвтектоидного феррита и аустеррита, тем самым регулируя свойства графитизированных чугунов [1], в т. ч. повышая обрабатываемость чугунных отливок.

Во ФТИМС НАНУ в 2018-19 гг. получены патенты Украины №№ 123731, 131581, 131907, 131968, 133701 137850 (описание их есть на сайте Укрпатента) на способы взаимного дополнения литья и термообработки (ЛТО-процесс), суть которых состоит в извлечении из песчаной формы горячей отливки (из чугуна / стали) в аустенитном состоянии, выдержки ее до требуемой температуры и проведении изотермической закалки, с учетом новых методов [1, 2] получения двух- и многофазных структур с повышенными механическими свойствами.

Литература:

1. Eric Cekic O., Rajnovic D., Sidjanin L. et al. Dual Phase Austempered Ductile Iron - The Material Revolution and Its Engineering Applications // Computational and Experimental Approaches in Materials Science and Engineering. CNNTech. – 2019, September. - P. 22-38.

2. Малинов Л. С. Технологии обработки, реализующие концепцию получения в сталях и чугунах многофазной микро- и макронеоднородной структуры с метастабильным аустенитом для повышения их свойств // Университетская наука - 2019: Междунар. научно-техн. конф.: тез. докл. ГВУЗ «ПГТУ». Мариуполь: ПГТУ, 2019. - С. 99-101.

3. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.: Metallurgy, 1989. – 456 с.

Дорошенко В.С.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)
ОБОЛОЧКОВЫЕ ЛИТЫЕ КОНСТРУКЦИИ ДЛЯ
ВЕТРОЭНЕРГЕТИКИ
E-mail: doro55v@gmail.com

В теории упругости тонкими считаются пластинки, имеющие отношение толщины к наименьшему размеру в плане в пределах 1/5-1/10. Оболочки являются более сложными объектами как тела, ограниченные двумя криволинейными поверхностями, расстояние между которыми (толщина оболочки) мало по сравнению с другими характерными размерами. В литейном производстве к оболочковым относятся многие корпусные отливки, корпуса редукторов, печей, ванн, блоков цилиндров, трубопроводной арматуры, боеприпасов, люков, контейнеров для захоронения отходов и т. п. Как правило, производство таких отливок требует наличия сложнофасонных и нередко крупных песчаных стержней или болванов, а снижение веса при сохранении прочности отливок является важной задачей их конструирования с учетом, что свойства их поверхностного слоя отличаются от свойств металла в объеме.

Литьє по газифіцируемим моделям (ЛГМ) убираєт из литейного цеха песчаные стержни, позволяет создавать литниковые системы разнообразных конструкций для питания расплавом металла тонких стенок, а сухой песок как наполнитель формы заполняет сложные каналы и изгибы поверхности моделей часто более эффективно, чем песчаная смесь со связующим, что, в целом, значительно удешевляет отливки, особенно мелкосерийных партий.

К типовым оболочковым отливкам можно отнести конструкции для ветроэнергетики (рис. 1), расширение производства которых актуально сегодня. За последние два года прирост мощностей новых ветровых (ВЭС) и солнечных станций в Украине увеличился в семь раз, а в 2035 г., согласно Энергетической стратегии Украины, доля производимой ими электроэнергии должна составить 25% от выработки общего количества электроэнергии в стране [1]. Примеры производства литейных пенополистирольных моделей показаны на рис. 2.



Рис.1. Типовые металлические отливки для ВЭС [2, 3]



Рис. 2. Изготовление крупных литейных моделей отливок типа большой стальной рамы, деталей редуктора и гондолы

Литература:

1. Козлов О.Ю. та ін. Аналіз стану та тенденції розвитку відновлюваної енергетики в Україні // Bulletin of the National Technical University "KhPI". Ser.: Hydraulic machines and hydraulic units. – 2019. - № 2. – С. 117-120.

2. Вережкин А.Г., Ромашов К.Н. Производство крупных чугунных отливок для ветряных электростанций на оборудовании фирмы FАТ по ХТС-процессу на заводе Meuselwitz Guss, Германия // Литейщик России. – 2008. - №9. - С. 41-47.

3. Григорьева Е.В. Производство крупных отливок для энергосиловых установок на оборудовании фирмы FАТ, Германия по ХТС – процессу // Литье Украины. - 2015. - №3. - С. 10-15.

Дорошенко В.С.¹, Янченко О. Б.²

(¹ФТИМС НАН України, м. Київ; ²ВНТУ, м. Вінниця)

**ПЕРСПЕКТИВИ ВПРОВАДЖЕННЯ ГРАФІТИЗОВАНОЇ СТАЛІ ДЛЯ
ВИРОБНИЦТВА ДЕТАЛЕЙ, ПРАЦЮЮЧИХ В УМОВАХ ТЕРТЯ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Використання у виробництві для виготовлення деталей машин та інструмента, які працюють в умовах третя, графітизованих сталей відкриває нові можливості за рахунок особливих фізико-механічних властивостей цих матеріалів. Для повної чи часткової графітизації у виробничій практиці традиційно застосовують високовуглецеві заевтектоїдні графітизовані сталі з вмістом вуглецю 1,0...1,7%. При виготовленні виливків з графітизованої сталі після охолодження з литого стану весь вуглець, як правило, знаходиться у вигляді хімічного з'єднання з залізом, цементиту. Основний недолік цих сталей у порівнянні з чавуном – велика тугоплавкість та відповідно менша рідкотекучість і формозаповнюваність при литті, це стосується марок графітизованих сталей ЭИ293; ЭИ336; ЭИ366.

В результаті проведених експериментальних робіт розроблено нові склади зносостійкого, антифрикційного та добре оброблюваного сплаву, що має ливарні властивості, близькі до чавунів, але механічні властивості, характерні для сталей та високоміцних чавунів [1]. Для такого поліпшення характеристик вміст вуглецю у графітизованих сталях підвищили до 1,8...2,2% (тобто до границі між сталями та чавунами), вміст кремнію до 1,8...2,2%, а також, що відноситься до новизни, виконали легування сплаву поверхнево-активним елементом – сіркою, вміст якої підвищили до 0,15...1,0%.

За оглядом літератури та дослідним шляхом верхню границю вмісту сірки визначили так, що вище 1% розплав має тенденцію до розшарування на два розплави – високовуглецевий низькосірчистий та низьковуглецевий високосірчистий, тому внаслідок цього різко підсилюється мікро- та макроліквідаційна неоднорідність виливків. Зниження механічних властивостей сталі при цьому стає неприпустимо великим.

Високі зносостійкі властивості сірчистих високовуглецевих сплавів (у тому числі литих та спечених) обумовлені тим, що за умов тертя в структурі сплаву в зонах фазового контакту на границі між метало-сульфідним включенням та металевою матрицею відбувається контактне плавлення («зворотна» евтектична реакція) з утворенням легкоплавкої сірчистої евтектики, яка починає

відігравати роль рідкого мастила, що попереджає подальше локальне зношування у цій зоні. Цим пояснюються високі антифрикційні властивості таких сплавів в умовах сухого та граничного тертя. До того ж зносостійкість підвищує графіт в структурі сталі, який разом із сіркою сприяє оброблюваності сталі на металорізальних верстатах, бо обидва збільшують крихкість стружки без можливості утворення витой стружки.

Вміст марганцю у сталі є похідним від вмісту сірки. При 0,15...0,20% S мінімальний вміст Mn, при якому не утворюються сульфіди типу сульфідів Fe, коливається в межах 1,0%...1,3%, при цьому він практично не впливає на тривалість першої стадії графітизації сталі.

Проведенні дослідження виявили оптимальний інтервал вмісту марганцю, який становить 0,4...1,3%. Чим менше відношення (% Mn / % S), тим компактніші вкраплення графіту, але тим гірші умови відпалу сталей, що графітуються. Тому сталі з підвищеним та високим вмістом сірки, порівняно з традиційними графітованими, мають значно кращі триботехнічні властивості та вимагають більш тривалого графітувального відпалу.

Література:

1. Савуляк В. І., Янченко О. Б. Економічні технології високоміцних графітованих сплавів заліза: монографія. – Вінниця: Вінниц. нац. техн. ун-т. – ВНТУ, 2014. – 159 с.

Дьяченко Ю.Г.

(ДДМА, м. Краматорськ)

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ НА МЕТАЛОВИРОБАХ ПРИ ДИФУЗІЙНІЙ МЕТАЛІЗАЦІЇ

E-mail: dyachenko.yurij.1978@gmail.com

Зносостійкість виробів після дифузійної металізації визначається твердістю і глибиною шару, а у ряді випадків також твердістю основного металу. Твердість шару визначається видом зносу, а глибина – умовами зносу. Передбачати перспективи раціонального використання того або іншого покриття можна в першу чергу по структурі поверхневого шару на всій його глибині. Щільний шар на невеликій глибині, а потім голкоподібний на всій частині, що залишилася, як, приклад, після борування, можна використовувати для деталей, що працюють в умовах абразивного зносу з невеликими контактними навантаженнями, що виключають продавлювання шару, а також що допускають мікронний знос контактуючих поверхонь.

В умовах ударно-абразивного зносу необхідно, щоб шар по всій глибині складався з твердих зносостійких часток, роз'єднаних між собою м'якою складовою.

В умовах рідинного тертя корисною є наявність мікротріщин в твердому поверхневому шарі контактуючої частини втулки або валу для утримання мастила.

При великому питомому тиску в зоні контактних поверхонь необхідно, щоб під зносостійким поверхневим шаром основний метал мав високу твердість, достатню для запобігання продавлюванню шару. Високу твердість металу підповерхневого шару можна забезпечити лише гартуванням. При виборі режимів гартування потрібно унеможливити утворення тріщин у поверхневому шарі.

У зв'язку з викладеним, відомі способи борохромування, бороалітування та борохромоалітування аналізуються з позиції їх зносостійкості, будови отримуваних шарів, вживаної термообробки для зміцнення основного металу.

Метою роботи є теоретичний аналіз процесів комплексного нанесення покриттів на металовиробах та виявити оптимальний спосіб одержання зносостійких покриттів у процесі дифузійної металізації.

Для досягнення поставленої мети були проаналізовані літературні дані щодо покриттів отриманих комплексним насиченням бором, хромом і алюмінієм у різних насичуючих сумішах з позиції їх зносостійкості. Процеси дифузійної металізації розглянуті окремо – борохромування, бороалітування і борохромоалітування.

Серед великої кількості методів нанесення покриттів, перспективним є метод одержання дифузійних шарів у порошкових сумішах. Перевагами методу є простота й доступність застосування, оснащення, тобто застосування контейнера із плавким затвором, що виключає порушення екологічної безпеки навколишнього середовища, а також виключається застосування спеціального устаткування.

Уведення до складу двокомпонентної порошкової суміші третього компонента дозволить формувати на поверхні виробів зносостійкі покриття з необхідними властивостями. Найбільш перспективним є процес комплексного насичення бором, хромом і алюмінієм, коли є можливість до мінімуму скоротити енергетичні витрати на проведення процесу й одержати максимальний ефект від поліпшення зносостійкості металовиробів.

Дячок Д.Р., Кочешков А.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ХУДОЖНЄ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИПАЛЮЮТЬСЯ

Ливарне виробництво є однією з галузей художньої та технічної творчості світової культури, знане з часів найдавніших цивілізацій. Художнє литво органічно поєднує в собі красу і користь, естетику і функціональність, це синтез мистецтва та технічної творчості. Використання технологій художнього литва надзвичайно широке: архітектура (малі архітектурні форми – найчастіше чавун), скульптура (пам'ятники, монументи, меморіальні дошки, настільна пластика – бронза), ювелірне мистецтво (натільні і платтяні прикраси – сплави шляхетних металів) [1].

Лиття за моделями, що випалюються – виготовлення виливків заливанням розплаву в разову форму, робоча порожнина якої отримана після випалювання моделі з каніфолі, блочного полістиролу, пінополістиролу та інших пластмас у прес-формах [2, 3].

Прообразом цього сучасного процесу виготовлення виливків є відомий з глибокої давнини метод формоутворення за восковими моделями, що витоплюються. Спосіб застосовується в багатьох країнах для виготовлення прикрас, ритуальних виробів, виробів побутового призначення та зброї переважно із бронзи і дорогоцінних металів.

Литво за моделями, що газифікуються, як промисловий технологічний процес з'явився понад 70 років тому. Його головним призначенням було підвищити точність литва при значному зменшенні витрат на обладнання і матеріали, при цьому спосіб дає можливість виготовляти виливки складної конфігурації з будь-яких ливарних сплавів, масою від десятка грамів до сотень кілограмів, з товщиною стінки до 1 мм, з точністю 2...5 класів. Така низка переваг відкриває можливість спробувати альтернативний підхід до створення литих художніх композицій.

У даній роботі наведено досвід використання цього способу лиття для виготовлення художнього виливка за природною моделлю органічного походження, а саме живої квітки – хризантеми сантіні.

Послідовність операцій була наступною:

1. Моделювання композиції та елементів ливникової системи (рис. 1).
2. Приготування формувальної суміші, заповнення нею опоки (рис. 2).
3. Вакуумування форми-моноліту.
4. Прожарювання.
5. Шихтовка і плавлення металу (рис. 3).
6. Заливання методом вакуумного всмоктування.
7. Вибивання, відбілювання і фінішне оброблення виливка.
8. Термічне оброблення – відпал (рис. 4).



Рис. 1. Моделювання композицій



Рис. 2. Формоутворення



Рис. 3. Плавлення латуні



Рис.4. Вибивання і термічне оброблення



Рис. 5. Готовий виливок

На результати лиття впливає багато чинників. Особливо важливі матеріали, з яких створюються заготовки (органіка, віск, герметики), геометричні розміри моделі та ливарної форми, склад і властивості формувальних матеріалів, практичний досвід спеціалістів з лиття.

Проведений дослід показав – лиття за моделями, що випалюються, є універсальним методом отримання художніх виливків різних габаритів, маси і ступеню складності із сплавів різних марок. Переваги методу дають можливість максимально наблизити виливок за якістю до готового виробу, а в ряді випадків отримати його без механічного оброблення і карбування (рис. 5).

Література:

1. Кочешков А.С., Могилевський В.Ю., Спеціалізація «Художнє та ювелірне литво» // Українська академія мистецтв. Зб. дослід. та наук.-метод. праць, спецвипуск. – Київ. – 2010. С.97 – 101.
2. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. – Спб.: Професионал, 2007.
3. Григорьев В.М. Литье по выжигаемым моделям. Хабаровск: ХГЕУ, 2002.

Єфімова В.Г.

(КПІ імені Ігоря Сікорського, м. Київ)

**КОЛОЇДНО-ХІМІЧНІ ЗАКОНОМІРНОСТІ ВИЛУЧЕННЯ
НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ З РОЗПЛАВУ СТАЛІ У ПРОМІЖНИХ
КОВШАХ**

E-mail: yefimovavg@gmail.com

Відомо, що одним із найважливіших показників якості сталі є її забруднення неметалевими вкрапленнями різного розміру та складу. Для більш глибокого рафінування сталі від неметалевих вкраплень необхідно застосовувати продування інертним газом. При цьому перехід неметалевої фази на межу поділу метал-шлак у проміжному ковші визначається поверхневими явищами, що мають місце у системі розплав сталі – шлак – неметалеве вкраплення.

Метою досліджень було підвищення якості металу, що розливається безперервним методом. Для цього було проведено термодинамічний аналіз процесів, що відбуваються при продуванні рідкого металу інертним газом, а також для оцінки ефективності видалення неметалевих вкраплень залежно від режимів продування ванни рідкого металу у проміжному ковші було проведено дослідження розповсюдження потоків металу у проміжному ковші на фізичній моделі.

В результаті проведеної роботи теоретичні розрахунки показали, що діаметр пузиря інертного газу при його продуванні повинен бути у межах 1...3 мм. Дані фізичного моделювання свідчать, що витрати інертного газу при продуванні металу у проміжному ковші повинні бути в межах 10...12 л/хв, оскільки за низьких витратах, знижується ефект рафінування, а за високих – спостерігається розрив шару масла, що імітує шлак та в промислових умовах призведе до додаткового забруднення металу неметалевими вкрапленнями. Промислові випробування підтвердили дані теоретичних досліджень та фізичного моделювання і показали, що при продуванні рідкого металу інертним газом спостерігається зниження вмісту неметалевих вкраплень на 30...40%.

Жижкина Н. А., Тесля В. В.

(Луганский национальный аграрный университет, г. Луганск)

**ВОССТАНОВЛЕНИЕ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ВАЛА РОТОРА
ДЛЯ ДВИГАТЕЛЕЙ ДИЗЕЛЬНОГО ТИПА ГАЗОПЛАМЕННЫМ
НАПЫЛЕНИЕМ**

E-mail: nataliia.litjo@gmail.com

В дизельных двигателях применяются турбокомпрессоры (ТК), которые имеют достаточно простую конструкцию. Основной рабочей деталью ТК является ротор. Ротор представляет собой вал, на один конец которого насажено колесо турбины, а на другой – колесо компрессора. В результате ужесточения

условий експлуатації ТК, вал ротора підвргнутий абразивному і гідроабразивному износам, которые могут привести к его выходу из строя. В связи с этим актуальним направлением в повышении эксплуатационных показателей ТК является разработка технологии восстановления отработанного вала ротора.

Анализ современных технологий восстановления рабочей поверхности вала ротора [1] показал, что наиболее приемлемым методом является газопламенное напыление специального покрытия на нее. Установлено, что наиболее эффективным присадочным материалом являются флюсовые порошки, которые позволяют сформировать равномерный наплавленный слой любой величины и состава. Кроме этого данный метод имеет и другие преимущества: обрабатываемая заготовка не деформируется, не ограничены размеры восстанавливаемой поверхности, низкая себестоимость технологии, процесс применим для реставрации в условиях любого ремонтного производства.

Процесс газопламенного напыления на рабочую поверхность вала ротора, прежде всего, зависит от температуры воздуха (не ниже 15 °С), влажности, наличия достаточной вентиляции и освещения в помещении. Вместе с тем основными технологическими параметрами процесса газопламенного напыления являются: скорость вращения заготовки вала ротора, химический состав и диаметр частиц флюсового порошка, температура нагрева восстанавливаемой поверхности, массовая скорость формирования наплавленного слоя. Величины всех выше перечисленных параметров определяют качество наплавленного слоя вала ротора. Несоблюдение этих технологических параметров приводит к тому, что формируется неравномерность наплавленного слоя вдоль рабочей поверхности заготовки. Вместе с тем их несоблюдение может вызвать перегрев и деформацию заготовки вала ротора, а также возможно неполное расплавление флюсового порошка, что приведет к скалыванию наплавленного слоя.

Таким образом, температура нагрева заготовки, химический состав и диаметр частиц флюсового порошка, массовая скорость формирования наплавленного слоя, а также скорость вращения заготовки являются наиболее значимыми факторами, определяющими процесс газопламенного напыления. В случае несоблюдения этих параметров возможны деформация заготовки, неравномерное наплавление рабочего слоя, его скалывание, что влечет за собой дополнительные технологические операции и расходы.

Литература:

1. Ефремов В.В. Ремонт автомобилей [Текст]: [Учеб. пособие для авто-моб.-дор. техникумов] / Проф. В. В. Ефремов. - 2-е изд., испр. и доп. - Москва: Автотранс. издат., 1957-1958. - 2 т.; 24 см. Ч. 1. - 1957. - 374 с.

Затуловский А.С., Щерецкий В.А.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИКИ
АНТИФРИКЦИОННЫХ БИМЕТАЛЛОВ СИСТЕМЫ «СТАЛЬ+ЛКМ»,
«СТАЛЬ+МЕДНЫЙ СПЛАВ»
E-mail: kompozit@ptima.kiev.ua

В настоящей работе 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 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. 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. 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 (табл. 1).

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

Значения полученных данных	Бронза типа А9Ж4	ЛКМ (бронза+стальная дробь)	Вариант биметалла «сталь + плакирующий слой»			
			Ст+ ¼бронза	Ст+ ½бронза	Ст+ ¼ЛКМ	Ст+ ½ЛКМ
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 среднем в 1,5...1,7 раз $\sigma_{сж}$, чем бронза. Из полученных данных следует, что для обоих типов слоистых

композитов преимущество имеют варианты с меньшей толщиной лакирующего антифрикционного слоя ($1/4$ от общей толщины образца). Базой для линейной механики разрушения биметаллов послужила концепция Гриффитса [2]. 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 износостойкого материала (ЛКМ), разработанного ФТИМС НАН Украины [4].

Литература:

1. Справочник по триботехнике. Под общ. ред. М. Хебды им. Чичинадзе, т.1. – М.: Машиностроение, 2006. – 336 с.
2. Золотаревский В.С. Механические испытания и свойства металлов. – М.: Металлургиздат, 1974. – 304 с.
3. Патон Б.Е., Медовар Б.И. и др. Многослойная сталь в сварных конструкциях. – Киев: Наук. думка. 1984. – 288 с.
4. Затуловский С.С. и др. Литые композиционные материалы. – Киев: Техника, 1990. – 240 с.

Заярний Д.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СЕРВІС ДЛЯ ДИСТАНЦІЙНОГО НАВЧАННЯ В УМОВАХ ПАНДЕМІЇ

E-mail: d.zaiarni@ukr.net

Наше сьогодні в умовах пандемії вимагає від нас сучасних рішень відносно здобуття знань, адже навчання є одним із найважливіших аспектів успішності майбутнього фахівця.

Для вирішення питання про дистанційне навчання було запропоновано проведення онлайн конференцій на різноманітних платформах. Однією із таких платформ стала ZOOM, яка має певні переваги і недоліки. Користуючись цією програмою, з власного досвіду хочу навести деякі із них.

На мою думку, основними перевагами цього сервісу є:

- планування конференцій заздалегідь та можливість циклічно повторювати їх без необхідності повторно їх налаштовувати;
- зручний інтерфейс додатку дозволяє спостерігати за доповідачем (в момент доповіді зображення доповідача стає пріоритетним і збільшується);
- сервіс дозволяє проводити заходи за правилом «піднятої руки» (налаштування додатку дозволяють встановити функцію «підняти руку», після застосування якої викладач чи лектор може дозволити тобі висловити думку, це дозволяє проводити конференції організовано);

- можливості Zoom не обмежують у кількості присутніх на конференції;
- можливість наглядно показувати схеми та приклади у віртуальному робочому просторі, за допомогою функції «віртуальна дошка»;
- створення окремих віртуальних кімнат для вирішення певних питань по міні-групах (наприклад така функція допомагає зручну проводити лабораторні роботи побригадно, при цьому викладач може переходити по цим кімнатах для контролю та допомоги студентам);
- безпека: при створенні конференції генерується не тільки посилання на неї, а ще й ідентифікатор та пароль, тому люди, які не мають бути присутні на ній, просто так не зможуть потрапити на конференцію;

Проте незважаючи на переваги додатку, що перераховані вище, ZOOM має і ряд недоліків, основні з яких перелічені нижче:

- обмеження часу конференції в 40 хвилин без преміум версії у організатора;
- дана платформа задовольняє не всі вимоги нашої спеціальності (комп'ютеризовані процеси лиття), адже заочне дистанційне навчання не може цілком і повністю замінити очного навчання;
- якість швидкості обміну даними, файлами та необхідними матеріалами залишає бажати кращого.

Незважаючи на недоліки, додаток ZOOM залишається одним із найкращих рішень у даній ситуації, оскільки надає можливість мільйонам людей проводити важливі конференції, навчатися та займатися справами не виходячи із будинку, що надзвичайно важливо в умовах пандемії.

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

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ ВИЛИВКІВ З ВИКОРИСТАННЯМ МЕХАНІЧНИХ СУМІШЕЙ

E-mail: yamshinskiy@ukr.net

Дослідження процесу поверхневого легування виливків проводили з застосуванням покриттів матеріалів, які мають температуру плавлення на рівні температури сплаву із застосуванням заливання рідкого металу в порожнину досліджуваної форми на нанесені на стрижень легувальні покриття.

Для дослідів застосовувалися склади легувальних сумішей, наповнювачами яких були порошкоподібні феросплави на основі хрому, марганцю, титану, бору молібдену та інші.

Зв'язувальним компонентом в усіх сумішах є водний розчин рідкого скла густиною $1,05 \dots 1,10 \text{ г/см}^3$ в кількості $4,5 \dots 5,0\%$ (за масою) від сухих компонентів.

Дослідні форми заливали сталю 30Л за різних температур ($1570 \dots 1620 \text{ }^\circ\text{C}$).

Оброблення результатів експериментів показало, що при використанні легувальних покриттів на основі хрому і безвуглецевого ферохрому, при температурі металу, що заливається 1570...1590 °С легування не відбувалось, покриття форми тільки спікалось, а після вибивання з форми виливка легко відколювалось з його поверхні. Як на дослідних, так і на контрольних виливках, при заливанні форм металом з температурою 1620 °С проникнення металу тільки починалось: спостерігалось “пригорання” шару зерен легувального матеріалу товщиною до 0,5 мм, інша частина легувального покриття не просочувалась рідкою сталю і при ударі сколювалась. З підвищенням фракції та товщини легувального покриття встановлено, що за температури 1600 °С вже відбувалось просочування рідким металом.

У роботі зроблено спробу розрахувати мінімальне перегрівання металу основи залежно від товщини покриття.

Використання для поверхневого легування металевого хрому і безвуглецевого ферохрому не дало позитивних результатів: легувальне покриття не просочилось рідким основним металом і сколювалось з поверхні виливка незалежно від товщини виливка і температури металу, що заливається, в межах до 1620 °С. Тільки на зразках товщиною 60 мм за температури заливання 1620 °С під сколеним легувальним покриттям спостерігаються вкраплені в основний метал зерна хрому і ферохрому.

Встановлено суттєвий вплив на просочування основного металу виливка в пори легувального покриття: спостерігалась тенденція збільшення глибини проникнення рідкого металу зі збільшенням товщини виливка і температури металу, що заливається.

Фракція легувального покриття при прийнятих умовах експериментів суттєвого впливу на проникнення рідкого металу в пори покриття не зробила.

Це пояснюється тим, що рідкий метал змочує матеріал покриття. Тому зменшення розміру пор не збільшує капілярний протитиск у порах форми, а навіть навпаки, збільшує капілярне всмоктування. Одночасно діє й інший фактор: чим менше розмір пор, тим швидше може замерзнути плівка металу, адже вона тонше. Вплив цих двох чинників і дало цей експериментальний факт.

У проведених дослідях проникнення рідкого металу на всю глибину легувального покриття не відбувалося.

Причина цього була встановлена на дослідях по вимірюванню температури на межі розділу основний метал – легувальне покриття і покриття – ливарна форма.

Встановлено, що температура на межі виливок-покриття дуже швидко встановлюється на рівні 1397...1427 °С, тобто навіть нижче температури солідусу сталі 30Л. Проникнення металу може початися при температурі вище $T_{\text{сол}}$. Отже, в даному випадку були відсутні умови для проникнення в пори покриття на всю глибину.

Легований шар на дослідних зразках утворюється при часі витримки менше 5 с від початку заливання. Така швидкість легування може бути досягнута тільки при проникненні рідкого металу в пори легувального покриття, так як для плавлення необхідно значно більше часу.

Мікроструктура легувального шару, перехідної зони і основного металу виливка складається з нерозчинених зерен ферохрому, цементиту з мікротвердістю карбідної евтектики, невеликих ділянок троститу, темних глобулів оксидів та пор.

Перехід від легованого шару до основного металу плавний, зі сторони основного металу на глибину до 0,3 мм перліт і карбідна евтектика. Структура основного металу складається з пластичного перліту, невеликих ділянок фериту.

На підставі експериментальних даних, металографічних дослідів легованого шару і металу виливка можна зробити висновок, що процес поверхневого легування відбувається за рахунок його проникнення в пори покриття. Вирішальна роль в цьому випадку відводиться тепловій стороні процесу. За дослідними даними, температура металу основи повинна бути значно вище температури його кристалізації.

Для того, щоб стало можливим утворення поверхнево-легованого шару за рахунок проникнення основного металу в пори покриття, необхідно щоб були дотримані дві умови: по-перше, температура поверхні покриття повинна бути вище температури нульової рідкотекучості основного металу; по-друге, щоб тиск металу на межі з покриттям перевищував критичний, при якому почнеться проникнення. В нашому випадку метал контактує з формою, яка складається із зерен феросплаву, тому кут змочування повинен бути менше 90°, тобто просочування може відбуватись при будь-якому, навіть нульовому тиску.

Для встановлення можливості виконання першої умови необхідно мати температуру поверхні на розділі метал-форма, яка залежить від теплофізичних властивостей контактних матеріалів, а також від величини конвекції рідкого металу. За літературними даними, відповідно до основ теорії теплопровідності, розраховано рівняння для визначення мінімальної температури перегрівання сталі залежно від наведеної товщини виливка, для забезпечення початку просочування:

$$\Delta T_n = \frac{40,5}{\sqrt[3]{r}}$$

Як видно з рис. 1, для того, щоб почалося просочування рідкого металу в пори легувального покриття, необхідно визначити мінімальне перегрівання металу вище температури його кристалізації. Воно значно зменшується зі збільшенням товщини (наведеного розміру) виливка.

Для виливка із сталі 30Л (середня температура кристалізації $T_{кр} = 1495$ °С) товщиною 60 мм, мінімальна температура заливання, щоб почалося просочування основного металу в пори покриття, становить 1615 °С. Фактично при $T_{зал} = 1620$ °С проникнення тільки починалося. Таким чином, маємо задовільний збіг розрахункових і експериментальних даних.

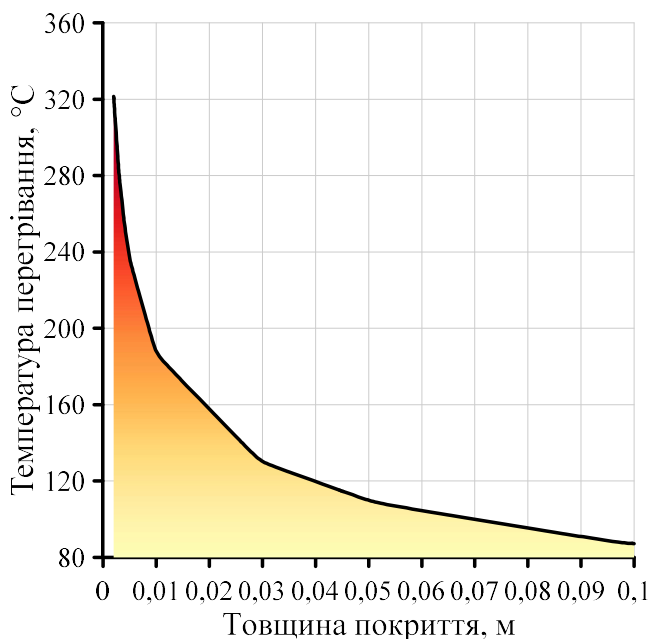


Рис. 1. Необхідна мінімальна величина перегрівання сталі для початку проникнення в пори легувального покриття

Узагальнюючи експериментальні і розрахункові дані по поверхневому легуванню, можна зробити висновок, що основною умовою для успішного протікання процесу є високе перегрівання ($\Delta T = 87 \dots 320$ °C для товщини 0,05 і 0,1 відповідно) основного металу над лінією ліквідусу.

Для отримання легованого шару необхідної товщини перегрівання металу повинно бути вище мінімального.

На підставі теорії теплопровідності з урахуванням конвекції в рідкому металі залежно від товщини покриття і виливка, із збільшенням товщини виливка і зменшенням товщини покриття величина перегрівання може бути трохи зменшена.

Кондрашова С.Г.¹, Саприкін Є.В.¹, Наумик В.В.²
(¹Бердянський машинобудівний коледж НУ «Запорізька політехніка», м. Бердянськ; ²НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)

ВПЛИВ СКЛАДУ СУМІШІ, ЩО НАСИЧУЄ, НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ДИФУЗІЙНОГО МЕТАЛІЗОВАНОГО ШАРУ НА СІРОМУ ЧАВУНІ ТА СТАЛІ

E-mail: naumik@zntu.edu.ua

Одним із видів надання особливих властивостей поверхневому шару є дифузійне поверхнєве легування сталей та сплавів різними елементами.

Захист поверхневого шару шляхом дифузійного легування виявляється не лише ефективним, але іноді і єдиним способом отримання необхідних властивостей виробу, оскільки тільки при цьому способі має бути досягнута абсолютна суцільність шару і висока концентрація легувальних елементів в поверхневому шарі, що особливо важливо для захисту виробів в агресивних середовищах.

Проведені дослідження показали, що експлуатаційні властивості деталей з сірого чавуну (корозійна стійкість, жаростійкість, опір зносу) можуть бути підвищені (у 10...15 разів) за рахунок дифузійного насичення поверхневого шару одним або декількома елементами з групи: Cr, Ti, Cd, Al, Mn, Si.

Встановлено, що рівень експлуатаційних характеристик деталей з сірого чавуну, підданих дифузійній металізації, визначається сукупністю параметрів

насиченого шару: глибиною, фазовим складом, характером розподілу фаз, пористістю, а також структурою шару підшару.

Серед розповсюджених в якості активатора солей NH_4Cl , NH_4F , NaCl , NaF та ін., в сумішах для дифузійної металізації сірого чавуну, якісні шари, що забезпечують набуття високих експлуатаційних властивостей, можна отримати при дозованому введенні в насичену суміш солей NH_4Cl , NH_4F .

Встановлено, що найбільш високий рівень експлуатаційних властивостей деталей з сірого чавуну досягається після хромування титанування в сумішах 10...13% активаторів, що містять NH_4Cl , чи NH_4F . Для отримання безпористого силіційованого шару в якості активатора слід застосовувати суміш солей NH_4Cl і NH_4F у пропорції 1:1 при загальному їх вмісті в суміші ~4% (по масі), що насичує.

Показано, що ефективність дифузійного титанування підвищується при введенні в суміш, що насичує, алюмінію. При додаванні в титанувальну суміш, що насичує, 8...10% алюмінію, на поверхні сірого чавуну формується шар, корозійна стійкість якого в 10 разів, а окислостійкість – в 5...7 разів перевищує стійкість сталі X18H10T.

При дифузійному хромуванні сталі та сірого чавуну додаткове підвищення корозійної стійкості може бути досягнуте за рахунок введення в суміш, що насичує, FeMn та Cr_2O_3 . Після хромування в суміші, що містить ~15% Cr_2O_3 та ~3,5% FeMn , корозійна стійкість сталі в 2,5 рази, а сірого чавуну в – 6 разів перевищує корозійну стійкість сталі X18H10T.

Встановлено, що хромування в суміші, що містить поряд з основними компонентами ~3,5% FeMn призводить до додаткового підвищення зносостійкості сталі в 10...15 разів, а сірого чавуну – в 30...35 разів, в порівнянні з шаром, отриманим в хромувальній суміші без феромарганцю.

Нова розроблена суміш, що насичує, для дифузійного титанування, яка містить з основними компонентами ~7% CdCl_2 , забезпечує значне підвищення експлуатаційних властивостей дифузійних покриттів на сірому чавуні та маловуглецевій сталі.

Кравчук Р.В.

(ІПМіц імені Г. С. Писаренка НАН України)

АНАЛІЗ МЕТОДИК ВИЗНАЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК МІЦНОСТІ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ІНСТРУМЕНТОВАНОГО ІНДЕНТУВАННЯ

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

Контроль поточних значень механічних характеристик матеріалів працюючого обладнання є важливою задачею стабільної та безпечної його експлуатації. Найбільш достовірним способом визначення механічних характеристик є випробування циліндричних або плоских зразків на одновісний розтяг згідно відповідних нормативних документів. Проте, при контролі матеріалів

конструкцій, що знаходяться в експлуатації, застосування такого методу в основному неможливе через необхідність наявності певного об'єму матеріалу для виготовлення зразків. Вирізка матеріалу для зразків найчастіше призводить до порушення цілісності конструкції. Через це в останній час активно розробляються неруйнівні методи контролю механічних характеристик. До таких методів можна віднести метод інструментованого індентування.

Визначення механічних характеристик за результатами інструментованого індентування відбувається наступним чином. Індентор у формі кулі вдавлюється під певним навантаженням у поверхню зразка. При цьому в режимі реального часу реєструється діаграма індентування в координатах «навантаження на індентор» – «глибина індентування». Параметри цієї діаграми з використанням певних підходів або кореляційних залежностей пов'язуються із відповідними механічними характеристиками.

На сьогодні розроблено багато методик визначення за параметрами діаграми індентування механічних характеристик, зокрема, характеристик міцності. Ці методики можна розділити на дві основні групи. Перша група – це методики, пов'язані з відтворенням діаграми одновісного розтягу із діаграми індентування за допомогою аналітичних та експериментальних залежностей або чисельного моделювання. Друга група – методики, пов'язані з розробкою кореляційних залежностей між певними характеристиками та відповідними параметрами діаграми індентування.

Метою даної роботи було проведення аналізу цих методик на прикладі таких матеріалів: сталь 22К, 16ГС та 09Г2С. Для цього було виготовлено зразки для випробувань на одновісних розтяг та інструментоване індентування. За результатами випробувань було визначено характеристики міцності на одновісних розтяг та методом інструментованого індентування з використанням розглянутих методик.

На основі проведених досліджень було встановлено, що відхилення значення границь текучості, визначених методом інструментованого індентування за різними методиками, від таких же за результатами випробувань на одновісний розтяг складає 14...19% для сталі 22К, 3...18% для сталі 16ГС, 3...12% для сталі 09Г2С. Відхилення значень границі міцності, визначених методом інструментованого індентування за різними методиками, від таких же за результатами випробувань на одновісний розтяг складає 1...12% для сталі 22К, 11...24% для сталі 16ГС, 2...11% для сталі 09Г2С.

Отримані результати свідчать, що існуючі методики потребують вдосконалення, так як жодна із розглянутих методик не дозволяє визначати границі текучості та міцності для досліджуваних сталей з відхиленням, що не перевищує 10%.

Кушнір В.В., Юркова О.І., Чернявський В.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ AlCoFeCrVNi
ТА AlCoFeCrVTi СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ МЕХАНІЧНИМ
ЛЕГУВАННЯМ ТА НАСТУПНИМ СПІКАННЯМ ПІД ТИСКОМ**

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

Високоентропійні сплави (ВЕС) в даний час все більше привертають увагу дослідників, тому кількість досліджень, які проводяться в даному напрямку, постійно зростає. ВЕС є новим багатообіцяльним класом матеріалів та потенційним кандидатом на використання у багатьох сферах. Так як ВЕС мають унікальне поєднання багатьох властивостей, таких як висока твердість та міцність при достатній для інженерної практики пластичності, підвищена термостабільність, висока зносостійкість та стійкість до окиснення і корозії тощо. ВЕС можуть застосовуватися в умовах ударних, динамічних навантажень, при підвищених температурах, в умовах радіації та інших екстремальних умовах експлуатації.

Метою роботи є встановлення комплексу механічних властивостей AlCoFeCrVNi та AlCoFeCrVTi високоентропійних сплавів, отриманих механічним легуванням (МЛ) та наступним спіканням під тиском (СПТ).

Як вихідну сировину використовували порошки Al, Co, Fe, Cr, V, Ni, Ti з чистою понад 99% та з розміром частинок ≤ 45 мкм. МЛ проводили в планетарному млині з розмельними камерами та кулями з твердого сплаву марки ВК6М. Порошки, отримані МЛ, були спечені методом СПТ в умовах високого тиску (5 ГПа) за температури 800 °С протягом 30 хв. Структуру та фазовий склад порошкових та спечених сплавів досліджували методами рентгеноструктурного та мікроструктурного аналізу за допомогою рентгенівського дифрактометра Ultima IV, Rigaku (Японія) в монохроматичному $\text{Cu K}\alpha$ випромінюванні та сканувального електронного мікроскопа з мікроаналізатором REMMA-101A.

Після 10 год. МЛ отримано сплави, які складаються з метастабільних твердих розчинів з ОЦК (основна фаза, з вмістом 60% та 90% відповідно) і ГЦК кристалічною структурою, які знаходяться в наноструктурному стані зі середнім розміром кристалітів 50 нм.

Після СПТ якісний склад сплавів не змінюється, але метастабільні тверді розчини, отримані в процесі МЛ, перетворюються на більш стабільні і основною фазою в AlCoFeCrVNi та AlCoFeCrVTi сплавах стає твердий розчин з ГЦК структурою (70% та 60%, відповідно).

За результатами випробувань встановлено, що спечені під тиском AlCoFeCrVNi та AlCoFeCrVTi сплави мають високу твердість, а саме, $HV = 13,6$ ГПа та $HV = 14,7$ ГПа, відповідно, при тріщиностійкості $K_{Ic} = 4,2$ МПа \cdot м^{1/2} та $K_{Ic} = 3,6$ МПа \cdot м^{1/2}, відповідно (табл. 1).

Границю пружності σ_e і умовну границю плинності $\sigma_{0,2}$ AlCoFeCrVNi та AlCoFeCrVTi сплавів (табл. 1) визначали за кривими «напруження –

деформація», які будували методом індентування за допомогою комплекту з 9-ти тригранних алмазних пірамід з різними кутами загострення (45...85°).

З додаванням Ti замість Ni характеристики міцності AlCoFeCrVTi ВЕС збільшуються, а характеристика пластичності δ_H зменшується.

Таблиця 1. Комплекс механічних характеристик AlCoFeCrVNі та AlCoFeCrVTi сплавів після спікання під тиском

Сплав	Мікро- твердість HV, ГПа	Модуль Юнга E, ГПа	Характеристика пластичності δ_H	Тріщино- стійкість, МПа·м ^{1/2}	Границя пружності і σ_e , ГПа	Умовна границя плинності $\sigma_{0,2}$, ГПа
AlCoFeCrVNі	13,6 ± 1,04	156,1 ± 9	0,5	4,2 ± 0,8	3,35	3.45
AlCoFeCrVTi	14,7 ± 1,17	142,8 ± 11	0,4	3,6 ± 0,6	3,98	4,1

Високі значення характеристик міцності сплавів обумовлені твердорозчинним зміцненням завдяки значним спотворенням кристалічної решітки твердих розчинів через різницю атомних радіусів елементів заміщення, та наноструктурним станом. Високий тиск та порівняно низька температура процесу спікання сприяють збереженню наноструктурного стану та підвищенню характеристик міцності сплавів.

Ліхацький Р.Ф., Ворон М.М.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ОДЕРЖАННЯ ДИСПЕРСНОЗМІЦНЕНИХ МІДНИХ КОМПОЗИТІВ В УМОВАХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ЛИВАРНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ

E-mail: richardlihatskyi@gmail.com

В сучасному світі мідні сплави і композити використовуються переважно в електротехніці, різноманітних системах охолодження завдяки високій електро- та теплопровідності. Серед переваг, порівняно з іншими сплавами, що мають аналогічні властивості варто виділити поширеність міді, а відповідно економічну доцільність використання саме сплавів на основі міді. Мідні сплави мають відносно високі міцнісні характеристики, проте вони значно поступаються сталі чи іншим сплавам на основі заліза. Підвищення механічних властивостей мідних сплавів при збереженні високої електро- та теплопровідності є дуже важливою задачею.

На даний момент в галузях, де потрібні сплави з високою електропровідністю та високими механічними властивостями (твердість, міцність, стійкість до зношування тертям, тощо) використовують мідні композити, отримані методами порошкової металургії [1].

Розглядаючи легування, мікролегування металами з метою підвищення жаростійкості та механічних властивостей в цілому встановлено, що основними проблемами при цьому залишаються:

- нерівномірний розподіл твердих часток по мідній матриці, що обумовлює різні властивості металу в об'ємі;
- великий розмір часток легувального елемента в мідній матриці, що негативно впливає на механічні властивості;
- складність самого процесу виплавки, особливо якщо модифікувальний компонент є тугоплавкою сполукою або металом.

Оскільки підвищення механічних властивостей шляхом легування передбачає незначне зменшення параметрів електропровідності – легувальний елемент повинен підбиратись з урахуванням його впливу на даний параметр. На жаль, в більшості випадків легування часто не забезпечує необхідного результату [2].

Дослідження покращення властивостей мідних сплавів за рахунок введення легувальних елементів, при яких спостерігався досить рівномірний розподіл часток та дисперсність, показано в роботах [3, 4]. Суть робіт полягала в швидкій кристалізації розплавів монотектичних систем на основі міді. З метою більш рівномірного розподілу застосовувалось електромагнітне перемішування. Проте, існуючі технології плавки, зокрема – індукційна тигельна, не дозволяють сильно перегрівати розплав, використовувати в якості легувального компонента тугоплавкі та високореакційні метали, отримувати значну кількість утвореного сплаву за одну плавку.

Використання електронно-променевої ливарної технології є потенційно новим та перспективним підходом для розширення існуючих ідей одержання сплавів монотектичного типу на основі міді. Існуюча технологія, реалізована в напівпромисловій установці ЕПЛУ-4, забезпечує приготування відносно великих порцій розплаву (2...25 кг), працює у вакуумі, дозволяє проводити незалежне концентроване та контрольоване нагрівання та одночасно проводити електромагнітне перемішування розплаву [5].

Приготування розплаву для одержання литих мідних композитів обмежується лише температурою інтенсивного випаровування міді. Проведені авторами досліді з одержання композиту системи Cu-V показали, що оптимальною температурою приготування розплаву є 1400...1600 °С. Вища температура зумовлює надто інтенсивне випаровування міді та погіршення роботи електронно-променевої гармати.

Тугоплавкий компонент на початку плавки розміщується на поверхні мідної шихти так, щоб електронний промінь був спрямований на нього. Таким чином мідь, що розташована навколо нього, нагрівається переважно від самого тугоплавкого компонента, за рахунок чого забезпечується доволі рівномірне розплавлення завантажених часток металу та попереднє рівномірне сплавлення тугоплавкого компонента. Електромагнітне перемішування одержаного розплаву інтенсифікує тепло- та масообмінні процеси, що дозволяє одержати засвоєння ванадію на рівні 2% мас.

Література:

1. Логинов Ю. Н. Изготовление полуфабрикатов и изделий из порошков меди и медных сплавов: учебное пособие. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. – 208 с.

2. Филиппов М. А. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении: учебное пособие: в 2 т. – Т. II. Цветные металлы и сплавы. / Филиппов М.А., Бараз В.Р., Гervasъев М.А. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2013. – 236 с.

3. Кириевский Б.А. Влияние состава упрочняющей добавки на растворимость хрома и железа в медной фазе монотектических расплавов Cu-(Fe-Cr-C) / Кириевский Б.А., Руденко М.А., Христенко В.В. // Процессы литья. – 2010. – №6 – С.53-58.

4. Дубоделов В. І. Условия получения сплавов со структурой замороженной микроэмульсии и МГД-технология выплавки расплава меди с ультрадисперсными каплями на основе FeCrC / Дубоделов В. І., Середенко В. А., Кириевський Б. А. та ін. // Процессы литья. – 2018. – №1 (127)ю – С.3-14.

5. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве/ Под. ред. С.В. Ладохина. – К.: Изд-во «Сталь», 2007. – 626 с.

Лук'яненко І. В., Кондратенко І. О.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОГО РЕСУРСУ СКЛОФОРМ

E-mail: lukianenkoiv@gmail.com, Vanex97@gmail.com

Універсальної схеми, здатної зробити значний прорив в області підвищення робочого ресурсу деталей склоформ і кардинально змінити ситуацію, не існує.

Основними напрямками у підвищенні експлуатаційного ресурсу деталей склоформ є вдосконалення хімічного і фазового складу матеріалу виробу і зміцнення поверхонь, що контактують з розплавленим склом.

Це змушує шукати нові підходи і методи вдосконалення структури матеріалу литих деталей склоформ, що в свою чергу призводить до створення ефективних способів виробництва і ремонту деталей, що збільшенує ресурс експлуатації виробів.

Основним матеріалом для виготовлення склоформ у світовій практиці є чавун [1]. За рахунок регулювання хімічного складу і ступеню його структуризації можна досягнути суттєвого підвищення стійкості деталей формових комплектів [2]:

- термостійкості робочого шару склоформи;
- окалиностійкості поверхонь, які перебувають у контакті з розплавленим склом;
- ростостійкості вузлів, що розігріваються до температур $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення;
- міцності формуютьовальних поверхонь і робочих кромek;
- теплопровідності, достатньої для відведення надлишку тепла від поверхонь, які контактують із розплавленим склом.

З цієї причини під час виготовлення деталей формокомплекту необхідно контролювати фазовий і хімічний склад виливка, наявність структур, які підвищують його міцність (перліт, цементит і, наприклад, нікелева фаза, яка може бути присутня на робочих кромках виробів).

Від їх формування та наявності в процесі збільшення кількості циклів теплозмін безпосередньо залежать теплофізичні і міцнісні властивості деталі (теплопровідність, запас в'язкості руйнування тощо) [3].

Для забезпечення підвищення стійкості формових комплектів за рахунок ступеню структуризації виливка застосовують технології виготовлення, які забезпечують утворення у ньому градієнтної структури.

Виливок склоформи із градієнтною структурою можна умовно розділити на три окремих шари – робочий (який безпосередньо контактує зі склом), проміжний та зовнішній (який безпосередньо контактує із атмосферою цеху).

Такий принцип формування структури у виливку дозволить отримати особливий комплекс властивостей: високу термоокаліностійкість робочого шару, підвищену міцність внутрішніх шарів та достатню теплопровідність всієї деталі в цілому, що підвищить експлуатаційний ресурс формокомплекту.

Література:

1. Александров М. В. Разработка химических составов и технологии получения низколегированных термостойких чугунов для деталей стеклоформ: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.16.04 "Литейное производство" / Александров М. В. – Нижний Новгород, 2013. – 18 с.
2. Леушин И. О. Влияние структуры чугуна на образование эксплуатационных дефектов стеклоформирующей оснастки / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков, В. А. Володин. // Наука и Образование МГТУ им. Н. Э. Баумана. – 2015. – №11. – С. 111–123.
3. Леушин И. О. Упрочняющие фазы чугунных деталей стеклоформ с градиентной структурой литья / И. О. Леушин, Ю. А. Зиновьев, Д. Г. Чистяков // Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева. – 2014. – № 1 (74). – С. 62-67.

Лютий Р.В., Прилущкий М.І., Кривик О.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ТЕПЛОВА ВЗАЄМОДІЯ РОЗПЛАВУ ІЗ ЛИВАРНОЮ ФОРМОЮ В ПРОЦЕСІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Комп'ютеризація процесів є важливим фактором розвитку всіх інженерних галузей, у т. ч. ливарного виробництва. Для автоматизованого розроблення та проектування технологічних процесів виготовлення литих деталей запропоновано широкі можливості у вигляді ряду програм. Вони дають змогу

визначати тривалість твердіння та охолодження виливків залежно від матеріалу форми, виконувати аналіз появи усадкових та газових дефектів, моделювати процеси заповнення форм розплавом.

Програми побудовано на базі математичних формул та систем рівнянь, які, як ми вважаємо, досить точно відображають усю сутність складних процесів у ливарній формі. Однак у плані теплових процесів це далеко не так. Способів точного аналітичного опису процесів теплової взаємодії форм (стрижнів) із виливком досі не існує. В усіх розрахунках та відповідно у програмах використовують чисельні методи, які потребують прийняття ряду припущень, інколи некоректних, що значною мірою знижує достовірність результатів.

Для здійснення розрахунку чисельними методами потрібно задати еталонну (базову) величину або функцію. Наприклад, якщо точно визначити закон зміни температури поверхні форми $T_{\text{пов}}$, це дало би змогу розрахувати значення температури у будь-який момент часу в будь-якій точці форми. Однак в силу багатофакторності задачі, насправді закон зміни $T_{\text{пов}}$ установити неможливо.

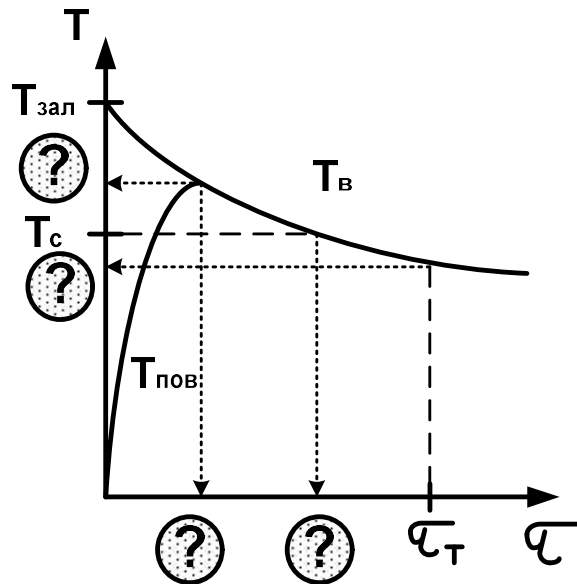
Для здійснення подібних розрахунків у різних варіантах задають, що у початковий момент розрахунку $T_{\text{пов}} = T_{\text{зал}}$ (температура заливання), або $T_{\text{пов}} = T_{\text{кр}}$ (температура кристалізації, середнє значення між температурами ліквідусу та солідусу), або $T_{\text{пов}} = T_{\text{с}}$ (температура солідусу) – і це основні базові помилки, тому що не може температура речовини (тіла, матеріалу, а в нашому випадку форми) змінитись миттєво і з початкового моменту дорівнювати температурі розплаву. Так само невірною є умова $T_{\text{пов}} = \text{const}$, як, наприклад, передбачає метод Стефана – Шварца, тому що $T_{\text{пов}}$ із часом обов'язково змінюється, але знову ж закон її зміни невідомий.

Наша спроба визначити тривалість нагрівання поверхні форми (час до моменту, коли температура поверхні форми піднімається з 20 °С до температури поверхні виливка $T_{\text{в}}$) за критеріальним рівнянням Фур'є [1] дала частково позитивний результат [2]. Тривалість нагрівання визначено, але аналітичну функцію залежності $T_{\text{пов}} = f(\tau)$ не встановлено, а тому залишається задати її приблизно – як лінійну, що очевидно не відповідає дійсності.

Фізичний експеримент є також неможливим, тому що поверхня форми – це шар суміші на безмежно малій відстані від виливка. Якщо там розташувати термопару, вона буде вимірювати температуру поверхні виливка, а не форми. Якщо розташувати її на певній глибині (порядку 1 мм) – це буде вже не поверхня форми.

Виходячи із наведених фактів, необхідним є пошук виключно аналітичного рішення.

Крім усього, досліджуючи теплову взаємодію, більшість авторів вважають температуру у виливку рівною в усіх його точках, знехтувавши перепадом температури по перерізу виливка.



$T_{\text{зал}}$ – температура заливання;
 $T_{\text{с}}$ – температура солідусу; $T_{\text{в}}$ – температура поверхні виливка; $T_{\text{пов}}$ – температура поверхні форми; $\tau_{\text{т}}$ – тривалість твердіння виливка

Рис. 1. Схема до постановки задач теплової взаємодії у системі виливок – стрижень

чного вирішення:

- за яким законом знижується температура поверхні виливка?
- за яким законом відбувається нагрівання поверхні форми?
- скільки часу пройде до моменту, коли температура поверхні форми зрівняється з температурою поверхні виливка?
- яке значення температури контакту буде у цей момент?

Вирішення цих важливих питань відкриває можливість точного визначення температурних полів ливарних форм і особливо стрижнів. А це, у свою чергу, дасть змогу аналізувати динаміку процесів прогрівання стрижнів із різними зв'язувальними матеріалами, прогнозувати галузі використання різноманітних формувальних і стрижневих сумішей та попередити появу значної кількості ливарних дефектів.

Література:

1. Медведев Я.И., Валисовский И.В. Технологические испытания формовочных материалов. – М.: Машиностроение, 1973. – 310 с.
2. Кочешков А.С., Лютый Р.В. Расчет температурных полей в литейных формах для точного литья // Металл и литье Украины. – 2005, № 6. – С.42...43.
3. Могилатенко В.Г., Пономаренко О.І., Дробязко В.М., Кочешков А.С., Ямшинський М.М.. Теоретичні основи ливарного виробництва. –Харків.: НТУ «ХП», 2011. – 288 с.
4. Баландин Г.Ф. Теория формирования олилки. – Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1988. – 360 с.

Розглядаючи систему «виливок – форма», зміну температури одного із них потрібно взяти за основу. Тоді другий об'єкт буде змінювати свою температуру залежно від першого. Під дією форми виливок твердне і охолоджується, віддає їй тепло. Форма нагрівається, починаючи з поверхні.

Первинним процесом очевидно є тепловіддача від виливка. До того ж, ми можемо аналітично визначити тривалість його твердіння і охолодження [3, 4]. Залежно від інтенсивності охолодження виливка та теплофізичних властивостей форми, певним чином буде змінюватися температура поверхні $T_{\text{пов}}$ форми і в інших її шарах.

На рис. 1 показано знаками питання усі невідомі параметри, які сьогодні потребують математи-

Лютий Р.В., Шейко О.І., Тишковець М.В., Люта Д.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ФОСФАТІВ НАТРІЮ В
ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВІ
E-mail: rvl2005@ukr.net

Матеріали на основі фосфатів посідають провідні місця за обсягами використання у різних галузях техніки. Це зумовлено їх доступністю, поширеністю, простотою методів отримання. Широке використання здобули фосфатні матеріали як мінеральні добрива (90% від усього обсягу), харчові добавки (ортофосфорна кислота – добавка Е338, триполіфосфат натрію $\text{Na}_5\text{P}_3\text{O}_{10}$ – Е451, метафосфат натрію $(\text{NaPO}_3)_n$ – Е452), активні компоненти у промислових і побутових мийних засобах тощо.

Важливою особливістю фосфатів є зв'язувальна здатність, яка проявляється у поєднанні з різними матеріалами. Це стало можливим, оскільки фосфор є елементом IV-ої групи та має в тетраедрі PO_4 d-p зв'язок при максимальній кількості d-орбіталей.

Триполіфосфат натрію (ТПФН), який входить до складу більшості пральних порошків і засобів для посудомийних машин, проходить крізь найсучасніші очисні системи і потрапляє у відкриті водойми, де діє як мінеральне добриво. Це призводить до бурхливого розквіту рослин, а потім – до старіння озер, річок і морів. Один грам ТПФН спричиняє зростання 5...10 кг ціанобактерій, у результаті чого зменшується вміст кисню у воді, утворюються токсичні речовини, що призводить до масової загибелі гідрофауни. Прісна вода стає непридатною для пиття і небезпечною для життя. Крім цього, щорічно тисячі тонн ТПФН потрапляють в моря.

Це є глобальною проблемою світової екології, але в Україні обсяги використання поліфосфатів натрію дуже значні. Очевидно, що вирішення екологічних проблем полягає в усуненні фосфатів із складу засобів побутової хімії. Припинити їх виробництво в цілому неможливо, оскільки вони є побічними продуктами синтезу фосфорних кислот та мінеральних добрив, і їхня щорічна кількість у найближчі роки значною мірою не зменшиться.

Гостро ставиться питання пошуку нових галузей застосування значних обсягів фосфатів натрію. Для недопущення або зменшення потрапляння небезпечних матеріалів до екосистеми, на нашу думку, ефективною може бути технологічна галузь із замкненим циклом. Прикладом такої галузі є ливарне виробництво, в якому фосфати натрію успішно використовують, наприклад, як зв'язувальні матеріали для приготування протипригарних фарб, технологічні добавки до піщано-бентонітових суспензій для зниження їх в'язкості, але їх не розглядають як зв'язувальні компоненти (ЗК) для формувальних і стрижневих сумішей.

Нами досліджено особливості структуроутворення у композиції триполіфосфату натрію (ТПФН) з ортофосфорною кислотою. Встановлено, що їх

взаємодія при температурі близько 200 °С призводить до утворення нової сполуки – двозаміщеного пірофосфату натрію $\text{Na}_2\text{H}_2\text{P}_2\text{O}_7$, який має додаткові водневі зв'язки, що зумовлює підвищення адгезії до вогнетривкого наповнювача (наприклад, кварцового піску) і забезпечує значне підвищення міцності стрижневої суміші, порівняно із ТПФН.

У процесі виготовлення ливарних стрижнів, які зміцнюються при нагріванні, важливою з економічної точки зору є температура оснащення. На основі проведених досліджень запропоновано склад суміші, який містить вогнетривкий наповнювач, ЗК, виготовлений із ортофосфорної кислоти і ТПФН, та воду. Призначенням води у складі суміші є утворення розчину ЗК та забезпечення його адгезії до часток наповнювача. Суміш зміцнюється за рахунок дегідратації ЗК (видалення води) під час висушування. При цьому ЗК, виділяючись із розчину, утворює міцний каркас із затверділих плівок.

У процесі проведення досліджень встановлено, що суміш може зміцнюватись і при нормальній температурі, але цей процес довготривалий (понад 24 год). Нагрівання сприяє пришвидшенню видалення води. Максимальна міцність стрижневої суміші при стисканні (більше 2,5 МПа) досягається після висушування при температурі 150 °С.

Установлено, що міцність сумішей із ЗК, виготовленим із ортофосфорної кислоти і ТПФН, при його незначному вмісті 2,0...3,0% досягає високих значень – 2,3...2,5 МПа (табл. 1). При вмісті 4,0% ЗК показники міцності набувають стабільного рівня і майже не підвищуються при подальшому його додаванні.

Таблиця 1. Міцність при стисканні зразків стрижневої суміші залежно від вмісту ЗК на основі ТПФН

Вміст ЗК, %	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0	8,0
Міцність, МПа	2,35	2,90	3,10	3,25	3,35	3,45	3,60

На основі проведених досліджень запропоновано оптимальний склад формульованої і стрижневої суміші, до складу якої входять: ЗК (складається із 5,0 мас. ч. ТПФН та 1,0 мас. ч. H_3PO_4) – 3,0...4,0%, вода – 3,0%, кварцовий пісок – решта. Температура висушування – 150 °С. Установлено, що із цієї суміші можна виготовляти ливарні форми та стрижні, у т. ч. першого класу складності.

Проведено також лабораторні випробування, які показали перспективність використання суміші. Розроблений ЗК забезпечує високу міцність і термічну стійкість ливарних форм і стрижнів і дає змогу виготовляти виливки із чистою поверхнею із різних сплавів, у т. ч. із легованої сталі.

Отже, розроблення зв'язувального компонента дає змогу використовувати ТПФН у технологічному процесі виготовлення виливків, а саме для приготування формульних і стрижневих сумішей. Це допоможе утилізувати шкідливий продукт та у подальшому буде сприяти збереженню екологічного середовища.

Лютий Р.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВСТУП НА ІНЖЕНЕРНІ СПЕЦІАЛЬНОСТІ У 2020 РОЦІ: ПРОБЛЕМИ І ПЕРСПЕКТИВИ

E-mail: rvl2005@ukr.net

Перед тим, як приступити до навчання студентів у вищому навчальному закладі, їх потрібно набрати. Традиційно набір на 1 курс є непростим процесом як для самих вступників, так і для співробітників університетів. Особливо це стосується базових інженерних спеціальностей.

Вступникам невідомо, наскільки ці спеціальності є важливими для національної економіки. Їм дуже мало відомо про перспективи майбутнього працевлаштування та подальшого розвитку особистості. Як наслідок, вони вибирають загальнонавчальні популярні напрями гуманітарного плану, а з технічного профілю – різні комп'ютерні спеціальності, конкурс на які залишає невисоку ймовірність розраховувати на бюджетні місця.

У табл. 1 наведено результати вступної компанії 2019 року по технічних спеціальностям КПІ ім. І. Сікорського. У колонці 1 вказано номери та назви спеціальностей, у другій – факультети, які проводять по ним навчання, у третій колонці – максимальний обсяг бюджетних місць, у четвертій – конкурс (кількість заяв поділена на кількість бюджетних місць), в останній – ефективність набору (заповнення бюджетних місць).

Таблиця 1. Результати набору студентів на технічні спеціальності КПІ ім. Ігоря Сікорського у 2019 році

Спеціальність (код і назва)	Факультет/інститут	Обсяг набору	Конкурс за заявами	Заповнення бюджетних місць, %
1	2	3	4	5
134 Авіаційна та ракетно-космічна техніка	ІАТ	45	6,33	100,0
173 Авіоніка	ІАТ	29	5,1	100,0
151 Автоматизація та комп'ютерно-інтегровані технології	ІХФ	57	4,05	89,5
	ТЕФ	59	7,22	100,0
	ПБФ	121	5,44	100,0
143 Атомна енергетика	ТЕФ	48	3,48	83,3
163 Біомедична інженерія	ФБМІ	34	18,23	100,0
162 Біотехнології та біоінженерія	ФБТ	95	11,12	78,9
186 Видавництво та поліграфія	ВПП	51	4,59	58,8
133 Галузеве машинобудування	ІХФ	79	3,1	100,0
	ФБТ	20	3,9	75,0
	ВПП	12	5,5	100,0
184 Гірництво	ІЕЕ	12	6,17	100,0
101 Екологія	ІХФ	20	6,5	60,0
	ІЕЕ	22	5,5	45,5
141 Електроенергетика, електротехніка та електромеханіка	ІЕЕ	84	3,75	79,8
	ФЕА	171	3,44	94,7

Продовження табл. 1

1	2	3	4	5
171 Електроніка	ФЕЛ	130	2,65	69,2
142 Енергетичне машинобудування	ТЕФ	15	3,33	46,7
121 Інженерія програмного забезпечення	ТЕФ	71	13,45	100,0
	ФІОТ	148	20,6	100,0
	ФПМ	60	20,08	100,0
126 Інформаційні системи та технології	ФІОТ	219	7,08	100,0
125 Кібербезпека	ФТІ	98	17,58	100,0
122 Комп'ютерні науки	ІПСА	110	17,68	100,0
	ФБМІ	75	6,83	100,0
	ТЕФ	115	8,16	100,0
123 Комп'ютерна інженерія	ФІОТ	147	11,31	100,0
	ФПМ	90	9,74	100,0
111 Математика	ФМФ	60	4,12	93,3
132 Матеріалознавство	ІФФ*	59	2,92	86,4
136 Металургія	ІФФ*	33	2,33	54,5
152 Метрологія та інформаційно-вимірювальна техніка	ПБФ	50	2,66	74,4
	ФБМІ	19	3	42,1
153 Мікро- та наносистемна техніка	ФЕЛ	100	3,3	75,0
113 Прикладна математика	ФПМ	80	7,9	100,0
	ФТІ	76	4,72	98,7
131 Прикладна механіка	ЗФ	30	4,17	96,7
	ІХФ	12	5,92	100,0
	ММІ	213	2,84	100,0
105 Прикладна фізика та наноматеріали	ФТІ	55	3,56	89,4
124 Системний аналіз	ІПСА	120	6,94	100,0
172 Телекомунікації та радіотехніка	ІТС	180	2,77	60,6
	РТФ	115	2,98	76,5
	ФЕЛ	53	4,02	75,5
144 Теплоенергетика	ІЕЕ	20	3,75	55,0
	ТЕФ	75	2,33	45,3
104 Фізика та астрономія	ФМФ	25	5,56	88,0
161 Хімічні технології та інженерія	ІХФ	30	5,67	56,7
	ХТФ	194	3,06	94,3

Примітка: Набір на спеціальності 132 і 136 у 2020 році здійснює створений на базі ІФФ і ЗФ Інститут Матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона

За останні три роки на спеціальність «132 Матеріалознавство» кількість бюджетних місць було значною мірою збільшено (із 18 до 59), враховуючи значний попит на фахівців цієї спеціальності. Кількість місць на спеціальність «136 Металургія» збережено на рівні 33. Попит вступників також зростає (рис. 1), проте порівняно із комп'ютерними спеціальностями (табл. 1) як конкурс, так і заповнення бюджетних місць залишаються на невисокому рівні.

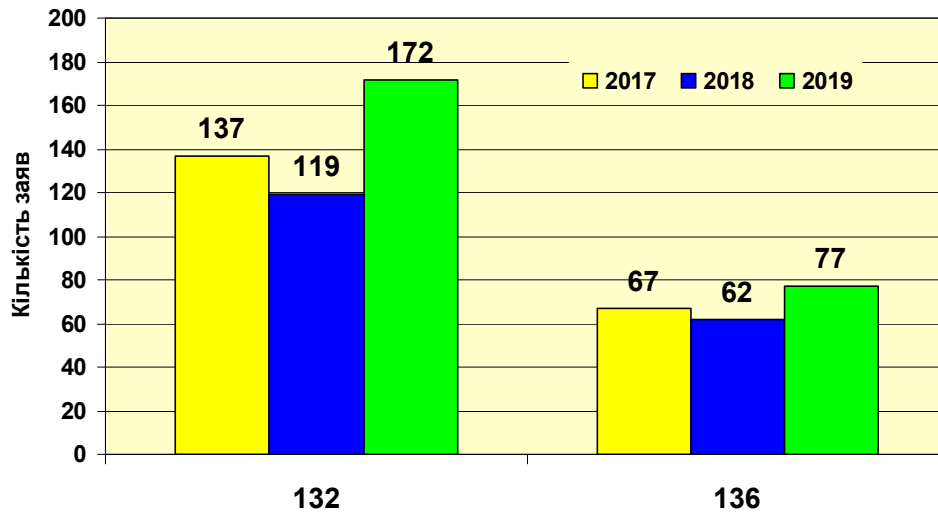


Рис. 1. Кількість поданих заяв на спеціальності інженерно-фізичного факультету (ІФФ)

З боку Кабінету міністрів України розпочато роботу щодо популяризації технічних спеціальностей. Переважна більшість спеціальностей із табл. 1 додатково користується особливою підтримкою, згідно Умов прийому до ВНЗ України. Ця підтримка полягає у збільшенні реального конкурсного бала вступника множенням його на галузевий коефіцієнт 1,02. Студенти отримують підвищені, у порівнянні з іншими, стипендії.

Вказані заходи, однак, не додали особливої популярності спеціальностям: не усі бюджетні місця було заповнено. При цьому слід звернути увагу, що конкурс за поданими заявами не є визначальним фактором: є спеціальності із конкурсом більше 5 заяв на місце, проте бюджетні місця усе одно не заповнено. Провідну роль зіграла системна робота із контингентом.

Сучасний світ неможливий без створення нових матеріалів і технологій. Це очевидно майже для кожного, але мало кому відомо, де і як само їх створюють. Багато цікавого відбувається у лабораторіях Інженерно-фізичного факультету (ІФФ). Найкраща на сьогодні лабораторна база, великий обсяг наукової тематики, в т. ч. для оборонного комплексу, широке залучення студентів до перспективних досліджень, стажування і працевлаштування у провідних закордонних фірмах – це все також про ІФФ, але широкому загалу ця інформація не доноситься у потрібній формі.

За останній рік створено профорієнтаційні ролики і короткометражні фільми, які розкривають переваги професії Матеріалознавця та Металурга, знайомлять із визначними особистостями, які досягли успіху у цих професіях, показують наукові розробки, які змінюють світ уже сьогодні. Але для того, щоб їх побачити, потрібно спеціально зайти на сайт факультету або Приймальної комісії КПП ім. Ігоря Сікорського. Тому більшість користувачів Інтернету не зустрічається з інформацією щодо цих розробок.

Протягом літа 2019 року зроблено спробу організувати активну рекламу спеціальностей ІФФ в Інтернеті із залученням професійних фахівців. Було

проаналізовано окремі групи аудиторії користувачів та розділено їх за інтересами. Згідно цих даних, розроблено відповідну ілюстративну і відеопродукцію, з обов'язковим переходом на сайт ІФФ. Це дало змогу деякою мірою підвищити відвідуваність сайту і кількість заяв, поданих до вступу на факультет; кількість переглядів фільму про Матеріалознавство значно зросла. Отже, такий шлях агітації можна вважати вірним, але його слід надалі удосконалювати.

До створення агітаційних матеріалів у Всесвітній мережі мають підключитися роботодавці. Вони вже прийшли до висновку, що відчувається реальний дефіцит фахівців у Матеріалознавстві, Металургії та Ливарному виробництві. Кожне підприємство або фірма для підвищення популярності і пошуку нових партнерів створює і розповсюджує відеоматеріали щодо профілю своєї діяльності, успіхів у роботі, планів розвитку і розширення. Якщо спрямувати ці матеріали не тільки на потенційних бізнес-партнерів, а й на вступників університетів, потенційно майбутніх своїх співробітників, це створить додаткові стимули на визначальному для них етапі вибору професії.

Малинов В.Л., Малинов Л.С.
(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

НОВЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ

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

Во многих случаях восстановление деталей машин и инструмента, а также повышение их долговечности достигается электродуговой наплавкой с использованием материалов, содержащих дорогие легирующие элементы, что обуславливает их высокую стоимость. В данной работе обобщены результаты исследований по реализации синергетического подхода при создании экономичных наплавочных материалов. Они обеспечивают получение в наплавленном металле метастабильного аустенита, претерпевающего при нагружении фазовые и структурные превращения, включающие изменение плотности дислокаций, формирование субзеренной структуры, двойникование, протекание мартенситных превращений, динамическое старение. В процессе этих превращений происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений. На их развитие расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая её часть идёт на разрушение наплавленного металла.

Разработаны новые экономнолегированные наплавочные материалы, обеспечивающие получение в наплавленном металле мартенситно-бейнитно-аустенитной структуры. Наплавленный металл при этом имеет более высокую износостойкость, чем при наплавке широко применяемой порошковой проволокой ПП-Нп 18Х1Г1М, содержащей дорогой молибден.

Показана перспективность разработки экономичных и технологичных наплавочных материалов, обеспечивающих получение в наплавленном металле структуры малоуглеродистого марганцовистого и хромомарганцовистого мартенсита. Эти материалы могут быть дополнительно легированы в небольших

количествах сильными карбидообразующими элементами Ti, Nb, V для получения мелкозернистой структуры и повышения износостойкости за счет образования карбидов высокой твердости. Особенностью малоуглеродистых марганцовистых наплавочных материалов является то, что после проведения отпуска при 600...700 °С, обычно применяемого для снятия внутренних напряжений, в наплавленном металле образуется до 30...40% метастабильного вторичного аустенита, что является следствием перераспределения углерода и марганца между α - и γ -фазами, и обогащения последней этими элементами. В ряде случаев это может привести к снижению твердости наплавленного металла. Несмотря на это, его абразивная износостойкость возрастает более чем на 30...40%. Металл, наплавленный малоуглеродистыми хромомарганцевыми материалами, имеющий в структуре метастабильный аустенит, по разгаро-, коррозионно- и износостойкости не только не уступает хромоникелевым аналогам, но во многих случаях превосходит их. Получение метастабильного аустенита в наплавленном металле в количестве 10...20% повышает сопротивление образованию трещин при наплавке, а также износостойкость. Наиболее существенный экономический эффект может быть получен за счет замены хромоникелевых наплавочных материалов (Св-06Х18Н10Т и др.) хромомарганцевыми, обеспечивающими получение в наплавленном металле метастабильного аустенита. Первые наплавочные материалы этого типа были созданы под руководством М. И. Разикова. К ним относятся электроды УПИ 30Х10Г10 и порошковая проволока ПП-30Х11Г12Т. Их широкому применению препятствует трудная обрабатываемость резанием наплавленного металла. В связи с этим перспективными являются низкоуглеродистые хромомарганцовистые наплавочные материалы. Высокий отпуск, проводимый после наплавки, дестабилизирует аустенит по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению (ДДМП) и повышает износостойкость. Увеличить ее у металла, наплавленного хромомарганцевой аустенитной проволокой, можно также холодной пластической деформацией (~ 10...15%), которая активизирует деформационное мартенситное превращение.

Малинов Л.С., Бурова Д.В., Гоманюк В.Д.
(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

НОРМАЛИЗАЦИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

В учебной и справочной литературе нормализацию конструкционных сталей рекомендуют проводить из аустенитной области температур с небольшим превышением критической точки A_{c3} . В работах Егоровой с сотрудниками показана целесообразность нормализации из МКИТ специально разработанных для этого строительных сталей 09Г2СЮЧ и 09ХГ2СЮЧ. В данной работе изучалось влияние такой термообработки на механические свойства ши-

роко применяемых в промышленности сталей 14Г2, 20ГЛ, 20ГФЛ, 45Г в сравнении с их свойствами после типовой нормализации. Соответствующая информация для указанных сталей в литературе не была обнаружена. Особенностью исследований являлось то, что при проведении термообработки в ряде случаев после нагрева в МКИТ или перед ним проводилась аустенитизация. В работе применялся металлографический метод исследования и определялись механические свойства сталей. Полученные данные, показывают, что нормализация с нагревом в МКИТ по рациональным режимам позволяет получить более высокий уровень механических свойств, чем аналогичная термообработка по типовому режиму с нагревом в аустенитную область (табл. 1).

Согласно фундаментальным исследованиям С. С. Дьяченко, при выдержке в МКИТ увеличивается количество аустенита в структуре и снижается доля феррита. Происходит перераспределение углерода и марганца между α и γ фазами и обогащение ими последней. Для стали 20ГЛ проведена нормализация с нагревом и выдержкой в МКИТ с предварительной, а также последующей кратковременной аустенитизацией. Их роль заключается в получении мелкозернистого аустенита, сохранении микронеоднородности структуры и, как следствие, повышении механических свойств.

Таблица 1. Механические свойства исследованных сталей после нормализации по типовому режиму и с нагревом в МКИТ

Сталь	Режим термообработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
14Г2	860 °С, 20 мин	432	617	20	48	0,66
	760 °С, 60 мин	468	669	25	59	0,84
20ГЛ	890 °С, 20 мин	408	562	22	38	1,20
	760 °С, 60 мин, вз	420	586	30	50	1,67
	890 °С, 20 мин, вз, 760 °С, 60 мин, вз	452	605	34	67	1,73
	760 °С, 60 мин, 890 °С, 5 мин, вз	435	596	35	70	1,85
20ГФЛ	930°С, 20 мин, вз	413	575	24	54	1,38
	780 °С, 60 мин, вз	546	632	26	68	1,67
45Г	850 °С, 20 мин, вз	640	730	23	67	1,40
	760 °С, 60 мин, вз	650	750	25	70	1,55

Сформировавшаяся после нормализации из МКИТ структура представляет собой феррит и ферритокарбидную смесь. Она более дисперсна, чем после аналогичной термообработки по типовому режиму, предусматривающему нагрев в аустенитную область. Определенную роль могут играть также карбиды, не растворившиеся при нагреве под закалку. Эти причины обуславливают повышение прочностных свойств исследованных сталей после нормализации.

зации из МКИТ. Большая пластичность является следствием очищения феррита от углерода, возможно, и азота, имеющегося в стали, поскольку эти элементы переходят в аустенит. После выдержки в МКИТ 2 мин/мм у исследованных сталей сохраняется более высокий уровень механических свойств, чем после нормализации из аустенитной области. Полученные данные показывают, что нормализация из МКИТ предпочтительнее типовой нормализации, проводимой в настоящее время. Она позволяет получить более высокий уровень механических свойств сталей и снижает энергозатраты на термообработку. Для дополнительного повышения механических свойств целесообразно перед выдержкой в МКИТ или после нее проводить нагрев в аустенитную область.

Малинов Л.С., Малышева И.Е., Бурова Д.В.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ И
ЧУГУНОВ РЕАЛИЗАЦИЕЙ ЭФФЕКТА САМОЗАКАЛКИ ПРИ
НАГРУЖЕНИИ**

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

Для повышения абразивной износостойкости сталей и чугунов в их поверхностном слое необходимо получать после термообработки многофазную структуру, в которой наряду с мартенситом и карбидами присутствует метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение – ДДМП (эффект самозакалки при нагружении-СЗН). При этом необходимо управлять соотношением структурных составляющих, в том числе, количеством и стабильностью аустенита) с учетом условий изнашивания. Предложено подвергать цементации не только специально разработанные цементируемые стали, как это в основном принято в настоящее время, но и не предназначенные для этого стали: строительные, малоуглеродистые, среднеуглеродистые машиностроительные и высокоуглеродистые инструментальные, а также высоколегированные специальные стали. После цементации проводится закалка с повышенных температур по сравнению с обычно применяемыми для получения в структуре наряду с другими составляющими 25...60% метастабильного остаточного аустенита.

Во многих случаях для этого же целесообразно применять скорректированные режимы таких давно известных способов термообработки, как изотермическая и ступенчатая закалка. При их проведении необходим подбор термовременных параметров этих обработок, обеспечивающих получение в структуре повышенного количества метастабильного аустенита.

Новые возможности в повышении износостойкости открывает широкое использование для упрочнения поверхности источников концентрированной энергии (лазерной электронно-лучевой, плазменной, электродуговой, их комбинации с широко применяемыми способами термической и химико-терми-

ческой обработок). Особенностью разработанных режимов их проведения является лишь то, что они обеспечивают в сталях и чугунах получение многофазной структуры, в которой оптимизированы количество аустенита и степень его стабильности с учетом исходных химического и фазового составов и условий абразивного воздействия.

В ряде случаев в сплавах получить многофазную структуру с остаточным метастабильным аустенитом следует применением термообработок, включающих нагрев в МКИТ. Это обусловлено обогащением аустенита рядом легирующих элементов, содержащихся в сталях (Mn, C, N и др.), в результате их перераспределения между α - и γ - фазами. После закалки в структуре наряду с мартенситом, остаточным аустенитом и карбидами в ряде случаев присутствует феррит, снижающий прочностные свойства. В связи с этим предложена технология закалки, предусматривающая после выдержки в МКИТ кратковременную аустенитизацию, обеспечивающую завершение $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, но исключающую гомогенизацию аустенита.

Термообработка большой группы исследованных сталей по разработанной технологии приводит к одновременному повышению прочностных, пластических свойств, ударной вязкости и износостойкости, что обусловлено измельчением зерна в результате перекристаллизации, увеличением дисперсности мартенсита, его твердости, а также образованием метастабильного аустенита и протеканием динамического деформационного мартенситного превращения. При проведении различных технологий термообработки, повышающих абразивную износостойкость за счет получения многофазной структуры с метастабильным аустенитом достигается существенное повышение долговечности деталей и инструментов, а, следовательно, обеспечивается ресурсосбережение.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И
ЧУГУНЫ, РЕАЛИЗУЮЩИЕ ЭФФЕКТ САМОЗАКАЛКИ ПРИ
ОХЛАЖДЕНИИ И/ЛИ НАГРУЖЕНИИ**

E-mail: malinov_l_s@pstu.edu

Разработаны низкоуглеродистые малоникелевые и безникелевые стали с эффектом самозакалки при охлаждении, дополнительно легированные Si, Cr и в небольших количествах (порознь или вместе) V, Ti, Nb, Al, N. В их структуре после соответствующей термообработки получают, наряду с другими составляющими, до 10...20% метастабильного аустенита. Они имеют высокий уровень механических свойств и не уступают, а в ряде случаев превосходят по этим характеристикам никельсодержащие стали 12ГН2МФАЮ, 14ХГН2МАФБ, 14ХГНМДАФБРТ.

Созданы новые хромомарганцовистые стали, в которых эффект самозакалки реализуется при охлаждении и нагружении. Они способны в ряде случаев заменить применяемые в промышленности более дорогие высокопрочные стали

типа 09X15H9Ю, содержащие повышенное количество никеля. Новые стали могут найти применение для различного рода клапанов компрессоров и других высокопрочных деталей, работающих в коррозионной среде.

Разработаны мало- и среднеуглеродистые хромомарганцевые метастабильные аустенитные стали, в том числе дисперсионноотверждающие, с эффектом самозакалки при нагружении, которые по гидро- и газоабразивной износостойкости в 2 раза превосходят сталь 12X18H10T

Созданы износостойкие стали с эффектом самозакалки при нагружении, содержащие меньше марганца, чем сталь 110Г13Л. Эффект самозакалки целесообразно использовать для повышения абразивной износостойкости, когда под влиянием абразивных частиц мартенситное превращение интенсивно протекает в поверхностном слое стали, что повышает ее сопротивление разрушению. По мере изнашивания поверхности в работу вступает нижележащий слой, в котором снова в процессе самозакалки возникает мартенсит, и это повторяется многократно. Новые стали обеспечивают лучшую экологию при выплавке, меньшую стоимость литья и более высокую износостойкость, чем 110Г13Л. Другими преимуществами этих сталей являются возможность измельчения в них зерна при термообработке, что повышает их ударную вязкость, а также улучшение обрабатываемости резанием. Новые стали внедрены на ряде металлургических комбинатов. Значительную часть шихты при их выплавке составляют изношенные детали из 110Г13Л. Это является примером использования вторичных ресурсов.

Предложен новый класс низкоуглеродистых марганцовистых и хромомарганцовистых цементуемых сталей с эффектом самозакалки при охлаждении и нагружении, которые в отличие от 110Г13Л хорошо обрабатываются резанием. Их особенностью является сочетание высокого уровня механических свойств сердцевины и износостойкости поверхности, имеющей структуру отпускаемого мартенсита, карбидов (карбонитридов) с повышенным количеством метастабильного аустенита (40...60%), или только метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами.

Разработаны аустенитно-мартенситные и ферритно-аустенитные низкоуглеродистые хромомарганцовистые стали с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении. Их особенностью является более высокий уровень прочностных свойств, чем у хромоникелевых сталей аналогичных структурных классов, при сохранении хорошей пластичности.

Разработаны износостойкие экономнолегированные хромомарганцовистые чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки частично при охлаждении, частично при нагружении, имеющие высокую абразивную износостойкость и превосходящих в этом отношении сложнолегированные чугуны, содержащие никель.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

ДИФФЕРЕНЦИРОВАННЫЙ ПОДХОД К ВЫБОРУ СОСТАВА И РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ЛИТЫХ МАРГАНЦОВИСТЫХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ

E-mail: malinov_1_s@pstu.edu

Широко применяемая в промышленности сталь 110Г13Л зачастую не обеспечивает высокую эксплуатационную стойкость изготовленных из нее деталей. И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем в 50-х годах прошлого века впервые было предложено для повышения кавитационной стойкости использовать метастабильные аустенитные стали, в которых при нагружении протекают деформационные мартенситные превращения. Этот принцип реализован в экономнолегированных литых марганцовистых сталях с метастабильным аустенитом, предложенных автором. В данной работе приведены результаты исследований по данному вопросу. Объектом исследований служили стали 120Г4ФЛ, 120Г6ФЛ, 120Г8ФЛ, 120Г10ФЛ. В работе применялись металлографический, дюрOMETрический, магнитометрический, рентгеновский фазовый анализы. Определялись абразивная и ударно-абразивная износостойкость. Об интенсивности абразивного воздействия судили по коэффициенту динамичности K_d , предложенному И. В. Петровым и определяемому отношением твердости стали 110Г13Л после изнашивания к ее твердости до него. При абразивном изнашивании $K_d = 1,1$, а при ударно-абразивном – 2,5. За эталон принята износостойкость стали 110Г13Л, закаленной с 1100 °С. Установлено, что, чем выше в рассматриваемых сталях концентрация марганца, тем больше после закалки от 850 и 950 °С в их структуре содержится аустенита и, соответственно, меньше мартенсита и карбидов. Закалка от 1050 °С обеспечивает получение полностью аустенитной структуры даже у стали 120Г4ФЛ. Повышение температуры нагрева под закалку от 850 до 1050 °С снижает твердость во всех исследованных сталях. Наиболее высокий ее уровень сохраняется у стали с наименьшим содержанием марганца. Сопротивление изнашиванию определяется не твердостью, как обычно принято считать, а приростом мартенсита на изнашиваемой поверхности. При повышении температуры нагрева под закалку с 850 до 950 °С абразивная износостойкость стали 120ГФ4Л, имеющей в исходном состоянии аустенитно-мартенситно-карбидную структуру, возрастает с $\varepsilon = 1,3$ до $\varepsilon = 1,8$. Этому соответствует увеличение прироста мартенсита с 35 до 47%. После закалки от 1050 °С износостойкость снижается до $\varepsilon = 1,6$ (прирост мартенсита 40%). У сталей 120Г(6...10)ФЛ с повышением температуры нагрева под закалку от 850 до 1050 °С абразивная износостойкость снижается вследствие повышения стабильности аустенита. Низкий отпуск, также стабилизирующий аустенит, снижает абразивную износостойкость, а высокий, уменьшающий устойчивость аустенита к ДДМП, ее увеличивает. Зависи-

мость ударно-абразивной износостойкости от содержания марганца и температуры нагрева под закалку иная. Чем выше содержание марганца в стали и температура нагрева (соответственно, стабильнее аустенит по отношению к деформационному мартенситному превращению), тем больше ударно-абразивная износостойкость. После закалки с 1050 °С исследованные стали по ее возрастанию располагаются в следующем порядке: 120Г4ФЛ ($\epsilon = 0,4$), 120Г6ФЛ ($\epsilon = 0,7$), 120Г8ФЛ ($\epsilon = 0,9$) 120Г10ФЛ ($\epsilon = 1,2$). Низкий отпуск, повышающий стабильность аустенита, увеличивает сопротивление разрушению при ударно-абразивном воздействии, а высокий, дестабилизирующий аустенит, снижает его. У стали 120Г8ФЛ после закалки от 1050 °С, отпуска при 300 °С 1 ч и 650 °С 1 ч ударно-абразивная износостойкость составляет, соответственно, $\epsilon = 0,9$; 1,0 и 0,7. В зависимости от конкретных условий изнашивания, необходимо выбором рационального состава и режимов термообработки сталей оптимизировать количество и стабильность аустенита по отношению к ДДМП, что существенно повышает их износостойкость.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ПОЛУЧЕНИЕ В СТАЛЯХ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С
МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ НЕТИПОВОЙ
СТУПЕНЧАТОЙ ЗАКАЛКОЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ**

E-mail: malinov_1_s@pstu.edu

Одним из перспективных направлений ресурсосбережения является повышение свойств сталей за счет создания у них многофазной структуры, в которой наряду с другими составляющими присутствует метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение – ДДМП (эффект самозакалки при нагружении – СЗН). Рассмотренный выше подход основывается на высказанной и реализованной в середине 50-х годов прошлого столетия И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем новой чрезвычайно плодотворной идее. Она заключалась в использовании деформационных мартенситных превращений не при упрочняющей обработке сталей с метастабильным аустенитом, как это было обычно принято, а при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации.

Для получения наиболее высокого уровня механических свойств необходимо с учетом исходной структуры сталей применительно к конкретным условиям нагружения оптимизировать количественное соотношение составляющих, их распределение, в том числе, степень стабильности аустенита и развитие ДДМП. В работе показана возможность получения такой структуры ступенчатой закалкой. Такая закалка обычно применяется для предотвращения коробления и трещинообразования в основном у инструментальных сталей. Она проводится в расплавах неэкологичных солей и щелочей. В отличие от этого предложено проводить ступенчатую закалку с охлаждением после аустенитизации в воде до температуры ступеньки, а выдержку при ней – в печи,

после чего следует охлаждение на воздухе. В работе она применена для сталей 10Г12,60Х18. В исследованиях использовали рентгеновский и металлографический методы. Определяли механические свойства. После обычной закалки в воде с 800 °С сталь 10Г12 имела трехфазную структуру (α -мартенсит ~ 55%, ε -мартенсит ~ 15%, γ -фаза ~ 30%) и уровень прочностных свойств, соответствующий среднеуглеродистым сталям после улучшения ($\sigma_{0,2} = 850$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа). Однако пластичность и ударная вязкость были существенно ниже, чем у них ($\delta = 7\%$, $\psi = 9\%$, КСЧ = 0,25 МДж/м²). Наиболее хорошее сочетание механических свойств получено после ступенчатой закалки с 800 °С и выдержке при 400 °С 60 мин: $\sigma_{0,2} = 1030$ МПа, $\sigma_B = 1400$ МПа, $\delta = 14\%$, $\psi = 50\%$, КСЧ = 0,50 МДж/м². Это явилось следствием стабилизации остаточного аустенита по отношению к ДДМП. Изучалось влияние ступенчатой закалки на механические свойства стали 60Х18. После типовой термообработки, включающей закалку с 1050 °С в масло и отпуск при температуре 200 °С, 60 мин, сталь имеет следующий уровень механических свойств: $\sigma_B = 1471$ МПа, $\delta = 4\%$, $\psi = 8\%$, КСЧ = 0,2 МДж/м². После ступенчатой закалки с 1050 °С, включающей охлаждение в воде до 350 °С и выдержку при этой температуре 60 мин, механические свойства стали 60Х18 существенно возросли: $\sigma_{0,2} = 1578$ МПа, $\sigma_B = 1692$ МПа, $\delta = 13\%$, $\psi = 36\%$, КСЧ = 0,38 МДж/м². Это явилось следствием образования многофазной структуры, в которой наряду с мартенситом и карбидами получено 45% метастабильного остаточного аустенита, количество которого уменьшилось до 20% после испытаний механических свойств вследствие ДДМП. Такая ступенчатая закалка может быть применена не только для высоколегированных, но и для низколегированных, а также углеродистых сталей для получения многофазной структуры с метастабильным остаточным аустенитом. Для получения наиболее высокого уровня механических свойств сталей после ступенчатой закалки по новому способу необходимо за счет термовременных параметров ее проведения оптимизировать в структуре количество и стабильность остаточного аустенита по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению.

Малинов Л.С.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ТЕХНОЛОГИИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ,
ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ РЕСУРСО- И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ ЗА
СЧЕТ СОЗДАНИЯ В СПЛАВАХ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ
ГРАДИЕНТОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ**

E-mail: leonid-malinov@yandex.ru

Одним из перспективных инновационных научно-прикладных направлений в ресурсо- и энергосбережении является предложенное автором еще в середине 70-х годов прошлого века и интенсивно развивающееся в настоящее время создание в сплавах регулярной макронеоднородной структуры приме-

нением разнообразных технологий дифференцированной обработки для повышения долговечности деталей машин и инструмента или придания новых свойств материалам. Такую структуру, согласно современной терминологии, принято называть градиентами структурно-фазовых состояний. Это был принципиально новый подход к обработке сплавов, позволяющий в одном материале получить чередующиеся в заданной последовательности участки с различной структурой, механическими и физическими свойствами. Он был предложен в качестве альтернативы известным способам получения армированных материалов, в основе которых лежит соединение в одном материале различных по свойствам металлов и сплавов с применением литья, прокатки или сварки. Первые работы, выполнены по изучению влияния общей и локальной деформации, а также локального нагрева при различных режимах их осуществления. Экспертами Комитета по делам изобретений и открытий СССР при начальном рассмотрении предложенных технических решений, хотя и отмечалась их новизна, но отрицалась практическая полезность и возможность применения в промышленности.

В настоящее время направление по получению макроскопических градиентов структурно-фазовых состояний применением технологий дифференцированной обработки интенсивно развивается, о чем свидетельствует большое число публикаций и патентов, подчеркивающих их эффективность для значительного повышения долговечности многих деталей и инструментов.

Все более широко применяются технологии дифференцированной обработки с использованием источников концентрированной энергии: лазерных или электронных лучей и струи плазмы.

В ряде работ приводятся данные, согласно которым наибольшая износостойкость стержней из клапанной стали 40X10C2M имеет место после лазерной закалки закалка “винтовыми” дорожками шириной 2 мм с шагом 6 мм и углом наклона 45°, занимающими 25...30% поверхности. Гильзы цилиндров автомобиля ЗИЛ-130 после локальной лазерной закалки для получения твердых и мягких чередующихся структур показали увеличение износостойкости в 2,0...2,5 раза по сравнению с таковой у гильз из чугуна такого же состава при обычно принятой обработке. Высокая износостойкость достигается в том случае, когда вся поверхность подвергается цементации, а затем заданные участки закаливают, используя источники концентрированной энергии (лазерный, электронный лучи).

Сообщается о технологии дифференцированной обработки с получением чередующихся азотированных и неазотированных участков, что обеспечивает повышение контактной долговечности и износостойкости упрочненного слоя за счет создания макронеоднородной структуры материала.

Приводятся данные по применению дифференцированной гидродробеструйной обработки, сократившей трудоёмкость изготовления коленчатых валов на 20...25%.

Высокоэффективными для повышения долговечности многих деталей являются технологии дифференцированной плазменной и электродуговой обработок.

Мамишев В. А., Шинский О. И., Соколовская Л. А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

СИСТЕМНЫЙ ПОДХОД К ИССЛЕДОВАНИЮ ВЛИЯНИЯ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ НА КАЧЕСТВО ЛИТЬЯ

В большинстве традиционных литейных и металлургических технологий окружающая среда оказывает комплексное динамическое, теплофизическое и физико-химическое воздействие на жидкий и кристаллизующийся металл в системах: отливка – форма, слиток – изложница и заготовка – кристаллизатор.

Системный анализ разных технологий литья [1-3] показал, что расплавы черных и цветных металлов и сплавов при высоких температурах разлива активно взаимодействуют с кислородом атмосферного воздуха. Это приводит к окислению поверхности струи и зеркала расплава при наполнении жидким металлом литейных форм, металлургических изложниц, кристаллизаторов МНЛЗ. При заглублении разливочной струи внутрь жидкого металла, образовавшиеся на ее поверхности оксидные пленки затягиваются в объем залитого расплава.

Разливочная струя, являясь высокоскоростным потоком жидкого металла или интервального сплава, создает динамические условия для нежелательной инжекции окружающего струю воздуха в расплав. При инжекции воздуха в жидкий металл происходит окисление внутренних слоев расплава и образуется много газовых пузырьков, которые всплывают к открытому зеркалу металла. Поэтому разливочная струя под действием гравитационной силы тяжести может создать режим интенсивного циркуляционного перемешивания металлического расплава в литейной полости формы, изложницы или кристаллизатора.

При вынужденном циркуляционном перемешивании расплава окисленные верхние слои жидкого металла замещаются новыми порциями не окисленного металла, который поступает из горячей сердцевины формирующихся отливок и слитков к зеркалу расплава. При интенсивном конвективном движении металла в литейной полости затопленная струя вытесняет его из глубоких слоев вверх. Так как поверхностные слои расплава обновляются, то при взаимодействии с воздухом окружающей среды зеркало жидкого металла постоянно окисляется.

Поэтому в отливках, слитках и непрерывных заготовках образуется много экзогенных и эндогенных неметаллических включений (оксиды, окисульфиды и другие включения). В условиях эксплуатации литых деталей и при ковке или прокатке слитков неметаллические включения, как концентраторы термических и механических напряжений, способствуют появлению макро- и микротрещин в литом и деформированном металле. Это снижает прочность и пластичность металла, что негативно влияет на качество его кристаллической структуры.

Слитки и массивные отливки затвердевают в нестационарных условиях естественного конвективного перемешивания неизотермического расплава (режим тепловой конвекции). Если на зеркало расплава для его защиты от потерь теплоты в окружающую среду и от окисления подают шлакообразующую смесь, то в объем жидкого металла могут вовлекаться ее частицы, что может ухудшить качество структуры литых заготовок ответственного назначения.

Из системного анализа процессов взаимодействия высокотемпературных расплавов с окружающей средой вытекает требование – уменьшить вредное влияние химического фактора (окисление жидкого металла) на качество литых заготовок. Необходим поиск эффективных динамических, теплофизических и физико-химических воздействий на температуру расплава при затвердевании отливок, слитков и непрерывных заготовок и кристаллизации промышленных сплавов (стали, чугуны, бронзы, латуни, силумины и другие сплавы).

Интенсификация внешнего теплоотвода от жидкого металла через стенки литейной формы, чугунной изложницы или медного кристаллизатора может ускорить появление корочки твердого металла в поверхностных слоях литых заготовок. Такая корочка препятствует химическому взаимодействию жидкого металла с окружающей средой. К эффективным способам ускорения внешнего теплообмена в системе отливка – форма относится [3, 4] литье в замороженные при низкой температуре окружающей среды влажные песчаные формы. При этом от жидкого и кристаллизующегося металла в стенки замороженной формы отводится дополнительное количество теплоты, которая идет на расплавление прослоек льда между песчинками и на испарение образующихся пленок воды.

Если вынужденное перемешивание расплава будет происходить в оболочке затвердевшего металла, то в кристаллизующемся ядре массивных отливок или кузнечных и прокатных слитков можно исключить окисление жидкого металла. Мощный конвективный поток горячего металла или оплавляет ветви дендритов или их обламывает. В результате увеличивается число центров кристаллизации, что приводит к получению более мелкой первичной структуры литого металла. Все это положительно влияет на процессы структурообразования металла или интервального сплава во внутренних слоях формирующихся литых заготовок.

Для повышения эффективности разных технологий литья полезно также интенсифицировать процесс внутреннего теплоотвода [1, 2, 4] от жидкого металла к введенным в расплав твердым частицам (микрохолодильники, инокуляторы, модификаторы, легирующие добавки, гранулированные раскислители и др.).

Таким образом, комплексный системный анализ процессов динамического, теплофизического и физико-химического взаимодействия жидкого металла с окружающей средой облегчает поиск рациональных тепловых режимов литья. Это способствует получению кристаллической (дендритной или недендритной) структуры металла с высоким уровнем служебных свойств литых изделий.

Література:

1. Мамишев В.А. О повышении эффективности теплообмена в системе литая заготовка – форма – окружающая среда // Металл и литьё Украины, 2012. – № 11. – С. 31 – 35.
2. 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 НАНУ. – 2011. – С. 256 – 258.
3. Низкотемпературные литейные формы: моногр. / [Шинский О.И., Лысенко Т.В., Прокопович И.В. и др.] – Одесса: Феникс, 2017. – 247 с.
4. Мамишев В.А. Системное исследование реотермических процессов течения и теплообмена при кристаллизации сплавов // Процессы литья, 2015. – № 1. – С. 39 – 46.

Миронов А.О., Кочешков А.С.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)
ТИТАН - ЮВЕЛІРНИЙ МЕТАЛ

Спочатку метал прийшов у життя людей як необхідність: знаряддя праці, машини, механізми і, згодом, прикраси. Перші вироби з самородних сплавів з'явилися на розмитій в часі межі кам'яного і мідного століть – V...VI тисячоліття до Р.Х., і це вже було мистецтво. Мистецтво – одна із форм суспільної свідомості, складова частина духовної культури нації, людства, це поняття в широкому значенні відноситься до будь-якої форми практичної діяльності людини, якщо ця форма відбувається уміло, майстерно, мистецьки, і не тільки в естетичному, але й технологічному значенні. Однією з гілок художнього мистецтва є ювелірне. Слово «ювелірний» означає художній виріб, предмет розкоші, прикраса з дорогоцінних металів і каменів [1, 2].

На сьогодні поняття шляхетні метали – золото, срібло, платина, паладій і їх сплави – має сенс як всесвітній платіжний еквівалент і ювелірний матеріал. В переносному значенні ювелірний – старанно, тонко оброблений. Нове слово в цій царині мають сказати креативні фахівці щодо застосування нетрадиційних для ювелірної справи сплавів і, відповідно, технологій.

Наш огляд присвячений новим світовим трендам, навіть авангардним підходам до традицій у художній творчості, мистецтві і технологіях.

Титан – твердий сріблястий метал, який відноситься до тугоплавких елементів, які мають високу хімічну активність у розплавленому стані. Температура плавлення чистого титану становить 1675 °С, густина 4540 кг/м³ – він легший за золото (19320 кг/м³) більше ніж в чотири рази. За своєю корозійною стійкістю у морській воді він перевершує всі метали, за винятком благородних – золота, платини. Чистий титан та його сплави володіють цінним комплексом

фізико-хімічних і механічних властивостей: високою питомою міцністю, задовільною пластичністю у великому діапазоні температур, відмінною здатністю до зварювання, малим коефіцієнтом лінійного розширення і т. д. Використання металевого титану обумовлено тим, що його міцність приблизно дорівнює міцності сталі при тому, що він на 45% легший. Титан на 60% важчий за алюміній, але міцніше його приблизно вдвічі. Ці властивості титану і його сплавів обумовлюють його цінність у хімічній промисловості, авіабудуванні, суднобудуванні, а також у інших технічних галузях [3].

Головними властивостями титану, які обумовили його застосування у ювелірній справі, є його повна фізіологічна інертність, тобто біосумісність, гіпоалергенність, довговічність, а також здатність утворювати яскраву різнокольорову оксидну плівку, що обумовило відносну легкість утворення декоративного покриття, за допомогою оксидування, на поверхні виробів із цього металу.

Через високу складність оброблення, перші прикраси із титану з'явилися тільки у 1980-му році, коли спеціалісти із компаній Porsche Design та IWC об'єдналися для створення першого у світі наручного годинника, корпус якого було виготовлено із титану (рис. 1).

У ювелірній справі титан спочатку стали використовувати для виготовлення обручок (рис. 2), прикрас для пірсингу та чоловічих аксесуарів.

Практично усі прикраси із титану виготовляють шляхом механічного оброблення. Він добре піддається обробленню тиском у зв'язку із високою пластичністю, і дуже погано піддається обробленню різанням через високі в'язкість, міцність, адгезію і низьку теплопровідність [6].

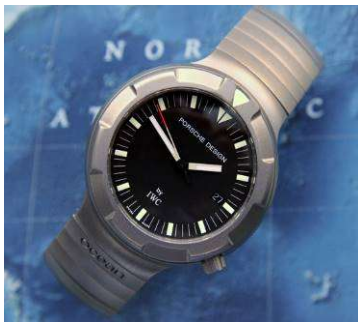


Рис. 1. Титановий корпус годинника «Porsche Design» [4]



Рис. 2. Титанова каблучка [5]

Незважаючи на великі складнощі в обробленні титану, існують ювеліри, які здатні похизуватися великою майстерністю в обробленні цього металу. Одним із таких є китаєць на ім'я Уоллес Чан. Його бренд Wallace Chan сьогодні є одним з найдорожчих на планеті. Свої вироби Чан створює з титану з додаванням елементів із сплавів золота (рис. 3).



Рис. 3. Прикраси із колекції «Шлях до просвітлення – Мистецтво і Дзен» [5]

Прикраси Wallace Chan – це ретельно опрацьовані об'єкти рослинного і тваринного світу Китаю. Вся палітра дорогоцінних каменів використана майстром сповна, а все завдяки його власній технології окраски титану, яка отримала назву Titanium Jewelry. Особливу пристрасть Чан має до сплавів титану, які дозволяють домогтися необхідної фактури поверхні (крил метелика-брошки, наприклад), а також до опалів всіляких відтінків [5].

Також відомий швейцарський бренд Chopard активно використовує цей метал у своїх прикрасах. В одній із останніх колекцій *Fleurs d'Opales* тонкі вигнуті пелюстки одного з кілець зроблені з титану, а в центрі знаходиться великий австралійський чорний опал, оточений крихтними діамантами (рис. 4). В іншому кільці-квітці пелюстки покриті аметистами і бузковими сапфірами, а титан, який використовується як основа, окислений до отримання такого фіолетового відтінку, щоб бути практично непомітним на тлі каменів (рис. 5) [5].

Титан і його сплави мають кращу рідкотекучість, ніж сталі, та малий інтервал кристалізації, який обумовлює їх низьку схильність до усадкової пористості, але незважаючи на це, лиття титану – це процес, який має багато технологічних складнощів.



Рис. 4. Кільце з чорним опалом, сапфірами, аметистами і цаворитами із колекції *Fleurs d'Opales* [5]



Рис. 5. Кільце з чорним опалом, діамантами, цаворитами і лазуритом із колекції *Fleurs d'Opales* [5]

Висока температура плавлення титану в поєднанні з високою хімічною активністю створює великі труднощі при плавленні і литті сплавів на основі цього металу. Щоб титан не став крихким в результаті забруднення газами,

плавлення і лиття проводять при високому вакуумі або у атмосфері інертного газу високої чистоти, а також не допускають контакту металу з вогнетривкими матеріалами. Вакуумна електродугова плавка на даний момент є основним методом отримання титанових виливків.

Хоча через свою велику хімічну активність титан і розчиняє усі види футерівок, існує технологія покриття робочої поверхні форми піровуглецем, (графітовою фарбою) який розчиняється титаном під час заливання і частково захищає саму форму від розчинення, дозволяючи застосовувати литво за моделями, що витоплюються. Незважаючи на досить непогану рідкотекучість, титан має великий поверхневий натяг, що зумовлює необхідність примусового заливання форм – застосування відцентрових установок для виливків із тонким рельєфом [3].



Рис. 6. Кільце із колекції Red Carpet 2016 компанії Chopard [5]

В даний час ексклюзивні прикраси стають все більш затребуваними. Слід зазначити, що значна частка ювелірного ринку заповнена шаблонними виробами. Колись одиничні, майстерно виконані прикраси з розвитком технологій були поставлені на потік і втратили свою індивідуальність.

Тому при розробленні дизайнерської лінійки слід максимально враховувати світові дизайнерські тенденції. Так, на даний час затребувані вироби з нових матеріалів з декоративними покриттями, в тому числі з емалями і складно-композиційні вироби з оригінальними кольорами.

Ще в 1540 році Ваночіо Бірінгучіо в своїй праці «Піротехніка» писав про те, що праця ливарника *«...це вигідне і тонке ремесло і у великій мірі захоплююче»*.

Література:

1. Кочешков А. С. Художнє литво Київського політехнічного // Київський політехнік. – 2006. - № 33.
2. Кочешков А. С., Могилевський В. Ю. Спеціалізація «Художнє та ювелірне литво» // Українська академія мистецтв: Зб. дослід. та наук.-метод. праць, спецвипуск. – Київ. – 2010. – С. 97 – 101.
3. Курдюмов А. В., Пикунов М. В., Чурсин В. М. Литейное производство цветных и редких металлов. – Москва: Металлургия, 1972.
4. Лихтанская А. Jewellery Mag. Титан – металл сильных и уверенных в себе // (<https://jewellerymag.ru/p/titan/>).
5. Ярмарка Мастеров. Титан – материал украшений будущего // <https://www.livemaster.ru/topic/1998259-titan-material-ukrashenij-buduschego>.
6. Трудности обработки титана // <https://tochmeh.ru/info/obrtit.php>.

Мініцький А.В., Радчук С.В., Мініцька Н.В., Соліляк Ю.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

СТВОРЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ПОРИСТИХ КАРКАСІВ ІЗ ВІДХОДІВ МЕТАЛООБРОБКИ, ПРОСОЧЕНИХ АЛЮМІНІЄМ

E-mail: minitsky@i.ua

Питання утилізації відходів металообробки на багатьох підприємствах є однією головних як в Україні, так і у світі. Більшість відходів металообробки знаходиться у вигляді стружки чорних та кольорових металів. Основний спосіб переробки стружки є переплав, проте такий спосіб є дуже енергоємним, крім того він супроводжується великим угаром металу до 20%. Інші способи переробки потребують специфічного обладнання або технологічно дуже складні, що обмежує їх промислове впровадження.

Одним із перспективних напрямів переробки відходів стружки чорних та кольорових металів є застосування технологій порошкової металургії, а саме обробка тиском порошкових заготовок з використанням схем інтенсивної пластичної деформації (ІПД), до яких відносяться вільне осадження та всебічне гаряче кування, а також процеси інфільтрації пористих каркасів металевими розплавами. При цьому є можливість регулювати хімічний склад продукту шляхом дошихтовки різних добавок, що дозволить отримати композиційний матеріал з високими фізико-механічними характеристиками.

Також передбачається, що компактування відходів стружки створить оптимальні умови для отримання порових структур із регульованим об'ємом та розміром пор, що забезпечить повноту процесу просочування металевим розплавом.

Метою даної роботи було вивчення процесу інфільтрації розплавом на основі алюмінію пористого каркасу, отриманого брикетуванням відходів сталевих стружки.

Було виготовлено брикети із сталевих стружки на основі електротехнічної сталі, що є результатом відходів металообробки. Для цього вихідну стружку подрібнювали до розміру 200...2000 мкм. Частинки стружки мають лускату форму і брикетуються при низьких тисках 100...150 МПа до пористості 35...40% на гідравлічному пресі у прес-формі з діаметром 12 мм та висотою 15...20 мм. Спікання брикетів проводили при температурі 1100 °С у середовищі водню протягом 1 години. Таким чином отримували спечені брикети із стружки з розгалуженою системою пор, об'єм яких складає 40%.

Наступним етапом роботи було просочування отриманих пористих каркасів на основі заліза рідким розплавом на основі алюмінію марки АК7. Просочування каркасів проводили на спеціальному стенді з можливістю створення градієнту тиску. Пористий каркас встановлювали у спеціальну сталеву форму, розплавляли алюмінієвий сплав марки АК7 при температурі 760...780 °С та заливали у форму із пористим каркасом, після чого вмикали форвакуумний насос та проводили просочування при тиску 2...4 кПа протягом

3...5 с. Таким чином отримували композит, який складається із сталевого каркасу, заповненого алюмінієм до безпористого стану.

Було досліджено механічні властивості отриманих композитів та встановлено, що матеріали на основі стружки мають міцність при стисненні близько 160...180 МПа та твердість 120...130 НВ.

Результати роботи можуть бути використані при створенні гетерогенних матеріалів з високим комплексом характеристик міцності, електро- та теплопровідності.

Мовчан А.В., Черноиваненко Е.А.

(НМетАУ, г. Днепр)

**ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА
КАРБИДНУЮ ФАЗУ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ**

E-mail: ekatmovchan@gmail.com

С целью измельчения эвтектических карбидов и получения равномерного их распределения слитки быстрорежущей стали отжигают, проковывают на прессах, прокатывают на сортовых станах. Производство тонколистовой стали марки Р9 по существующей технологии (холодная прокатка за 5...11 проходов, после охлаждения листов в стопе они подвергаются отжигу – нагрев до 880 °С, выдержка 12 часов) является исключительно трудоемким и малопродуктивным. Поэтому неоднократно возникала необходимость раздробить карбидную сетку только отжигом, минуя многократную прокатку. Разрушить карбидную сетку можно путем высокотемпературного скоростного отжига.

Литая структура быстрорежущей стали Р9 состоит из первичных дендритов аустенита, неодинаковых по величине, частично превратившихся в мартенсит и распавшихся на троостит и тонкой карбидной или ледебуритной сетки в промежутках между ними.

Высокотемпературный отжиг образцов приводится при температурах 950 °С, 1000 °С, 1100 °С, 1200 °С и 1250 °С с выдержками 25, 50, 75 и 100 минут.

Изотермическая выдержка при 950 °С благоприятствует частичному растворению карбидов. Эвтектическая сетка несколько утоньшается и разрывается. Увеличение выдержки при высокотемпературном отжиге от 25 до 100 минут не дает каких-либо заметных изменений структуры. В результате некоторого растворения карбидной составляющей степень легированности твердого раствора повышается.

Отжиг при 1000 °С выдержками от 25 до 100 минут также вызывает частичное растворение сетки эвтектических карбидов, которые несколько сфероидизируются, но характер их расположения в зоне равноосных кристаллов сохраняется. Отжиг при 1000 °С не уничтожает столбчатости. Карбидная составляющая занимает междендритные участки, наследуя их направленное расположение в транскристаллитных зонах, количество эвтектических карбидов уменьшается, но они утолщаются.

Увеличение температуры отжига до 1200 °С приводит к дальнейшему дроблению сетки эвтектических карбидов и их растворению, в результате чего концентрация легирующих элементов в твердом растворе повышается. Отжиг при 1200 °С способствует дальнейшей сфероидизации карбидов. Местами они располагаются в виде цепочек по границам бывших аустенитных зерен, местами эвтектических карбидов вообще уже нет. Такая картина наблюдается при всех изотермических выдержках, начиная от 25 и кончая 100 минутами.

Наиболее интересные результаты получены после отжига при температуре 1250 °С. Тщательное микроисследование образцов, прошедших отжиг в течение 25...100 минут, свидетельствует о полном завершении процесса сфероидизации. Ни на одном из образцов не было обнаружено остатков карбидной сетки. Эвтектические карбиды приобрели форму равноосных мелких кристаллов, равномерно располагающихся в объеме всего сплава. Одновременно со сфероидизацией очевидно происходит коалесценция карбидов и их растворение в твердом растворе, что приводит к повышению степени его легирования.

Повышение времени выдержки во время отжига при 1250 °С вызывает значительный рост аустенитных зерен.

Наконечний С.О., Гушик Д.В., Літвінова О.А., Юркова О.І., Білик І.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НА ПРОЦЕС ХОЛОДНОГО
ГАЗОДИНАМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ
ПОКРИТТІВ**

E-mail: Sergeynuts@gmail.com

Швидке збільшення обсягів промисловості та науково технічний прогрес потребують створення нових конструкційних та функціональних матеріалів. Одними з таких сплавів є багатокомпонентні високоентропійні сплави (ВЕС), які відзначаються стабільністю їх складу та високими експлуатаційними властивостями, що робить їх перспективним матеріалом для отримання покриттів різноманітного призначення [1, 2]. Одним з перспективних методів

отримання багатокомпонентних металевих покриттів є метод холодного газодинамічного напилення (ХГН), оскільки даний метод дає можливість зберегти вихідні властивості ВЕС та навіть покращити їх [3].

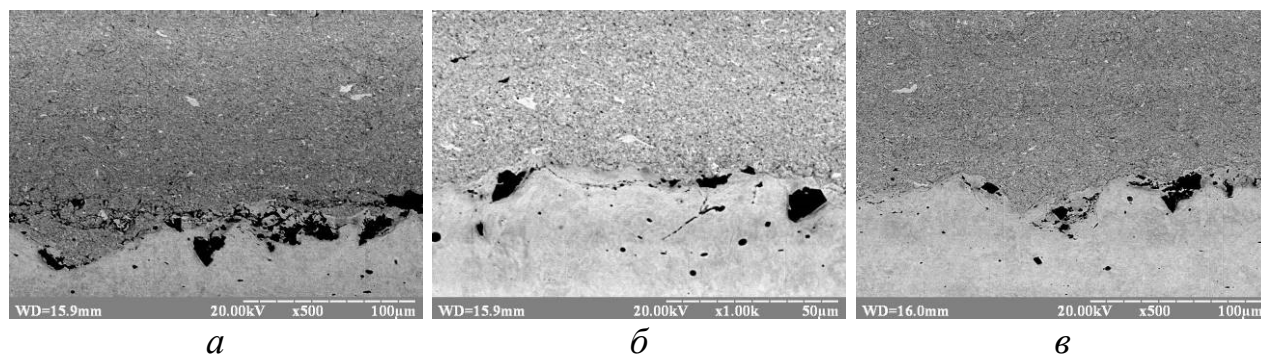
Метою роботи було дослідження впливу температури потоку стисненого повітря в процесі холодного газодинамічного напилення покриттів з високоентропійних сплавів.

Високоентропійний AlNiCoFeCrTi сплав для покриття було отримано методом короткочасного механічного легування протягом 3 годин з наступним ізотермічним відпалом при температурі 1200 °С та розмелом [4], який напилювали на сталеву підкладку методом холодного газодинамічного напилення при тиску 0,8 МПа та температурі потоку стисненого повітря 300 °С, 400 °С та 550 °С.

На рис. 1 наведено СЕМ зображення поперечного перерізу AlNiCoFeCrTi покриттів. Мікроструктура покриттів складається зі світлої та темної фаз, причому більшу частину складає фаза темного кольору. Покриття мають ледве помітну пористість, значно менше 1%. Між покриттям і сталеву підкладкою присутні вкраплення карбіду кремнію, який використовували для підготовки поверхні сталеву підкладку до напилення. Також слід відмітити досить значну дефектність покриття, отриманого при 300 °С (рис. 1, а), а саме, розшарування в покритті та тріщини на границі між покриттям та підкладкою. Покриття, отримані при 400 °С (рис. 1, б) та 550 °С (рис. 1, в) теж мають незначну, практично непомітну, дефектність на границі між покриттям та підкладкою, а саме поблизу частинок карбіду кремнію. Проте в цілому ці два покриття мають досить міцне зчеплення з підкладкою.

Мікротвердість покриттів HV визначали методом Віккерса на приладі ПМТ-3 за стандартною методикою при навантаженні на індентор 1 Н. За результатами вимірювання мікротвердості побудовано криві розподілу мікротвердості за товщиною для AlNiCoFeCrTi покриттів при різних температурах потоку стисненого повітря (рис. 2).

Мікротвердість покриттів, отриманих при температурах потоку стисненого повітря 300 °С, 400 °С та 550 °С становить $6,91 \pm 0,27$ ГПа, $7,52 \pm 0,28$ ГПа та $7,66 \pm 0,31$ ГПа, відповідно.



а – 300 °С; б – 400 °С; в – 550 °С;

Рис. 1. СЕМ зображення мікроструктури AlNiCoFeCrTi покриттів при різних температурі потоку стисненого повітря

Слід відмітити, що при підвищенні температури потоку стисненого повітря від 300 °C до 400 °C збільшується мікротвердість як самого покриття, так і зони поблизу границі з підкладкою (від $3,58 \pm 0,13$ ГПа до $6,05 \pm 0,61$ ГПа, відповідно), що підтверджує дані мікроструктурного аналізу (рис. 1) про утворення більш міцного зчеплення між покриттям і підкладкою. В той час як подальше підвищення температури потоку стисненого повітря до 550 °C не впливає на мікротвердість покриття та перехідної зони покриття-підкладки.

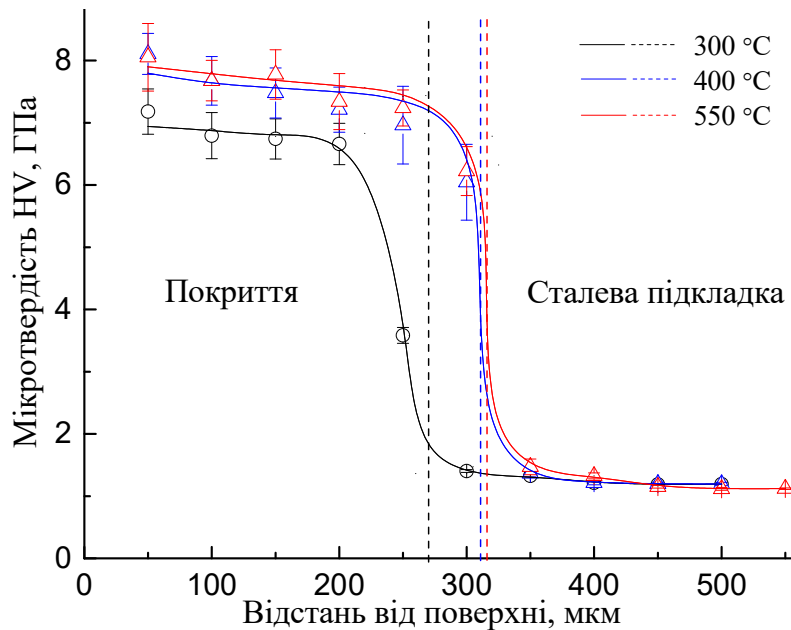


Рис. 2. Розподіл мікротвердості за товщиною AlNiCoFeCrTi покриттів при різних температурах потоку стисненого повітря

Отримані результати свідчать про те, що підвищення температури потоку стисненого повітря до 400 °C в процесі холодного газодинамічного напилення AlNiCoFeCrTi покриттів призводить до утворення більш міцного металевих зв'язку між частинками і хорошої адгезії до сталевих підкладок, а також до підвищення мікротвердості покриття та збільшення його товщини. Подальше підвищення температури до 550 °C не має впливу на мікроструктуру та властивості покриття.

Література:

1. High-Entropy Alloys: Second Edition / B. S. Murty, J. W. Yeh, S. Ranganathan, P. P. Bhattacharjee. – London: Elsevier, 2019. – 388 p.
2. Miracle D. B. A critical review of high entropy alloys and related concepts / D. B. Miracle, O. N. Senkov // *Acta Materialia*. – 2017. – Vol. 122. – P. 448–511.
3. Nanocrystalline AlNiCoFeCrTi high-entropy alloy resulted from mechanical alloying and annealing / A. Yurkova, V. Chernyavsky, D. Hushchuk, I. Bilyk, S. Nakonechnyi // *Proceedings of the 2019 IEEE 9th International Conference on “Nanomaterials: Applications & Properties” NAP-2019*, September 15. – 2019. – P. 01TFC15-1–01TFC15-5.
4. Hushchuk, D.V., Yurkova, A.I., Chernyavsky, V.V. et al. Nanostructured AlNiCoFeCrTi high-entropy coating performed by cold spray. *Appl Nanosci* (2020). <https://doi.org/10.1007/s13204-020-01364-4>

Омельяненко Ю.Ю.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДИСТАНЦІЙНЕ НАВЧАННЯ В УМОВАХ КАРАНТИНУ

E-mail: mash.juli.14.06.1998@gmail.com

Дистанційне навчання набуло миттєвої популярності за дуже короткий час, адже це було єдиним способом завершити навчальний рік в умовах карантину в країні. При переході до такого типу навчання виникли певні труднощі, загалом пов'язані із: відсутністю досвіду, відсутністю технічних засобів.

До розвитку дистанційного навчання підходили відповідально, і можу на досвіді нашої групи донести думку студентів.

Одностайно скажу, викладачам, які все ж таки змогли і розібрались, щиро хочеться сказати «Дякую». Знайти змогу грамотно організувати увесь навчальний процес – то дуже кропітка праця. Ненормований робочий день наразі є невід'ємною частиною їх життя.

В якості платформ для дистанційного навчання були взяті google classroom, Google meet, zoom, moodle, а також пізніше Viber випустив оновлення «створення відеоконференцій», що дало змогу контактувати як у великих групах, так і безпосередньо тет-а-тет з викладачем. Також 24/7 тримали зв'язок із викладачами у telegram та електронній пошті.

На фоні ситуації, яка склалась із дистанційним навчанням, можна виділити ряд переваг та недоліків.

Переваги:

- відсутність витрат часу на дорогу до закладу освіти;
- швидкий доступ до усіх матеріалів для навчання за допомогою мережі Internet;
- можливість повторно переглядати заняття із викладачем, оскільки здійснювався відеозапис консультацій;
- можливість вивчати різноманітні курси від найкращих закладів вищої освіти та викладачів із усього світу;

Недоліки:

- неможливість проводити заняття, на яких необхідна наявність спеціалізованого обладнання (лабораторні та практичні заняття);
- необхідність у технічних засобах навчання;
- не усім такий метод навчання підходить.

Ситуація, яка склалася, стала гарним уроком та дала привід поміркувати над станом дистанційного навчання, а також необхідністю передивитися підхід до системи освіти. Відтепер технології дистанційного навчання, нові методи та інструменти, які опанували викладачі, обов'язково залишаться невід'ємною складовою навчального процесу.

Родичев Ю.М., Сорока Е.Б., Хворостяный В.В., Бодунов В.Е., Качинская И.Р.
(ИПП имени Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев)

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕСЕННОГО ЦАРАПАНИЕМ
ПОВЕРХНОСТНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКОГО СТЕКЛА
НА ЕГО ПРОЧНОСТЬ ПРИ ИЗГИБЕ**

E-mail: plt2002@ukr.net

Современное развитие таких отраслей промышленности как машиностроение, строительство, электроника, приборостроение, не может происходить без использования особого класса материалов, которыми являются силикатные стекла, обладающие специфическими физико-механическими и другими свойствами и способные удовлетворить высокие требования по технико-эксплуатационным характеристикам, технологичности получения материала и изделия из него, доступности сырья и экономичности изготовления продукции. При этом следует учитывать тот факт, что главным сдерживающим фактором для расширения сфер практического применения стекла являются его низкие значения механической прочности и хрупкий характер разрушения под действием статического или динамического нагружения. Столь огромное несоответствие теоретической и реальной прочности стекла связано с целым рядом причин (возникновение микронеоднородностей, фазовое разделение, локальные напряжения и пр.), но преобладающее значение имеет состояние поверхности стекла и наличие разного рода дефектов, ведущих к его разупрочнению. В этой связи определение влияния приобретенных поверхностных повреждений стекла на его прочностные характеристики представляется важной научно-технической задачей, результаты решения которой позволяют обосновано прогнозировать несущую способность соответствующих элементов конструкций.

Экспериментальные исследования проводились на образцах силикатного стекла технического применения в состоянии поставки без дополнительных операций обработки (изготовитель – компания «Альтис-Гласс»). Использовали образцы в виде пластин с размерами: ширина b варьировалась в пределах 23,6...27,5 мм; толщина h составляла 6 мм, а длина l равнялась 143 мм.

Привнесение повреждений поверхности образцов стекла осуществлялось путем нанесения ряда царапин с заданным постоянным нормальным усилием на индентор Роквелла в зоне чистого изгиба. Использовали две схемы формирования участка поврежденного материала:

- производением пяти царапин в поперечном направлении на поверхности образца, простирающихся вплоть до скалывания кромки одной стороны пластины;
- нанесением трех царапин вдоль поверхности пластины.

Для каждой схемы образования поверхностного повреждения стекла было взято по два образца и две прилагаемые к индентору нагрузки ($P_f = 21,2$ Н и 30,8 Н). Образцы стекла с полученными таким образом поверхностными концентраторами напряжений в виде ряда параллельных царапин в

зоне чистого изгиба испытывали на четырехточечный изгиб на универсальной экспериментальной установке ZD-4.

Было определено, что для образцов с поперечными царапинами до скалывания кромки, нанесенных при нагрузке на индентор 21,2 Н и 30,8 Н, прочность стекла составляла соответственно 58,9 МПа и 30,5 МПа. Аналогично для образцов с продольными царапинами прочность стекла была определена как 65,4 МПа и 30,3 МПа. Фрактографический анализ разрушенных при изгибе образцов установил, что источник разрушения находился в точке внедрения индентора на одной из царапин. По значениям ширины царапин была вычислена твердость при царапании стекла ($H_S = 6,7$ ГПа).

По результатам проведенного исследования можно сделать выводы о влиянии привнесенного повреждения поверхности стекла и схемы его нанесения на прочность:

1. Прочность образцов стекла с поверхностными царапинами практически не зависит от направления нанесения царапин ($\sigma = 58,9$ МПа и 65,4 МПа – для нагрузки на индентор $P_f = 21,2$ Н; $\sigma = 30,5$ МПа и 30,3 МПа – для нагрузки на индентор $P_f = 30,8$ Н).

2. При увеличении прилагаемой к индентору нагрузки с 21,2 Н до 30,8 Н прочность стекла снижается приблизительно в 2 раза (для образцов с поперечными царапинами до скалывания кромки – в 1,93 раза; для образцов с продольными царапинами – в 2,16 раза).

3. Используемый экспериментальный метод может рассматриваться в качестве простого, доступного и эффективного способа оценки остаточной прочности хрупких материалов и элементов конструкций из них.

Смирнов А.Н., Лысенко Т.В., Васильев Д.И.

(ОНПУ, г. Одесса)

ПРИЧИНЫ ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ ГИЛЬЗ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ

E-mail: d0505909266@gmail.com

Увеличение производительности МНЛЗ связано с повышением скорости разливки. При этом возрастают тепловая и механическая нагрузки на гильзу, проявляются технологические дефекты в их изготовлении, что повышает вероятность разрушения покрытия и выхода кристаллизатора из строя. Целью работы является исследование причин преждевременного выхода из строя гильз сортовых кристаллизаторов, работающих при повышенной скорости разливки.

В работе рассмотрено поведение хромового покрытия гильз кристаллизатора сортовой МНЛЗ «квадрат 120 мм», которые использовались на одном из металлургических предприятий при разливке низкоуглеродистой стали обычного состава. Всего было исследовано более 10 гильз, изготовленных двумя поставщиками, и эксплуатировавшимися при скорости разливки около 4 м/мин. Эти гильзы показали относительно низкую стойкость и были преждевременно сняты из эксплуатации.

Заготовки для исследований вырезали из зоны несколько выше мениска, в которой видимое влияние жидкой стали отсутствовало и ниже мениска, поскольку именно в этой части возникает максимальная температура нагрева поверхности кристаллизатора.

Исследования выполняли с помощью методов оптической металлографии на микроскопе «Neophot-21». Травление образцов проводили в реактиве, содержащем 50% азотной кислоты, 25% уксусной кислоты, 25% фосфорной кислоты [1]. Толщину покрытия и микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3, нагрузка при измерении микротвердости 0,25 Н.

Установлено, что на поверхности гильз возникают типичные дефекты – риски, износ поверхности и в углах кристаллизатора, которые вызываются движущейся заготовкой, температурной деформацией гильзы и усиливаются к нижней части кристаллизатора.

Кроме указанных дефектов, наблюдали участки эрозионного разрушения.

Такие участки неправильной формы и размером несколько сантиметров возникали уже после относительно небольшого числа плавов несколько ниже мениска. Потемнение покрытия свидетельствует о заметном локальном перегреве гильзы, так как хром темнеет (окисляется) при температурах выше 500 °С [2].

С увеличением числа плавов покрытие разрушается. Видно, что края участка неровные, сглаженные. Это можно объяснить частичным растворением и испарением хрома под действием высокой температуры заливаемой стали. Внутри участка хромовое покрытие становится тоньше, капли застывшей стали привариваются к поверхности и при движении заготовки вызывают глубокие риски, проникающие на несколько миллиметров в медную основу. Риски провоцируют хрупкие сколы и разделение покрытия на чешуйки. Необходимо отметить, что за пределами эрозионного участка такие риски быстро сглаживаются и сколы в покрытии, связанные с ними, не наблюдали.

Между хромовым покрытием и медной основой в большинстве изученных образцов наблюдали достаточно четко выраженный переходной слой. Он имеет хорошо видимую межфазную границу, которая идет параллельно хромовому покрытию. Следовательно, ее можно связать с диффузией хрома в медь и образованием твердого раствора.

Толщина переходного слоя колебалась, и была, в основном, 10...18 мкм. Микротвердость переходного слоя повышена по сравнению с микротвердостью основы и достигала 1400 Н/мм². Однако такой слой не был сплошным и, в отдельных случаях, его не наблюдали. При изготовлении шлифа в этих местах покрытие относительно легко отделялось от основы с образованием видимого зазора.

Для получения достаточно прочного соединения покрытия с основным металлом рекомендуется проводить длительную термическую обработку – диффузионный отжиг.

В процессе диффузионного отжига происходит образование α -твердого

раствора хрома в меди. При достижении предела растворимости ($t_{C\alpha}$) возможно выделение β -фазы – твердого раствора меди в хrome. Необходимо учитывать, что с понижением температуры α -фаза становится пересыщенной, и из нее будет выделяться β -фаза в соответствии с ходом линии предельной растворимости.

Следовательно, наблюдаемый переходной слой представляет собой смесь α и β фаз, полученных путем термической обработки (температура нагрева поверхности кристаллизатора при нормальной работе менее 250 °С и скорость диффузии хрома в медь низкая).

При нарушении технологии нанесения покрытия, недостаточной выдержки при термической обработке надежного переходного слоя не получается. Прочность соединения покрытия и основы получается относительно низким, и термические деформации ведут к нарушению контакта хрома и меди. Из-за высокой плотности теплового потока в этих местах заметно возрастает температура нагрева хромового слоя, что ведет к его окислению и отслаиванию.

Также необходимо учитывать влияние толщины покрытия. Указанные эффекты наблюдали, в первую очередь, в гильзах с большей толщиной слоя хрома, что связано с заметным увеличением внутренних напряжений в покрытии при его утолщении [3]. Отслаивание покрытия, разрушение в этих местах медной основы способствуют резкому снижению стойкости гильзы и ее преждевременному снятию из эксплуатации. Исследованные гильзы были сняты из эксплуатации из-за интенсивного развития раковин в околomenисковой зоне, и их стойкость составила менее 35% от номинальной.

В результате выполнения исследований установлено, что преимущественной причиной разрушения хромового покрытия гильз является износ, который увеличивается в нижней зоне кристаллизатора. Вблизи мениска наблюдаются макроскопические участки эрозии и отслоения покрытия. Проведенные исследования показали, что вероятной причиной эрозионного разрушения покрытия является нарушение технологии изготовления гильзы, а так же превышение оптимальной толщины хромового покрытия. Непрерывное литье со скоростями, превышающими рекомендованные, ведет к деформации гильзы и ускоряет отслоение покрытия. Увеличение толщины покрытия повышает температурное сопротивление гильзы и, следовательно, обуславливает повышенный нагрев и растрескивание покрытия. Для получения достаточной стойкости гильз в таких условиях необходимо выбирать оптимальные параметры непрерывной разливки.

Литература:

1. Беккерт М., Клемм Х. Справочник по металлографическому травлению / Беккерт М. // М.: Металлургия. – 1979. – С. 336.
2. Дубинин Г.Н., Диффузионное хромирование сплавов / Дубинин Г.Н. // М.: Машиностроение. – 1994. – С. 451.
3. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов / Хансен М. // М.: Машиностроение. – 1992. – № 2. – С. 1488.

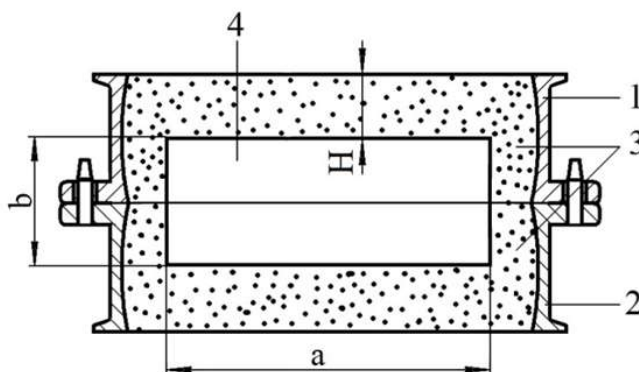
Солоненко Л.И.¹, Репях С.И.², Усенко Р.В.², Бежанова А.Н.¹
(¹ОНПУ, г. Одесса; ²НМетАУ, г. Днепр)
СКЛЕИВАНИЕ БЕЗОПОЧНЫХ ПОЛУФОРМ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА
БЕССТЕРЖНЕВЫХ ОТЛИВОК
E-mail: solonenkoli14@gmail.com

При производстве отливок перед заливкой полуформы скрепляют между собой скобами, болтами, грузами, зажимами и т. п., либо склеивают между собой. Наиболее простой способ предупреждения ухода расплава из заливной литейной безопочной формы – это скрепление полуформ при помощи грузов.

Массу груза (грузов) в таких случаях для бесстержневых отливок с учетом динамического удара о верхнюю полуформу, заливаемого в неё расплава, рассчитывают по известной формуле:

$$M = k \cdot (H \cdot F \cdot \rho_{Me} - Q), \quad (1)$$

где k – коэффициент, учитывающий динамический удар расплава при заливке о верхнюю полуформу ($k = 1,3 \dots 1,5$); H – металлостатический напор в форме, м (см. рис.1); F – площадь горизонтальной проекции отливки на верхней полуформе, м²; ρ_{Me} – плотность жидкого металла в форме, кг/м³; Q – масса верхней полуформы, кг.



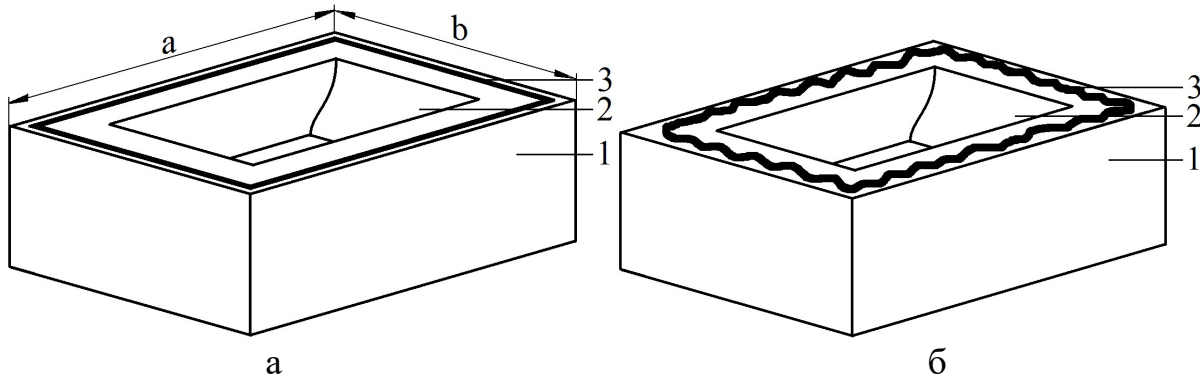
1 – верхняя опока; 2 – нижняя опока; 3 – полуформа; 4 – отливка
 Рис. 1. Схема для расчета массы груза для бесстержневой отливки

Величину прочности клеевого соединения (σ_{PKC}) при растяжении рассчитывали по формуле:

$$\sigma_{PKC} = \frac{M}{F_{KC}}, \quad (2)$$

где F_{KC} – площадь клеевого соединения, см².

Площадь поверхности клеевого соединения (F_{KC}) рассчитывали, как периметр нанесенного шва $2 \times (a+b)$, умноженный на его ширину – h (см. рис. 2, а). В случае недостаточной прочности клеевого соединения следует использовать зигзагообразный характер нанесения клеевого шва, что схематично представлено на рис. 2, б.



1 – форма; 2 – полость отливки; 3 – клевой шов

Рис. 2. Схема нанесения прямолинейного (а) и зигзагообразного (б) клеевого шва на сопрягающиеся части полуформ

С учётом формул (1) и (2), приняв в формуле (1) величину массы верхней полуформы равной нулю, что допустимо как для оболочковых, так для малых и средних моноблочных (набивных, наливных, насыпных) форм, и величину коэффициента $k = 1,5$, прочность клеевого соединения рассчитывали по формуле:

$$\sigma_{PKC} = \frac{k \cdot (H \cdot F \cdot \rho_{Me})}{2h \cdot (a + b)}, \quad (3)$$

где h – ширина клеевого шва, см; a, b – размеры полуформы в проекции, см.

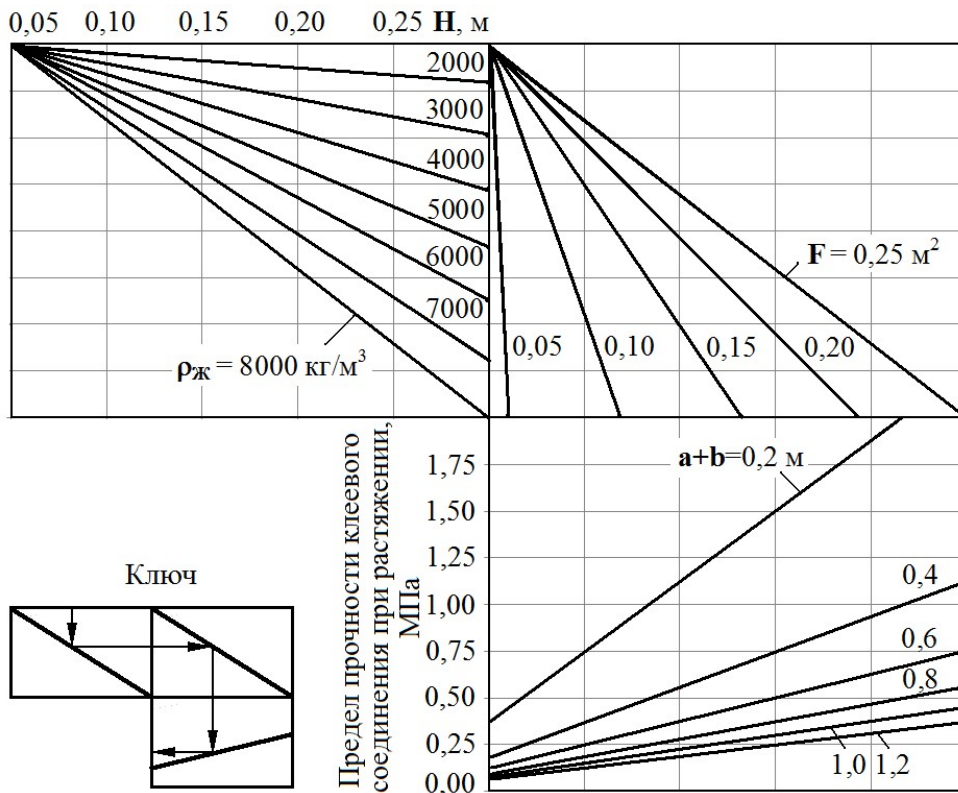


Рис. 3. Номограмма для определения минимально допустимой прочности при растяжении клеевого соединения для форм без стержней

Используя формулу (3), построили номограмму для определения величины минимально допустимой прочности клеевого соединения при растяжении бесстержневых форм, представленную на рис. 3.

Используя формулу (3) или номограмму на рис. 3, можно в первом приближении определить величину минимально допустимого предела прочности при растяжении клеевого соединения, которая позволит обеспечить целостность залитой расплавом формы.

Степанчук А.М., Демиденко О.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПРО ПРИРОДУ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙ ЗАЛІЗО – САМОФЛЮСІВНИЙ СПЛАВ

E-mail: astepanchuk@iff-kpi.kiev.ua

Тепер у світі знаходять широке застосування порошкові матеріали конструкційного призначення на основі високолегованих сплавів на основі заліза [1-3], які можуть працювати в екстремальних умовах дії абразивів, лугів і кислот і високих навантажень. До таких матеріалів також можна віднести композиційні матеріали на основі заліза, легованого самофлюсівними сплавами (СФС) [4], які у свою чергу є складнолегованими сплавами і вміщують Ni, Fe, Cr, C, B, Si, Mo. Виготовлення виробів з таких матеріалів проводять шляхом пресування з наступним спіканням отриманих заготовок в різних середовищах, пресуванням пористих заготовок з наступним їх просоченням та гарячим штампуванням [5], [6]. При цьому властивості отриманих матеріалів в основному залежать від їх складу та структури [6]. Звичайно отримані за оптимальних умов матеріали мають пористість, яка не перевищує 2%. Структура матеріалу складається з двох фаз (рис. 1) – зерен заліза (світла фаза) та фази самофлюсівного сплаву (темна фаза), яка може утворювати суцільне мереживо навколо зерен заліза. Структура змінюється залежно від вмісту самофлюсівного сплаву та методу отримання матеріалу [6].

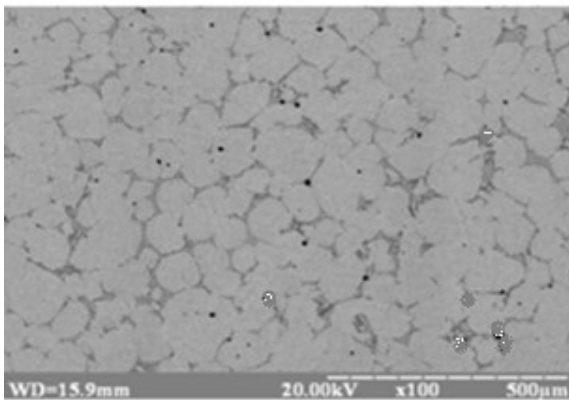


Рис. 1. Структура порошкового композиційного матеріалу з композицій залізо – самофлюсівний сплав на основі заліза

В наших роботах показано, що механічні властивості матеріалів (твердість (HRC), міцність на згин ($\sigma_{зг}$), міцність на розтягування ($\sigma_{в}$) залежать від пористості матеріалу та вмісту самофлюсівного сплаву. Твердість змінюється в межах від 20...22 до 46...52 HRC. При цьому вона збільшується зі збільшенням вмісту в матеріалі самофлюсівного сплаву від 10% до 50%. Основ-

ною причиною збільшення твердості зі збільшенням вмісту СФС є збільшення вмісту структурної складової з більш високою твердістю, яка може складати залежно від складу СФС 48...62 HRC. Причиною збільшення твердості композиційних матеріалів на основі заліза легованого СФС може бути також взаємодія останнього з залізом. Елементи, що входять до його складу, дифундують в залізо з утворенням в ньому твердих розчинів та складних карбоборидів заліза, які мають більшу твердість, ніж чисте залізо.

Причиною малої твердості матеріалу при малому вмісті в ньому СФС може бути наявність в них пористості у випадку отримання їх пресуванням вихідної суміші порошків заліза і СФС з наступним спіканням у середовищі водню (рис. 2) [6]. Останнє узгоджується з сучасними уявленнями про вплив пористості на властивості порошкових виробів [1], згідно з якими твердість зменшується з її збільшенням.

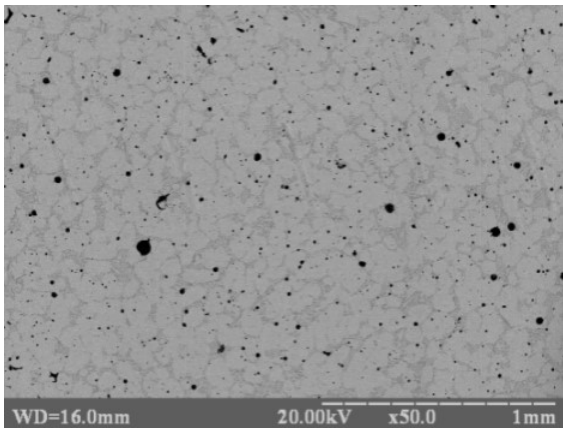


Рис. 2. Структура порошкового композиційного матеріалу з композицій залізо – самофлюсівний сплав на основі заліза, отриманого пресуванням вихідної суміші порошків заліза і СФС з наступним спіканням у водні

нити виходячи з наступних міркувань. Як відомо [7], [8], характеристики міцності матеріалів багато у чому залежать від якості контактної поверхні між зернами в структурі матеріалів. Наявність СФС в сплаві значно покращує (змінює міцність між частинками заліза) її. Останнє зумовлено тим, що СФС, як і інші самофлюсівні сплави, в розплавленому стані розчиняють домішки, наприклад оксидів заліза. Окрім того, на межі поділу Fe – СФС відбувається взаємодія між складовими з утворенням проміжних структур і, як наслідок, зменшення градієнту властивостей, що призводить до покращення зчеплення між зернами заліза. Останнє зумовлює підвищенню механічних характеристик. В той же час збільшення в матеріалі твердості (тим самим більш крихкої) складової СФС сприяє зменшенню міцності на згин для матеріалів з вмістом СФС 30 і більше відсотків.

Міцність на розрив композиційних матеріалів Fe – СФС слабо залежить від вмісту СФС. Вона змінюється для сплавів зі стовідсотковою щіль-

Як зазначалось вище, міцність на згин σ_{zg} та на розтягування σ_b досліджуваних матеріалів також залежить від їх пористості та вмісту СФС. При цьому значення міцності на згин не має монотонної залежності від вмісту СФС. Вона для матеріалів, отриманих різними методами, найменша при вмісті СФС 10% (1000...1200 МПа). Збільшується при збільшенні вмісту СФС до 15...20% до значень 1300...1350 МПа і при вмісті СФС 30% зменшується до 970...1270 МПа. Такий характер зміни міцності на згин можна пояс-

ністю і вмістом СФС 10...30% у межах 600...640 МПа. При наявності пористості, як це має місце при отриманні матеріалів спіканням у середовищі водню [6], міцність на розрив, при інших рівних умовах, дещо менша і складає 550...560 МПа. Слабка залежність міцності на розрив від вмісту в композиції СФС може свідчити, що переважний вплив на руйнування сплавів Fe – СФС має міцність на межі поділу фаз, площа якої у нашому випадку суттєво не залежить від вмісту СФС і може бути оцінена питомою поверхнею вихідного порошку заліза.

Як зазначалось вище, композиційні матеріали з композицій Fe – СФС можуть бути використані для роботи в умовах дії розчинів кислот та лугів. В наших роботах показано, що їх корозійна стійкість також залежить від їх складу та структури (табл. 1) [9].

Таблиця 1. Залежність глибинного показника корозії від вмісту СФС в різних розчинах сірчаної кислоти

Вміст СФС, %	Показник корозії П, мм/рік	
	2,5% H ₂ SO ₄	30% H ₂ SO ₄
0	0,180	0,898
15	0,1330	0,665
30	0,0270	0,194
40	0,0140	0,085
50	0,0073	0,044
100	0,0015	0,009

Встановлено, що композиції з вмістом самофлюсівного сплаву 15 і 30% і часі корозії у межах до 200 годин за 10-бальної шкали оцінювання загальної корозійної стійкості матеріалів відносяться до стійких, а з вмістом СФС більшим за 30% – до стійких і дуже стійких у 2,5 та 30% розчинах сірчаної кислоти. Такий характер корозійної стійкості композиційних матеріалів Fe – СФС, на нашу думку, зумовлений тим, що низька корозійна стійкість композицій з вмістом СФС 15 та 30% зумовлена утворенням гальванічних пар на межі фази заліза та СФС, що прискорює процеси корозії. Збільшення вмісту СФС понад 30% призводить до утворення у матеріалі суцільного каркасу з СФС, який є дуже стійким у розчинах кислот. Останній ізолює фазу заліза від контакту з розчином кислоти і, тим самим, визначає швидкість корозії матеріалу у цілому (рис. 3).

Таким чином можна зробити висновок, що композиційні матеріали з композицій Fe – СФС мають високі характеристики механічних властивостей і корозійної стійкості. Регулюючи склад та структуру, їх можна отримувати з наперед заданими властивостями залежно від умов експлуатації. Задану структуру та властивості матеріалів, враховуючи їх природу, можна створювати, змінюючи умови їх отримання. Найбільш високі механічні характеристики і показники корозійної стійкості мають матеріали з максимальною щільністю та каркасною структурою.

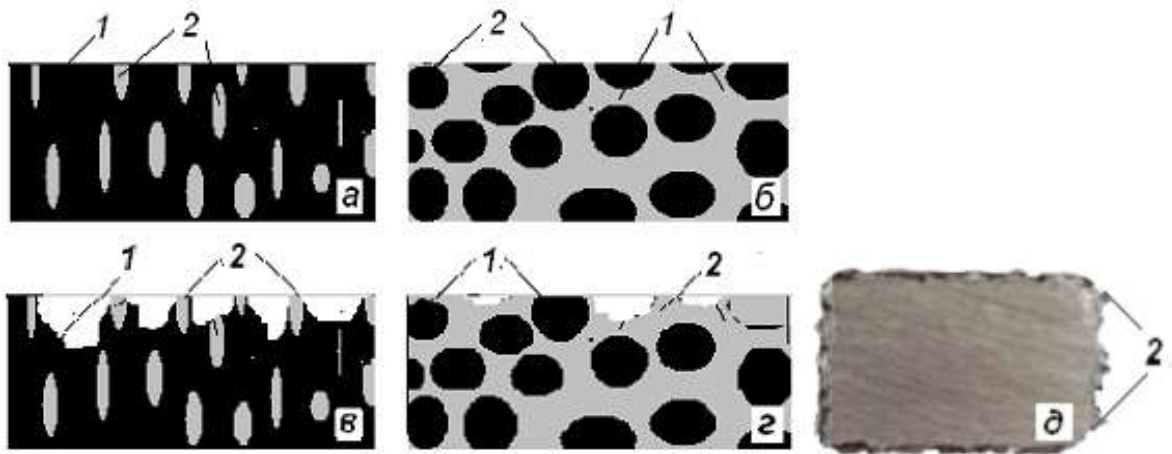


Рис. 3. Схема корозії сплавів з вмістом СФС до (а, в) і більше (б, г) 30%; а, б – до корозії; в, г – після корозії; д – зразок в перерізі зі слідами корозії на поверхні; 1 – залізо; 2 – самофлюсівний сплав

Література:

1. Степанчук А.Н. Технология порошковой металлургии / А.Н. Степанчук, И.И. Билык, П.А. Бойко // К.: Вища школа, 1989. – 415 с.
2. Радомысельский И.Д. Конструкционные порошковые материалы / И.Д. Радомысельский, Г.Г. Сердюк, И.И. Щербань. – К.: Техника, 1985. – 152 с.
3. Баглюк Г.А. Порошковые износостойкие материалы на основе железа. – I. Материалы, полученные спеканием и пропиткой / Г.А. Баглюк, Л.А. Поздняк // Порошковая металлургия. – 2002, №9/10, – С. 30 – 38.
4. Степанчук А.М. Використання самофлюсівних сплавів при створенні композиційних матеріалів та покриттів [Електр. ресурс] / А.Н. Степанчук, О.А. Демиденко, Л.О. Бірюкович, М.Б. Шевчук // Матеріали міжнародної конференції “Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра”, – К.: НТУУ “КПІ”, 2013. – С. 454 – 465.
5. Степанчук А.М. Отримання зносостійких композиційних матеріалів за участю самофлюсівних сплавів просочуванням / А.Н. Степанчук, М.Б. Шевчук // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2013. – №5. – С 87 – 92.
6. Конструкційні порошкові матеріали на основі заліза за участю самофлюсівних сплавів / А.М. Степанчук, О.А. Демиденко, А.В. Демиденко, К.В. Шаповал // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2012. – №1. – С 51 – 60.
7. Майборода В.С. Основи механіки руйнування / В.С. Майборода, М.М. Бобіна, Т.В. Лоскутова, Н.В. Мініцька. – К.: НТУУ «КПІ», 2010. – 124 с.
8. Трефилов В.И. Физические основы прочности и пластичности тугоплавких металлов / В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов. – К.: Наукова думка, 1975. – 315 с.
9. Степанчук А.М. Вплив складу та структури сплавів залізо – самофлюсівний сплав на їх корозійну стійкість у розчинах сірчаної кислоти / А.М. Степанчук, Ю.Ю. Румянцева, О.А. Демиденко // Луцьк: Наукові нотатки, ЛДУ, 2016. – №56. – С.154 – 161.

Степанчук А.М., Деркач М.О., Ведель Д.В.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ КАРБІДІВ ЦИРКОНІЮ ТА НІОБІЮ У СКЛАДІ КЕРАМІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЯДЕРНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua)

Як показано в роботах [1, 2], в яких була поставлена проблема підбору матеріалів для роботи в складі конструкційних матеріалів ядерних реакторів, які працюють в умовах радіаційного опромінювання, показано, що такі матеріали повинні відповідати певним спеціальним вимогам. До них, перш за все, відносяться мінімальне нейтронне поглинання, високі температура плавлення та стійкість проти термічного удару, стабільність властивостей під впливом радіації. Одним із основних показників є «Макроскопічний переріз поглинання».

Цим вимогам багато у чому відповідають тверді тугоплавкі сполуки (ТТС) перехідних металів [3, 4]. Вони мають високі твердість, температуру плавлення, досить високі теплопровідність та електропровідність. Якщо розглядати їх щодо величини поперечного перетину нейтронного поглинання, то найбільш перспективними серед них є карбіди цирконію та ніобію (табл. 1). Окрім цього ці карбіди мають широкі області гомогенності у межах яких змінюються їх всі властивості. Останнє дає можливість регулювати властивості матеріалів за їх участю залежно від потреб.

Виходячи з викладеного, актуальним становиться вивчення властивостей цих карбідів. Аналіз літературних даних показує, що цьому питанню було приділено багато уваги.

Таблиця 1. Площа поперечного перерізу нейтронного поглинання матеріалів [2]

Матеріал		ZrB ₂	HfB ₂	ZrC	HfC	NbC	WC	TiC	UC
Макроскопічний переріз	Захват, Σ_a	49,3	54,3	0,0072	4,08	0,052	1,85	0,303	0,216
	Поглинання, Σ_s	0,52	0,537	0,307	0,51	0,44	0,32	0,502	0,65

Отримані результати найбільш повно узагальнені в роботі [3]. З них видно, що дані різних авторів у багатьох випадках значно відрізняються. Останнє може бути зумовлене тим, що для вимірювання цих властивостей використовувались зразки виготовлені за різними технологіями та різних умов. Як правило, такі зразки вміщували домішки кисню, азоту, вільного вуглецю та інших, вплив яких на кінцеві властивості ТТС не враховувався або враховувався не завжди коректно. У цьому відношенні для вимірювання властивостей матеріалів найбільш доцільно використовувати монокристалні зразки. У першому наближенні до таких зразків можуть бути використані зразки плавлених ТТС. Як показано в роботах [5, 6], якщо застосовувати оптимальні умови їх отримання,

вини мають практично стовідсоткову щільність і не вміщують домішок. У цьому відношенні найбільш оптимальним методом отримання плавлених ТТС є плавлення виготовлених з вихідних порошків витратних електродів з наступним їх плавленням в низькотемпературній плазмі за допомогою витратних електродів згідно методик викладених в роботах [5], [6].

Дані про електрофізичні властивості деяких плавлених ТТС наведені в роботі [7]. Дані ж про механічні властивості плавлених ТТС в літературі практично відсутні. Тому в роботі передбачалось вивчення механічних властивостей плавлених карбідних фаз цирконію та ніобію з метою отримання фундаментальних даних необхідних для конструювання матеріалів за їх участю з наперед заданими властивостями для роботи у пристроях ядерної енергетики.

В роботі зразки плавлених карбідів для вимірювання властивостей отримували за методиками, наведеними в роботах [5], [6].

Проведені металографічні, рентгенофазові та рентгеноструктурні дослідження, дослідження хімічного складу показали, що зразки однофазні, мають практично стовідсоткову щільність і не вміщують домішок кисню та азоту.

Проведено вивчення мікротвердості ($HV_{0,2}$) та тріщиностійкості (K_{Ic}), на мікротвердомірі ПМТ-3 згідно стандартних методик. Результати наведені в табл. 2.

Таблиця 2. Характеристики карбідних фаз карбідів цирконію та ніобію

Фаза	ZrC _{1,0}	ZrC _{0,96}	ZrC _{0,83}	ZrC _{0,73}	ZrC _{0,61}
Мікротвердість, ГПа	28,30	27,20	26,40	24,50	18,20
Тріщиностійкість, МПа·м ^{1/2}	2,35	3,32	3,43	3,61	4,27
Фаза	NbC _{1,0}	NbC _{0,90}	NbC _{0,83}	NbC _{0,80}	NbC _{0,76}
Мікротвердість, ГПа	22,83	23,28	23,75	22,17	21,03
Тріщиностійкість, МПа·м ^{1/2}	2,67	2,64	2,63	3,19	3,24

В роботі вперше проводилось вивчення механічних властивостей (модуль Юнга (E), модуль зсуву (G), модуль всебічного стиску (B), коефіцієнт Пуассона (η)) на плавлених зразках карбідних фаз цирконію. Визначення властивостей проводили згідно методик, викладених в роботах [8], [9] ультразвуковим методом. Отримані результати наведені в табл. 3.

Вивчені мікротвердість, тріщиностійкість та механічні властивості карбідних фаз карбідів. Встановлено, що вони залежать від вмісту вуглецю в них. Отримані результати пояснені з точки зору електронної будови речовин. Вони узгоджуються з сучасними уявленнями про природу властивостей карбідів з точки зору конфігураційної моделі будови речовин. Вперше виміряні властивості на плавлених зразках мають більш високі значення у порівнянні із значеннями властивостей, виміряних на зразках, отриманих методами порошкової металургії. Останнє зумовлено стовідсотковою щільністю зразків, відсутністю домішок в них та більш високою удосконаленістю ґратки.

Таблиця 3. Усереднені значення механічних характеристики карбідних фаз цирконію

Карбідна фаза	Модуль Юнга Е, ГПа	Модуль зсуву G, ГПа	Модуль всебічного стиску В, ГПа	Коефіцієнт Пуассона η
ZrC _{0,61}	339,28	139,35	195,26	0,212
ZrC _{0,73}	391,78	167,51	197,80	0,184
ZrC _{0,83}	385, 49	159,06	208,71	0,214
ZrC _{0,96}	407,31	170,82	216,14	0,186
ZrC _{1,0}	400,15	165,77	224,24	0,207

Література:

1. Lanin A. Thermal Stress Resistance of Materials / A. Lanin, I. Fedik // Springer Berlin Heidelberg. – 2008. – p. 248.
2. Бела Т.С. Радиационный захват нейтронов: Справочник / Т.С. Бела, А.В. Игнатюк, А.Б. Пащенко, В.И. Пляскин // М.: Энергоатомиздат, 1995. – 248 с.
3. Самсонов Г.В. Физическое материаловедение карбидов / Г.В. Самсонов, Г.Ш. Упадхья, В.С. Нешпор. – К.: Наукова думка, 1974. – 455 с.
4. Степанчук А.М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів і тугоплавких сполук: Підручник / А.М. Степанчук. – К.: Видавництво “Політехніка”. – 2006. – 353 с.
5. Степанчук А.Н. Технология получения отливок из карбидов титана, циркония и ниобия / А.Н. Степанчук, В.Я. Шлюко, И.П. Криворучко // Журнал “Технология и организация производства”. – 1971. – №4. – С. 93 – 95
6. Степанчук А.Н. Получение плавленных карбидов титана, циркония и ниобия в области их гомогенности / А.Н. Степанчук, А.С. Пригуляк, В.Я. Шлюко // Вестник КПИ. Серия “Машиностроение”. – К.: Вища школа. – 1975. – С. 153 – 156.
7. Степанчук А.М. Електрофізичні властивості плавлених карбідів TiC, ZrC, NbC в області їх гомогенності / А.М. Степанчук, Л.О. Бірюкович // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2015. – №1. – С. 66 – 73.
8. Андриевский Р.А. Прочность тугоплавких соединений / Р.А. Андриевский, Г.А. Рымашевский, А.Г. Ланин. – М.: Металлургия, 1974. – 232 с.
9. Bochko A.V. Elastic Constants and Elastic Moduli of Cubic and Wurtzitic Boron Nitride / A.V. Bochko, O.I. Zaporozhets // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 1996. – №7–8. – P. 417 – 423.

Степанчук А.М., Тесля С.Ю., Похилько Б.А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

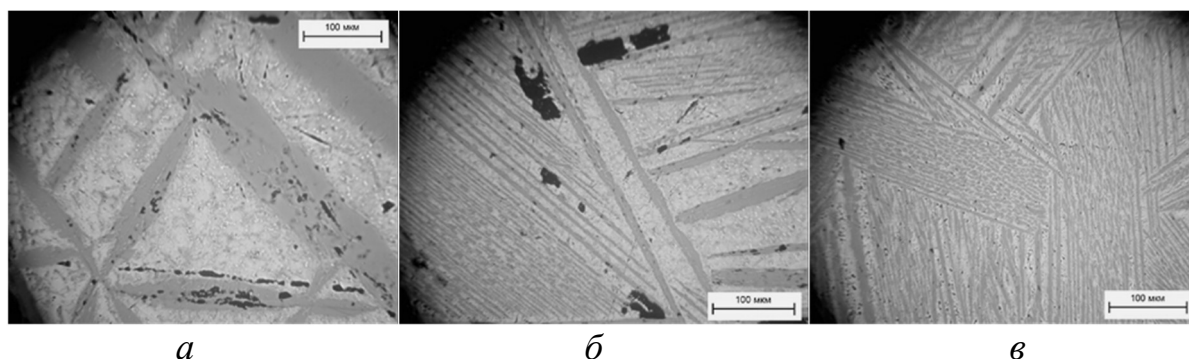
**ОТРИМАННЯ ТА ДЕЯКІ МЕХАНІЧНІ ВЛАСИВОСТІ
ШТАМПОВАНИХ ПОРОШКОВИХ СПЛАВІВ Al-Fe ВИМІРЯНИХ
МЕТОДОМ SMALL PUNCH TEST**

E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua)

Розвиток машинобудування призводить до того, що з'являється потреба у виготовленні деталей з матеріалів, що мають принципово нові властивості. Особливо важливими вимогами до матеріалів є висока міцність та мала густина. Саме тому алюміній та його сплави є важливим класом матеріалів завдяки їх універсальним властивостям, які роблять їх придатними для використання в різних галузях промисловості, таких як авіакосмічна галузь, суднобудування, автомобільне машинобудування, а також електротехнічна і атомна енергетика.

В останній час інтенсивно розробляються легкі металічні композиційні матеріали. Особливо перспективними являються сплави алюмінію, леговані елементами, що сприяють утворенню в них дисперсних фаз, які зміцнюють матеріал. Серед таких матеріалів варто приділити увагу сплавам алюмінію, легованих залізом [1]. Зміцнення в таких сплавах забезпечується за рахунок інтерметалідів Al_xFe_y , коли вони знаходяться в структурі матеріалу у дисперсному стані [2], [3].

У випадку отримання виробів з таких матеріалів методами ливарного виробництва литвом у форми звичайно структура таких матеріалів складається з алюмінієвої матриці з вкрапленнями інтерметалідної фази (ІМФ), розмір і форма зерен яких залежить від умов кристалізації (швидкості охолодження). Збільшення швидкості охолодження, у напрямі: литво у піщану форму – металевий кокіль – у воду сприяє зменшенню розміру зерен інтерметалідної фази. Але її розмір і морфологія не сприяють зміцненню сплаву. Так для сплавів Al + 15% Fe має вигляд структура, наведена на рис. 1.



a – у піщану форму ; *б* – у металевому кокілі; *в* – у воді

Рис. 1. Мікроструктура матеріалу Al + 15 мас. % Fe, отриманого литтям за різних умов (оптичний мікроскоп) ($\times 100$)

Тому в роботі за мету було поставлено отримання порошків зі структурою, яка вміщує ІМФ з розмірами $1 \dots 5$ мкм. Одним із варіантів такі порошки отримували подрібненням стружки з виливків сплаву. За другим варіантом порошки отримували розпилюванням розплаву згідно методики, викладеній в роботі [4], виходячи з передбачення, що завдяки високій швидкості охолодження продуктів диспергування $((1-6) \cdot 10^{-5}$ град/с)) буде формуватись дрібнозерниста структура порошків [5] з дисперсними вкрапленнями інтерметалідів алюмінію.

Як показав аналіз структури отриманих порошків (рис. 2) обидва методи забезпечують наявність в структурі ІМФ з переважним розміром зерен $1 \dots 5$ мкм. При цьому рівновісність зерен ІМФ у порошках, отриманих механічним подрібненням, більша. Структура порошків, отриманих розпилюванням розплаву, вміщує ІМФ переважно з розміром частинок $0,5 \dots 3,0$ мкм. Але поряд з цим наявні вкраплення ІМФ пластинчастої форми товщиною $1 \dots 2$ мкм і довжиною $5 \dots 15$ мкм.

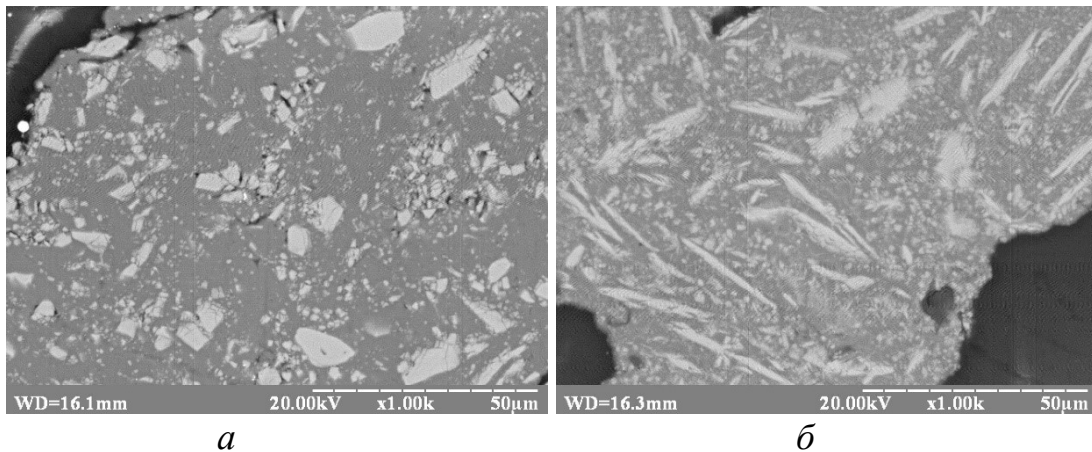


Рис. 2. Мікроструктура порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого розмелюванням у планетарному млині (а) та розпилюванням розплаву (б)

З отриманих порошків були виготовлені зразки методом гарячого штампування, яке проводили на дуго-статорному пресі з попереднім нагріванням за температур $750, 800$ та 850 °С виготовлених заготовок статичним пресуванням. Структура отриманих таким чином матеріалів наведена на рис. 3.

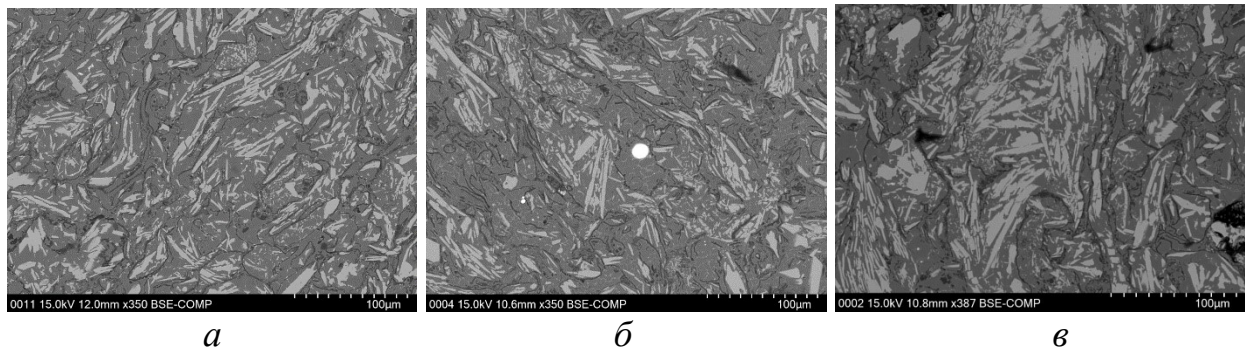


Рис. 3. Мікроструктура сплавів Al + 15 мас. % Fe, отриманих гарячим штампуванням з попереднім нагріванням за температур: 700 °С (а), 890 °С (б) та 850 °С (в)

Аналіз її показує, що вона подібна до структури вихідних порошків, яка включає матричну фазу на основі алюмінію (темно-сіра фаза) і вкраплення ІМФ (світла фаза), розмір якої після нагрівання та штампування дещо більший, ніж у вихідних порошків. У структурі матеріалу також з'являється темна фаза, яка знаходиться на межі зерен. Кількість і товщина цієї фази збільшується зі збільшенням температури нагрівання заготовок перед штампуванням. Ця фаза ідентифікується як оксиди, які можуть утворюються при нагріванні заготовки за рахунок окиснення алюмінію, який має велику спорідненість до кисню.

Для оцінки механічних характеристик матеріалів використовувався метод вдавлювання маленької кульки (Small Punch Test) [6], [0]. Загальна схема форми для даного методу зображена на рис. 4. Форма складається з розбірної матриці, яка з'єднується болтами, та пуансона із стержнем, на кінчику якого встановлюється стальна кулька. Досліджуваний зразок затискається між верхньою та нижньою матрицями, після чого всі частини збираються в єдиний інструмент та встановлюється в тест-машину MTS AdamelLhomargy-DY35.

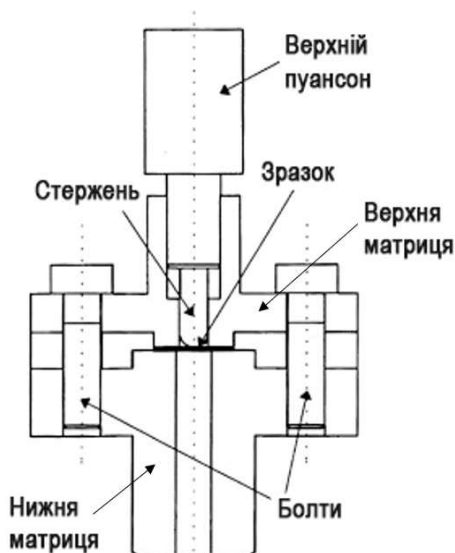


Рис. 4. Загальна схема форми для випробування вдавлюванням кульки [6], [7]

бути інтегральною характеристикою механічних властивостей матеріалу. Отримані в роботі результати показують, що вона змінюється, при інших рівних умовах, залежно від температури нагрівання від 0,030 Дж до 0,072 Дж. При швидкості прикладання навантаження 0,005 мм/хв енергія руйнування збільшується зі збільшенням температури нагрівання. За швидкості навантаження 0,5 мм/хв енергія руйнування практично не залежить від температури нагрівання заготовки перед штампуванням.

Отримані результати можна пояснити з наступних міркувань. Як відомо, на міцність порошкового виробу впливає міцність зчеплення між зернами. Як було зазначено вище, в мікроструктурі зразків, отриманих гарячим штампуванням (рис. 3), на межах зерен присутній крихкий оксидний прошарок, який значно зменшує міцність зчеплення між частинками. При цьому зі

Суть даного методу полягає у безперервному продавлюванні кульки в жорстко закріпленій зразок і реєстрації діаграми деформування в координатах навантаження на індексатор (F) – глибина продавлювання (u). Для випробовування таким методом використовувалися зразки з розмірами 8×8 мм товщиною 0,5 мм та стальна кулька діаметром 2,5 мм.

В процесі вдавлювання проводиться запис кривої “навантаження – глибина вдавлювання”. У наслідок обробки кривих була розрахована енергія руйнування за методикою робіт [6]–[7], яка може

збільшенням товщини прошарку міцність матеріалу зменшується і тим самим зменшується енергія його руйнування. Останнє свідчить про зменшення у цьому напрямі механічних характеристик матеріалу.

Література:

1. Тялина Л. Н. Новые композиционные материалы: учебное пособие / Л. Н. Тялина, А. М. Минаев, В. А. Пручкин. – Тамбов: Изд-во ГОУ ВПО ТГТУ, 2011. – 80 с.
2. Jagath Narayana K. A review of recent research on multifunctional composite materials and structures with their applications / K. Jagath Narayana, B. Ramesh Gupta // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5. – P. 5580–5590.
3. R. N. Shahid. Strengthening of Al-Fe₃Al composites by the generation of harmonic structures / R. N. Shahid, S. Scudino // Scientific Reports. – 2018. – Vol. 8. – 12 p.
4. Найда Ю. И. Промышленное производство порошков сплавов меди методом ударного дробления струи расплава / Ю. И. Найда, А. Н. Степанчук, А. Ю. Найда // Порошковая металлургия. – 2006. – №1/2. – С.112–117.
5. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів і тугоплавких сполук: Підручник / А. М. Степанчук. – К.: Видавництво “Політехніка”. – 2006. – 353 с.
6. Jose Calaf Chica. A New Prediction Method for the Ultimate Tensile Strength of Steel Alloys with Small Punch Test / Jose Calaf Chica, Pedro Miguel Bravo Díez, Mónica Preciado Calzada // Materials. – 2018. – Vol. 11. – P. 1491–1506.
7. Cuesta I.I. Hardening evaluation of stamped aluminium alloy components using the Small Punch Test / I.I. Cuesta, J.M. Alegre // Engineering Failure Analysis. – 2012. – Vol. 26. – P. 240–246.

Тесля С.Ю., Степанчук А.М.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**СТРУКТУРА ТА ТРИБОТЕХНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ
КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ САМОФЛЮСІВНИЙ СПЛАВ НА
ОСНОВІ НІКЕЛЮ – ПЛАВЛЕНИЙ КАРБІД ВОЛЬФРАМУ**

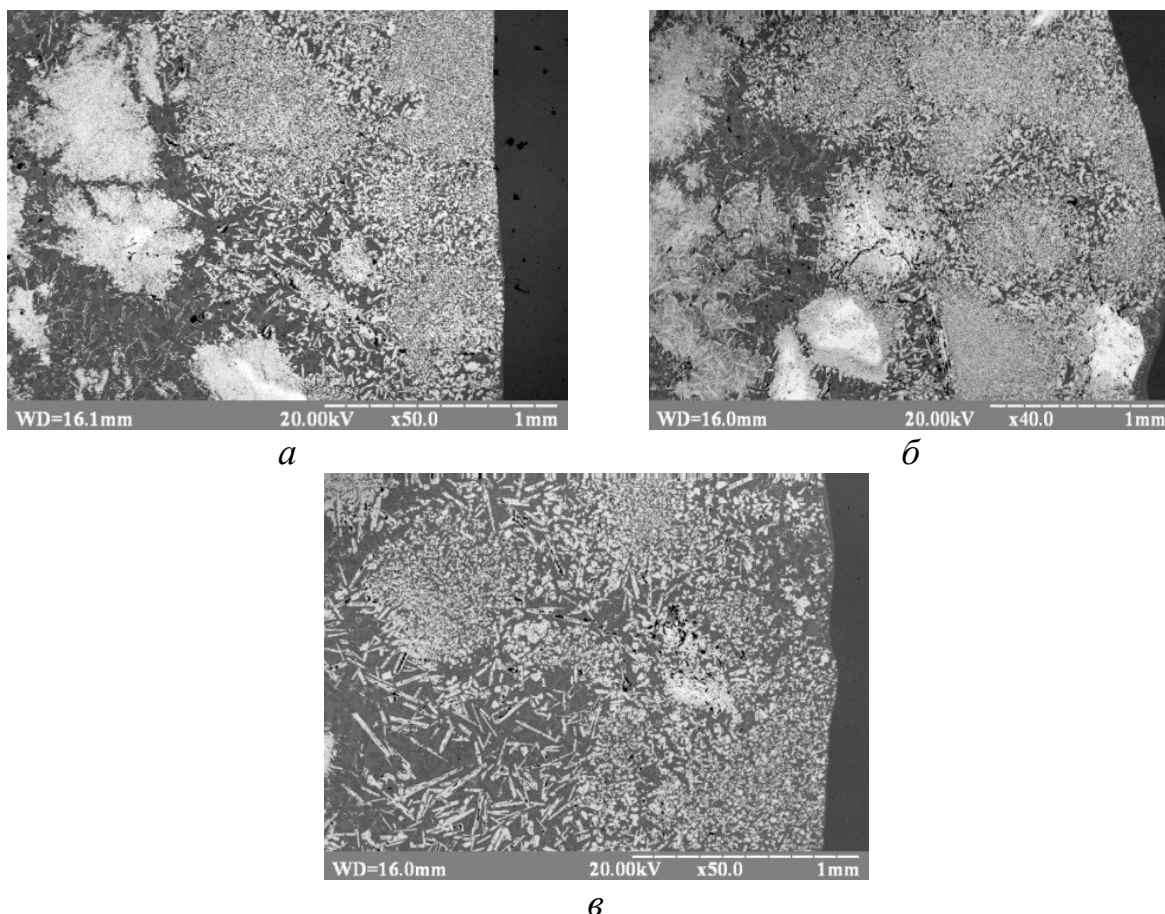
E-mail: astepanchuk@iff.kpi.ua

В сучасному машинобудуванні однією з актуальних проблем є вирішення проблеми захисту деталей машин і механізмів від зношування при терті та дії абразивних середовищ. Абразивний знос є одним із головних факторів, який обмежує термін їх роботи. Особливо це стосується деталей дорожньо-будівельної та гірничо-добувної техніки, бурильного обладнання нафтової і газової промисловості. Ці процеси призводять до значної витрати матеріалів конструкцій.

У цьому відношенні перспективним є розробка нових матеріалів, які б мали високу стійкість при терті та зношуванні. До таких матеріалів слід відне-

сти композиційні матеріали за участю твердих тугоплавких сполук (ТТС) і металевих зв'язок. В роботах [1]–[2] показано, що як металеву зв'язку доцільно використовувати самофлюсівні сплави, зокрема на основі нікелю (СФС) [3], а як наповнювачі гранули з плавлених ТТС [4]. Серед великої кількості останніх особливу перспективу мають карбіди, зокрема плавлений карбід вольфраму РЕЛІТ [3] завдяки унікальному поєднанню в ньому високої твердості та модулю пружності, що і обумовлює його широке використання у зносостійких деталях та покриттях.

В роботі вивчався вплив структури композиційних матеріалів РЕЛІТ – СФС на їх стійкість до зношування при терті в парі з закріпленням абразивом (абразивний круг з SiC). Вихідні матеріали отримували просочуванням гранул розміром 250 мкм розплавом СФС марки АН-9 [3] у високотемпературній печі на повітрі, за температури 1250 °С, та часу витримки від 15 хв до 35 хв. Проводились дослідження впливу часу витримки на формування структури та показники зносостійкості композитів. Мікроструктура отриманих композитів наведена на рис. 1.



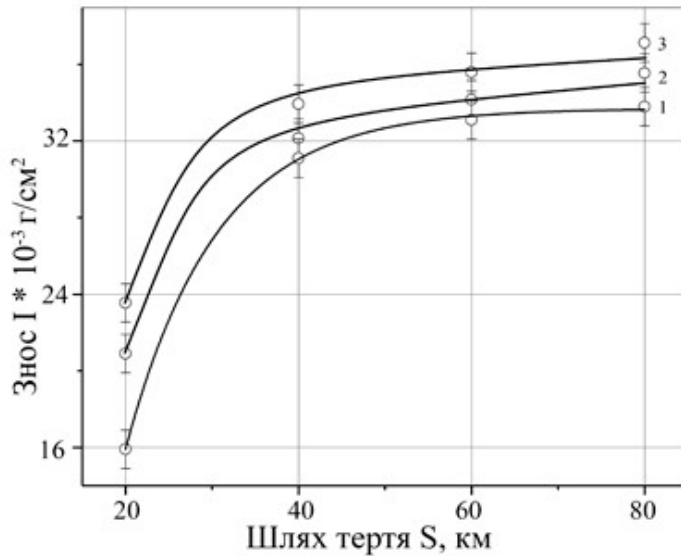
а – 15 хв; *б* – 25 хв; *в* – 35 хв

Рис. 1. Мікроструктура композиції СФС-РЕЛІТ при різному часі витримки

Як видно з рис. 1, мікроструктура отриманих матеріалів є гетерофазною, та складається з вкраплень карбідів та матриці. Збільшення часу витримки інтенсифікує процеси диспергування гранул та їх перекристалізації через рідку

фазу. Характерною особливістю є кристалізація складних сполук типу $Fe_xNi_yW_zC_k$ у вигляді дисперсної фази.

Проведено дослідження зносостійкості за навантаження 20 кПа та шляху тертя від 20 км до 80 км. Отримані залежності наведено на рис. 2. Встановлено, що збільшення часу витримки при отриманні матеріалів просочення сприяє підвищенню його зносостійкості. Така залежність може бути зумовлена з точки зору сучасних уявлень про руйнування матеріалів.



1 – 30 хв; 2 – 25 хв; 3 – 15 хв

Рис. 2. Залежність величини зношування від шляху тертя для композицій СФС-РЕЛІТ, отриманих при різному часі просочування

Згідно мікроструктурних досліджень (рис. 1), збільшення часу витримки сприяє утворенню більшої кількості дисперсних частинок складних карбідів навколо основного карбідного зерна. Це в свою чергу створює складний напружено-деформований стан, який перешкоджає руху дислокацій, тріщин та як наслідок руйнуванню поверхневих шарів.

Таким чином, змінюючи умови отримання матеріалів з композицій РЕЛІТ – СФС можна змінювати їх структуру і, як наслідок, властивості залежно від потреб.

Література:

1. Степанчук А. М. Отримання зносостійких композиційних матеріалів за участю самофлюсівних сплавів просоченням / Степанчук А. М., Шевчук М. Б. // Наукові вісті НТУУ "КПІ". – 2013. – №5. – С. 87 – 92.
2. Wear Behavior of a Borided Nickel-Based Self-Fluxing Thermal Spray Coating / F. Mariani, G. Rego, A. Neto [et. al] // Materials Performance and Characterization. – 2016. – Vol. 5, № 4. – P. 414 – 422.
3. Степанчук А.М. Матеріали для напилювання покриттів: Навч. посіб. / А.М. Степанчук, І.І. Білик. – К.: Центр учбової літератури. – 2016. – 226 с.
4. Степанчук А. М. Отримання та властивості гранул з тугоплавких сполук для створення композиційних матеріалів / Степанчук А. М., Шевчук М. Б., Мазаєв С. В. // Наукові вісті НТУУ "КПІ". – 2010. – №6. – С. 51 – 60.

Титаренко В.В., Заблудовский В.А.

(ДНУЖТ, г. Днепр)

КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ

E-mail: dudkina2@ukr.net

Одним из способов упрочнения поверхности деталей, с целью увеличения ресурса работы механизмов, деталей и пар трения, является модификация металлической матрицы частицами дисперсной фазы с получением композиционных электролитических покрытий (КЭП). Использование в качестве упрочняющей нанодисперсной фазы частиц ультрадисперсного алмаза (УДА) дает возможность получать КЭП с улучшенными физико-химическими свойствами. Согласно теории дисперсного упрочнения, чем меньше размер частицы упрочняющей фазы и расстояние между частицами в матрице, тем больше твердость и износостойкость композиционного материала. Целью данной работы является исследование влияния параметров импульсного тока на концентрацию и фракционный состав частиц УДА в никелевых КЭП.

Композиционные электролитические покрытия получали из водного раствора электролита никелирования следующего состава: $\text{Ni}_2\text{SO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ – 300 г/л, H_3BO_3 – 30 г/л, $\text{Na}_2\text{SO}_4 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ – 50 г/л. Концентрация частиц УДА ($C_{\text{УДА}}$) в водном растворе электролита изменялась от 2 до 50 г/л. Осаждение проводили прямоугольными импульсами тока частотой 50 Гц, скважностью от 2 до 50 и средней плотностью тока 1 А/дм². В качестве структурированной добавки электролита – частицы ультрадисперсного алмаза размером 4...6 нм, склонные к спонтанной агрегации между собой в чрезвычайно прочные агрегаты (40...100 нм) с последующим образованием менее прочных вторичных (до 1...5 мкм).

Результаты микрорентгеноспектрального анализа показали увеличение содержания НУМ в покрытии при увеличении концентрации УДА в растворе электролита от 2 до 15 г/л (рис. 1, а).

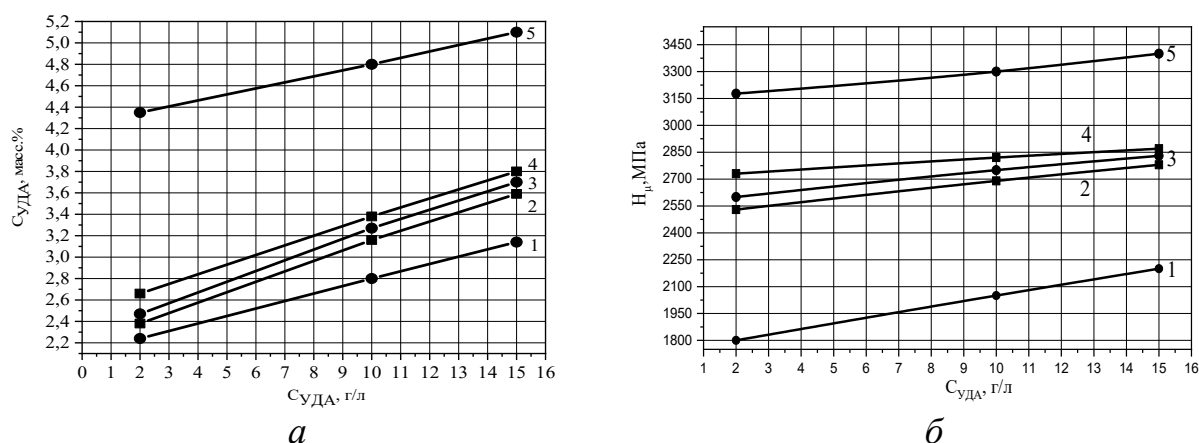


Рис. 1. Зависимости концентрации частиц УДА в никелевом КЭП (в масс. %) (а) и микротвердости КЭП (б) от концентрации частиц УДА в водном растворе электролита никелирования (в г/л): 1 – постоянный ток; импульсный ток, Q : 2 – 2, 3 – 12, 4 – 25, 5 – 50

Содержание частиц в покрытии определенных размеров зависит от режима электроосаждения. При увеличении скважности импульсов тока от 2 до 50 при неизменной частоте следования импульсов тока 50 Гц увеличивается доля частиц в покрытии меньшего размера 0,25...1,00 мкм (рис. 2). Кроме того, степень заполнения поверхности частицами УДА почти в два раза больше, по сравнению с композиционными никелевыми покрытиями, полученными с помощью постоянного тока, что приводит к формированию более мелкокристаллических покрытий и определило повышение микротвердости покрытий (рис. 1, б).

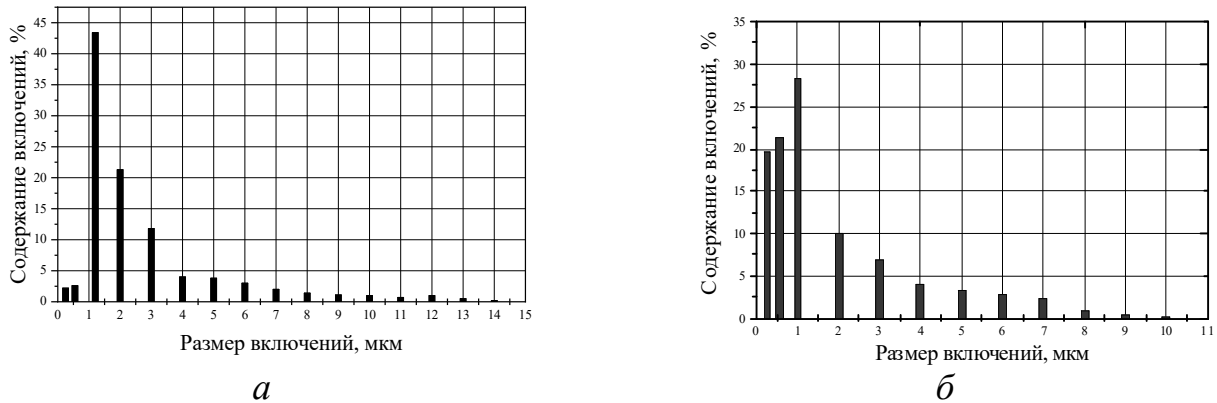


Рис. 2. Распределение частиц УДА в композиционных электролитических никелевых покрытиях: *а* – постоянный ток ($j = 100 \text{ А/м}^2$); *б* – импульсный ток ($j_{\text{ср}} = 100 \text{ А/м}^2, f = 50 \text{ Гц}, Q = 50$)

Федоров М.М.

(ДДМА, м. Краматорськ)

ТЕХНОЛОГІЧНІ МОЖЛИВОСТІ ПІДВИЩЕННЯ ДИСПЕРСНОСТІ БЕНТОНІТОВИХ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ

E-mail: fyodorov@ukr.net

Для сирих піщано-бентонітових форм економічно й технологічно найбільш ефективним зв'язувальним матеріалом є бентоніт.

Базовою властивістю бентоніту, що обумовлює необхідну якість ливарної форми й відповідну економію витрат глинистого зв'язувального матеріалу є міцність піщано-бентонітової суміші на стиск у вологому стані. Ця властивість визначається вмістом у бентоніті основного породоутворювального мінералу – монтморилоніту, його природно-структурними особливостями, а також дисперсністю готового зв'язувального матеріалу – бентопорошку. Якісно диспергований бентопорошок дозволяє значно скоротити час перемішування формувальної суміші у змішувальному агрегаті до моменту набуття сумішшю необхідного рівня фізико-механічних та технологічних властивостей.

Бентопорошок зазвичай одержують шляхом розмелювання сухого комого бентоніту в кульових або ролико-маятникових млинах. Тонкість помелу бентоніту контролюється за кількістю залишків на ситах з розмірами осередків

0,4 і 0,16 мм (за ГОСТ 28177-89 залишок на ситі 0,4 мм – не більше 3%, на ситі 0,16 мм – не більше 10%). Очевидно, що чим тонше розмелений бентоніт, тим вище міцність піщано-бентонітової суміші, тим швидше забезпечується комплекс технологічних властивостей суміші в процесі сумішопідготовки.

Резервом підвищення дисперсності бентонітового зв'язувального матеріалу, а отже його зв'язувальної здатності, є спільний помел бентоніту з диспергувальними добавками. У ролі диспергаторів можуть виступати добавки (до 10...15%) інших глинистих матеріалів, що відрізняються від базового бентоніту за своєю кристаломорфологією, а також вугільні добавки, що забезпечують протипригарні властивості суміші та запобігають утворенню на поверхні виливків дефектів типу ужимин. Особливо це стосується технологічних процесів виготовлення виливків із чавунів на лініях автоматичного формоутворення при литті в разові сирі форми, наприклад, сейатцу-процес.

Досліджено вплив добавок кам'яновугільного концентрату марки «Г» (5, 10, 15%) на підвищення дисперсності базового бентоніту марки ПІТ₁ при спільному помелі компонентів в шаровому млині (фракційний склад вугілля – до 10 мм; час помелу 20 хв).

За допомогою седиментаційного аналізу водно-бентонітової суспензії встановлено значне підвищення рівня дисперсності бентопорошків, отриманих шляхом спільного помелу з кам'яним вугіллям. Встановлено, що спільний помел бентоніту з кам'яним вугіллям забезпечує приріст міцності піщано-бентонітової суміші на 10...23% (до 0,115...0,130 МПа) в залежності від кількості вугільної добавки, в порівнянні з вихідним бентонітом (0,095...0,105 МПа), також досягається скорочення часу перемішування суміші до досягнення максимальної міцності. Це пояснюється механічною активацією бентоніту так званим «процесовим» вугіллям, внаслідок чого бентопорошок стає більш дисперсним.

Фесенко М.А.¹, Фесенко А.М.²

(¹КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, ²ДДМА, м. Краматорськ)

СПОСІБ ВИРОБНИЦТВА ДВОШАРОВИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ

Досліджується новий спосіб виробництва дрібних двошарових циліндричних чавунних виливків із твердою зносостійкою робочою поверхнею та м'якою в'язкою внутрішньою частиною з застосуванням методу модифікування одного базового розплаву в ливарній формі.

Прикладами таких виливків можуть бути вальці, ролики транспортерів, конвеєрів, поршня, гільзи, втулки тощо.

Сутність запропонованого способу полягає в заливанні першої порції базового чавуну, кристалізація якого відбувається за метастабільною діаграмою стану з вибіленням або за стабільною діаграмою стану з графітизацією, в ливарну форму, в якій він витримується заданий час для утворення твердої кірки

певної товщини на поверхні виливка, з наступним доливанням цієї форми тим самим базовим розплавом через сифонну ливниково-модифікувальну систему з реакційною камерою, завантаженою графітизувальною, сфероїдизувальною або карбідоутворювальною модифікувальною добавкою.

Для створення спрямованого тепловідведення від поверхні виливка з метою формування поверхневого зносостійкого шару в порожнину форми встановлювали металеву вставку-холодильник (сталеву гільзу). Після тверднення розплавів та їх охолодження в ливарній формі очікується отримання двошарового виливка з зовнішньою поверхнею із зносостійкого білого чавуну з перліто-цементитною структурою та внутрішньою частиною – із м'якого сірого або в'язкого високоміцного чавуну ферито-перлітного класу.

Багаточисленними дослідженнями з застосуванням методів математичного імітаційного моделювання, а також експериментами на натурних чавунних виливках підтверджена можливість реалізації запропонованого способу, відпрацьовані температурно-часові параметри та інші режими лиття, які забезпечують виготовлення якісних двошарових циліндричних чавунних виливків масою до 100 кг.

**Фон Прусс М.А., Ворон М.М.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

ЗМЕНШЕННЯ ШКІДЛИВОГО ВПЛИВУ ЗАЛІЗОВІСНИХ ФАЗ В СИЛУМІНАХ

E-mail: m.fonpruss@gmail.com

Домішки заліза в силумінах утворюють грубі голкоподібні інтерметалічні сполуки, які спричиняють зниження механічних і технологічних властивостей цих сплавів, тому одержання якісних литих виробів часто вимагає додаткових технологічних прийомів: модифікування, контрольованого тепловідведення або фізичного впливу на розплав при плавці, литті та кристалізації. У даний час термін «модифікування» використовується не лише в аспекті введення спеціальних добавок, але й включає в себе фізичні методи впливу на розплав, що призводять до зміни процесу твердіння, формування структури, фазового складу і властивостей литого металу [1].

Серед хімічних модифікаторів найбільш сильно здатен модифікувати фазу β - Al_5FeSi марганець, перетворюючи її на фазу складу $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$, яка має вигляд китайського шрифту. Хром має схожий характер впливу та сприяє утворенню фази $\text{Al}_{13}(\text{Fe,Cr})_4\text{Si}_4$, яка має морфологію, схожу до попереднього випадку. Хром, тим не менш, у великій кількості сприяє осадженню первинного та здатен утворювати грубі конгломерати багатокомпонентних інтерметалідів складної будови, що може знизити рідкоплинність розплаву [1, 2].

Кобальт не є поширеним модифікатором для силумінів через те, що його співвідношення до заліза в сплаві має бути ~ 1 , після чого може утворитися

компактна фаза $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Co})_4\text{Si}_2$. Кобальт, як і хром, сприяє осадженню первинного кремнію при кристалізації [3].

При вмісті магнію вище 1 % мас. спостерігається утворення фази $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$, яка є схожою на «китайський шрифт», проте є більш компактною [1].

Фізичне модифікування здатне забезпечувати деякі необхідні ефекти без зміни хімічного складу розплаву. Так, наприклад, в роботі [4] було розглянуто вплив магнітного поля на залізовмісні фази сплаву системи $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Si}$. Вкраплення β -фази та α -фази FeAl_3 під впливом поля змінили форму з голчастої на компактну подовжену, їх довжина зменшилася більш ніж в 4 рази. Магнітна обробка при індукції магнітного поля $B = 0,5$ Тл сприяла формуванню дисперсних вкраплень $\alpha(\text{AlFeSi})$ -фази замість FeAl_3 і $\beta(\text{AlFeSi})$ -фаз.

Оброблення рідкого сплаву АК5М2 імпульсним електричним струмом у діапазоні частот від 500 до 6000 Гц, при зміні щільності від 5 до 35 А/см² пригнічує фазові перетворення, внаслідок яких утворюється голкоподібна β -фаза Al_3FeSi , а термодинамічно стабільною стає більш розгалужена α -фаза $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$.

В результаті застосування ультразвукової обробки, залізовмісні фази у сплаві $\text{Al}-6\text{Si}-4\text{Fe}$ здатні навіть мати кулясту форму, тоді як ці ж фази у сплавах $\text{Al}-12\text{Si}-4\text{Fe}$ і $\text{Al}-18\text{Si}-4\text{Fe}$ мали вигляд дрібних коротких циліндрів [6].

Застосування технології газодинамічного впливу з одночасним модифікуванням карбонітридом титану (TiCN) сплаву АК5М2 призвело до подрібнення і сфероїдизації залізовмісних фаз, а також сприяло підвищенню рівня механічних властивостей та зниженню браку виливків по рихлості, газовим та усадковим дефектам [7].

Іншим способом впливу на залізовмісні фази є твердіння в умовах швидкісного охолодження, особливо при наявності у складі сплаву аморфізуювальних добавок. Морфологія залізистих фаз, зокрема фази Al_3Fe , одержуваної при литті зі швидкостями охолодження розплаву порядку $10^3 \dots 10^5$ К/с або сильно змінювалася, або виділення цих фаз майже повністю пригнічувалося [8, 9].

Література:

1. Фон Прусс М.А. Способи та методи зміни морфології залізовмісних фаз у силумінах // Процеси лиття. – 2020. – №1 (139). – С. 30 – 41.
2. Чеверикин В. В., Хван А. В., Золоторевский В. С. Изменение морфологии железосодержащих фаз в алюминиевых сплавах // Вестник ТГТУ. – 2012. – Том 18. – №3.
3. Mahta M., Emamy M., Cao X., Campbell J. Overview of $\beta\text{-Al}_3\text{FeSi}$ phase in Al-Si alloys // Materials Science Research Trends. – pp. 251-271, 2008.
4. Дубоделов В. И., Середенко В. А., Середенко Е. В., Косинская А. В., Набока Е. А. Воздействие слабого постоянного магнитного поля на литую структуру сплава алюминия с железом и кремнием // Процессы литья. – №2(98). – С. 40.
5. Дядюра А. С. Структуроутворення і механічні властивості сплаву АК5М2, обробленого у рідкому стані імпульсним електричним струмом [Магістерська дисертація]. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2017. – 88 с.

6. Osava Yoshiaki, Takamory Susumu, Kimura Takashi. Control of solidified structure of Al-Si-Fe alloy intermetallic compounds by ultrasonic vibration // Journal of Japan Foundry Engineering Society. – 2006. – V. 78, № 2. – P. 65-70.

7. Доценко Ю. В., Селиверстов В. Ю., Доценко В. П. Снижение влияния железа на свойства алюминиевых сплавов модифицированием и газодинамическим воздействием при затвердевании в кокиле // Научный Вестник ДГМА №1 (6Е). – 2010. – С. 68 – 73.

8. Синчук А.В., Цуркин В.Н., Федченко Н.А. Снижение негативного влияния Fe-содержащих интерметаллидов на силумины путем электрогидроимпульсной обработки расплава // Процессы литья. – 2011. – № 2. – С. 39–44.

9. Калиниченко А. С., Немененок Б. М., Калиниченко В. А. Снижение негативного влияния повышенного содержания железа в алюминиевых сплавах // Литейное производство. – 2004. – № 3. – С. 21 – 22.

Чейлях А.П., Гаврилова В.Г., Рябикина М.А.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МАГИСТЕРСКОЙ ПОДГОТОВКИ В СФЕРЕ СОВРЕМЕННОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Всевозрастающие потребности рынка труда с учетом создаваемых новых материалов и технологий производства для самых разных отраслей промышленности и бизнеса выдвигает перед высшей школой актуальные проблемы создания новых специальностей и образовательных направлений.

В области современного материаловедения – это новое направление подготовки магистров для создания актуальных и перспективных аддитивных технологий (3D-технологий), связанное с бурным развитием компьютеризации и диджитализации производства и общества. Оно охватывает очень широкий спектр аддитивных технологий в области строительства, создания уникальных изделий для авиа- и автомобилестроения, ракетно-космической техники, медицины и биомедицинской инженерии, бытовой электронной техники, производства ювелирных изделий и многих других отраслей промышленности.

Первостепенное значение в эффективности 3D-технологий имеет правильный подбор не только современных материалов, но и создаваемых материалов будущего с уникальными физико-химическими, механическими, а главное, эксплуатационно-потребительскими свойствами, которые нельзя достичь с помощью традиционных технологий. Для этого создаются новейшие уникальные материалы, в том числе и smart-материалы («умные», «интеллектуальные материалы») и нано-материалы, а для них – соответствующие новейшие, прежде всего 3D-аддитивные технологии. Создание таких материалов для 3D-технологий становится возможным благодаря компьютеризации процесса проектирования, моделирования, дизайна материалов и технологий исходя из условий эксплуатации и предъявляемых технических требований свойств.

Во многих ведущих странах мира: Западной Европы, Америки, России, Японии, Кореи и Китая это хорошо понимают и поэтому развитию 3D-материаловедения уделяют особое внимание. Изучение рынка труда в Украине показало высокий спрос на материаловедов такого уровня уже сейчас, и тем более в ближайшем будущем.

Учитывая все эти мировые и национальные тенденции, назрела необходимость создания магистерских программ, охватывающих компьютерный дизайн материалов и технологий; материалы для 3D-технологий и экспертизу материалов. Эти программы могут быть как автономными, так и комплексными, объединяющими эти три важных направления. Неоспоримым достоинством и преимуществом комплексной программы является объединение новейших научно-технологических и методологических подходов в трех очень важных перспективных направлениях:

- 1) компьютерные технологии для дизайна и выбора существующих и создания совершенно новых материалов (material selection);
- 2) 3D-технологии, выбор и разработка под них самых разных материалов для всего многообразия решаемых задач от проектирования до изготовления широкого спектра современных изделий;
- 3) экспертиза материалов на всем протяжении их жизненного цикла (materials expertise during service life).

Последнее важно для магистров-материаловедов в экспертной оценке в ходе эксплуатации материалов и изделий, аварийных ситуаций и катастроф, доказательной базы в юриспруденции, правовых и юридически-судебных инстанциях и обстоятельствах, причин и последствий их разрушения или обоснованного их применения. Таких специалистов-материаловедов сегодня не готовит ни один ВУЗ страны, а потребности производства в экспертной оценке состава и свойств применяющихся материалов возникают постоянно.

Создание новых магистерских программ открывает широкие, в т. ч. европейские перспективы обучения в бакалавриате по специальности 132 «Материаловедение» и другим родственным («Металлургия», «Литейное производство» и др.), с продолжением обучения на магистерском уровне для построения блестящей карьеры.

Чейлях А.П., Чейлях Я.А., Зуб Е.А.
(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ
ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ, МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТА И
СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 30X8Г6С2Ф**

E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Актуальная проблема повышения износостойкости многих видов деталей машин и инструмента решается проведением химико-термической обработки, в частности цементации и последующей термической обработки для получения преимущественно мартенситно-цементитной структуры. Однако

более эффективно ее решать благодаря получению или сохранению в структуре остаточного метастабильного аустенита ($A_{ост}$), способного к деформационному мартенситному $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ превращению при изнашивании (ДМПИ) непосредственно в ходе испытаний износостойкости и эксплуатации. Для реализации этой идеи разрабатываются новые способы и технологии термической и других видов обработки, обеспечивающие формирование метастабильной аустенитно-мартенситно-карбидной структуры.

Целью работы является изучение возможности регулирования фазового состава, структуры и метастабильности посредством высокотемпературной закалки и параметров отпуска для повышения свойств высокопрочной стали 30X8Г6C2Ф с метастабильным аустенитом.

Образцы стали 30X8Г6C2Ф размером 10x10x55 мм подвергались цементации в твердом (Березовском) карбюризаторе при температуре 970 °С 1 час, охлаждение вместе с печью. Образцы подвергались высокотемпературной закалки с 1100 °С в масло и отпуску при разных температурах от 200 до 700 °С (выдержка 1 час). Исследовалась их микроструктура (микроскоп НЕОРНОТ-21); измерялась твердость по Роквеллу; микротвердость (микротвердомер МПТ-3); проводились испытания ударной вязкости (маятниковый копер МК-30); износостойкости в условиях сухого трения-скольжения металл по металлу (машина МИ-1М); абразивной износостойкости по схеме Бринелля-Хоуорта в среде кварцевого песка.

Структура стали 30X8Г6C2Ф в закаленном состоянии состоит из аустенита, а после цементации – из мартенсита, продуктов распада аустенита, остаточного аустенита и карбидных фаз составов: $(Cr,Fe)_{23}C_6$, $(Fe,Cr)_3C$ и VC. Глубина науглероженного слоя составляла 1,25...1,5 мм, структура которого после высокотемпературной закалки с 1100 °С представляет собой преимущественно аустенит, поскольку карбидные фазы практически полностью растворены в аустените.

После отпуска при температурах 200...300 °С микроструктура поверхностного слоя цементованных и закаленных образцов остается аустенитной, а после отпуска в интервале температур 400...700 °С образуется некоторое количество мартенсита закалки и карбидных высокодисперсных частиц. Чем выше температура отпуска, тем больше образуется мартенсита и карбидов. Соответственно этому увеличивается степень деформационной метастабильности, т. е. способности аустенита поверхностного слоя к $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ ДМПИ. Эти процессы связаны с дестабилизацией аустенита и объясняются выделением частиц карбидов из аустенита, уменьшением содержания углерода, хрома и ванадия в нем, повышением точек M_n и M_k (точки M_n выше комнатной температуры).

После отпуска при температурах 200...500 °С в цементованных образцах сохраняется достаточная ударная вязкость $KCU = 45...60$ Дж/см², а при температурах отпуска 600...700 °С она снижается до 15...20 Дж/см². Абразивная износостойкость цементованной закаленной стали 30X8Г6C2Ф в зависимости от температуры отпуска изменяется по кривой с максимумом ($\varepsilon_T = 2,5$),

который соответствует температуре 500 °С, а абразивная износостойкость ($\varepsilon_a = 2,2$) – температурам 500 и 600 °С. Повышенная износостойкость объясняется протеканием $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ ДМПИ в тонком поверхностном слое под деформирующим воздействием контр-тела и абразивных частиц, что сопровождается эффектами самоупрочнения вследствие образования мартенсита деформации, релаксации микронапряжений и поглощения механической энергии внешнего воздействия.

Чейлях А.П., Чейлях Я.А., Зуб Е.А.

(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)

**ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЦО НА СТРУКТУРУ,
МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТА И СВОЙСТВА
ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 20Х14Г7**

E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Проблема повышения износостойкости многих видов деталей машин, оборудования и инструмента остается весьма актуальной. Наиболее перспективным научным направлением в ее решении является использование метастабильных состояний разных модификаций аустенитных фаз с реализацией деформационного мартенситного $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ превращения при изнашивании (ДМПИ) непосредственно в ходе испытаний износостойкости и эксплуатации. Формирование таких состояний целесообразно проведением химико-термической и рациональных приемов последующей термической обработки.

Целью настоящей работы является повышение износостойкости стали 20Х14Г7 аустенитно-мартенситного класса посредством цементации и последующей низкотемпературной термоциклической обработки (НТЦО).

Образцы стали 20Х14Г7 размером 10х10х55 мм подвергались цементации в твердом (Березовском) карбюризаторе при температуре 970 °С в течение 17 часов, охлаждение вместе с печью, высокотемпературной закалки с 1120 °С в масло. НТЦО проводили в интервале температур 600 °С \leftrightarrow 20 °С с нагревом в нагретой до 600 °С электропечи, выдержка 20 мин, охлаждением на воздухе до \sim 20 °С (20...25 мин) с количеством циклов 2, 5, 8 11. Проведены исследования микроструктуры (микроскоп НЕОРНОТ-21); измерения твердости по Роквеллу; микротвердости (микротвердомер МПТ-3); испытания ударной вязкости проводили на маятниковом копре МК-30; испытания износостойкости в условиях сухого трения-скольжения металл по металлу (машина МИ-1М); абразивной износостойкости (схема Бринелля-Хоуорта) в среде кварцевого песка.

После высокотемпературной закалки 1120 °С микроструктура науглероженного слоя глубиной 1,2...1,5 мм состоит преимущественно из аустенита повышенной стабильности. Последующая НТЦО 600 °С \leftrightarrow 20 °С дестабилизирует аустенит с различной степенью в зависимости от количества циклов

нагрева – охлаждения за счет выделения из аустенита высокодисперсных частиц карбидов типа $(Cr,Fe)_{23}C_6$, уменьшения содержания углерода и хрома в аустените и, как результат, повышения мартенситных точек (M_n и M_s). Соответственно, после 2 и 5 циклов структура поверхностного слоя становится аустенитно-мартенситной, декорированной частицами карбидов, а после 8 и 11 циклов – количество мартенсита закалки и карбидных частиц больше. Микротвердость поверхностного слоя образцов находится в пределах 270...345 HV, по глубине цементованного слоя она снижается до 160...180 HV.

Ударная вязкость образцов цементованной стали 20X14Г7 с увеличением числа циклов НТЦО от 2 до 11 изменяется от $KCU = 55$ Дж/см² до $KCU = 78$ Дж/см² по кривой с максимумом ($KCU = 160$ Дж/см²), соответствующем 8 циклам. Относительная износостойкость при сухом трении – скольжении изменяется от числа циклов НТЦО по кривой с максимумом ($\varepsilon_t = 4,6$), соответствующем 5 циклам, а после 8 и 11 циклов она снижается до $\varepsilon_t = 1,3 \dots 1,0$. Наибольшие показатели относительной абразивной износостойкости цементованной стали 20X14Г7 достигнуты после 5 и 11 циклов НТЦО, соответственно, $\varepsilon_a = 3,25$ и $\varepsilon_a = 3,0$. Различия в параметрах НТЦО, соответствующих наибольшим показателям износостойкости для разных условий испытаний на изнашивание объясняются разницей схем напряженно-деформационных состояний и, соответственно, различием развития и объема реализации $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ ДМПИ в тонком поверхностном слое.

Повышенная износостойкость образцов стали 20X14Г7 объясняется оптимальными фазово-структурным состоянием и развитием $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ ДМПИ под деформирующим действием контр-тела (для условий сухого трения-скольжения) и абразивного. Это вызывает эффекты самоупрочнения, поглощения подводимой механической энергии и релаксации напряжений, синергизма всех фазово-структурных и кинетических факторов, что способствует самоадаптации материала к условиям испытаний и, очевидно, к соответствующим условиям эксплуатации реальных деталей машин.

Чейлях А.П.¹, Чейлях Я.А.¹, Були С.А.², Звонарева М.И.², Нофенко О.В.²
 (¹ГВУЗ «ПГТУ»; ²ООО «МАГМА», г. Мариуполь)

ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ С НАГРЕВОМ ТВЧ НА СТРУКТУРУ, МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННОЙ СТАЛИ 25ХГТ

E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Работа посвящена решению актуальной задачи – совершенствованию технологии термической обработки с целью повышения износостойкости цементуемых сталей.

Образцы стали 25ХГТ размером 10x10x55 мм подвергали газовой цементации (смеси метана (5...10%) и эндогаза (90...95%)) в технологическом комплексе "Uttis" при температуре 940 °С в течение 12 часов. Закалка проводилась с нагревом

ТВЧ (от тиристорного генератора) до температур от 800 до 1100 °С с охлаждением в растворе полимера Aquasool, после чего проводился отпуск 200 °С.

Микроструктура науглероженного слоя (глубина до 1,9 мм) после закалки с нагревом ТВЧ представляет бесструктурный мартенсит, цементит и остаточный аустенит ($A_{ост}$). С увеличением температуры нагрева от 800 до 1100 °С количество мартенсита и цементита уменьшается, а $A_{ост}$ — увеличивается, о чем свидетельствует снижение твердости с HRC 58 до HRC 50 (с 735 HV до 450 HV).

После закалки с 800 °С микротвёрдость по глубине слоя уменьшается с 760 до 650 HV. После закалки с температур 900...1100 °С характер изменения микротвёрдости по глубине цементованного слоя изменяется на противоположный рассмотренному: микротвёрдость увеличивается. Чем выше температура нагрева, тем шире диапазон повышения микротвёрдости. Так, если после закалки с 900 °С микротвёрдость возростала с 660 HV до 760 HV (на 100 HV), то после закалки с 1100 °С она увеличилась с 450 HV до 770 HV, то есть на 320 HV. Это обусловлено растворением цементита в аустените, повышением концентрации углерода, что обуславливает понижение температуры точек M_n и M_s .

Относительная износостойкость при сухом трении скольжения образцов от температуры нагрева ТВЧ изменяется экстремально с максимумом ($\varepsilon = 1,44$) при температуре 1000 °С. При этом характер изменения износостойкости в целом противоположен характеру изменения твёрдости: более высокой твёрдости соответствуют наименьшие показатели износостойкости, и наоборот. Например, после закалки с нагревом ТВЧ до 800 °С при максимальной твёрдости 730 HV относительная износостойкость составляет 1,31, а после закалки 1000 °С при значительно меньшей твёрдости 510 HV она составила $\varepsilon = 1,44$. Это несоответствие можно объяснить сохранением наряду с мартенситом и цементитом повышенного количества $A_{ост}$ после закалки с более высоких температур 1000 и 1100 °С. Это происходит вследствие увеличения степени растворения частиц цементита в аустените при нагреве под закалку. Положительная роль более мягкой фазы — остаточного аустенита — заключается в его деформационной метастабильности. Под действием деформирующее-изнашивающего влияния контр-тела в тонком поверхностном слое в зоне контакта развивается деформационное мартенситное превращение $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ непосредственно при изнашивании (ДМПИ).

Оно сопровождается образованием мартенсита деформации, который отличается от мартенсита закалки повышенными твёрдостью, плотностью дислокаций, величиной микроискажений. Это вызывает эффект деформационного самоупрочнения и одновременно релаксации микронапряжений. Более того, на реализацию этого $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и связанных с ним структурных изменений расходуется значительная часть механической энергии, подводимой к образцу от контр-тела. При этом, согласно энергетическому балансу, меньшая её доля остаётся на разрушение поверхности и отделение частиц металла. В результате износостойкость стали 25ХГТ с метастабильной структурой в поверхностном насыщенном слое существенно возрастает.

Чейлях А.П.¹, Чейлях Я.А.¹, Шимизу К.²

(¹ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь, Україна; ²Муроранский институт технологий, г. Муроран, Япония)

МЕЖФАЗНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В СТРУКТУРЕ ИЗНОСОСТОЙКОГО Fe-Cr-Mn-C ЧУГУНА

E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Энергодисперсионный анализ микроструктуры чугуна 230X21Г7Д2 после закалки с разных температур, выполненный на сканирующем электронном микроскопе "GSM JEOL 6510"¹ показал дифференцированный характер распределения химических элементов. Углерод, хром, кремний, медь и марганец распределены между основными фазами (аустенитом, первичными и вторичными карбидами) неравномерно. Содержание углерода в крупных первичных карбидах типа Cr_7C_3 составило 6,24...6,53%, одновременно в них содержится 2,7...3,14% Mn и 29...39% Fe, что свидетельствует о замещении части атомов хрома атомами Fe и Mn. Содержание кремния (0,03...0,07% Si) и меди (0,08...0,2 % Cu) в составе карбидов минимально.

Содержание углерода в аустените с ростом температуры закалки сначала возрастает с 1,94% (литое состояние) до 2,09% (закалка 1050 °C), затем снижается до 1,64% (закалка 1150 °C). Это показывает конкурирующее действие процессов растворение \leftrightarrow выделение частиц карбидов (вторичных) при нагреве и выдержке в интервале высоких температур (950...1150 °C). Содержание марганца в γ -фазе увеличивается с 2,1% (литое состояние, закалка с 950 °C) до 3,21% (закалка с 1150 °C), одновременно просматривается тенденция к увеличению содержания меди (1,75%) в аустените с ростом температуры нагрева. Все это является факторами повышения степени стабильности аустенита.

Характер распределения углерода и легирующих элементов по линии сканирования электронного луча, пересекающей дендриты первичного аустенита и карбидов в структуре чугуна 230X21Г7Д2 показывает рис. 1. В местах расположения карбидов хрома кривая, характеризующая содержание хрома, резко поднимается до высоких значений, а при переходе к аустениту – напротив, падает. Аналогичен и характер изменения концентраций углерода и марганца по этой линии сканирования, в то время как характер распределения железа противоположен изменению линии концентраций хрома.

Такой характер распределения химических элементов подтверждается и в поле зрения микрошлифа чугуна 230X21Г7Д2 после закали с разных температур. В местах расположения карбидных фаз наблюдается высокая концентрация углерода и хрома, повышенная концентрация марганца.

Содержание железа выше в твердых растворах (аустенит, мартенсит), чем в карбидных частицах, кремния – значительно больше в твердых растворах и минимально – в карбидах. Медь в структуре чугуна 230X21Г7Д2 распределена в целом равномерно. Установлено, что карбиды хрома в своем составе содержат кроме хрома железо и марганец, соответствуют следующему стехиометрическому составу: $(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mn})_7\text{C}_3$ и $(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mn})_{23}\text{C}_6$.

¹ Исследования выполнены в Муроранском институте технологий, г. Муроран, Япония.

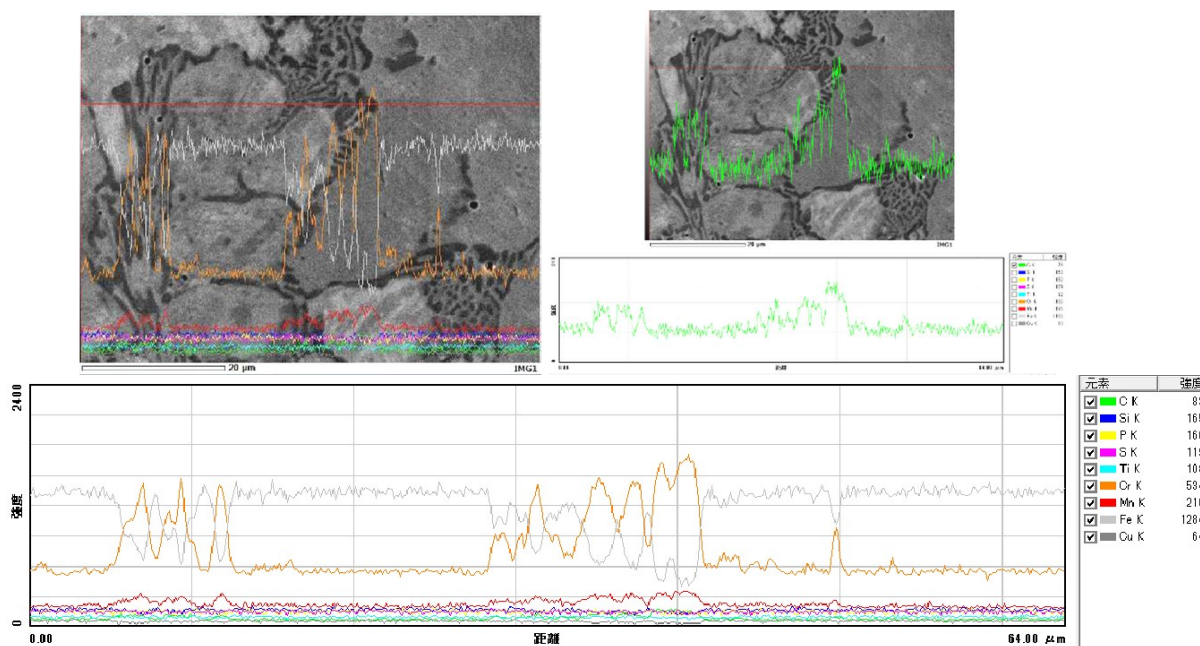


Рис. 1. Распределение химических элементов по линии сканирования в микроструктуре чугуна 230X21Г7Д2 после нормализации 1150 °С

Чейлях О.П.¹, Чейлях Я.О.¹, Шимізу К.², Келін О.О.¹
 (¹ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь, Україна; ²Муроранський інститут технологій, м. Муроран, Японія)

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ГАРТУВАННЯ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД, МЕСТАСТАБІЛЬНІСТЬ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ Fe-Cr-Mn-C ЧАВУНІВ

E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Проблема підвищення зносостійкості багатьох деталей машин залишається актуальною. Її вирішення найбільш перспективно за рахунок створення метастабільних станів аустенітних фаз у зносостійких сплавах з використанням деформаційних мартенситних перетворень при зношуванні (ДМПЗ) та динамічного деформаційного старіння (ДДС), що забезпечує ефекти самозміцнення, самоадаптації, саморелаксації мікронапружень безпосередньо в процесі випробувань та експлуатації.

Метою роботи є підвищення зносостійкості легованих чавунів системи Fe-Cr-Mn-C з різним вмістом вуглецю за рахунок оптимізації фазово-структурного складу та метастабільності параметрами гартування.

Досліджувалися чавуни 90X23Г6С2Ф і 230X21Г7Д2 з близьким вмістом хрому та марганцю, але з різним вмістом вуглецю (0,9 і 2,3% С, відповідно), та додатковим легуванням ванадієм (0,25% V) та міддю (1,55% Cu) в литому стані, та після гартування з різних температур від 950 до 1150 °С з охолодженням на повітрі. Після гартування проводився відпуск при 250 °С, 1 година для зменшення внутрішніх напружень.

Мікроструктура чавунів у литому стані складається з дендритів первинного аустеніту, продуктів його розпаду і евтектичних аустенітно-карбідних колоній. При цьому вміст карбідних фаз у чавуні 230Х231Г7Д2 значно вище, ніж у чавуні 90Х23Г6С2Ф, що пояснюється великим вмістом вуглецю. Після гартування з температури 950 °С мікроструктура чавунів диспергується внаслідок процесів перекристалізації, виділення дисперсних вторинних карбідів хрому $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ і розпаду дендритів первинного аустеніту з утворенням мартенситу. При цьому твердість чавунів зростає: сплаву 90Х23Г6С2Ф з HRC 29 до HRC 36, а чавуну 230Х231Г7Д2 з HRC 50 до HRC 63.

При подальшому підвищенні температури загартування до 1150 °С процес виділення вторинних карбідів конкурує з їх розчиненням в аустеніті, про що свідчить підвищення мікротвердості останнього: в 90Х23Г6С2Ф з 380 HV (в литому стані) до 537 HV (гартування 1150 °С), в 230Х231Г7Д2 з 586 HV до 657 HV, відповідно. Зі збільшенням температури нагрівання з 950 °С до 1150 °С вміст мартенситу гартування зменшується, а аустеніту, навпаки, збільшується: у сплаві 90Х23Г6С2Ф з 48% до 84%, в чавуні 230Х231Г7Д2 з 49% до 90%.

Комплексні випробування зносостійкості в умовах абразивного зношування кварцовим піском, а також в умовах ударно-абразивного зношування в середовищі литого чавунного дробу показали, що температура гартування неоднозначно впливає на опір зносу досліджених сплавів. В залежності від температури гартування в досліджених межах, відносна зносостійкість змінюється екстремально (табл. 1).

Таблиця 1. Властивості чавунів

Марка сплаву	$T_{\text{гарт.}}, ^\circ\text{C}$	HRC	ε_a	$\Delta M_a, \%$	$\varepsilon_{y.a.}$	$\Delta M_{y.a.}, \%$
90Х23Г6С2Ф	Литий	29	1,36	22	2,6	9
	950	36	1,42	26	5,3	17
	1050	37	1,3	23	4,6	15
	1150	35	1,4	17	3,4	10
230Х21Г7Д2	Литий	50	3,1	14	9,7	3
	950	63	4,0	24	9,8	15
	1050	56,5	3,5	31	14,2	19
	1150	37,5	1,7	4	4,0	7

Максимум відносної абразивної зносостійкості (ε_a) для обох сплавів отримано при температурі гартування 950 °С, що співпадає з найбільшою твердістю та найбільшим приростом мартенситу деформації (ΔM_a) внаслідок $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ (див. табл. 1). Максимум відносної ударно-абразивної зносостійкості ($\varepsilon_{y.a.}$) для сплаву 90Х23Г6С2Ф також відповідає температурі гартування 950 °С та найбільшому $\Delta M_{y.a.} = 17\%$. Для чавуну 230Х21Г7Д2 максимум $\varepsilon_{y.a.}$ отримано після гартування з температури 1050 °С, та відповідає найбільшому приросту мартенситу гартування $\Delta M_{y.a.} = 19\%$ (але це не відповідає мак-

симальній твердості, див. табл. 1). Ця невідповідність та максимальна зносостійкість сплавів пояснюється вирішальним внеском $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ у формуванні опору зношуванню, оскільки мартенсит деформації, що отримується в тонкому поверхневому шарі зразків при зношуванні, відрізняється від мартенситу гартування більш високими твердістю, величиною мікростворень.

До того ж, на ДМПЗ і супровідні процеси структуроутворення витрачається значна частка зовнішньої механічної енергії, яка підводиться до зразка при випробуваннях, та менша частка залишається на зародження тріщин та руйнування металу.

Порівняння опору зношуванню досліджених сплавів показує, що чавун 230Х21Г7Д2 має в 2,5...3 рази більшу зносостійкість, ніж сплав 90Х23Г6С2Ф у кожному з варіантів умов випробувань на зношування. Це пояснюється більш високим вмістом вуглецю, що обумовлює з одного боку більший зміст карбідних фаз, з другого – більш високий рівень зміцнення метастабільного аустеніту, та як результат більшого зміцнення мартенситу деформації, що отримується внаслідок розвитку $\gamma_{\text{зал.}} \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ та ДДС.

Таким чином, для умов експлуатації, пов'язаних із абразивним та ударно-абразивним характером зношування деталей можуть бути рекомендовані економнолеговані чавуни, які досліджені в даній роботі. При цьому для абразивного характеру роботи необхідно проводити гартування таких сплавів з температури 950 °С, а для ударно-абразивних умов експлуатації – гартування з температури 1050 °С. Достатньо високий вміст хрому в досліджених сплавах (21...23%) дозволяє розглядати нові чавуни як перспективний матеріал для складних умов експлуатації, пов'язаних не тільки з абразивним та ударно-абразивним зношуванням, але і з корозійним характером впливу експлуатаційного середовища, оскільки хром у такій концентрації підвищує корозійну та жаростійкість.

Чейлях Я.О.¹, Чейлях О.П.¹, Шимізу К.², Голюк К.В.¹
(¹ДВНЗ «ПДТУ», м. Маріуполь, Україна; ²Муроранський інститут технологій, м. Муроран, Японія)

АНАЛІЗ РОЗПОДІЛУ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ У СТРУКТУРІ НАПЛАВЛЕНОГО ЗНОСОСТІЙКОГО Fe-Cr-Mn МЕТАЛУ З МЕТАСТАБІЛЬНИМ АУСТЕНІТОМ

E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Вирішення проблеми підвищення зносостійкості та довговічності багатьох видів деталей машин та обладнання, що відновлюються наплавленням, пов'язано з ефективним розумінням та використанням фазово-структурних переваг зносостійких наплавлених сталей з метастабільним аустенітом.

Зразки розробленого та дослідженого наплавленого електродуговим способом Fe-Cr-Mn металу марок 12Х13Г12САФ і 40Х13Г12САФ з метастабільним аустенітом піддавали відпуску при температурах 500, 600 і 700 °С з

витримками 1, 3, 5 годин. Мікроструктура є переважно аустенітною з дисперсійним зміцненням частинками твердих надлишкових фаз. В залежності від температури відпуску, з аустеніту виділяються дисперсні частинки надлишкових твердих фаз (як при старінні), що викликає дестабілізацію аустеніту, внаслідок підвищення точки M_n вище кімнатної температури і утворюється мартенсит гартування при охолодженні з температур відпуску. В результаті цього аустенітна структура набуває різного ступеню метастабільності і, відповідно, здатності до деформаційного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення при зношуванні (ДМПЗ).

Дослідженнями зразків за допомогою сканувального електронного мікроскопа «JEOL JSM-6510» методом мікрорентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу встановлено диференційований розподіл легувальних елементів у фазових складових мікроструктури. Підтверджено ступінчато-пошаровий характер розподілу легувальних елементів та вуглецю після відпуску наплавленого металу при вивчених температурах та витримках (табл. 1): в другому шарі (№2) зміст легувальних елементів більший, ніж в першому (№1) – хрому на 2,5...4,4%, марганцю на 2,44...2,85%, кремнію на 0,38...0,76%, ванадію на 0,25...0,40%. Розподіл легувальних елементів між аустенітом і мартенситом в цілому більш-менш рівномірний та відповідає середній концентрації в наплавлених шарах.

В структурі наплавленого металу, незалежно від шару, спостерігаються вкраплення сферичної форми (чорного та білого кольорів), які розподілені рівномірно. Вкраплення чорного кольору ідентифіковані як силіконітриди марганцю $(Mn)Si_xN_y$, у складі яких висока кількість марганцю 27,5...52,1%, кремнію 5,46...15,19%, азоту 4,58...18,72%. При цьому розміри вкраплень силіконітридів сферичної форми різняться від достатньо крупних 3,0...3,9 мкм до велими дисперсних – 130...220 нм, більшість з яких є середніх розмірів 0,85...1,30 мкм.

Таблиця 1. Розподіл легувальних елементів у наплавленому металі 12Х13Г12САФ після відпуску при 500 °С, витримка 5 год

Шар №, вид фази	Вміст легувальних елементів, мас. %				
	Cr	Mn	Si	V	N
1	9,73...10,61	8,82...10,09	1,11...1,2 1	0,77...0,8 8	0,10...0,3 5
2	12,24...15,02	11,26...12,9 3	1,49...1,9 7	1,02...1,2 9	0,28...0,3 5
$(Mn)Si_xN_y$ (велике)	0,69	52,11	15,19	0,23	18,72
$(Mn)Si_xN_y$ (середнє)	9,15	32,26	8,0	0,76	8,09

Примітка: додатково міститься 0,03...0,15% Мо.

Високодисперсні частинки сферичної форми білого кольору – нанорозмірів 220...650 нм, більшість яких розмірів 400...430 нм, склад яких не розрізняється енергодисперсійним методом мікроаналізу. Тому можна припустити, що вони відповідають нітридам або карбонітридам ванадію. Таким чином, у наплавленому металі зосереджено комплекс механізмів зміцнення – твердорозчинний, дислокаційний, дисперсійний частинками силіконітридів марганцю і нітридів або карбонітридів ванадію (VCN), та $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ. Виділення дисперсних частинок надлишкових твердих фаз при відпуску з одного боку зміцнює наплавлений метал, з другого дестабілізує аустеніт, активізує таким чином розвиток $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПЗ, що забезпечує підвищення зносостійкості при оптимальних параметрах фазово-структурного складу та метастабільності аустеніту.

Чубіна О.А., Чубін К.І., Стороженко С.А.

(ДДТУ, м. Кам'янське)

ДОСЛІДЖЕННЯ ТА РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЙ ЕФЕКТИВНОГО ВИКОРИСТАННЯ МЕТАЛОВІДХОДІВ

E-mail: ms.chubina@ukr.net

Ні для кого не секрет, що утилізація відходів ливарного виробництва наразі є актуальною проблемою раціонального ресурсокористування [1].

Відомо, що тільки при плавлі металу утворюється велика кількість відходів (до 40...100 кг на 1 т), певну частину яких складають шлаки і зливи, що містять сполуки хлору, фтору та сполуки інших металів, які в даний час не використовують як вторинну сировину, а вивозяться у відвали. Вміст заліза в подібного роду відвалах становить 15...45%.

Пил і шлами газоочищення плавильних цехів та відділень, за вмістом заліза і ряду інших компонентів (СаО, МnО і С), теж являють собою цінну металургійну сировину. З ними, особливо пилом газоочищення електросталеплавильних цехів, крім заліза, втрачається в даний час також цілий ряд інших цінних металів і легувальних елементів – Zn, Pb, Cd, Cr, Nb та ін. [2].

Проблему ефективного використання металовідходів найраціональніше вирішувати при організації їх переплавки безпосередньо на місці утворення – в ливарних цехах машинобудівних заводів без тривалого транспортування і безповоротних втрат металу.

Зараз відомі різні способи перероблення металовмісних відходів, але тільки деякі з них отримали широке застосування у промисловості.

Перспективу комплексного рішення проблеми утилізації металовмісних відходів відкриває застосування ротаційних печей, що нахилиються (РНП). Найбільші переваги РНП демонструють при переробленні дисперсних металовідходів, що не вимагає проведення їх попередньої підготовки: сушки, видалення мастил, гомогенізації, огрудкування, брикетування і так далі.

Залежно від поставленого завдання і наявних на підприємстві технічних можливостей, РНП дозволяють реалізувати різні технологічні схеми рециклінгу. За наявності на виробництві електричних плавильних печей найбільш раціональним варіантом перероблення є реалізація дуплекс-процесу: «РНП – індукційна піч» або «РНП – дугова піч».

За цією схемою на першому етапі в РНП здійснюється переплавка або плавка з відновлювання початкової дисперсної сировини, а на другому етапі отриманий в РНП розплав у рідкому вигляді передається в індукційну або електродугову піч, які треба розглядати як активні рафінувальні агрегати. При цьому виключається необхідність повторного розплавлення металу.

З урахуванням вищезазначеного, було б цікаво відпрацювати в індукційній печі спосіб отримання сплаву заданого хімічного складу в ході рафінування металевго напівпродукту з РНП.

Для цього групою вчених в умовах дослідної лабораторії Дніпровського технічного університету було проведено декілька високотемпературних експериментів. Для одночасного видалення сірки і кремнію з металевго напівпродукту, отриманого в РНП з чавунної і змішаної стружки, на базі 150-кг індукційної печі була змонтована лабораторна установка з двокамерним тиглем.

В камері для видалення кремнію продували металевий розплав з початковою температурою 1330...1370 °С киснево-паливними струменями за допомогою двосоплової фурми типу «труба в трубі» з витратою кисню 0,7...1,0 м³/(т·хв) і природного газу 0,03...1,00 м³/(т·хв). У той же час рафінування розплаву по сірці забезпечувалося в камері десульфурації подачею через занурену фурму з випарником циліндричної форми фрезерованого магнію (Mg = 99,3%, фракції 0,6...1,0 мм) з витратою 0,062...0,066 кг/т·хв у потоці аргону з інтенсивністю 0,11...0,18 м³/т·хв. В процесі обробки в кожній з камер відбиралися проби металу і шлаку та проводився замір температури розплаву.

Протягом 22...25 хв оброблення 130 кг розплаву, з введенням в камеру для видалення сірки фрезерованого магнію і вдуванням в камеру для видалення кремнію киснево-паливних струменів, що починали з другої хвилини операції, вдалося організувати спокійний характер продування з роздільним накопиченням шлакоподібних продуктів реакції знекремнення і десульфурації. Після закінчення оброблення концентрація сірки в розплаві становила 0,003...0,010% порівняно з початковим вмістом 0,050%. У той же час, глибина продування розплаву киснево-паливними струменями забезпечувала зниження вмісту вуглецю, кремнію, марганцю та фосфору до 3,7...3,8%, 0,05...0,15%, 0,05...0,07% та 0,046...0,048% відповідно, порівняно з вихідним середнім вмістом 4,05% С, 0,85% Si, 0,11% Mn, 0,054% P.

Комплексне оброблення розплаву в двокамерному тиглі 150-кг індукційної печі дозволило застосувати одночасне видалення кремнію та сірки при ступені знекремнення від 81,5 до 93,0% та ступені десульфурації від 77,3 до 91,6%.

Завдяки проведеним високотемпературним експериментам було доведено, що перетворюючи в РНП практично будь-які металовідходи на якісний напівпродукт та при керуванні деякими параметрами рафінування в індукційній печі, можна отримати якісні ливарні сплави і організувати дійсно безвідходний оборот металу на машинобудівних підприємствах.

Література:

1. Кривицкий В.С. Утилизация отходов литейного производства / В.С. Кривицкий // Литейное производство, 1991. – № 12. – С.42.
2. Шалевская И.А. Исследование возможности утилизации отходов формовочных смесей / И.А. Шалевская, Ю.И. Гутько // ВІСНИК Донбаської державної машинобудівної академії. – №4 (25), УДК 502.1(075.8).
3. Ровин С.Л. Применение ротационных наклоняющихся печей для организации безотходного оборота металлов на машиностроительных предприятиях и производства отливок / С.Л. Ровин, А.С. Калиниченко // Литье Украины, 2017. – №8 (204). – С. 2 – 8.

Шинский О.И, Дорошенко В.С.
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

РАСШИРЕНИЕ НОМЕНКЛАТУРЫ ОТЛИВОК ДЛЯ РОТОРНО-КОНВЕЙЕРНЫХ ЛИНИЙ ЗА СЧЕТ ПРИМЕНЕНИЯ ЛГМ-ПРОЦЕССА

E-mail: doro55v@gmail.com

Конструкции роторно-конвейерных линий (РКЛ) включают взаимодействие оснастки, заготовки и инструмента в процессе непрерывного транспортного перемещения в пространстве с одинаковой скоростью по радиусным и линейным траекториям. Среди недостатков РКЛ – слабая гибкость (возможность переналадки на выпуск новой продукции). Вследствие конструктивной сложности, заложенной в самом принципе действия роторных машин, наибольшая их эффективность наблюдается при массовом производстве достаточно простых деталей и изделий, требующих простых движений для кинематической связи инструмента и заготовки в процессе обработки. Большинство действующих РКЛ настроены на выпуск серийной продукции в больших объемах, что показано на схеме зон эффективного использования технологического оборудования различной универсальности и автоматизированности (рис. 1) [1]. Так, серийность и производительность РКЛ выше, чем САП, которые включают автоматические линии из специальных станков и переналаживаемые агрегатные автоматические линии.

В базе данных ДП «Укрпатент», есть два патента на литейные РКЛ. Первая РКЛ1 для изготовления разовых газифицируемых моделей (пат. 43781 UA /

Шинский О.И. и др., опубл. 2009) отличается роторным автоматом – каруселью с восемью разъемными пресс-формами, закрепленными на подвижных плитах. Во-первых, эти пресс-формы позволяют производить 8 различных моделей, во-вторых, пресс-формы съемные быстросменные, что значительно расширяет номенклатуру почти одновременно выпускаемых моделей для литья заготовок мелкими партиями. Вторая формовочно-литейная РКЛ2 (пат. 137850 UA / Дорошенко В.С., Шинський О.Й., опубл. 2019) оснащена двумя роторными 6-типозиционными модулями для формовки модельных блоков, поставляемых с модельной РКЛ1, в сухом песке литейных вакуумируемых контейнеров по ЛГМ-процессу. Модельные блоки могут быть из различных моделей, соответственно, достаточно широкой номенклатуры отливок и комплектуются по размерам, приемлемым для формовки в указанных контейнерах.

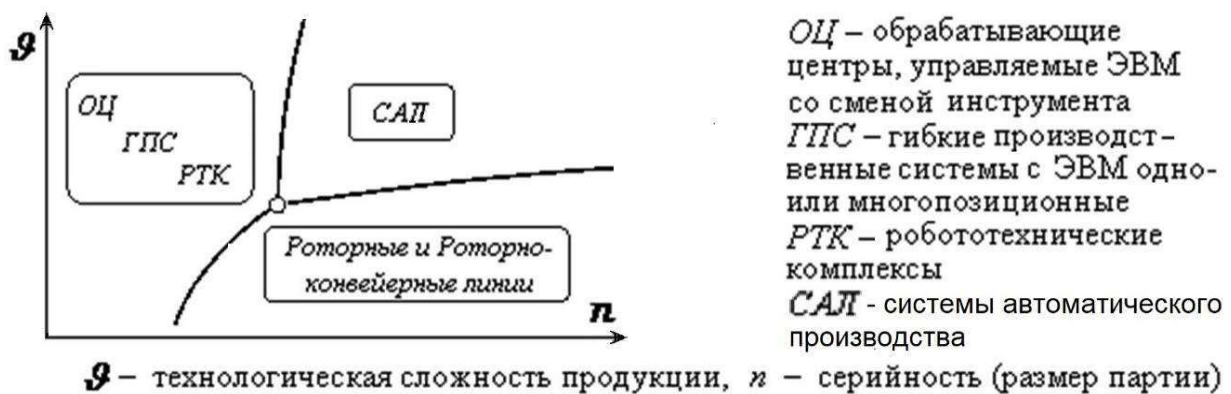


Рис. 1. Примерные зоны использования технологического оборудования

Таким образом, благодаря возможности высокопроизводительного выпуска с низкими затратами моделей широкой номенклатуры с РКЛ1 из такого материала, как пенополистирол, и комплектации этих моделей в литейные кустики (кластеры), пригодные для формовки на РКЛ2, а также быстротечной виброформовке этих моделей в сухом песке создается возможность производства отливок на РКЛ достаточно широкой номенклатуры. Естественно, габариты отливок соответствуют размерам формовочных контейнеров, а описанные здесь возможности выпуска сложнофасонных отливок сочетают преимущества РКЛ и ЛГМ-процесса.

Литература:

1. Беляева С. Роторно- и робото-конвейерные линии. Конспект лекций. М.: МГТУ им. Баумана. – 2013. – 36 с. URL: <https://pandia.ru/text/78/539/90284.php>

Шипіцин С.Я., Кірчу І.Ф., Лиховей Д.І., Степанова Т.В., Короленко Д.М.
(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ВПЛИВ МІКРОЛЕГУВАННЯ АЗОТОМ ТА ВАНАДІЄМ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ТРИБОТЕХНІЧНІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ НІЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПЕРЛІТО-ФЕРИТНОГО КЛАСУ

У світовій практиці лідерами виробництва залізничних коліс для швидкісних перевезень вантажів є держави Європейського Союзу, Японія, Китай.

При цьому застосовані сталі за хімічним складом та рівнем реалізуємих фізико-механічних властивостей практично не відрізняються від сталей українських і російських виробників. Але за ресурсом експлуатації колеса закордонних виробників перевищують колеса вітчизняного виробництва.

Підвищення якості коліс українського виробництва до світових стандартів є актуальною задачею, для вирішення якої застосували метод дисперсійного нітридного зміцнення, тобто комплексного мікролегування сталі азотом і ванадієм.

Встановлено, що додаткове мікролегування стандартної колісної сталі марки ГОСТ 10791-2004 азотом після нормалізації та відпуску сприяло подібленню величини зерна аустеніту з 6 балу до 7...9 балу, підвищенню дисперсності пластинчастого перліту, тобто зменшенню міжпластинчастої відстані з 2 мкм до 0,2 мкм відповідно.

Результатами досліджень визначення оптимального режиму дисперсійного нітридванадієвого зміцнення по кількості азоту і ванадію в сталі, який забезпечить ефективний позитивний вплив на диспергування аустенітного зерна і складових ферито-перлітної структури, а також дисперсійне зміцнення фериту нанорозмірними частинками натріду ванадію, виконано в роботі [2], а оптимального твердорозчинного зміцнення кремнієм і марганцем визначені за даними робіт [3,4]. Необхідність зниження вмісту вуглецю в дослідній сталі КАФ показана в роботах [1,2]. В табл. 1 приведені хімічний склад стандартної сталі і сталі марки КАФ з комплексним дисперсійним нітридним і твердорозчинним кремнієвим і марганцевим зміцненням.

Виготовлення дослідних сталей проходило в одних умовах їх виплавки, розливання, гарячого деформування і термічної обробки.

Таблиця 1. Хімічний склад сталей

Сталь	Елементний склад, мас. % (залишок Fe)								
	C	Si	Mn	V	N	Cr	S	P	Al
Стандартна	0,61	0,17	0,56	0,098	0,006	0,18	0,015	0,012	0,060
КАФ	0,44	0,25	0,60	0,10	0,015	0,20	≤0,30	≤0,30	0,015
	0,65	0,65	1,20	0,20	0,020	0,45			0,025

Результати досліджень фізико-механічних властивостей та експлуатаційних характеристик приведені в табл. 2.

Результати досліджень показують перспективність застосування розробленої нової колісної сталі для вантажного рухомого складу з підвищеним до 2-х разів експлуатаційним ресурсом, підвищеної на 15...20% вантажопідйомністю для планованих до 120...140 км/год швидкостями руху в різних кліматичних зонах і геометрії залізничних колій.

Таблиця 2. Фізико-механічні та експлуатаційні властивості сталей

Назва	Сталь		Примітка
	Стандартна	КАФ	
Межа міцності, МПа	1010	1030 1240	
Межа плинності, МПа	850	1050 1120	
Відносне звуження, %	23	40 48	
Відносне подовження, %	8	12 14	
Ударна в'язкість, Дж/см ²	40	75 87	
Твердість, НВ	291	300 320	
Теплостійкість при 600 °С	190	324 580	Час зниження твердості на 22 НВ
Термостійкість, цикли при 600 °С	230	630 685	Кількість циклів термозмін 600 °С – 20 °С (вода) до появи тріщини на зразках типу кільце
Утомна витривалість (цикли) при навантаженні 0...350 МПа	5,2x10 ⁴	1,7x10 ⁶ 2,0x10 ⁶	Кількість циклів до руйнування зразка при асиметричному стисканні
Відносна зносостійкість рази	1	2,5 3,2	Відношення втрати маси зразка із сталі плавки 1 до втрати маси зразків
Глибина мартенситного шару на поверхні кочення колеса при інтенсивному гальмуванні, мкм	520	290 320	Нагрівання в алюмінії при 800 °С витримка 30 с, охолодження в воді

Література:

1. Осташ О.П., Андрейко І.М., Кулик В.В. та ін. Втомна довговічність сталей залізничних коліс // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – №3. – С.93–102.

2. Бабаскин Ю.З., Шипицын С.Я., Кирчу И.Ф. – Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой – Киев: Наук. думка. – 2005. – 371 с.

3. Бабаченко А.И., Тогобицкая Д.Н., Козачок А.С. и др. Концептуальные основы выбора химического состава стали для железнодорожных колес // Металознавство та термічна обробка металів. – 2014. – №4. – С. 34–48.

4. Танака Йошихару. Влияние химического состава, величины зерна и скорости охлаждения на механические свойства низколегированной среднеуглеродистой стали // Тэцу то хаганэ. – 1983. – 69, №5. – 507 с.

Щерецький В.О., Затуловський А.С.

(ФТІМС НАН України, м. Київ)

ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ШАРІВ ЗМІЦНЕНИХ НАНО-ОКСИДАМИ І КАРБІДАМИ НА СТАЛЕВІЙ ПІДКЛАДЦІ

E-mail: shcheretskyi@nas.gov.ua

Досліджено вплив технологічних режимів на щільність зразків композитів з нанорозмірними добавками частинок карбіду та оксиду, отриманих за розробленою технологією [1]. Композитні шари виготовляють на основі мікронаногранул, які складаються з порошків сплаву $\text{BrO}_{10}\text{F}_1$ і $\text{BrA}_9\text{Ж}_4$, а також наповнювача: наночастинок, попередньо закріплених на поверхні металевих порошків. Композиційні суміші піддаються попередньому гарячому пресуванню, а подальша термічна обробка утворює міцний адгезійний зв'язок і широку перехідну дифузійну зону між шарами матеріалу.

Технологія консолідації для композиційних шарів націлена на одержання повної щільності шару нанокompозиту та складається з процесу попереднього ущільнення, гарячого пресування та термічної обробки. Необхідно розробити технологію реалізації оптимальних режимів.

Для композиційного шару на основі $\text{BrO}_{10}\text{F}_1$ оптимальним режимом попередньої термічної обробки є нагрівання до 450°C з 15-хвилинною експозицією. Для матеріалу на основі сплаву $\text{BrA}_9\text{Ж}_4$ оптимальним є режим нагрівання до 500°C протягом 10 хвилин.

При гарячому пресуванні для матеріалу на основі $\text{BrO}_{10}\text{F}_1$ досліджено зміну пресового навантаження від 8 до 20 МПа та часу витримки від 5 до 20 хвилин, пористість шарів змінювалась в межах 31...23%, Встановлено режим оптимального гарячого пресування – навантаження 17 МПа з 15-хвилинною витримкою. Встановлено, що при зміні часу і температури подальшого пічного наплавлення пористість матеріалу змінюється від 8 до 3%, оптимальним режимом пічного наплавлення є нагрівання до 1100°C без витримки.

Для етапу гарячого пресування композиційного матеріалу на основі $\text{BrA}_9\text{Ж}_4$ встановлено, що оптимальним режимом гарячого пресування є

навантаження 20 МПа з 10-хвилинною витримкою. Встановлено, що при зміні часу і температури подальшого пічного наплавлення пористість матеріалу змінюється в межах від 4,6 до 1,3%.

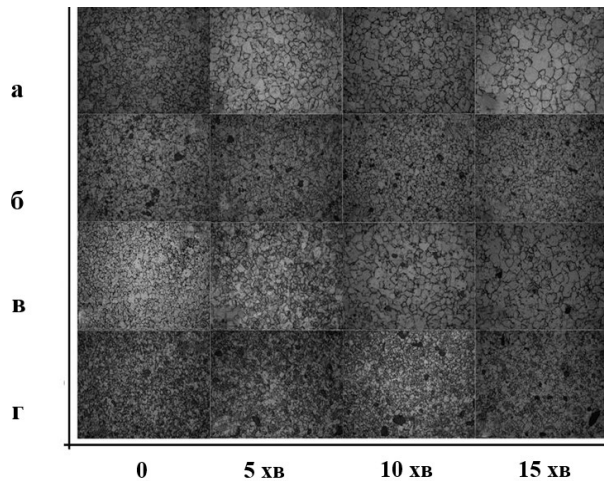


Рис. 1. Вид мікроструктури композиційного функціонального шару після пічного наплавлення: а – БрО10Ф1; б – КМ на основі БрО10Ф1 + 3% W (карбіди); в – БрА9Ж4; г – КМ на основі БрА4Ж9 + 3% W(карбіди)

alloy // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2018. – № 2. – Р. 49-57. – <http://dx.doi.org/10.5604/01.3001.0012.8383>.

Оптимальним режимом для пічного наплавлення є нагрівання до 1150 °С з витримкою 10 хвилин (рис. 1). Розроблені температурно-часові режими консолідації шарів біметалу «сталь-мідноматричний композит», що дозволяють одержувати функціональний шар із щільністю, близькою до повної, та сформувати шарувату композицію з заданими характеристиками.

Література:

1. A.S. Zatulovskiy, V.O. Shcheretskiy, A.O. Shcheretskiy. Thermal stability of nanoscale oxides and carbides of W and Zr in Cu-Al-Fe

Яким Р.С.

(ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич)

ПРОБЛЕМА НЕПРОГНОЗОВАНОГО РУЙНУВАННЯ ШАРОШОК ІЗ ВСТАВНИМ ТВЕРДОСПЛАВНИМ ОСНАЩЕННЯМ ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ

E-mail: Jakym.r@online.ua

Відомо, що породоруйнівне оснащення шарошок тришарошкових бурових доліт працює у надзвичайно важких умовах і зазнає інтенсивного пошкодження й зносу. Поряд з типовим характером пошкоджень і руйнувань фіксуються також аномальні. Це раптове крихке руйнування тіла шарошки (рис. 1), що спричиняє аварійні ситуації при спорудженні свердловин.

Аналізом виявлено, що на фоні загального абразивного зносу цементованого шару та робочих поверхонь між вінцями, тіло шарошки має різної орієнтації та різної довжини тріщини. Тріщини виявлені в ділянці цементованого упорного торця шарошки, на поверхнях бігових доріжок підшипників кочення. Одні тріщини зупиняються в перерізі серцевини, інші виходять зовні. У всіх випадках зломи мають крихкий характер. У площині руйнування не виявлено елементів що свідчать про в'язкий характер руйнування. Найнебезпечнішими є ділянки в перерізах з неоднорідністю в глибині цементованого

шару, а також підвищених значеннях твердості через прогартування. Наприклад, у ділянці цементованих поверхонь бігових доріжок чи упорного торця з внутрішньої сторони шарошки до ділянки між вінцями, або ж у вінцях зі вставним твердосплавним оснащенням. Твердість серцевини на рівні 42...43 HRC суттєво пришвидшує руйнування. Крім цього невідповідність напруженого стану у спряженнях «твердосплавний зубок – тіло шарошки» навіть у нецементованих вінцях спричинює зародження тріщиноподібних дефектів. Як наслідок, маємо швидке поширення тріщин і відколювання фрагментів тіла шарошки.



Рис. 1. Крихке руйнування тіла однієї з шарошок бурового долота 244,5 ОК-ПГВ (шарошки виготовлені зі сталі 14ХНЗМА-В)

Аналізом хімічного складу шарошок зі сталі 14ХНЗМА-В виявлено незначне розсіювання значень процентного вмісту таких хімічних елементів: Si, Mo, C, Cu, Ni. Також є деяке розсіювання Al (додають при плавленні сталі). Подібне розсіювання спричинює неконтрольоване виникнення недопустимих показників міцності DI. В окремих випадках деякі плавки сталі 14ХНЗМА-В мо-

жуть мати показники вищі від допустимих ($DI = 3,5 \pm 0,5$) на одну – дві одиниці. Все це ставить комплексну задачу щодо підвищення в'язкості тіла шарошки. Одним з дієвих варіантів вирішення цієї задачі є розробка ефективних параметрів термообробки після цементації [1]. Також встановлено, що у окремих випадках неефективний захист від цементації робочих поверхонь вінців та між ними спричинює пришвидшене утворення мікротріщин.

Висновок: Для попередження крихкого руйнування шарошок необхідно контролювати параметри хімічного складу, фізико-механічні показники, прогартованість долотних сталей. Слід також контролювати якість захисту від цементації відповідальних поверхонь шарошки. Застосовувати селективне складання для отримання прогнозованого розподілу напружень в з'єднанні «зубок – шарошка». Необхідно розробити параметри термообробки після цементації для ефективного зниження схильності плавки сталі до утворення тріщин.

Література:

1. Яким Р. С., Петрина Ю. Д. Теорія і практика забезпечення якості та експлуатаційних показників цементованих деталей шарошкових бурових доліт: монографія. Івано-Франківськ: Вид-во ІФНТУНГ, 2011. – 189 с.

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ В
АГРЕСИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ ЗАЛЕЖНО ВІД ВМІСТУ В НИХ
ХРОМУ ТА АЛЮМІНІЮ**

E-mail: yamshinskiy@ukr.net

До теперішнього часу ученим не вдавалося створити таку теорію окалинотворення, яку можна було б використати для багатьох випадків жаростійкого легування заліза різними елементами. За відносно низьких температур ступінь легування не справляє суттєвого впливу на окалиностійкість виробів. Проте за підвищених температур і достатньо інтенсивної дифузії деяких легувальних елементів у матричному металі на поверхні виробів може утворюватись захисний шар [1-3].

За високих температур швидкість окиснення металу основи може бути настільки високою, що дифузія легувальних елементів буде недостатньою для підтримування ефективного захисного шару в окалині. Багаторазове повторення процесу окиснення, коли шар окалини може відокремлюватися від поверхні внаслідок розтріскування, призводить до поступового збіднення сплаву легувальними елементами, а отже окалиностійкість його за сталих умов експлуатації знижується [2, 4].

Першопричиною такої інтенсивної корозії металів є їх термодинамічна нестійкість у різних середовищах за певних зовнішніх умов, тобто можливість спонтанного переходу металів у стійкіший (іонний) стан у результаті процесу окиснення. Під час окиснення твердих розчинів заліза, які вміщують елементи, що окиснюються інтенсивніше, ніж залізо, спостерігається збагачення окалини відповідними елементами за умови достатнього часу для здійснення дифузії. У результаті дифузії за відповідних умов окиснення може утворюватись захисний шар оксидів. Можливість збагачення окалини таким елементом у процесі її утворення визначається співвідношенням між швидкостями окиснення та дифузії. Для пояснення процесу окиснення металів і сплавів запропоновано декілька теорій [2].

Теорія Еванса [1] виходить із факту виникнення в оксидній плівці механічних дефектів. Ним неодноразово встановлено, що в оксидних плівках утворюються пори. Причиною утворення пор є дотичні, стискувальні напруження в оксидній плівці, які виникають у тому випадку, коли об'єм оксиду, що утворюється на металі, більший об'єму використаного на нього металу. Таким чином, у процесі окиснення потрійних твердих розчинів Fe-Cr-Al концентрація алюмінію в них зменшується, а окалиностійкість металу підвищується. При цьому, чим вища концентрація алюмінію в сплаві, тим менше відносне зниження його концентрації в процесі окиснення.

Окалиностійкість низьковуглецевих хромоалюмінієвих сплавів вивчено достатньо глибоко [2]. Проте вони не знайшли широкого використання в тех-

ніці високих температур, оскільки мають незадовільні технологічні властивості й малопридатні для виробництва фасонних жаростійких литих деталей. Крім того, ці сплави крихкі через крупнозернисту структуру, схильні до росту зерна за високих температур, мають низьку термостійкість.

Підвищити технологічні властивості таких сплавів можна корегуванням хімічного складу, додатковим легуванням, мікролегуванням, модифікуванням тощо, але використання таких заходів не дає однозначної відповіді щодо зміни основної експлуатаційної характеристики – окалиностійкості.

Нами встановлено, що вироби із жаростійких середньовуглецевих сталей за вмісту в них 25...30% хрому мають високу окалиностійкість і можуть працювати тривалий час в агресивних середовищах за температур до 1100 °С.

Автори робіт [1] стверджують, що окалиностійкість хромистих сталей можна підвищити додатковим легуванням їх алюмінієм. Для одержання максимальної інформації щодо зміни окалиностійкості цих сталей після додаткового легування їх алюмінієм досліджено його вплив в діапазоні концентрацій до 10% в сталях із вмістом 20% і 30% хрому та 0,28...0,32% вуглецю.

Установлено, що додаткове легування хромистих сталей алюмінієм суттєво покращує їх окалиностійкість – витрати металу на утворення окалини в умовах високих температур суттєво зменшуються.

За результатами виконаних досліджень можна зробити висновок: для тривалої надійної експлуатації виробів за температур 1200...1300 °С необхідно виконувати відношення $[\%Cr] / [\%Al] = 6...10$, тобто, за вмісту в сталі 25% хрому кількість алюмінію має складати не менше 4%, а для сталі з 30% хрому – не менше 2,0% алюмінію.

Саме таке співвідношення основних елементів сприяє утворенню на поверхні виробу високоефективної захисної плівки.

Установлено, що підвищення вмісту алюмінію, як і для інших сталей цього класу, сприяє зниженню витрати металу на утворення окалини протягом різного часу випробовування.

Характер зміни окалиностійкості з підвищенням часу випробовування залишається без зміни, збільшується тільки маса зразка внаслідок продовження процесів окиснення металу. При цьому слід зазначити, що максимальне зниження окалиностійкості за тривалішого часу випробовування має місце для сталі без алюмінію, що ще раз підтверджує неможливість використання такого сплаву для виготовлення виробів, які тривалий час мають працювати за температур понад 1100 °С.

Нами досліджено вплив різної концентрації водяної пари в перегрітому повітрі на окалиностійкість середньовуглецевої хромоалюмінієвої сталі з різним вмістом алюмінію (рис. 1). Кількість пари визначали за допомогою ротаметра.

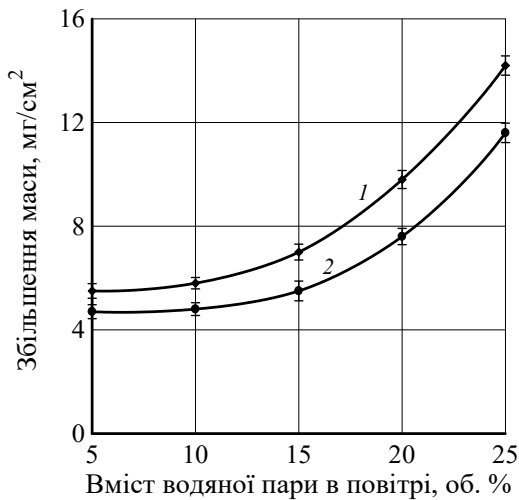


Рис. 1. Зміна окалиностійкості хромоалюмінієвої сталі (0,32% С; 30,2% Cr) залежно від вмісту водяної пари в перегрітому повітрі: 1 – 2,1% Al; 2 – 5,2% Al

Установлено, що підвищення вмісту пари в повітрі до 25% (за об'ємом) майже втричі знижує окалиностійкість сталі з утворенням порувної окалини, яка практично вся відшаровується від поверхні виробу внаслідок збільшення вмісту оксиду і закису заліза (матеріал викладено нижче), що інтенсифікує процес подальшого утворення окалини на поверхні виробу. Візуально установлено, що оксидна плівка, яка утворилась на поверхні зразків в середовищі водяної пари, пориста й покрита дрібними виразками. Отже окиснення сплавів на основі заліза в присутності водяних парів, перш за все, пов'язано із структурою окалини, яка утворюється з великою кількістю ок-

сиду та закису заліза.

Отже, окалиностійкість такої сталі з вмістом 3...4% алюмінію досить висока й з подальшим підвищенням його концентрації змінюється мало.

Окалиностійкість середньовуглецевих (0,25...0,35% С) хромоалюмінієвих жаростійких сплавів на основі заліза визначається оптимальним для конкретних умов експлуатації виробів вмістом основних легувальних елементів – хрому й алюмінію. Крім того, окалиностійкість цих сплавів залежить від технологічних процесів їх виплавляння: дугова чи індукційна піч, основна чи кисла футеровка тощо. Суттєве значення має й операція розливання розплаву у форми: необхідно експериментально визначати температуру розплаву залежно від складності литої деталі та товщини її стінок з урахуванням схильності сплавів до плівкоутворення.

Література:

1. Жук Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 472 с.
2. Федоров Г.Е., Ямшинский М.М., Платонов Е.А., Лютый Р.В. Стальное литье: Монография / – К.: НТУУ «КПИ», ПАО «Випол», 2013. – 896 с.
3. Гудремон Э. Специальные стали. В 2-х томах, 2-е изд. – М.: Металлургия, 1966. Т.1. – 736 с.
4. Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1965. – 315 с.

Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Воронова О.И., Тур М.П.
(ОНПУ, Одесса)
КОНЦЕПЦИЯ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ЛИТЕЙНОГО
ПРОИЗВОДСТВА
E-mail: tyma@bk.ru

Уровень развития литейного производства достаточно полно определяют два показателя: технологический выход годного отливок (ТВГ) и коэффициент использования металла литых деталей (КИМ). Анализ существующих производственных и синтез новых, более эффективных процессов, необходимо выполнять в содружестве конструктора с технологом литейщиком, которые, зная характерные особенности литых деталей (разнородная структура в различных сечениях, различные механические показатели в разных участках отливок, пониженная прочность, склонность к образованию дефектов и напряжений), должны учитывать их в конструкции и технологии литья. Сюда относятся:

- выбор толщины стенки деталей, обладающих неодинаковой прочностью в поперечном сечении из-за различия в условиях кристаллизации при нерегулируемом теплоотводе;
- необходимые прочность и жесткость при минимальной толщине стенки с учётом снижения массы отливки, что обеспечивается ребрением, приданием детали выпуклых, сводчатых, сферических и тому подобных форм;
- геометрия отливки должна обеспечивать беспрепятственное извлечение модели из формы и стержня из стержневого ящика;
- ужесточение величины формовочных уклонов за счёт более широкого внедрения конструктивных уклонов и наладка формообразующего оборудования (перекосы, горизонтальное смещение полуформ, плотный контакт соударяющихся поверхностей и т.д.);
- уменьшение массы отливки, используя замену, например, серого чугуна с пластинчатым графитом на высокопрочный с шаровидным графитом;
- снижение внутренних напряжений в стенках отливки за счёт изменения конструкции: гофрированные стенки, криволинейные перегородки, выпукловогнутые днища и др. Поскольку основной причиной усадочных напряжений является различие температур элементов отливки, следует использовать принцип одновременного затвердевания, обеспечиваемый активным управлением скорости охлаждения. В противовес этому методу для отливок с пониженными литейными свойствами применяется способ направленного затвердевания, при котором стенки отливки прогрессивно утолщаются кверху. Недостатком этого способа является увеличенный расход металла на отливку.

При конструктивной проработке литых деталей целесообразно облегчать их удалением металла из малонагруженных участков, находящихся в стороне от силового потока.

На экономию металла большое влияние оказывают литниковая система и установка приливов и выпоров. Экономия металла в приливах оценивается

отношением массы отливки к массе жидкого металла (ТВГ). Это может достигаться такими способами: применением закрытых прибылей взамен открытых; использованием прибылей шарообразной формы; теплоизоляцией прибылей; созданием избыточного давления в полости прибыли; установкой проточных наружных холодильников и др.

Уменьшение массы отливок достигается в металлургическом переделе: снижение количества неметаллических включений и газов в отливках; внедрение новых форм модифицирования, раскисления, обессеривания; применение внепечной обработки металлов.

Эффективность литья, определяемая КИМ, может быть улучшена повышением геометрической точности отливок.

Особое место в повышении эксплуатационной надёжности отливок и сближение свойств литых и кованных заготовок занимает композиционное литье, которое имеет большие возможности по уменьшению отходов металла, трудовых затрат, материалоемкости машин. Решающими для этой технологии являются контактные процессы, осуществляющие связь между элементами, составляющими композицию.

При разработке новых технологических процессов и совершенствовании существующих при перевооружении литейных цехов целесообразно активно внедрять нанотехнологии, позволяющие резко повысить механические и служебные свойства отливок, а также синтезировать новые, более эффективные и производственные процессы на базе аддитивных технологий с использованием 3D-принтеров.

Литература:

1. В.В. Ясюков, Т.В. Лысенко, О.И. Воронова, Л.И. Солоненко Анализ способов повышения эффективности литейного производства // Металл и литье Украины. – 2019, № 1-2. С. 1 – 9.