

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

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

ІНСТИТУТ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ТА ЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є.О. ПАТОНА



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ  
В МАШИНОБУДУВАННІ**

**МАТЕРІАЛИ**

XIII Міжнародної науково-технічної конференції

конференцію присвячено ювілейним датам  
завідувачів кафедри  
ливарного виробництва чорних і кольорових металів:

*120 років від дня народження проф. Ващенко К.І.  
90 років від дня народження проф. Дорошенка С.П.  
80 років від дня народження проф. Сьомика А.П.*

Україна, Київ

2021

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

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

ІНСТИТУТ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ТА ЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є.О. ПАТОНА



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ  
В МАШИНОБУДУВАННІ**

**МАТЕРІАЛИ**

XIII Міжнародної науково-технічної конференції

конференцію присвячено ювілейним датам  
завідувачів кафедри  
ливарного виробництва чорних і кольорових металів:

*120 років від дня народження проф. Ващенко К.І.  
90 років від дня народження проф. Дорошенка С.П.  
80 років від дня народження проф. Сьомика А.П.*

Україна, Київ

2021

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

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.

XIII Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021: матеріали науково-технічної конференції, 28...29 квітня 2021 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2021. – 206 с.

Відповідальність за інформацію у наданих матеріалах несуть автори.

Технічний редактор: М. М. Ямшинський

Комп'ютерна верстка: І. В. Лук'яненко

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

ISSN 2524-0544

© КПІ ім. Ігоря Сікорського, ІМЗ ім. Є.О. Патона, 2021

## **ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ**

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

Шинській 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

Корчик Д.О., Голова Асоціації ливарників та металургів Республіки Білорусь, генеральний директор ВАТ «БМЗ»

Савенок А.М., генеральний директор ВАТ «Мінський підшипниковий завод», м. Мінськ

Одарченко І.Б., к.т.н., доцент, декан Механіко-технологічного факультету, ГГТУ 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., НУ «Запорізька політехніка»

Верховлюк А.М., д.т.н., проф., 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)

Рюдігер Бер, 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 міжнародних зв'язків ДДМА, м. Краматорськ

Іванов В.Г., д.т.н., доцент, завідувач кафедри МОЛВ, НУ «Запорізька політехніка»

Затуловській А.С., д.т.н. проф., ФТІМС НАН України, м. Київ

Лук'яненко І.В., к.т.н. – вчений секретар, кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. І. Сікорського

Сиропоршнев 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

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

## **ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ**

Смірнова Я.О., кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Тишковець М.В., кафедра ЛВЧКМ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

## ЗМІСТ

<i>Kakhovskiy Y., Kakhovskiy M., Ievdokymenko A. (Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine, Kyiv) ACTUALITY OF DEVELOPMENT OF WELDING AND REPAIR TECHNOLOGY FOR THE HYDROENERGY INDUSTRY EQUIPMENT.....</i>	10
<i>Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv) THE ISSUES OF PROFESSIONAL ADAPTABILITY OF FUTURE GRADUATES AT HIGHER INSTITUTIONS.....</i>	12
<i>Аджамський С.В.<sup>1,2</sup>, Кононенко Г.А.<sup>2,3</sup>, Подольський Р.В.<sup>2,3</sup> (<sup>1</sup> Дніпропетровський національний університет ім. О. Гончара, м. Дніпро; <sup>2</sup> LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», м. Дніпро; <sup>3</sup> Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро) РОЗРОБКА ПАРАМЕТРІВ ДРУКУ КОЛЕСА ТУРБИНИ З ЖАРОМІЦНОЇ СТАЛІ АУСТЕНІТНОГО КЛАСУ AISi 316L.....</i>	15
<i>Афтанділянци Є.Г. (НУБіП, м. Київ) ВПЛИВ ЦЕНТРІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА ПРОЦЕС ФОРМУВАННЯ ДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ СТАЛІ.....</i>	17
<i>Афтанділянци Є.Г. (НУБіП, м. Київ) МОДЕЛЮВАННЯ ЛИВАРНОЇ УСАДКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ.....</i>	19
<i>Афтанділянци Є. Г. (НУБіП, м. Київ) МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДИСТАНЦІЙНОЇ НАВЧАЛЬНОЇ ПРАКТИКИ ПО ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВУ.....</i>	21
<i>Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Сафронова О.А. (Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро) ВСТАНОВЛЕННЯ РАЦІОНАЛЬНИХ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА МАРКИ ER7 ЗА EN 13262.....</i>	24
<i>Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., Дементьєва Ж.А., Сафронова О.А., Подольський Р.В. (Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро) ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ ЗАТВЕРДІННІ БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ НА ОСОБЛИВОСТІ ДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ МАРКИ EA1N.....</i>	26
<i>Бажміна Е.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) СТРУКТУРА МОДЕЛІ «ПЕРЕВЕРНУТИЙ КЛАС» ЗМІШАНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ НАВЧАННЯ.....</i>	28
<i>Бажміна Е.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) СУТНІСТЬ САМОСТІЙНОЇ РОБОТИ ЗДОБУВАЧА ВИЩОЇ ОСВІТИ ОНЛАЙН.....</i>	30
<i>Бандура В.О., Кочешков А.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЙОСИП МАРШАК – ВЕЛИКИЙ УКРАЇНСЬКИЙ ЮВЕЛІР.....</i>	32
<i>Белік В.І., Пригунова А.Г., Котлярський Ф.М. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ГЕРМЕТИЧНІСТЬ ВИЛИВКІВ ЗІ СПЛАВУ АК5М2 З ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА..</i>	34
<i>Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Ясинський О.О., Овсянников В.О., Моєсеєва Н.П. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЕФЕКТИВНІСТЬ МАГНІЙ-КАЛЬЦІЄВОЇ ЛІГАТУРИ ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ.....</i>	36
<i>Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Берчук Д.М., Ясинська О.О., Медвідь С.М. (ФТІМС НАН України, м. Київ) РОЛЬ ПЕРЕДМОДИФІКУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ В ОТРИМАННІ ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....</i>	38
<i>Бубликов В.Б.<sup>1</sup>, Бачинський Ю.Д.<sup>1</sup>, Нестерук О.П.<sup>1</sup>, Логунов С.С.<sup>2</sup> (<sup>1</sup> ФТІМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup> КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ МОДИФІКУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ ДЛЯ УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСАМИ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ У ВИЛИВКАХ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....</i>	40
<i>Буйволон В.І., Кивгило Б.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЗАСТОСУВАННЯ І ОТРИМАННЯ БІМЕТАЛІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ.....</i>	41
<i>Бурда М.Й. (ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ) УДОСКОНАЛЕННЯ ПРИСТРОЮ ДЛЯ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ПЛАКУВАННЯ ПОВЕРХОНЬ ГНУЧКИМ ІНСТРУМЕНТОМ.....</i>	45

<b>Верзілов О.П., Семенко А.Ю. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВИБІР КОНСТРУКЦІЇ МЕТАЛОПРИЙМАЧА ДВОКАМЕРНОГО ПРОМІЖНОГО КОВША ДЛЯ РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ В УМОВАХ МЕТАЛУРГІЙНОГО МІКРО-ЗАВОДУ .....</b>	<b>47</b>
<b>Віштак Б.С., Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПРО ЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОЇ ШВИДКОСТІ ЗАЛИВАННЯ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ТОЧНИХ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ЛИТИХ ВИРОБІВ.....</b>	<b>49</b>
<b>Воденнікова О.С.<sup>1</sup>, Коваль М.О.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>Запорізький національний університет, м. Запоріжжя; <sup>2</sup>АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя) АНАЛІЗ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗАГОТОВОК ЗІ СПЛАВУ Inconel 718, ОТРИМАНИХ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ SLS.....</b>	<b>51</b>
<b>Воеводін В.М.<sup>1</sup>, Труш В.С.<sup>2</sup>, Федірко В.М.<sup>2</sup>, Погрелюк І.М.<sup>2</sup>, Тихоновський М.А.<sup>1</sup>, Стоєв П.І.<sup>1</sup>, Лук'яненко О.Г.<sup>2</sup>, Панов В.А.<sup>1</sup> (<sup>1</sup>Інститут фізики твердого тіла, матеріалознавства та технологій ННЦ «ХФТІ» НАН України, м. Харків; <sup>2</sup>Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів) ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ КИСНЕМ ТА АЗОТОМ НА НАСИЧЕННЯ ВОДНЕМ СПЛАВУ Zr-1%Nb.....</b>	<b>53</b>
<b>Ворон М.М. ФТІМС НАН України, м. Київ) РОЗРОБКА ЖАРОМІЦНИХ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ, ЛЕГОВАНИХ Fe, Mn, Cr, Co та Ni.....</b>	<b>55</b>
<b>Ворон М.М., Фон Прусс М.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВПЛИВ МОЛІБДЕНУ НА НЕЙТРАЛІЗАЦІЮ ЗАЛІЗОВІСНИХ ФАЗ ЛИВАРНОГО СПЛАВУ AlSi9Cu3 .....</b>	<b>58</b>
<b>Глотка А.А., Ольшанецкий В.Е. (НУ «Запорожская политехника», г. Запорожье) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КАРБИДНОГО ЛИКВИДУСА И СОСТАВА КАРБИДОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ .....</b>	<b>60</b>
<b>Гурія І.М., Смірнова Я.О., Бойчук Є.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ПОРИСТИХ ШАРУВАТИХ ТИТАН-АЛЮМІНІЄВИХ КОМПОЗИТИВ .....</b>	<b>62</b>
<b>Гурія І.М., Смірнова Я.О., Логунів С.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) КАРБОН-ТИТАНОВІ КОМПОЗИТНІ МАТЕРІАЛИ .....</b>	<b>64</b>
<b>Дорошенко В.С., Гнатуш В.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЛИТВО ДЛЯ ЕЛЕКТРОМОБІЛЯ. АЛЮМІНІЙ ЗАМІСТЬ ЧАВУНУ.....</b>	<b>66</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЗАРУБІЖНИЙ ДОСВІД 3D-ДРУКУ РАЗОВИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ЛВМ .....</b>	<b>68</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПРО ЦИФРОВУ КУЛЬТУРУ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА .....</b>	<b>70</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПРИНЦИП ВИДУВАННЯ ПО U-ПОДІБНОМУ КАНАЛУ ПРОДУКТІВ ГАЗИФІКАЦІЇ ПІНОПОЛІМЕРНОЇ МОДЕЛІ ТА ЇХ ЗНЕШКОДЖЕННЯ .....</b>	<b>71</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПРО ПУЛЬСУЮЧИЙ ХАРАКТЕР ТИСКУ ГАЗІВ В ЛИВАРНІЙ ФОРМІ ПРИ ГАЗИФІКАЦІЇ МОДЕЛІ .....</b>	<b>73</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПРО БІОНІЧНИЙ ДИЗАЙН ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....</b>	<b>74</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЕТАПИ РОСТУ МОЖЛИВОСТЕЙ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА .....</b>	<b>76</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) 3D-ДРУКОВАНА ПОЛІМЕРНА МОДЕЛЬ ДЛЯ ГАЗИФІКАЦІЇ У ФОРМІ.....</b>	<b>77</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) 3D-ДРУКОВАНІ КЕРАМІЧНІ ФІЛЬТРИ ДЛЯ ЛИТТЯ СТАЛІ.....</b>	<b>78</b>

<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВІРТУАЛЬНИЙ ІНЖИНІРИНГ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ОПТИМАЛЬНИХ ЛИТИХ КОНСТРУКЦІЙ ЗА ОПТИМАЛЬНОЮ ТЕХНОЛОГІЄЮ.....</b>	<b>79</b>
<b>Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М. (ДДМА, м. Краматорськ) ОСОБЛИВОСТІ ЗМІЦНЮЮЧОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ОПТИМАЛЬНОГО КОМПЛЕКСУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ .....</b>	<b>81</b>
<b>Затуловський А.С., Малявін А.Г., Кузьменко О.А., Щерецький В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ФТОРФЛОГОПІТОВОЕ КАМ'ЯНЕ ЛИТТЯ - ДІЕЛЕКТРИЧНИЙ МАТЕРІАЛ ДЛЯ КРІОГЕННОЇ ТЕХНІКИ .....</b>	<b>84</b>
<b>Затуловський А.С., Щерецький В.О., Каранда О.А., Хілевська Ж.Л. (ФТІМС НАН України, м. Київ) АЛЮМОМАТРИЧНІ КОМПОЗИТИ, ЯКІ АРМОВАНО БРОНЗОВОЮ СТРУЖКОЮ, ВИРОБЛЕНІ ЛИВАРНИМИ МЕТОДАМИ .....</b>	<b>86</b>
<b>Затуловський А.С., Щерецький В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ТРИБОТЕХНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ШАРУВАТИХ МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ СТАЛЬ-АНТИФРИКЦІЙНИЙ КОМПОЗИТ .....</b>	<b>87</b>
<b>Затуловський А.С., Щерецький В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ОДЕРЖАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ АНТИФРИКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ НА БАЗІ СПЛАВІВ Al-Sn ТА Al-Sn-Si.....</b>	<b>89</b>
<b>Иванова Л.Х., Колотило Е.В. (НМетАУ, г. Днепр) РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ .....</b>	<b>91</b>
<b>Иванченко Д.В. КПП ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИЗНАЧЕННЯ ТЕОРЕТИЧНОЇ КІЛЬКОСТІ ЦИРКОНІЮ, ЯКУ МОЖНА ПЕРЕВЕСТИ ІЗ ТЕТРАФТОРИДУ ТА ДІОКСИДУ ЦИРКОНІЮ У АЛЮМІНІЙ З ВИКОРИСТАННЯМ ФЛЮСОВИХ СУМІШЕЙ, ЩО ВМІЩУЮТЬ ЦИРКОНІЙ У СВОЄМУ СКЛАДІ.....</b>	<b>93</b>
<b>Калюжний П.Б., Ворон М.М., Михнян О.В., Нейма О.В., Тимошенко А.М., Янголь О.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ 3D-ДРУКОВАНИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ОБОЛОНКОВИХ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ.....</b>	<b>96</b>
<b>Квасницька Ю.Г., Максюта І.І., Михнян О.В., Нейма О.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВПЛИВ ФІЛЬТРУВАННЯ РОЗПЛАВІВ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА РІВЕНЬ ЗАСМІЧЕНОСТІ ПРИ ЗАЛИВАННІ В ОБОЛОНКОВІ ФОРМИ, ОТРИМАННІ З ВИКОРИСТАННЯМ ППС МОДЕЛЕЙ.....</b>	<b>98</b>
<b>Квасницька Ю.Г., Максюта І.І., Михнян О.В., Нейма О.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЗМЕНШЕННЯ НЕГАТИВНОГО ВПЛИВУ СІРКИ В РОЗПЛАВАХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ПРИ ОТРИМАННІ ДЕТАЛЕЙ ГТД.....</b>	<b>100</b>
<b>Кивгило Б.В., Ямшинський М.М. (КПП ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВИРІШЕННЯ ПРОБЛЕМИ ЗМОЧУВАННЯ ТА СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛУ СТАЛЬ-АЛЮМІНІЙ.....</b>	<b>102</b>
<b>Кропівний В.М., Кузик О.В., Кропівна А.В., Босий М.В. (ЦНТУ, м. Кропивницький) ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ ТА ЇХ ЕКОЛОГІЧНІ НАСЛІДКИ.....</b>	<b>105</b>
<b>Левченко О.Г.<sup>1</sup>, Безушко О.М.<sup>2</sup>, Гончарова О.М.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>КПП ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, м. Київ) ПРОЦЕСИ УТВОРЕННЯ ШКІДЛИВИХ РЕЧОВИН ПРИ РУЧНОМУ ДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ МІДІ ТА ЇЇ СПЛАВІВ.....</b>	<b>107</b>
<b>Лук'яненко І.В., Гурія І.М., Ямшинський М.М., Лобода П.І. (КПП ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЖАРОСТІЙКІ СПЛАВИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СКЛОФОРМ.....</b>	<b>109</b>
<b>Лысенко Т.В., Тур М.П., Ясюков В.В. (ОНПУ, г. Одесса) КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЛИТЫЕ РОТОРЫ АСИНХРОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ.....</b>	<b>113</b>

<b>Лютій Р.В., Прилуцький М.І., Кривик О.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПЕРІОД ТЕПЛОВОЇ ІНЕРЦІЙНОСТІ – ОСНОВА ДЛЯ РОЗРАХУНКУ ТЕПЛОВИХ ПОЛІВ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ .....</b>	<b>115</b>
<b>Лютій Р.В., Тишковець М.В., Люта Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) НАУКОВІ ОСНОВИ УТВОРЕННЯ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ІЗ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І НЕОРГАНІЧНИХ СОЛЕЙ МЕТАЛІВ .....</b>	<b>119</b>
<b>Малинов В.Л. (ПІИ ООО «Бюро Веритас Україна», з. Мариуполь) ПЕРСПЕКТИВНІЕ ПОРОШКОВІЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ.....</b>	<b>124</b>
<b>Малинов Л.С., Малышева И.Е., Бурова Д.В. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЦЕМЕНТРУЕМЫХ СТАЛЕЙ ПОЛУЧЕНИЕМ В ИХ ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА.....</b>	<b>126</b>
<b>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ КОМБИНИРОВАННЫМИ ОБРАБОТКАМИ, ВКЛЮЧАЮЩИМИ ПОЛУЧЕНИЕ В ЕЕ СТРУКТУРЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА .....</b>	<b>128</b>
<b>Малинов Л.С.<sup>1</sup>, Малинов В.Л.<sup>2</sup>, Бурова Д.В.<sup>1</sup> (<sup>1</sup>ГВУЗ «ПГТУ»; <sup>2</sup>ПІИ ООО «Бюро Веритас Україна», з. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВАЛЕННОГО МЕТАЛЛА МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА НАГРЕВОМ В МЕЖКИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕАТУР .....</b>	<b>130</b>
<b>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ ИЛИ ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ, СОЗДАЮЩИХ ГРАДИЕНТЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ .....</b>	<b>132</b>
<b>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) ПРЕРЫВИСТАЯ ЗАКАЛКА С ОХЛАЖДЕНИЕМ ПО СХЕМЕ ВОДА-СЫПУЧИЙ МАТЕРИАЛ, НАГРЕТЫЙ НА ЗАДАННУЮ ТЕМПЕРАТУРУ .....</b>	<b>134</b>
<b>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) СОЗДАНИЕ СПЛАВОВ И УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ МЕТАСТАБИЛЬНУЮ СТРУКТУРУ С ЭФФЕКТОМ САМОЗАКАЛКИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ .....</b>	<b>135</b>
<b>Малинов Л.С. (ГВУЗ «ПГТУ», з. Мариуполь) ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ И ЧУГУНЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ .....</b>	<b>137</b>
<b>Мовчан О.В., Черноіваненко К.О. (НМетАУ, м. Дніпро) ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИТНИХ СТРУКТУР ПРИ НАВУГЛЕЦЮВАННІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe-V-Cr-C .....</b>	<b>139</b>
<b>Пилипенко С.С.<sup>1</sup>, Воденнікова О.С.<sup>2</sup> (ФДБОУ ВО «Норильський державний індустріальний інститут», м. Норильськ, Російська Федерація; <sup>2</sup>Запорізький національний університет, м. Запоріжжя, Україна) УМОВИ ЕФЕКТИВНОЇ РОБОТИ ГІДРОПРИВОДУ ЗА РІЗНИХ СТУПЕНІВ РЕДУКЦІЇ ТА МУЛЬТИПЛІКАЦІЇ .....</b>	<b>141</b>
<b>Пригунова А.Г., Кошелєв М.В., Бабюк В.Д., Жидков Є.А., Шеневідько Л.К. (ФТИМС НАН України, м. Київ) ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ У СПЛАВІ АК9М2 ПРИ ПЕРЕГРІВІ ДО ТЕМПЕРАТУР СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У РОЗПЛАВІ.....</b>	<b>142</b>
<b>Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Белик В.И., Цир Т.Г., Вернидуб А.Г. (ФТИМС НАН України, з. Киев) ВИБРАЦИОННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ СПЛАВА АК5М2 С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА.....</b>	<b>144</b>
<b>Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Белик В.И., Цир Т.Г., Вернидуб А.Г. (ФТИМС НАН України, з. Киев) ВИБРАЦИОННАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С СОДЕЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА 2,2 % .....</b>	<b>146</b>
<b>Самарай В.П. (Університет «Україна», м. Київ) МЕРЕЖІ ПЕТРІ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА .....</b>	<b>148</b>



<i>Семенко А.Ю.<sup>1</sup>, Верзілов О.П.<sup>1</sup>, Ворон М.М.<sup>1</sup>, Шемет В.Ж.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>ФТІМС НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) РОЗРОБКА ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТWІP-СТАЛЕЙ Fe-Mn-Al-C ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ЇХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВИХ ХАРАКТЕРИСТИК В ЛИТОМУ СТАНІ.....</i>	<i>152</i>
<i>Сергиенко Р.А.<sup>1</sup>, Щерецький А.А.<sup>1</sup>, Науменко М.И.<sup>1</sup>, Лукашук А.И.<sup>2</sup>, Верховлюк А.М.<sup>1</sup> (<sup>1</sup>ФТІМС НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) РАЗРАБОТКА ЭФФЕКТИВНОГО СПОСОБА МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В96Ц (7050) .....</i>	<i>154</i>
<i>Смирнов А.Н.<sup>1</sup>, Лысенко Т.В.<sup>2</sup>, Васильев Д.С.<sup>2</sup>, Киселев К.А.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>ФТІМС НАН України, г. Киев; <sup>2</sup>ОНПУ, г. Одесса) АНАЛИЗ ТЕПЛООБМЕНА В СИСТЕМЕ «ЗАГОТОВКА – КРИСТАЛЛИЗАТОР МНЛЗ» .....</i>	<i>161</i>
<i>Сокольский В.Э., Роик А.С., Казимиров В.П., Яковенко А.М. (Киевский университет имени Тараса Шевченко, г. Киев) ОКСИДНЫЕ РАСПЛАВЫ: ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ.....</i>	<i>163</i>
<i>Солоненко Л.І.<sup>1</sup>, Реп'ях С.І.<sup>2</sup>, Білий О.П.<sup>2</sup>, В'юнник І.В.<sup>1</sup> (<sup>1</sup>ОНПУ, м. Одеса; <sup>2</sup>НМетАУ, м. Дніпро) МАСОПЕРЕНОС СИЛІКАТУ НАТРІУ В КАПЛЯХАХ ЩІЛИННОГО ТИПУ.....</i>	<i>165</i>
<i>Солоненко Л.І.<sup>1</sup>, Реп'ях С.І.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>ОНПУ, м. Одеса; <sup>2</sup>НМетАУ, м. Дніпро) СТРУКТУРУВАННЯ ПЛАКОВАНОГО КВАРЦОВОГО ПІСКУ ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВИМ ЗАТВЕРДІННЯМ....</i>	<i>168</i>
<i>Степанчук А.М., Тесля С.Ю., Степаніко І.О., Кучер О.С., Кружкова М.А. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОТРИМАННЯ ПОРОШКІВ СПЛАВІВ Al-Fe ПОДРІБНЕННЯМ У КУЛЬОВИХ ТА ПЛАНЕТАРНИХ МЛИНАХ.....</i>	<i>170</i>
<i>Титаренко В.В., Заблудовський В.О., Титаренко І.В. (ДНУЗТ, м. Дніпро) ПРОГРАМНІ РЕЖИМИ ІМПУЛЬСНОГО СТРУМУ ДЛЯ ОТРИМАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ.....</i>	<i>176</i>
<i>Титаренко В.В., Заблудовський В.О. (ДНУЗТ, м. Дніпро) МІКРОШАРУВАТІ НІКЕЛЕВІ ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ ПРОГРАМНО-КЕРОВАНИМ СТРУМОМ.....</i>	<i>178</i>
<i>Токова О.В.<sup>1</sup>, Дорошенко В.С.<sup>2</sup>, Кравченко В.П.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>МННЦІТС НАН та МОН України; <sup>2</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА ІНДУКТИВНИМ МЕТОДОМ.....</i>	<i>180</i>
<i>Упатов М.І., Єфіменко М.Ю., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНИЙ ТРИФАЗНИЙ ЕВТЕКТИЧНИЙ КОМПОЗИТ СИСТЕМИ V<sub>4</sub>C-TaV<sub>2</sub>-SiC .....</i>	<i>181</i>
<i>Упатов М.І., Єфіменко М.Ю., Богомол Ю.І. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕВТЕКТИЧНОГО КОМПОЗИТУ СИСТЕМИ V<sub>4</sub>C-TaV<sub>2</sub>-SiC .....</i>	<i>183</i>
<i>Феденюк Д.В., Шелковий О.М., Леетюк В.І., Гуцаленко Ю.Г. (НТУ «ХПІ», м. Харків) ВИБІР ПОСЛІДОВНОСТІ СКЛАДАННЯ ДЕТАЛЕЙ МЕХАНО-СКЛАДАЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА В УМОВАХ ОБМЕЖЕНОГО ЧАСУ ВИПУСКУ ГОТОВОГО ВИРОБУ ...</i>	<i>186</i>
<i>Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г. (ДДМА, м. Краматорськ) ВПЛИВ КВАРЦОВОГО ПІСКУ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПІЩАНО-ГЛИНЯСТИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ.....</i>	<i>187</i>
<i>Чейлях А.П.<sup>1</sup>, Чейлях Я.А.<sup>1</sup>, Каймінг Ву<sup>2</sup> (<sup>1</sup>Приазовський державний технічний університет, м. Маріуполь, Україна; <sup>2</sup>Уханський університет науки і технологій, м. Ухань, КНР) ВПЛИВ ГАРТУВАННЯ НА ФАЗОВО-СТРУКТУРНИЙ СКЛАД, МЕТАСТАБІЛЬНІСТЬ АУСТЕНІТУ ТА ВЛАСТИВОСТІ НОВИХ БЕЗНІКЕЛЕВИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ ЛИТИХ СТАЛЕЙ АУСТЕНІТНО-ФЕРИТНОГО КЛАСУ .....</i>	<i>190</i>
<i>Чейлях А.П., Чейлях Я.А. Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь) ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ БРОНЕВЫХ СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭФФЕКТОВ МЕТАСТАБИЛЬНОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ .....</i>	<i>192</i>

<b>Чейлях О.П., Чейлях Я.О., Бордюжа О.Р. (Приазовський державний технічний університет, м. Маріуполь) ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРА Fe-Cr-Mn-C ЗНОСОСТІЙКОГО ЧАВУНУ З МЕТАСТАБІЛЬНИМ АУСТЕНИТОМ ПІСЛЯ ТЕРМОЦКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ.....</b>	<b>194</b>
<b>Черненко О.В., Калюжний П.Б. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ОДЕРЖАННЯ ШНЕКІВ ЕКСТРУДЕРІВ З ХРОМИСТОГО ЧАВУНУ ЛИТТЯМ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....</b>	<b>195</b>
<b>Шинський О.Й., Яковишин О.А., Кротюк С.О., Шалевський А.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ТЕПЛОБМІНУ В ПРОЦЕСІ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....</b>	<b>197</b>
<b>Юзюк Д.В., Ямшинський М.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОДИСПЕРСНОГО КАРБІДУ КРЕМНІЮ НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Si .....</b>	<b>199</b>
<b>Яким Р.С. (ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич) ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ОПОР КОЧЕННЯ ГІРНИЧОРУДНИХ ТРИЩАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ .....</b>	<b>202</b>
<b>Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Тур М.П., Баца И.В. (ОНПУ, г. Одесса) ПОРИСТЫЙ МЕТАЛЛ КАК ЭЛЕМЕНТ КОМПОЗИЦИОННОЙ ОТЛИВКИ.....</b>	<b>204</b>

**Kakhovskiy Y., Kakhovskiy M., Ievdokymenko A.**  
*(Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine, Kyiv)*  
**ACTUALITY OF DEVELOPMENT OF WELDING AND REPAIR  
TECHNOLOGY FOR THE HYDROENERGY INDUSTRY  
EQUIPMENT**

**E-mail:** m.kakhovskiy@gmail.com

Nowadays, 103 hydraulic units are in operation of Ukrainian hydropower industry. During their long-term operation, the housing of the impeller chamber is subject to destruction due to wear, which leads to decreasing of generating capacity of the hydroelectric power plant, failure of the water turbine and starting of the repairing processes.

The hydraulic unit consists of the water hydroturbine and the hydroelectric generator connected by a general shaft and located in the metal-concrete case of the impeller chamber. The impeller chamber is a metal structure of low-alloy low-carbon steel (Steel 3), covered with a cladding layer of high-alloy corrosion-resistant steel Cr18Ni10Ti.

Currently, the repair technology is to restore the geometry of the surface by manual arc welding with coated electrodes for low-alloy low-carbon steels and surfacing layer of high-alloy corrosion-resistant steel.

However, this technology has disadvantages, including the spalls and cracks in the weld metal due to the formation of martensitic layers, low productivity of manual arc welding, as well as long downtime of the production cycle of the hydropower plant [1].

The purpose of research is to develop a simplified and faster technology for welding and repair work at hydropower plant objects. To achieve this goal, it is proposed to develop a technology of restoration of the impeller chamber by mechanized arc welding with self-shielded flux-cored wire.

This type of welding wires is characterized by relatively increased surfacing productivity, the ability to vary the type of weld metal in a wide range, as well as

due to the optimized gas-slag-forming system to provide high mechanical properties of weld metal and possibility of welding in all spatial positions.

In addition, the absence of the need to use shielding gas cylinders has a positive effect on the mobility of welding work in any places and in tight spaces.

To solve scientific problems, it is necessary to choose the optimal alloying system of the weld metal [2, 3], which will provide high anti-corrosion and wear-resistant properties of cavitation and hydroabrasive types of wear, as well as the absence of brittle martensitic layers during surfacing of dissimilar types of steels.

Development and further industrial implementation of this repair and restoration technology and self-shielded flux-cored wire should increase the technical and operational characteristics of the restored hydropower equipment due to high cavitation and corrosion resistance of the weld metal, simplify technology and accelerate welding and repair work, as well as increase service life of hydraulic units and provide economic effect by shorter downtime of hydroelectric power stations production cycle.

#### References:

1. Yushchenko K.A., Kakhovsky Yu.N., Bulat A.V., Morozova R.I., Zvyagintseva A.V., Samojlenko V.I., Olejnik Yu.V. Investigation of transition zone of low-carbon steel joint with high-alloyed Cr-Ni deposited metal. *The Paton Welding Journal*. №6-7, 2014. P.143-146.

2. Yushchenko K.A., Kakhovsky Yu.N., Bulat A.V., Samojlenko V.I., Kakhovsky N.Yu. New electrodes for repair surfacing of damaged lining of impeller chamber of HES hydropower units. *The Paton Welding Journal*. № 5-6, 2015. P.90-92.

3. Каховський М.Ю. Покриті електроди для ручного дугового зварювання різнорідних сталей. *Матеріали VIII міжнародної конференції молодих учених та спеціалістів «Зварювання та споріднені технології»*. Ворзель, 20-22 травня 2015 р. С. 52.

**Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila**  
*(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)*

## **THE ISSUES OF PROFESSIONAL ADAPTABILITY OF FUTURE GRADUATES AT HIGHER INSTITUTIONS**

The processes happening today in all aspects of social, economic life of every community and the country, which represents these communities, have a significant impact on the ability of every person to react quickly on changes at the global market, adapt to these new conditions, and meet new requirements.

Young people need to work in new professional environments, which demand not only deep knowledge in the field, but also the inner readiness of an employee to interact with a great number of people and be a part of a team. Not all modern employers show their willingness to invest time and money in the process of training and further development of a specialist aimed to get a high-level professional. They want to get a person who is ready to work and show good results and give benefits to the company immediately. In this regards, the question about professional adaptability must be raised at different levels because it obviously gives the support to the students to enter the job market with strong skills and personal qualities needed to be successful in a job today. As a complex concept, it includes those individual's abilities, which will encourage finding a good job, making clear interactions and as result providing a satisfied life.

Professional adaptability is a wide term studied by different scientists and psychologists who investigated the process of adaptability from different aspects to identify the most significant factors which can have a great impact on the success of a person at the workplace.

Originally, the term "Career adaptability" was proposed by Savickas in 1997. He defined career adaptability as a psychosocial construct that denotes an individual's resources for coping with current and anticipated developmental tasks, occupational transitions, and work trauma, etc. [3].

Hirschi, A., Valero, D. (2015) notice that career adaptability is a multidimensional construct that, according to Savickas' (2013) model, consists of four aspects: concern, control, curiosity, and confidence [1].

Xuhua Yang<sup>1</sup>, Yaqian Feng<sup>1</sup>, Yuchen Meng<sup>1</sup> et al. suggest that adaptability is developed through the interaction between people's inner and outer worlds. These worlds are closely related to specific roles and situations. Adaptability has been shown to have boundary conditions set by the culture environment [5].

When a person graduates the university he/she faces a lot of problem and challenges, because he/she at once becomes enrolled into new professional activities, which demand the presence of emotional readiness to solve different professional tasks and at the same time to establish new working relationships, exchange ideas with a great deal of unknown people in the staff. The effectiveness of such cooperation will be assessed as the promotion and advance of the collective work. As a result, the person gets satisfaction from the work and low level of work stress. In this case, it is possible to judge about high level of career adaptability in the person. To achieve and increase job satisfaction a graduate needs to acquire both specific knowledge related to the future occupation and develop a set of self-management skills which will help him/her to effectively overcome career challenges, stimulate growth and self-confidence in performing working tasks.

Johnston, C. S. (2016) in his study determined career adaptability as

(1) a resource in support of its relation to positive outcomes, and a resource that leads to certain responses;

(2) as triggered by career transitions and therefore beneficial during expected and unexpected career changes or developmental tasks;

(3) self-regulation capacities and psychosocial in nature to support career adaptability as a mediator;

(4) as a characteristic that varies across individuals suggesting career adaptability as a moderator[2].

It corresponds with the idea of Toloček V. who considers adaptation as a phase process of periodic changes of its form due to population dynamics of bio-

logical, personal, professional features of a person as a subject of activity. These phases are shown in the periodization career (office move, crises, etc.), in the periods of his/her greater and lesser efficiency as the subject of his/her work, in greater or lesser periods of social well-being in general dynamics of life crises and opportunities for maximum self-realization [4].

Nowadays, we are living in the period, which is characterized by career uncertainty and increasing instability and flexibility of job markets. That is why one of the most important goals of higher educational institutions should be to equip students with professional skills and enthusiasm necessary to effectively capitalize on change and enhance the student experience. It should be mentioned, that the processes of studying and training develop such qualities as empathy, sociability, tolerance and sympathy, which are significant factors of professional adaptability.

From the other hand, organizations, enterprises and corporations also should implement a targeted (organized) adaptation program, which makes it possible to manage the adaptation process in a conscious way.

#### References:

1. Hirschi, A., & Valero, D. (2015). Career adaptability profiles and their relationship to adaptivity and adapting. *Journal of Vocational Behavior*, 88, 220–229. doi:10.1016/j.jvb.2015.03.010
2. Johnston, C. S. (2016). A Systematic Review of the Career Adaptability Literature and Future Outlook. *Journal of Career Assessment*, 26(1), 3–30. doi:10.1177/106907271667992120
3. Savickas, M. L. (1997). Career adaptability: An integrative construct for life-span, life-space theory. *Career Development Quarterly*, 45, 247-259. doi: 10.1002/j.2161-0045.1997.tb00469
4. Tolochek V. *Modern psychology of labor: textbook*, Saint Petersburg: Peter, 2005, 479.
5. Yang, X., Feng, Y., Meng, Y., & Qiu, Y. (2019). Career Adaptability, Work Engagement, and Employee Well-Being Among Chinese Employees: The Role of Guanxi. *Frontiers in Psychology*, 10. doi:10.3389/fpsyg.2019.01029

**Аджамський С.В.<sup>1,2</sup>, Кононенко Г.А.<sup>2,3</sup>, Подольський Р.В.<sup>2,3</sup>**  
*(<sup>1</sup> Дніпропетровський національний університет ім. О. Гончара, м. Дніпро; <sup>2</sup> LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», м. Дніпро; <sup>3</sup> Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро)*

## **РОЗРОБКА ПАРАМЕТРІВ ДРУКУ КОЛЕСА ТУРБИНИ З ЖАРОМІЦНОЇ СТАЛІ АУСТЕНІТНОГО КЛАСУ AISi 316L**

**E-mail:** info@alt-print.com

Селективне лазерне плавлення (SLM) – це процес адитивного виробництва, при якому металевий шар порошку плавиться локально з використанням високофокусного лазерного променя.

У машинобудуванні особливе місце займають складні технологічні процеси, які застосовуються при виготовленні колеса турбіни з жароміцних сталей аустенітного класу.

Застосування сучасної технології дозволить суттєво скоротити час виготовлення та реалізувати складну геометрію, що вимагає значних ресурсів при виготовленні за традиційними технологіями, а в деяких випадках неможливе (криволінійні внутрішні канали, замкнуті внутрішні порожнини).

Виконано відпрацювання основних параметрів друку для жароміцної сталі аустенітного класу 316L на машині Alfa-150D виробництва компанії ТОВ «Адитивні Лазерні Технології України». Дана робота спрямована на краще розуміння впливу параметрів друку на кінцеву щільність деталі до 99,7%. Матеріалом, використаним в цьому дослідженні, була нержавіюча сталь 316L з розміром частинок від 10 до 45 мкм. Склад порошку представлений в табл. 1.

Вихідний матеріал було досліджено за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106 (рис. 1, а) для визначення форми і розмірів частинок. На рис. 1, б наведено результати аналізу.

Було виготовлено 30 дослідних зразків із нержавіючої сталі 316L при товщині шару 50 мкм за режимами, які відрізнялись швидкістю сканування



ХІІІ Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021 (900-1050 мм/с) та потужністю лазера (160-180 Вт), відстанню між проходами лазера (0,08-0,13 мм).

Таблиця 1 – Хімічний склад порошку 316L у % по масі

Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C
Balance	17,79	12,63	2,35	0,78	0,64	0,016

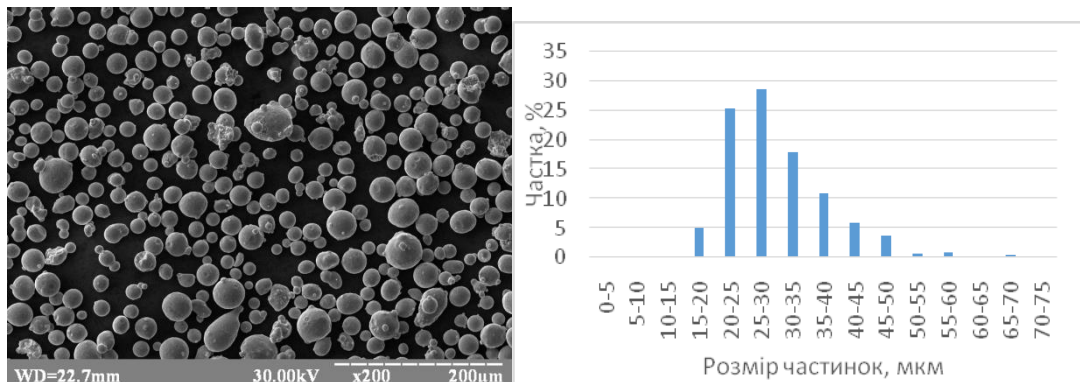


Рис. 1. Частинки вихідного матеріалу 316L при збільшенні 200 (а) та результати гранулометричного аналізу (б)

Результати досліджень дозволили встановити раціональні параметри технології, що забезпечують високу якість готових виробів: щільність металу, шорсткість поверхонь під різним кутом нахилу, комплекс механічних властивостей, за якими було виготовлено колеса турбіни (рис. 2).



Рис. 2. Загальний вигляд колеса турбіни, виготовленого за SLM-технологією

Підтверджено можливість реалізації та перспективність використання SLM технології для створення колеса турбіни для машинобудування, дозволяючи скоротити витрати на їх створення.

**Афтанділянц Є. Г.**  
(НУБіП, м. Київ)

**ВПЛИВ ЦЕНТРІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ НА ПРОЦЕС  
ФОРМУВАННЯ ДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ СТАЛІ**

**E-mail: aftyev@yahoo.com**

Враховуючи високу енергонасиченість наночастинок, представляло інтерес дослідити вплив наночастинок заліза на структуру маловуглецевої низьколегованої конструкційної сталі 25ГСЛ. Застосування у якості модифікаторів наночастинок на основі заліза дозволило уникнути ефекту мікролегуння рідкого та твердого розчину і дослідити, в основному, вплив нанорозмірного фактору.

Аналіз наночастинок при великому збільшенні показав, що на їх поверхні існують ділянки як позитивної, так і негативної кривизни. Протилежний напрямок радіусів кривизни у межах одної наночастинок вказує на те, що навіть на поверхні одної наночастинок існують ділянки з різною температурою фазового перетворення, оскільки відомо, що при позитивному радіусі кривизни температура фазового перетворення дисперсного матеріалу зменшується, а при негативному – збільшується. Крім того відомо, що при негативній кривизні поверхні тверді включення можуть бути центрами кристалізації при переохолодженні розплаву близько 0 °С.

Дослідження, методом рентгенівської фотоелектронної спектроскопії, хімічного стану елементів на поверхні наночастинок заліза показало, що на поверхні наночастинок заліза кисень знаходиться у зв'язаному стані у вигляді Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Існування ділянок з негативною кривизною поверхні наночастинок заліза, в оболонці з оксиду  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , що плавиться та дисоціює при  $1565^\circ\text{C}$ , робить перспективним їх застосування як додаткових центрів кристалізації.

Відомо, що промислові залізобутлецеві розплави містять велику кількість центрів кристалізації. Наприклад, у  $1\text{ см}^3$  рідкого чавуну знаходиться близько  $5 \cdot 10^6$  неметалевих включень. Однак представляло інтерес дослідити вплив більш великої кількості (порядку  $10^{12}$  шт/ $\text{см}^3$ ) наночастинок заліза, в оболонці з тугоплавкого оксиду  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , на дендритну структуру маловуглецевої низьколегованої конструкційної сталі 25ГСЛ.

На рис. 1 показано вплив наночастинок заліза на дендритну, ферито-перлітну структуру та будову перліту сталі 25ГСЛ у литому стані.

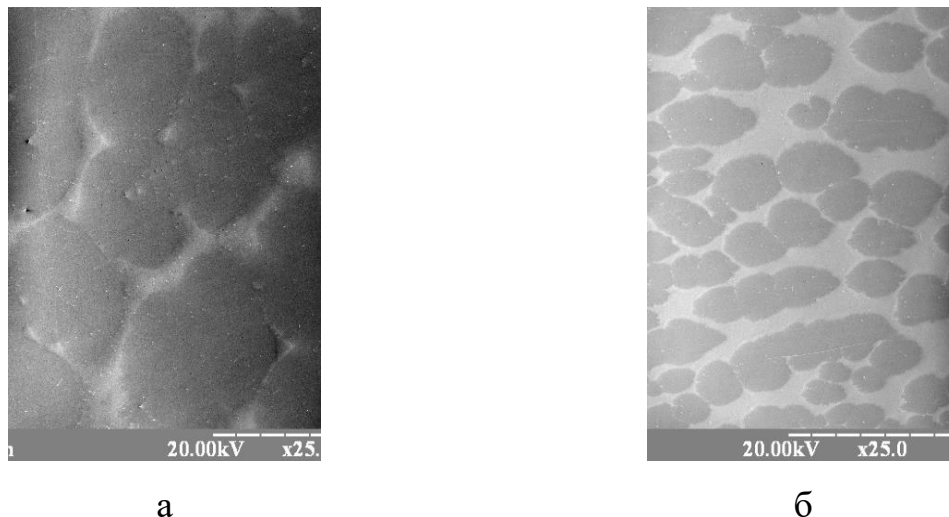


Рис. 1. Вплив модифікування наночастинками заліза на дендритну структуру: а – вихідна сталь; б – добавка 0,0035% наночастинок

Аналіз дендритної структури показав, що при модифікуванні спостерігається подрібнення глобулярних дендритів у 2,5-2,8 разів.

Вплив наночастинок на формування дендритної структури пов'язаний з нагрівом і охолодженням нанорозмірних об'ємів розплаву внаслідок виділення та поглинання теплоти їх фазових перетворень та дією наночастинок як додаткових центрів кристалізації. Враховуючи, що при нагріванні наночастинок до температури рідкої сталі відбувається перетворення їх оболо-

нок з оксиду  $Fe_2O_3$  в більш тугоплавкий оксид  $Fe_3O_4$  (температура плавлення і дисоціації оксиду  $Fe_3O_4$  дорівнює  $1594\text{ }^\circ\text{C}$ ) та форму наночастинок з ділянками негативної кривизни поверхні, можна рахувати, що модифікування дендритної структури сталі відбувається, в основному, внаслідок їх дії як центрів кристалізації.

**Афтанділянц Є. Г.**  
**(НУБіП, м. Київ)**

## **МОДЕЛЮВАННЯ ЛИВАРНОЇ УСАДКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ**

**E-mail:** [aftyev@yahoo.com](mailto:aftyev@yahoo.com)

Якість виливків визначається не тільки фізико-механічними, а й ливарними властивостями, високий рівень яких може бути досягнутий тільки в разі забезпечення послідовного ефективного позитивного впливу хімічних елементів і технологічних параметрів на процес формування структури виливків при їх кристалізації.

Вивченню зазначеної проблеми присвячено безліч робіт. Однак до цього часу не розроблені методи ефективною оптимізації процесу ливарної усадки сталей.

Враховуючи, що ливарна усадка сталей є однією з основних характеристик, які визначають якість виливків, дослідження проводили з вивчення закономірності ливарної усадки в сталевих виливках.

Закономірності розвитку ливарної усадки досліджували на сталях, що містять від 0,06 до 0,35% масової частки вуглецю; 0,03-2,69% кремнію; 0,1-2,54% марганцю; 0,1-3,06% хрому; 0,012-0,030% азоту; 0,001-0,028% кисню; 0,015-0,037% сірки; 0,004-0,025% фосфору, до 0,26% ванадію. Параметри вільної ливарної усадки конструкційних сталей, після заливання від  $1550\text{ }^\circ\text{C}$ , визначали шляхом реєстрації одностороннього лінійного переміщення вилівка довжиною 250 мм, діаметром 20 мм.

Аналіз результатів експериментів показав, що вплив легувальних еле-

ментів на процес ливарної усадки стали пов'язано, в основному, зі зміною ними прихованої теплоти кристалізації ( $q_{кр}$ ), величини перегріву над температурою ліквідусу ( $\Delta t_{л}$ ) і дисперсності дендритної структури ( $l_{ст}$ ,  $l_{д}$ ).

Встановлено, що кількісна закономірність впливу вихідних факторів на температуру початку ливарної усадки ( $t_{нлу}$ , °C) має такий вигляд:

$$t_{нлу} = 892 - 9,53 \cdot \lambda_s + 1,135 \cdot q_{кр} + 77,34 \cdot l_{ст} + 8,691 \cdot \Delta t_{л} + 490,5 \cdot l_{ст} \cdot l_{д} - 81,75 \cdot l_{ст}^2 - 782,6 \cdot l_{д}^2 - 0,02483 \cdot \Delta t_{л} \cdot q_{кр}, \quad (1)$$

$$R = 0,954; \delta = 0,43\%; F_p = 16,4 > F_T^{0,01} = 4,3.$$

Величина максимального передусадкового розширення ( $\varepsilon_{прр}$ , %) визначається наступною залежністю:

$$\varepsilon_{прр} = 2,2 - 3,2 \cdot 10^{-3} \cdot q_{кр} + 1,85 \cdot \Delta_2 - 0,924 \cdot l_{д} - 2,09 \cdot 10^{-2} \cdot \Delta t_{л} + 0,155 \cdot l_{ст} \cdot l_{д} - 5,32 \cdot 10^{-2} \cdot l_{ст}^2 + 2,67 \cdot 10^{-5} \cdot \Delta t_{л} \cdot q_{кр}, \quad (2)$$

$$R = 0,914; \delta = 9,6\%; F_p = 10,2 > F_T^{0,01} = 4,28.$$

Температура початку ливарної усадки після передусадкового розширення ( $t_{ну}$ ) з імовірністю 99% і похибкою 0,15% пов'язана з температурою початку ливарної усадки ( $t_{нлу}$ ) і величиною максимального передусадкового розширення ( $\varepsilon_{прр}$ ) наступною формулою:

$$t_{ну} = 29,9 + t_{нлу} \cdot (0,978 - 0,068 \cdot \varepsilon_{прр}), \quad (3)$$

$$R = 0,993; \delta = 0,15\%; F_p = 676 > F_T^{0,01} = 5,93.$$

Кількісна закономірність коефіцієнту ливарної усадки має такий вигляд:

$$K_{лу} = (12 + 45 \cdot Si + 78,25 \cdot Si \cdot Mn - 46,84 \cdot Si \cdot Cr - 595,5 \cdot C \cdot Si \cdot Mn - 104,6 \cdot Si \cdot Mn \cdot Cr + 748,5 \cdot C \cdot Si \cdot Mn \cdot Cr) \cdot 10^{-6}, \quad (4)$$

$$R = 0,894; \delta = 6,4\%; F_p = 9,96 > F_T^{0,01} = 4,32.$$

Закономірності зміни повної ливарної вільної усадки досліджених сталей з імовірністю 95% описується наступною формулою:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\text{лит}} = & 6,63 - 14,69 \cdot C - 14,69 \cdot C - 0,323 \cdot Si + 0,377 \cdot Cr + 19,2 \cdot V - 226,2 \cdot N - \\ & - 17,87 \cdot \varepsilon_{\text{нрр}} + 37,5 \cdot K_{\text{лу}} \cdot t_{\text{ну}} + 1226 \cdot \varepsilon_{\text{нрр}} \cdot K_{\text{лу}} \cdot t_{\text{ну}}, \quad (5) \\ R = & 0,828; \delta = 7,4\%; F_p = 3,53 > F_T^{0,05} = 2,77. \end{aligned}$$

Аналіз впливу легувальних елементів на зміну ливарної усадки сталі 20ХГСЛ показує, що з ростом вмісту в сталі марганцю і хрому ливарна усадка збільшується, а в разі вуглецю, кремнію, азоту та спільного легування азотом і ванадієм – зменшується. За питомою ефективністю впливу елементи можна розташувати в наступній послідовності: Cr, V, Si, Mn, C, V+N, N.

**Афтанділянц Є. Г.**  
**(НУБіП, м. Київ)**

## **МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДИСТАНЦІЙНОЇ НАВЧАЛЬНОЇ ПРАКТИКИ ПО ЛИВАРНОМУ ВИРОБНИЦТВУ**

**E-mail: aftyev@yahoo.com**

У зв'язку з переходом на дистанційне навчання на кафедрі технології конструкційних матеріалів і матеріалознавства (ТКМіМ) факультету конструювання та дизайну Національного університету біоресурсів і природокористування України дистанційну навчальну практику організували таким чином.

На сайті кафедри ТКМіМ в розділі навчальної роботи була створена папка «Практика», що містить графік практик і папки «Навчальна практика» та «Виробнича практика» (рис. 1).

У папці «Навчальна практика» (<https://nubip.edu.ua/node/77793>) розташовані «Наскрізна програма практичної підготовки студентів», журнал з завданням по навчальній практиці (частина 1 і 2) та навчально-методичне забезпечення з навчальної практики за напрямом «Технологічний процес виготовлення ливарних форм і виливків» і іншими напрямами.

Головна · Структура університету · Факультет конструювання та дизайну · Кафедра технології конструкційних матеріалів і матеріалознавства

- Головна
- Завідувач кафедри
- Навчальна робота
  - Атестація студентів
  - Практика**
- Наукова робота
- Співпраця
- Міжнародна діяльність
- Навчальні дисципліни
- Співробітники кафедри
- Патенти на винахід та патенти на корисну модель
- Участь у виставках
- Література та публікації
- Історія
- Робочі програми навчальних дисциплін

**Практика**

Навчальна практика  
Виробнича практика

**ГРАФІК ПРАКТИК**  
студентів факультету конструювання та дизайну на 2020 р.

Вид практики	Кількість тижнів	Термін проведення практики		Групи	Кафедра відповідальна за практику
		початок	кінець		
ОС «БАКАЛАВР»					
СПЕЦІАЛЬНІСТЬ «ГАЛУЗЕВЕ МАШИНОБУДУВАННЯ»					
1-й курс					
ТКМ	4	08.06	04.07	1,2	01.07 ТКМ іМ( зав.лаб. Гранкін Г., проф. Лопатько К.Г.)

Рис. 1. Зміст папки «Практика» на сайті кафедри ТКМіМ (<https://nubip.edu.ua/node/1152/4>)

Для кращого засвоєння практичного матеріалу в папку «Технологічний процес виготовлення ливарних форм і виливків» завантажені методичні вказівки та навчальний відеоматеріал (рис. 2).

Головна · «ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І ВИПЛАВКІВ»

- Про університет
- Підрозділи університету
- Освітня діяльність
- Наукова та інноваційна діяльність
- Міжнародна діяльність
- Вступники

**«ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І ВИПЛАВКІВ»**

- МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ З НАВЧАЛЬНОЇ ПРАКТИКИ НА КАФЕДРІ «ТЕХНОЛОГІЇ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ І МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА» «Технологічний процес виготовлення ливарних форм і виплавків»

**НАВЧАЛЬНИЙ ВІДЕОМАТЕРІАЛ**

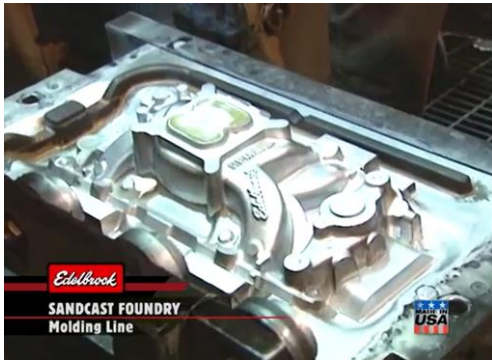
Навітні технології в машинобудуванні. Литво в ливарні форми

Рис. 2. Зміст папки «Технологічний процес виготовлення ливарних форм і виливків» на сайті кафедри ТКМіМ (<https://nubip.edu.ua/node/85699>)

Старостам груп і студентам, що повинні, відповідно до графіку, пройти навчальну практику на кафедрі ТКМіМ, відправляються повідомлення на їх електроні пошти. У повідомленні вказується, що відповідно до програми навчальної практики студенти повинні вивчити методичні вказівки та відеоматеріал, що розміщений в папці «Технологічний процес виготовлення ливарних форм і виливків» та ознайомитися з технологією виготовлення ливарних форм і отримання виливків. Наприклад, з технологією виготовлення



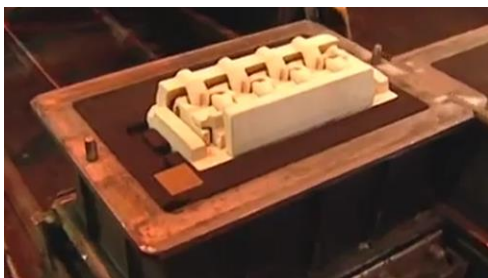
ХІІІ Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021  
алюмінієвих виливків, що наведена в навчальному відеоматеріалі «Новітні технології в машинобудуванні. Литво в ливарні форми» (рис. 3).



а



б



в



г



д



е

Рис. 3. Технологія виготовлення алюмінієвих виливків:

а – модель вилівка на модельній плиті; б – насипання формувальної суміші в опоку; в – встановлення стрижня в ливарну форму; г – плавлення алюмінію; д – заливання; е – вилівок з ливниковою системою після вибивання (<https://www.youtube.com/watch?v=QWcYC0m-gX8&t=39s>).

Після вивчення методичних вказівок та навчальних фільмів студенти заповнюють журнали навчальної практики, виконують розрахунки та дають відповіді в журналах на питання, що наведені в журналі, фотографують їх або в



XIII Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021  
форматі «Word» відправляють журнали керівникам практики на перевірку.

Студенти отримують заліки з дистанційної навчальної практики на кафедрі технології конструкційних матеріалів і матеріалознавства за результатами перевірки заповнених журналів і можливого додаткового спілкування.

**Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Сафронова О.А.**  
*(Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро)*

### **ВСТАНОВЛЕННЯ РАЦІОНАЛЬНИХ ШВИДКОСТЕЙ ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА МАРКИ ER7 ЗА EN 13262**

Результати отримані в роботі, яка виконується відповідно до державної цільової програми «Підтримка розвитку пріоритетних напрямів наукових досліджень», код програмної класифікації видатків 6541230.

За прийнятою технологією термічна обробка суцільнокатаних залізничних коліс полягає в їх нагріванні до температури аустенітизації, переривчастому охолодженні водою зі спреєрів поверхні обода при обертанні колеса, подальшій витримці колеса на повітрі (підстужування) та відпуску. Механічні властивості ободу колеса визначаються структурою, яка формується в процесі термічної обробки. Для досягнення механічних властивостей в центральних об'ємах ободу коліс зі сталі марки ER7 згідно вимог EN 13262, необхідно реалізувати певні швидкості охолодження для формування високодисперсної ферито-перлітної структури. Разом з тим, з точки зору забезпечення високої експлуатаційної надійності та довговічності коліс, необхідно забезпечити відсутність голчастих структур (мартенситу, бейніту, відманштетту) поблизу поверхні кочення колеса, тобто швидкість охолодження має не перевищувати певні значення.

Для експериментального визначення раціонального інтервалу швидкостей проводили випробування на прогартуваність (ГОСТ 5657) методом торцевого гартування (однобічне охолодження) двох ідентичних зразків, виготовлених з ободу колеса.

На рис. 1, а наведено закономірність зміни твердості від відстані до торцю. Металографічно встановлено, що на відстані 13,5 мм відсутні структури гарту та продукти проміжного перетворення (рис. 2). На відстані 30 мм до торцю твердість зразка відповідала твердості, яка має бути забезпечена в ободі колеса зі сталі марки ER7 згідно вимог EN 13262. У такий самий другий зразок на визначених відстанях та у середині інтервалу (21,75 мм) було розміщено термопари та записані закономірності зміни температури в процесі охолодження за тих самих умов.

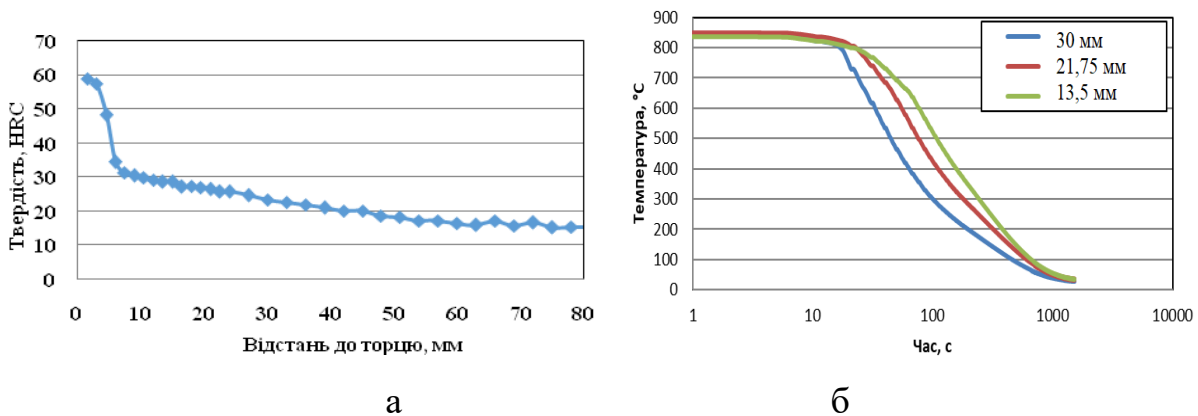


Рис. 1. Зміна твердості після охолодження (а) та температури в процесі охолодження (б) досліджуваної сталі марки ER7 за EN 13262

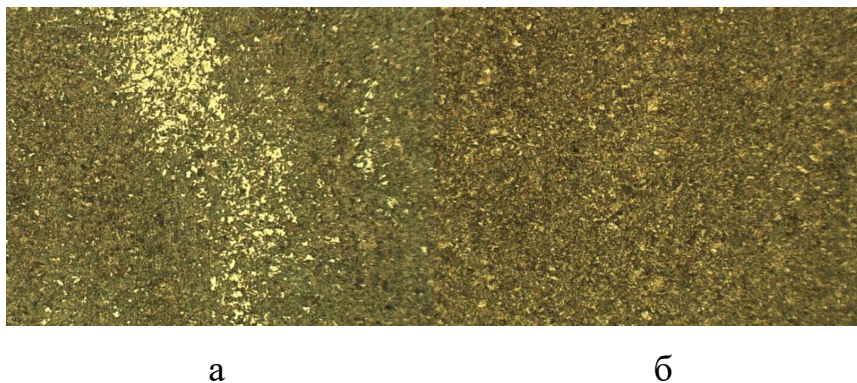


Рис. 2. Мікроструктура після торцевого гартування зразка з ободу колеса зі сталі ER7 за EN 13262 на відстані 7,5 мм (а) та 13,5 мм (б) до торцю

Отримані криві охолодження (рис. 1, б) дозволяють визначити реальні швидкості охолодження: максимально припустиму для поверхні кочення ободу колеса, при якій не відбувається утворення мартенситу (8,1 °C/c в інте-

рвалі 850...550 °С); мінімально необхідну для центральних областей ободу для досягнення твердості на рівні вимог нормативної документації (3,3 °С/с в інтервалі 850...550 °С). Дані будуть використані для вдосконалення режимів термічної обробки залізничних коліс поточного виробництва при диференційованому охолодженні на модернізованому обладнанні термічної ділянки колесопрокатного цеху ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».

**Бабаченко О.І., Дьоміна К.Г., Кононенко Г.А., Дементьєва Ж.А.,  
Сафронова О.А., Подольський Р.В.**

*(Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро)*

**ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ ЗАТВЕРДІННІ  
БЕЗПЕРЕРВНОЛИТОЇ ЗАГОТОВКИ НА ОСОБЛИВОСТІ  
ДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ  
МАРКИ EA1N**

Виконано аналіз процесу утворення литої структури вуглецевої сталі марки EA1N (EN 13261:2009 + A1:2010 (E)) після завершення її кристалізації при зміні в широкому діапазоні швидкості охолодження металу під час затвердіння безперервнолитої заготовки (БЛЗ) діаметром 470 мм.

Показано вплив швидкості охолодження при затвердінні БЛЗ Ø 470 мм на параметри хімічної неоднорідності розподілу кремнію і марганцю в мікроструктурі вуглецевої сталі.

Визначено, що вплив швидкості охолодження металу при затвердінні аналізованої заготовки на розмір дендритних кристалів описується обернено пропорційною залежністю:  $y = 510,85 x^{-0,156}$ . При зміні швидкості охолодження металу при затвердінні від  $10^6$  до  $1$  °С/хв розмір дендритів в напрямку від поверхневих до серединних шарів БЛЗ Ø 470 мм збільшується в ~ 8 разів, а щільність дендритної структури вуглецевої сталі марки EA1N зменшується в 64 рази. При цьому характер її залежності від інтенсивності тепловідведення є зворотним характером зміни розміру дендритів.

Встановлено, що варіацією швидкості охолодження в інтервалі  $1-10^6$  °C/хв можна досягти суттєвої зміни середнього розміру і щільності дендритних кристалів при збереженні сталості об'ємної частки ліквацийних (сегрегаційних) ділянок кремнію та марганцю  $\sim 23\%$  у вуглецевій сталі ( $\sim 0,4\%$  мас. С).

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу зразків БЛЗ Ø 470 мм з вуглецевої сталі марки EA1N показали, що максимальний вміст кремнію та марганцю характерний для колишніх просторів між дендритними гілками I-го порядку, мінімальний їх вміст – для колишніх дендритних гілок. При цьому кількість даних елементів в мікроб'ємах сталі, які є колишніми просторами між дендритними гілками II-го порядку, в середньому на 50% більше, ніж в колишніх дендритних гілках.

Визначено, що в усьому дослідженому інтервалі швидкостей охолодження  $1 - 10^6$  °C/хв коефіцієнти дендритної ліквациї  $K_{\delta}^I$  та  $K_{\delta}^{II}$  і кремнію, і марганцю змінюються незначно і становлять 1,8-1,9 і 1,5 для  $K_{\delta}^I$  та  $K_{\delta}^{II}$  відповідно. При цьому значення коефіцієнтів  $K_{\delta}^I$  та  $K_{\delta}^{II}$  для обох елементів практично постійні і в перліті, і у фериті. Доведено, що і кремній, і марганець мають високу дифузійну рухливість тільки при достатньо високих температурах, коли сталь знаходиться в твердо-рідкому стані.

На підставі результатів мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що неоднорідність розподілу хімічних елементів, яка утворюється в результаті дендритної ліквациї кремнію та марганцю, є первинною і постійною складовою мікроструктури вуглецевої сталі.

**Бажміна Е.А.**  
**(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)**  
**СТРУКТУРА МОДЕЛІ «ПЕРЕВЕРНУТИЙ КЛАС» ЗМІШАНОЇ**  
**ТЕХНОЛОГІЇ НАВЧАННЯ**  
**E-mail: evelinabazhmina@gmail.com**

«Перевернутий клас» (flipped learning / flipped classroom) є однією з найпоширеніших і відомих моделей змішаної технології навчання, при якій формується самостійність студента в освітній діяльності.

Освітній процес об'єднує два основних компоненти: навчання студента в онлайн і офлайн-режимі. На рис. 1 представлена розроблена модель перевернутого класу.



Рис. 1. Структура моделі перевернутого класу за змішаною технологією навчання

Онлайн-навчання передбачає індивідуальну роботу здобувача вищої освіти – самостійне вивчення теоретичної частини відповідно до методичних

рекомендацій викладача (базовий рівень), офлайн-навчання – подальше інтерактивне очне обговорення та опрацювання в аудиторії з викладачем вивченого матеріалу (середній та вищий рівні).

Базовий рівень полягає в тому, що студент запам'ятовує та перекодує навчальну інформацію з одного виду в інший. При середньому та вищому рівнях студент використовує отримані знання для розв'язування задач різного рівня складності, аналізує та синтезує інформацію, оцінює власний процес навчання та результати діяльності.

Увага педагога приділена кожному студенту в процесі індивідуальної, групової роботи, які переважають на занятті, та фронтальної роботи зі всіма студентами, яка рідше використовується, оскільки всі моделі змішаного навчання націлені на самостійне отримання здобувачем освіти знань, умінь і навичок у практичній діяльності. Викладач надає допомогу при виникненні труднощів у студентів. Треба зауважити, що в такій ситуації проявляються майстерність педагога саме в наданні спрямовуючої підтримки студенту, а не прямої відповіді на поставлене запитання.

Обов'язковим завданням наприкінці заняття є контрольний тест, де студент має можливість перевірити отримані знання та вміння. І завершальним етапом є рефлексія та самооцінювання студентом навчальної діяльності, що є важливим чинником особистісного та професійного розвитку.

Отже, проаналізувавши структуру запропонованої моделі можна сказати, що модель «перевернутий клас» змішаної технології навчання сприяє формуванню та розвитку культури самостійної роботи здобувачів вищої освіти.

**Бажміна Е.А.**  
**(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)**  
**СУТНІСТЬ САМОСТІЙНОЇ РОБОТИ ЗДОБУВАЧА ВИЩОЇ**  
**ОСВІТИ ОНЛАЙН**  
**E-mail: evelinabazhmina@gmail.com**

Зважаючи на необхідність зміни режиму освіти в умовах пандемії COVID-19, роль педагога полягає в його майстерності «перевести» здобувачів вищої освіти з очного навчання в онлайн з досягненням запланованих освітніх результатів. Сучасний розвиток цифрових технологій дає змогу це зробити.

Проаналізувавши психолого-педагогічну літературу та практичний досвід, виокремимо основні напрями онлайн-навчання учасників освітнього процесу (рис. 1).

1. Викладач створює й модерує цифрове освітнє середовище, доступне для сприйняття кожному студенту, забезпечуючи чітку структуру навчального курсу, супроводжуючи роботу студентів і підтримуючи взаємодію.

2. Здобувачі освіти працюють індивідуально або в групах і управляють процесом навчання в електронному навчальному курсі онлайн, вибудовують індивідуальну траєкторію навчання та корегують її, вибираючи час, місце та темп навчання.

3. Студенти беруть на себе відповідальність за освітній процес, розвивають свої когнітивні навички, комунікативні та лідерські компетенції.

Педагог виконує три функції при онлайн-навчанні – це створення й модерування цифрового освітнього середовища та надавання своєчасної підтримки студенту під час його самостійної роботи в освітньому процесі.

Викладач створює за розробленою робочою програмою навчальної дисципліни онлайн-курс, форум для спілкування, інтерактивні завдання й тести на сучасних веб-сервісах, інформативні групи в соціальних мережах.

Викладач модерує освітнє середовище. Дієслово «модерує» походить від терміну «модерація» (від італійського «moderare» – «пом'якшення», «стримування», «помірність», «обмеження») і означає організацію роботи

здобувачів освіти по досягненню результату навчання з використанням досвіду, знань і вмінь учасників процесу. В електронному курсі студент навчається самостійно.

Викладач надає конструктивний зворотний зв'язок і перевіряє всі роботи в зазначений і домовлений зі студентами час.

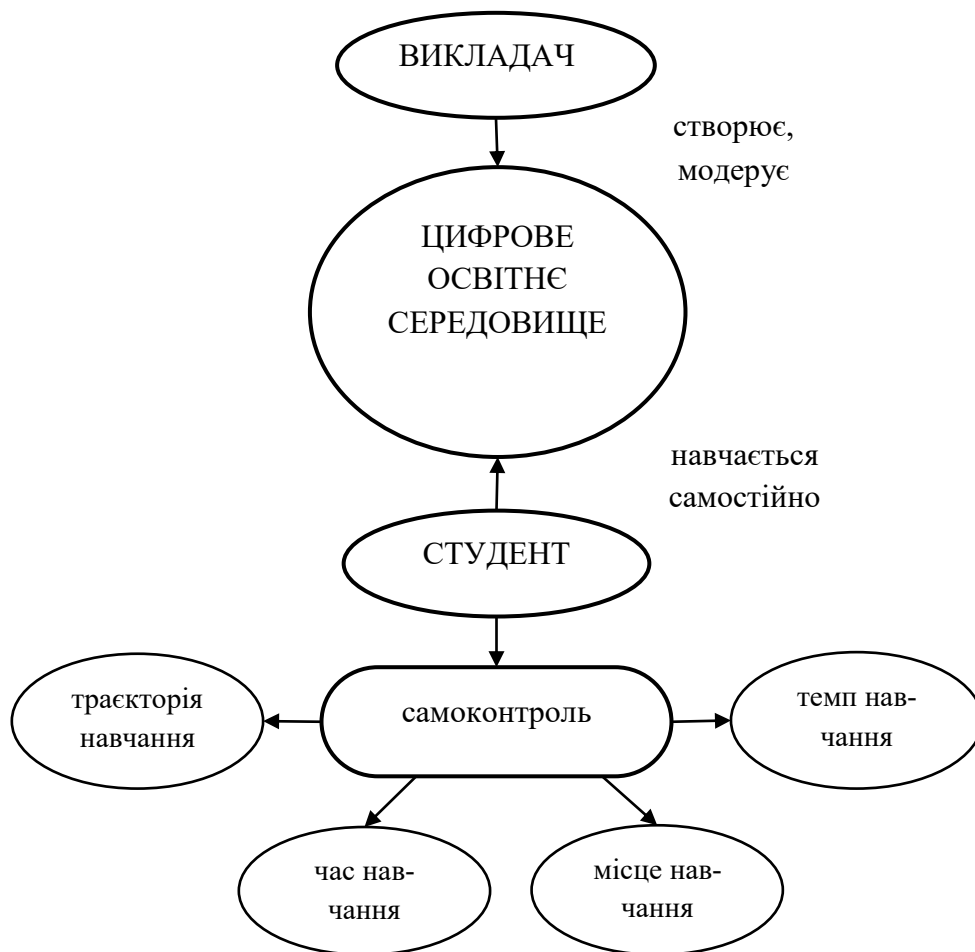


Рис. 1. Структура самостійної роботи здобувача вищої освіти онлайн

Отже, студент, працюючи в цифровому освітньому середовищі, самостійно вибирає освітній маршрут, час, темп і місце навчання, корегує індивідуальну траєкторію навчання, здійснює самоконтроль. І, найголовніше, відповідає за власний навчальний процес.



**Бандура В.О., Кочешков А.С.**  
**(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**  
**ЙОСИП МАРШАК – ВЕЛИКИЙ УКРАЇНСЬКИЙ ЮВЕЛІР**  
**E-mail: asko@iff.kpi.ua**

Йосип Абрамович Маршак – великий український ювелір останньої чверті XIX – початку XX ст., засновник і власник найбільшої Фабрики художньо-ювелірних виробів Південно-Західного краю, яка займала чільне місце серед визначних ювелірних підприємств Російської імперії [1, 2].

День народження торгової марки «І. Маршакъ» 2 травня 1878 року був найщасливішим днем у житті сільського хлопця, який народився в багатодітній сім'ї на Київщині і який з 14 років, як учень ювелірної майстерні, володіючи явним художнім хистом, мріяв відкрити власну ювелірну майстерню. До мрії йшов довгі 10 років через навчання на звання майстра, добування спеціального дозволу ремісничої управи цехів на виробництво золотих і срібних предметів саме в столиці губернії – Києві, з власним клеймом яке було підтверджено міською владою (рис. 1).



Рис. 1. Клейма фірми Маршака і міські клейма Києва [3]

І, нарешті, відкрив власну майстерню на Подолі.

Через рік майстер переїжджає в більш респектабельне місце – Хрещатик, 4, винайнявши у швейцарця Верле, який продавав годинники, дві кімнати (безпрограшний маркетинговий хід – розмістити новий бізнес біля відомого і популярного). Якість і хороший сервіс швидко зробили ім'я новому ювеліру – щорічно кількість індивідуальних замовлень зростала.

За перші чотири роки в майстерні Маршака було виготовлено 7 фунтів прикрас із золота (1 фунт = 409 грамів), а вже у 1896 році – 7 пудів золотих виробів [2].

За майже 30 років роботи ювелірні вироби фабрики І. Маршака були нагороджені: медаллю і почесним дипломом на Всесвітній виставці в Чикаго

(1893 р.), золотою медаллю на Всесвітній виставці в Антверпені (1894 р.), Срібною медаллю на Всесвітній виставці в Парижі (1900 р.), Золотою медаллю на Всеросійській виставці ювелірних виробів в Санкт-Петербурзі (1902 р.), вищою нагородою «Гран-Прі» на виставці в Льєжі (1905 р.). Крім того, фабрика має багато подяк від урядових і громадських організацій.

Життя Йосипа Абрамовича обірвалося в липні 1918-го, через важку хворобу. Сини Олександр і Володимир працювали разом з батьком, а після його смерті намагалися продовжити справу за кордоном (сім'я Маршака змушена покинути батьківщину). Однак виробництво відродити не вдалося, тільки магазин в Парижі. Успадкувавши секрети майстерності свого батька Йосипа, Олександр створює унікальні речі в дусі свого часу і навіть завойовує численні нагороди на салоні «Арт-деко» в 1925 році. Але Друга світова війна ставить під загрозу подальше існування ювелірного дому. Нові компаньйони – талановитий художник Олександр Дірінжер і менеджер з тонким смаком Жак Верже – рятують справу. Фірма пропонує своїм клієнтам шикарні новаторські вироби (рис. 2).

В даний час всі вироби малюються, розробляються і робляться повністю в Парижі.



Рис. 2. Сучасні вироби фірми Маршака [4]

#### Література:

1. [http://skurlov.blogspot.com/2011/09/blog-post\\_05.html](http://skurlov.blogspot.com/2011/09/blog-post_05.html)
2. Сапфірова Н.М. Організація виробництва й торговельної діяльності на ювелірній фірмі Й. Маршака // Актуальні проблеми історії, теорії та практики художньої культури. – №36, 2016. – С.245-253.
3. Постникова-Лосева М.М., Платонова Н.Г., Ульянова Б.Л. Золотое и серебряное дело XV- XX в.в. – М.: «ЮНВЕС», «ТРИО». – 1995. – 376 с.
4. <https://oringo.com.ua/novosti/jewel-travel-kiev-iosif-marshak>.

**Белік В.І., Пригунова А.Г., Котлярський Ф.М.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ГЕРМЕТИЧНІСТЬ ВИЛИВКІВ ЗІ СПЛАВУ АК5М2 З**  
**ПІДВИЩЕНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА**  
**E-mail: belikvi@ukr.net**

Досліджено вплив водневої обробки (ВО) на герметичність виливків з утрудненим живленням зі сплаву АК5М2 с 1,5 % заліза. Виливки для визначення герметичності (ПГ) отримували в чавунному кокілі, без спеціального надливу. Товщина стінки 4 мм, висота – 200 мм, діаметр порожнини кокілю у верхній частині – 50 мм, у нижній – 46,5 мм. Водневу обробку розплаву здійснювали продувкою парами води, для чого ливарний дзвіночок з вологою мінеральною ватою занурювали під дзеркало розплаву на термін 10 – 60 с. З виливка вирізали зразки у виді диска висотою 12 мм, перевіряли герметичність під тиском повітря 0,5 МПа і зменшували висоту до появи негерметичності.

Залежність мінімальної товщини стінки, при якій зберігається герметичність від розташування зразка у виливку і його пористості, представлено на рис. 1.

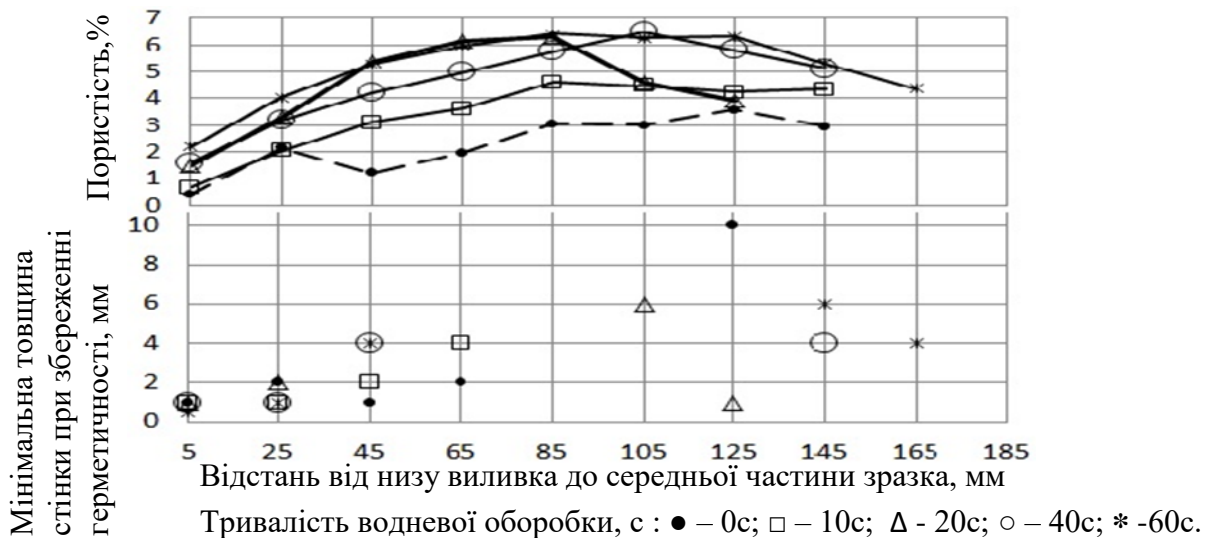


Рис. 1. Вплив тривалості водневої обробки на герметичність

Як видно з рис. 1, величина пористості в литві з вихідного розплаву зростає в міру наближення до верхньої частини. Характер процесу тверднення у виливку близький до об'ємного, максимальна питома вага фіксується в нижній частині виливка, де за рахунок так званого торцевого ефекту інтенсивність тверднення трохи вище, ніж в середній і верхній частинах. Це стає причиною кращого (в порівнянні з іншими частинами виливки) живлення саме нижній частини.

Зразки з вихідного розплаву, в яких величина пористості не досягає 2% (відстань до низу виливка до 65 мм), зберігають герметичність при товщині стінки 2 мм і менше, тобто найбільший розмір порожнини не перевищує 2 мм.

Подальше зростання пористості від до 3% до 3,5% в міру віддалення зразка від донної частини призводить до негерметичності зразків з товщиною стінки 10 мм і більше, що викликано формуванням порожнин відповідної довжини.

Газонасичення розплаву збільшує пористість у два та більше разів. При цьому видовжена усадкова пористість замінюється округлою газовою, і при рівному обсязі пор довжина кожної окремої пори зменшується.

На відстані від 65 мм до 105 мм від низу виливка розташований його тепловий центр. На відстані 85 мм усі зразки, як з вихідного розплаву, так і після ВО, негерметичні, тобто мінімальна товщина герметичної стінки перевищує 10 мм.

У подальшому з чотирьох зразків з вихідного сплаву тільки один зразок зберігає герметичність. Причому тільки при товщині стінки 10 мм, при цьому його пористість дорівнює 3,5%, а з 16 зразків, отриманих після проведення ВО, герметичні 5 при товщині стінки від 1 мм до 6 мм, їх пористість при цьому вище, ніж у зразків з вихідного розплаву і знаходиться у межах від 3,9% до 5,4%. Треба додати, що всі герметичні зразки отримано після ВО тривалістю більше мінімальної, тобто більше 10 с.

**Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Ясинський О.О., Овсянников В.О.,  
Моссеєва Н.П.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **ЕФЕКТИВНІСТЬ МАГНІЙ-КАЛЬЦІЄВОЇ ЛІГАТУРИ ПРИ ВНУТРІШНЬОФОРМОВОМУ МОДИФІКУВАННІ**

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

За кордоном популярність технології внутрішньоформового модифікування для одержання високоміцного чавуну з кулястим графітом базується на розвитку процесів модифікування та застосуванні шихтових матеріалів з низьким вмістом сірки (менше 0,01%). Внутрішньоформове модифікування забезпечує оптимальне для властивостей високоміцного чавуну структуроутворення за мінімальної витрати модифікатора, усуває характерну для ковшових методів проблему демодифікування розплаву і є екологічно чистим процесом. Для ефективного модифікування розплаву необхідно деактивувати надмірну кількість сірки, і тоді введений в розплав магній виконуватиме тільки функцію утворення кулястого графіту в процесі кристалізації чавуну. Тому актуальними є дослідження, спрямовані на розробку ефективних технологій внутрішньоформового модифікування розплаву чавуну з підвищеним вмістом сірки, що виплавляється із застосуванням в шихті недефіцитних марок ливарних і переробних чушкових чавунів.

Перспективним для модифікування чавуну є застосування FeSiMgCa лігатури. Кальцій є активнішим десульфуратором і розкислювачем, ніж магній, тому покращує модифікувальну здатність лігатури. Однак, кальцієвмісні FeSiMg лігатури утворюють значну кількість тугоплавкого шлаку, який гальмує тепломасообмінні процеси між розплавом і лігатурою.

Вивчали ефективність модифікування комплексною FeSiMgCa лігатурою в ковші та ливарній формі. При схожому хімічному складі чавуну (масова частка елементів, %: 3,2-3,5 C; 2,1-2,5 Si; 0,035-0,040 Mg; 0,28-0,32 Mn; 0,018-0,020 S; до 0,14 Cr; до 0,07 P) після ковшового та внутрішньоформового модифікування в розплав перейшло 0,035 і 0,04% магнію зі ступенем сфе-

роїдизації графіту в структурі зразків ступеневої проби 80-85 і 90-95%, відповідно. Після ковшового модифікування поряд з вкрапленнями графіту правильної кулястої форми ШГф5 спостерігалися вкраплення неправильної кулястої форми ШГф4, а місцями компактної ШГф3 і вермикулярної ВГф2, ВГф3. Після внутрішньоформового модифікування форма вкраплень кулястого графіту – ШГф5 та ШГф4.

Дані мікроструктури високоміцного чавуну в зразках різної товщини після сфероїдизувального модифікування FeSiMgCa лігатурою наведені в табл. 1.

Незважаючи на утворення шлаку при розчиненні FeSiMgCa лігатури, її використання при внутрішньоформовому модифікуванні зменшує кількість цементиту, збільшує кількості фериту і вкраплень кулястого графіту. Для досягнення необхідного ступеню сфероїдизації графіту (більше 85%) у виливках при внутрішньоформовому модифікуванні необхідно в 2 рази менше модифікатора, ніж при модифікуванні у ковші.

Таблиця 1 – Мікроструктури високоміцних чавунів після ковшового та внутрішньоформового модифікування

Товщина зразка, мм	Ковшове модифікування			Внутрішньоформове модифікування		
	кількість цементиту, %	кількість фериту, %	кількість вкраплень графіту, шт/мм <sup>2</sup>	кількість цементиту, %	кількість фериту, %	кількість вкраплень графіту, шт/мм <sup>2</sup>
5	35	6	224	20	30	782
10	15	10	185	8	48	526
15	13	12	167	-	54	497

**Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Берчук Д.М., Ясинська О.О., Медвідь С.М.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**РОЛЬ ПЕРЕДМОДИФІКУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ  
РОЗПЛАВУ В ОТРИМАННІ ТОНКОСТІННИХ ВИЛИВКІВ ІЗ  
ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

**E-mail:** alexyasinskyi@gmail.com

Значний вплив на процеси структуроутворення чавуну з кулястим графітом при його кристалізації робить передмодифікувальне оброблення початкового розплаву при його перегріванні і витримуванні в плавильній печі.

Передмодифікувальне оброблення розплаву в електропечі є одним із методів, що дозволяють збільшити кількість центрів графітизації в рідкому чавуні. В якості реагенту для передмодифікувального оброблення розплаву чавуну використали графітовий порошок фракцією 1-3 мм. Дослідні плавки проводили з використанням в якості шихти «базового» нелегованого чавуну (масова частка елементів, %: 3,65 C; 0,98 Si; 0,27 Mn; 0,025 S; 0,034 P; 0,09 Cr) і чавуну того ж складу, легovanого 0,63 % Cu. Визначали ступінь сфероїдизації графіту ССТ, кількість, розмір і характер розподілу графітних вкраплень, відносну кількість цементиту, фериту і перліту у виливках ступеневої проби з товщиною перетинів 2; 3; 6; 10; 16 мм. Передмодифікувальне оброблення розплаву з температурою ~1530 °C здійснювали в печі шляхом введення реагента і подальшою витримкою розплаву впродовж 5-7 хв. Сфероїдизувальне оброблення початкового чавуну проводили комплексним модифікатором FeSiMg7Ca4 в ковші у процесі заповнення його рідким металом.

Виявлений значний позитивний вплив передмодифікувальної підготовки початкового розплаву на зміну параметрів структури високоміцного чавуну, особливо на збільшення кількості і дисперсності вкраплень кулястого графіту в зразках товщиною 2-3 мм. Кількість вкраплень графіту в структурі нелегованого чавуну збільшилася в понад 2 рази, а в легovanому 0,63% Cu високоміцному чавуні – в понад 1,7 рази. У більш товстих зразках (6-16 мм) збільшення кількості вкраплень кулястого графіту дещо менше, що виклика-

но збільшенням їх розмірів при тривалішій кристалізації виливків. Разом зі зростанням кількості вкраплень графіту, внаслідок передмодифікувального оброблення у 1,5-2 рази збільшується і дисперсність графіту.

Передмодифікувальне оброблення позитивно впливає на поліпшення ССТГ, що особливо позначається в зразках товщиною більше 6 мм.

Значний вплив на кількість феритної складової в структурі ВЧ робить передмодифікувальне оброблення початкового рідкого чавуну в зразках товщиною до 6 мм. Кількість фериту в зразках 6 мм збільшилася з 20 до 51%, в 10 мм та 16 мм з 22% до 60-64%. Утворення цементиту практично не спостерігали (до 2% в ступенях 6 мм). У зразках товщиною 2 та 3 мм спостерігалася менша феритизація металеві основи (32 та 17% фериту) разом із схильністю чавуну до утворення структурно-вільних карбідів (13 та 5% відповідно). Високоміцний чавун без передмодифікувального оброблення в ступенях товщиною 3-16 мм мав перлітно-феритну структуру (фериту 22-13%), а кількість цементитної фази складала 9-16%. В тонких ступенях товщиною 2 мм проходить метастабільна кристалізація з виділенням до 30% структурно-вільних карбідів.

Аналогічні залежності отримані і при дослідженні впливу передмодифікувального оброблення на співвідношення структурних складових металеві основи легovanого ВЧ. Утворення структурно-вільних карбідів (не більше 2%) виявлено тільки у зразках товщиною 2-3 мм, тоді як у базовому ВЧ без попереднього оброблення розплаву в печі кількість цементиту складала від 28 до 6% у зразках товщиною 2-16 мм. Також був виявлений феритизувальний вплив на структуру легovanого ВЧ – після попереднього передмодифікувального оброблення розплаву в усіх досліджених зразках кількість фериту складала 14-23%, тоді як у базового ВЧ без оброблення початкового розплаву структура металеві основи була переважно перлітна (кількість фериту не перевищила навіть 10% в ступенях товщиною 16 мм).



**Бубликов В.Б.<sup>1</sup>, Бачинський Ю.Д.<sup>1</sup>, Нестерук О.П.<sup>1</sup>, Логунов С.С.<sup>2</sup>**  
*(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ МОДИФІКУВАЛЬНОГО  
ОБРОБЛЕННЯ РОЗПЛАВУ ДЛЯ УПРАВЛІННЯ  
ПРОЦЕСАМИ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І МЕХАНІЧНИХ  
ВЛАСТИВОСТЕЙ У ВИЛИВКАХ З ВИСОКОМІЦНОГО  
ЧАВУНУ**

**E-mail:** otchel.vch@gmail.com

Останнім часом спостерігається зниження якості шихтових матеріалів, що призводить до збільшення у вихідному рідкому чавуні кількості таких шкідливих домішок як сірка, кисень та ін. В зв'язку з цим досліджені наукові і технологічні аспекти ефективного застосування кальцію в складі модифікаторів на кристалізацію, структуроутворення і підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну. Випробувано два варіанти процесу модифікування: традиційний – FeSiMg7 лігатурою, і розроблений – FeSiMg7Ca4 лігатурою. Встановлено, що введення до складу FeSiMg7 лігатури 4-5% Ca дозволяє підвищити ефективність сфероїдизувального модифікування на 20-30%.

Експериментально встановлено, що, порівняно з лігатурою FeSiMg7, в результаті модифікування лігатурою FeSiMg7Ca4 одночасно збільшуються показники тимчасового опору під час розтягування  $\sigma_B$  (на 12%) та відносного видовження  $\delta$  (на 35%) високоміцного чавуну. Модифікування FeSiMg7Ca4 лігатурою забезпечує в литому стані отримання перлітно-феритного високоміцного чавуну з  $\sigma_B = 660-700$  МПа,  $\delta = 8,5-12,5\%$ , що значно перевищують вимоги ДСТУ 3925-99 до марки ВЧ 600-3 ( $\sigma_B > 600$  МПа,  $\delta > 3\%$ ).

Для усунення впливу неоднорідності литої структури отриманих виливків проводився двоступеневий відпал, який дозволив отримати високоміцні чавуни з феритною металевою основою. Механічні випробування свідчать про значний позитивний вплив процесу модифікування лігатурою FeSiMg7Ca4 на підвищення на 34% пластичності феритного високоміцного

чавуну –  $\sigma_B = 480-510$  МПа,  $\delta = 20-23\%$ , тоді як  $\sigma_B = 460-510$  МПа,  $\delta = 14-18\%$  при модифікуванні FeSiMg7.

Одержані наукові результати створюють передумови для розроблення нових марок високоміцних чавунів з високою пластичністю, що підвищують експлуатаційні характеристики виробів машинобудування.

**Буйволов В.І., Кивгило Б.В.**  
*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*  
**ЗАСТОСУВАННЯ І ОТРИМАННЯ БІМЕТАЛІЧНИХ  
МАТЕРІАЛІВ**

Сучасна техніка охоплює широку гаму матеріалів з найрізноманітнішими властивостями. Поряд з головним конструкційним матеріалом – металом, розширюється сфера застосування полімерів і кераміки. Однак вимоги, що висуваються до матеріалів новими галузями науки і техніки, постійно підвищуються.

Нерідко виникає потреба в матеріалах, що мають, здавалося б, несумісні властивості: високу міцність і низьку щільність, зносостійкість і електропровідність, жароміцність і теплопровідність. Жоден метал або сплав, полімер або кераміка не може забезпечити необхідний комплекс властивостей. Тільки поєднання декількох матеріалів в єдину структурну цілісність, створення композицій, дозволяє отримати абсолютно новий матеріал, властивості якого відрізняються від властивостей його складових.

Одним із таких матеріалів є біметал.

Велика кількість робіт присвячена вивченню цієї складової, однак по більшій мірі спостерігається відсутність даних за технологією отримання біметалевих виливків, немає систематизованого викладу теорії і технології їх одержання. Крім того, більшість робіт містять суперечливі практичні рекомендації, а відомості по зарубіжній літературі часто носять рекламний характер.

Застосування шаруватих металевих композицій дозволяє підвищити надійність і довговічність великого класу деталей і устаткування. В результа-

ті економії дорогих кольорових металів (Ni, Cr, Cu, Mo, Ti і ін.) скорочуються витрати на їх виготовлення. Використання шаруватих композицій сприяє розробці досконаліших конструктивних рішень при створенні сучасних машин, приладів, апаратів.

Існує ряд способів отримання шаруватих металевих композицій. Різні способи отримання біметалів не виключають, а взаємно доповнюють один одного. Розрізняють такі способи, як:

- оброблення тиском (прокатка, осадка, пресування, волочіння);
- зварювання вибухом;
- лиття;
- наплавлення;
- пайка;
- нанесення порошкових покриттів.

Суть методу отримання біметалів прокаткою полягає в спільній деформації листів, смуг, стрічок з'єднаних металом, зібраних в пакет. За допомогою методу осадки можна отримати багатошарові композиції невеликих розмірів. Пакет, зібраний із з'єднаних компонентів, нагрівають в печі, а потім поміщають між бойками преса і осаджують. Після цього отриману багатошарову заготовку піддають прокатці до готового розміру. При виробництві круглих і фасонних біметалевих профілів широко використовується метод гарячого пресування, заснований на спільному витіканні з'єднаних металів через матрицю.

Зварювання вибухом використовують для безпосереднього виготовлення багатошарових листів, смуг, циліндричних виробів, призначених для подальшої прокатки. Крім того, зварювання вибухом застосовують для облицювання деталей машин і конструкцій, нанесення порошкових покриттів на металеві поверхні.

Переваги виробництва біметалів за технологією зварювання вибухом:

- виготовлення біметалів традиційними методами неможливо;
- повністю зберігаються властивості металів;

– найбільш міцний зв'язок між матеріалами;

– відсутні слабкі ділянки, отримані в результаті впливу високих температур;

– швидко виготовляються і оперативність виконання замовлень;

Обмеження: розміри вихідних листів металу обмежені габаритами вантажних платформ автомашини, яка використовується для доставки металу на полігон.

За допомогою лиття виготовляють багатошарові заготовки для подальшого гарячого оброблення тиском. Ефективним способом для відливання двох- і тришарових заготовок товстолистового коррозійностійкого біметалу є заливання рідким металом пластини або стрижня, встановлених у виливниці.

Найпоширенішими методами отримання біметалів методом заливання є відцентрове лиття та послідовне заливання металів. Даний вид з'єднання металів менш чутливий до змінних і вібраційних навантажень.

Цей метод є найдавнішим способом, що застосовується для отримання різних видів біметалічних виробів. Метод засновано на отриманні двох або більше шарів злитків шляхом відливання одного або декількох шарів на твердий шар іншої композиції.

Метод отримання біметалів заливанням застосовується для отримання великих злитків масою до 13 т, і дрібних злитків масою кілька кілограмів.

Залежно від складу, форми і маси злитка, що вимагається, способів має варіант, який має сильне місцеве стиснення та значне сумарне стиснення. З'єднання біметалічного шару може відбуватися в процесі заливання та під час гарячого оброблення тиском.

Заливання рідким металом твердої пластини, поміщеної у виливницю, застосовується для отримання багатьох видів біметалів різного призначення. Зокрема, цей спосіб застосовується для отримання корозійностійких листових біметалів сталь + нержавіюча сталь, сталь + мідь, сталь + мідні сплави, для отримання термобіметалів, у яких один шар є сплавом на основі кольорових металів, для отримання провідникових біметалів сталь + мідь, для отримання

мання інструментального біметалу сталь + інструментальна сталь, для отримання зносостійкого смугового біметалу для відвалів плугів м'яка сталь + тверда криця, для отримання самозагострювального профільного біметалу для плужних лемешів сталь + інструментальна сталь, для отримання двошарового круглого прокату для виготовлення суднових гребних валів.

Метод наплавлення застосовують як для безпосереднього плакування деталей і заготовок, так і для отримання біметалевих заготовок для подальшої прокатки.

Процес наплавлення має високу продуктивність, забезпечує незначну глибину проплавлення основного металу.

Недоліки методу наплавлення:

- трудомісткість;
- необхідність використання додаткового оброблення для додання напавленій поверхні необхідної якості шлакоутворення.

Література:

1. Сиротенко Л.Д. Применение биметаллических материалов в машиностроении / Л.Д. Сиротенко, Е.С. Шлыков, Т.Р. Абляз // Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия. – 2013. – №669. – С. 1–3.

2. Осипенко Т.М. Спосіб виготовлення біметалів при з'єднанні його пластин потужним джерелом енергії: дис. канд. фіз.-мат. наук: 8.090208 / Осипенко Т. М. – Київ, 2018. – 85 с.

3. Пинаев В.Г. Опыт и перспективы применения биметаллов, полученных сваркой взрывом в судостроении и судоремонт [Электронный ресурс] / В.Г. Пинаев, В.М. Андрианов // ЗАО «Редукционно-охладительные установки», г. Барнаул. – 2017. – Режим доступа до ресурсу: [http://elib.altstu.ru/journals/Files/pa2017\\_01/pdf/091Pinayev.pdf](http://elib.altstu.ru/journals/Files/pa2017_01/pdf/091Pinayev.pdf).

**Бурда М.Й.**

**(ІФНТУНГ, м. Івано-Франківськ)**

**УДОСКОНАЛЕННЯ ПРИСТРОЮ ДЛЯ ДЕФОРМАЦІЙНОГО  
ПЛАКУВАННЯ ПОВЕРХОНЬ ГНУЧКИМ ІНСТРУМЕНТОМ**

**E-mail: burda@nung.edu.ua**

Одним із перспективних напрямків модифікування поверхонь тертя є використання триботехнологій: різних методів поверхневого пластичного деформування, фінішної антифрикційної безабразивної обробки, фрикційно-зміцнюючої обробки, деформаційного плакування гнучким інструментом (ДПГІ) тощо. ДПГІ полягає в нанесенні на робочу поверхню оброблюваних виробів тонкого шару металу матеріалу-донора термомеханічним способом та зміні структури поверхневого шару за рахунок поверхневої пластичної деформації. Така особливість методу ДПГІ відкриває можливість його використання не тільки для зміцнення але і для відновлення зношених робочих поверхонь деталей машин.

Суть даного способу полягає у застосування інструменту з малою жорсткістю на згин, за допомогою якого забезпечується формування покриття за рахунок захоплення і спрямованого перенесення матеріалу при терті. Матеріал покриття (донор) в твердому стані притискається до робочої поверхні гнучкого інструменту (дискової механічної щітки), а при обертанні останньої відбувається очищення поверхні елемента матеріалу покриття, що призводить до захоплення матеріалу ворсу і покриття. Частинки покриття залишаються на периферійній частині робочих елементів щітки. При взаємодії гнучкого інструменту з деталлю відбувається перенесення металу з ворсу на оброблювану поверхню. При взаємодії щітки, що обертається з деталлю відбувається руйнування і видалення окисних плівок і забруднень із зони контакту. Інтенсивне тепловиділення при терті гнучкого інструменту об поверхню виробу сприяє інтенсифікації процесів захоплення. З плином часу на більш твердій поверхні утворюється покриття.

Розроблено пристрій (рис. 1) [1] для нанесення покриття 17 на деталь 16, в якому шляхом модифікації конструкції витратного елемента та спорядження його приводами обертання 10 та осьового зворотно-поступального переміщення 11 відносно щітки 2 забезпечується незалежність кінематичної взаємодії щітки із витратним елементом. За рахунок цього досягається організація відповідної взаємодії щітки 2 з окремими складовими частинами (13, 14, 15) блоків 12 витратного елемента, що дозволяє формувати на деталях функціональні якісні, структурно однорідні покриття 17 зі сплаву із заданим компонентним складом.

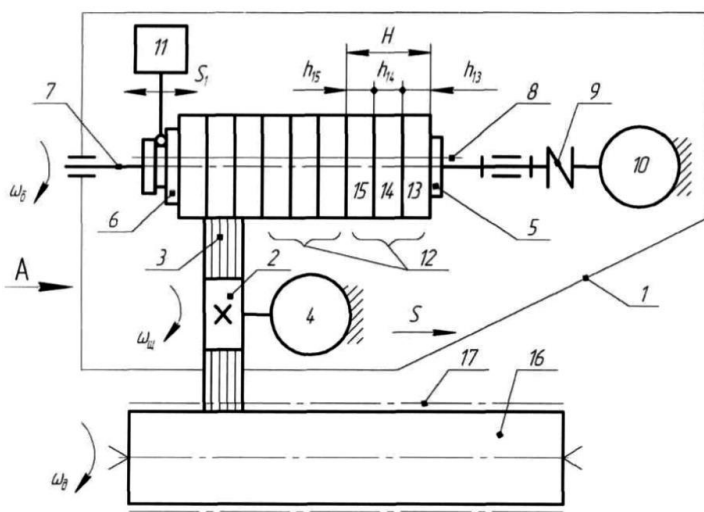


Рис. 1. Схема пристрою для ДПГІ (по-яснення в тексті)

буде пропорційна висотам  $h_{13}$ ,  $h_{14}$ ,  $h_{15}$  кожного із набору кілець 13, 14, 15.

В результаті перенесення металевим ворсом 3 щітки 2 частинок із блоків 12 на поверхню деталі 16 відповідно відбуватиметься їх перемішування і формування покриття 17 зі сплаву, компонентний склад якого міститиме метали із кілець 13, 14, 15 у заданому співвідношенні.

#### Література:

1. Патент 118818 С2 Україна, МПК С23С 26/02 (2006.01). Пристрій для нанесення покриттів / Бурда М.Й., Роп'як Л.Я., Бурда М.Й., Деменський С.С. (Україна) – № а 2017 07775; Заявлено 24.07.2017; Опубл. 11.03.2019. Бюл. 5.

**Верзілов О.П., Семенко А.Ю.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ВИБІР КОНСТРУКЦІЇ МЕТАЛОПРИЙМАЧА**  
**ДВОКАМЕРНОГО ПРОМІЖНОГО КОВША ДЛЯ**  
**РОЗЛИВАННЯ СТАЛІ В УМОВАХ МЕТАЛУРГІЙНОГО**  
**МІКРО-ЗАВОДУ**  
**E-mail: semenko.au@gmail.com**

Розвитком ефективності процесу рафінування в умовах металургійних мікро-заводів є застосування багатофункціональних двокамерних проміжних ковшів, розроблених фахівцями ФТІМС НАН України. Конструкція такого розливающего пристрою передбачає прийомну камеру циліндричної форми, де розплаву надається циркуляційний обертальний рух, створюваний дією електромагнітного поля.

Через низьку щільність неметалевих вкраплень (порівняно зі сталлю) у прийомній камері відбувається їх спливання у покривний шлак. Тим часом, струмінь розплаву, що надходить зі сталерозливного ковша, утворює турбулентний рух потоків у рідкій ванні проміжного ковша та знижує ефект рафінування. Виходячи з цього, вибір оптимальної конструкції металоприймача є вкрай актуальним.

Шляхом фізичного та математичного моделювання на основі аналізу створюваних гідродинамічних умов було досліджено та обрано конструкції металоприймача для двокамерного проміжного ковша з відцентровою камерою.

За результатами досліджень встановлено, що підвищена локалізація зносу бічних стінок у верхній частині металоприймача слугує причиною турбулізації горизонтальних циркуляційних потоків у проміжному ковші, порушуючи цим рівномірне обертання. Обрана оптимальна конструкція металоприймача (рис. 1, в), характеризується більш рівномірним і менш інтенсивним (приблизно в 1,4-1,6 рази) зносом бічних стінок.



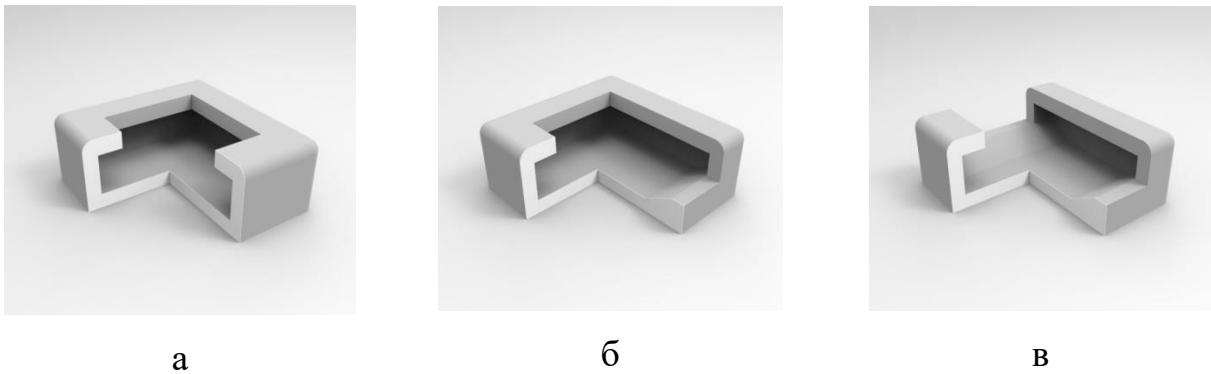


Рис. 1. 3D-моделі металоприймачів для циліндричної прийомної камери проміжного ковша: а – металоприймач без бічних вікон («турбостоп») («а»); б – металоприймач з одним боковим вікном для витікання розплаву («б»); в – металоприймач з двома боковими вікнами для витікання розплаву («в»)

Характерний вид металоприймачів під час експерименту, в залежності від часу роботи, представлено на рис. 2.

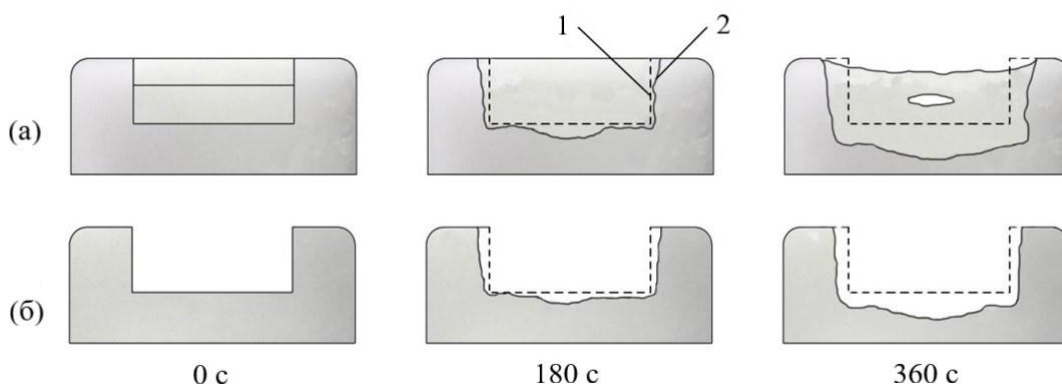


Рис. 2. Динаміка розмивання вихідних вікон металоприймачів конструкції «б» (а) і «в» (б) у часі: 1 – початковий профіль вікна металоприймача; 2 – кінцевий профіль вікна металоприймача

З метою досягнення під час експлуатації рівномірної конструктивної міцності елементів металоприймача слід збільшити товщину донного елемента з огляду на те, що швидкість зносу бічних стінок для всіх досліджуваних конструкцій була в 1,5-1,7 рази менше швидкості зносу днища в зоні падіння струменя.

**Віштак Б.С., Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ПРО ЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОЇ ШВИДКОСТІ**  
**ЗАЛИВАННЯ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ТОЧНИХ**  
**ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ЛИТИХ ВИРОБІВ**  
**E-mail: borys0774@gmail.com**

Наведемо приклад, коли технологи ФТІМС НАНУ налагодили випуск вкрай потрібної продукції на львівському заводі, де не вдавалось отримати способом ЛГМ якісні сталеві виливки, в яких не допускались будь-які дефекти. Товщина стінки виливків не перевищувала 3 мм, а довжина – до 400 мм. Перше, з чого почали технологи, – перевірка технологічного процесу, а потім – обладнання. Техпроцес дозволяв виготовляти стояк і живильники із будівельного пінополістиролу (ППС). Площа перерізу живильників не прораховувалась і була занадто великою, щоб при вібрації модель не відламувалась від стояка. Перевірили вібростенд – встановили контейнер з піском і включили вібратор, контейнер намагався злетіти з вібростола. Встановили оптимальну амплітуду вібрації 0,6 мм. Спроекували і виготовили пресформу для стояка, живильники прорахували і вирізали для моделі виливка, яку виготовили зі свіжого ППС. Після коректування технології вилили підряд 25 виливків, які повністю відповідали техумовам.

Другий приклад стосується методу лиття під тиском (ЛПТ). Зауважимо, що в інституті КПП мало часу виділялось на викладання цієї теми. Приходилось самим багато вчитись, самостійно вибирати режими. Здавалось, збільшуй швидкість впуску металу в форму і будеш отримувати якісні виливки. Збільшили швидкість заповнення форми – пішов викид рідкого металу по лінії змикання форми. На той час була інформація в журналах, що в Японії на машинах ЛПТ (МЛПТ) ллють з металу корпус телевізора з товщиною стінки 0,6 мм. Консультації розробника вітчизняної машини ЛПТ не дали результату. В лабораторії по випробуванню МЛПТ провели дослідження процесів, що відбуваються в циліндрах вузла пресування під час руху поршня. Для вирі-

шення вказаних проблем були розроблені і виготовлені датчики руху і тиску. Показники виводились на осцилограф і записувались. Під час гарячих випробувань виявилось наступне:

1. Початок пресування починався з ривка прес-поршня, що приводило до появи хвилі в стакані з рідким металом. Залежно від заповнення стакана рідким металом хвиля могла захоплювати повітря, яке в процесі заповнення форми металом могло попадати у форму.

2. На великій швидкості пресування в циліндрі пересування (ЦП) проявлялось явище гідравлічного удару, величина якого перевищувала робочий тиск у декілька разів, що приводило до викиду рідкого металу по стику розкривання форми. Крім того, коливання рідини в ЦП через поршень, шток і прес-поршень передавались на рідкий метал виливка. При роботі з формою на виливку «лабіринт» були випадки відриву верхньої частини виливка, що вказувало на коливання рідкого металу в формі. В момент, коли тиск ЦП падав, у формі також падав тиск, що призводило до розширення пухирів повітря у виливку. В цей момент могли появлятися мікротріщини.

3. Виявилось, що поршень циліндра мультиплікації (ЦМ) спрацьовував з великою затримкою до 1 с, коли живильники виливка вже перемерзли, а робота мультиплікатора витрачалась на нагрівання робочої рідини (масла). За результатами роботи в лабораторії перероблено дві МЛПТ, одна з газовим ЦМ, а друга з газовим ЦП. В МЛПТ з приводом поршня ЦМ стисненням азотом величина гідроудару не перевищувала 10%, а затримка руху ПМ становила 5-6 мс. Машину передали на завод в м. Литкаріно для отримання виливків високої щільності. Друга МЛПТ була переобладнана на безмультиплікаторну, прес-поршень рухався під дією стисненого азоту, а гідроудар не перевищував 3%. Дану машину передано на завод у м. Севастополь для лиття спеціальної продукції. Роботи по модернізації МЛПТ зацікавили італійців з фірми Тибово, які замовили на заводі Літмаш машини з газовим приводом мультиплікатора для лиття секцій радіаторів опалення.

**Воденнікова О.С.<sup>1</sup>, Коваль М.О.<sup>2</sup>**

*(<sup>1</sup>Запорізький національний університет, м. Запоріжжя;*

*<sup>2</sup>АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя)*

**АНАЛІЗ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗАГОТОВОК ЗІ  
СПЛАВУ Inconel 718, ОТРИМАНИХ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ SLS**

**E-mail:** oksana\_vodennikova@ukr.net

На сьогодні впровадження адитивних технологій дає змогу зменшити масу виробів, спростити їх конструкцію, знизити витрати часу та коштів на розробку, виготовлення та їх експлуатацію [1].

Особливо актуальним є питання застосування в адитивному виробництві порошкових матеріалів з жароміцних сплавів, що обумовлено проблемами, викликаними їх складним хімічним складом, недостатньою теплопровідністю і схильністю до усадки [2]. Так широкого застосування адитивні технології знайшли при виробництві жароміцних нікелевих сплавів типу Inconel 718, Inconel 939, ЭП648ПС, ЭП648, ЭП741НП, ВЖ159 та інших.

У роботі пропонується виготовлення заготовок методом селективного лазерного спікання (SLS) на установці «EOS M400» зі сплаву Inconel 718. Зразки були піддані операції гарячого ізостатичного пресування з наступною термообробкою у відповідності до вимог ASM 5662M. У якості вихідних матеріалів використовували порошки фірми «LPW» (Великобританія).

Порівняння механічних властивостей сплаву Inconel 718 (табл. 1) в залежності від напрямлення побудови зразків з нормами ASM 5662M (для сплаву Inconel 718) та ТУ 14-1-3905-85 (для аналогічного сплаву ЭП718-ВД (ИД)) показало на значне перевищення вимог, передбачених для прутків з деформованого сплаву ЭП718-ВД (ИД). Було встановлено, що для горизонтальних зразків значення межі міцності при розтягуванні ( $\sigma_b$ ), відносного подовження після розриву ( $\delta$ ) та відносного звуження ( $\Psi$ ) вищі, ніж вертикальних зразків на 1,6%, 3,5% та 4,3% відповідно. Значення ж межі плинності умовної ( $\sigma_{0,2}$ ), ударної в'язкості (КСУ) та модуля пружності ( $\sigma_T$ ) для горизонтальних зразків навпаки нижчі вертикальних зразків на 0,7%, 16% та 2% від-

повідно. Показано, що значення твердості та діаметра відбитку як для горизонтальних, так і для вертикальних зразків однакові та складають в середньому 392 НВ та 3,08 мм відповідно.

Таблиця 1 – Механічні властивості зразків зі сплаву Inconel 718

Напрявлення побудови зразків	№ зразка	Механічні властивості при 20 °С							
		$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	КСУ, кДж/м <sup>2</sup>	$\sigma_T$ , МПа	Твердість, НВ	$d_{від}$ , мм
Горизонтальне ХУ	Г1	1359	1066	22,0	32,8	5,0	284942	401	3,05
	Г2	1364	1156	18,0	29,5	5,0	309890	388	3,10
	Г3	1362	1153	20,0	29,2	5,0	317010	388	3,10
Норми AMS 5662M		$\geq 1251$	$\geq 1014$	$\geq 12$	$\geq 15,0$	-	-	$\geq 331$	$\leq 3,35$
Вертикальне Z	В1	1340	1131	22,0	29,2	5,10	352500	388	3,10
	В2	1338	1139	18,0	26,0	6,80	282716	401	3,05
	В3	1339	1129	18,0	32,5	5,50	294857	338	3,10
Норми AMS 5662M		$\geq 1217$	$\geq 1014$	$\geq 10,0$	$\geq 12,0$	-	-	$\geq 331$	$\leq 3,35$
Норми ТУ 14-1-3905-85(повздовжні)		$\geq 1128$	$\geq 687$	$\geq 12,0$	$\geq 14,0$	$\geq 3,5$	196133	363-293	3,20-3,55

Жароміцні властивості циліндричних термооброблених зразків зі сплаву Inconel 718 (при температурі 650 °С та навантаженні 687 МПа) також відповідають нормам AMS 5662M: час до руйнування  $\approx$  в 4,5 разів перевищує норми AMS 5662M, при цьому значення тривалої міцності горизонтальних зразків  $\approx$  на 10% вищі, ніж вертикальних зразків.

#### Література:

1. Перспективы применения аддитивных технологий для создания деталей и узлов авиационных газотурбинных двигателей и прямоточных воздушно-реактивных двигателей / Л.А. Магеррамова, Ю.А. Ножницкий, С.А. Волков и др. *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение*. 2019. Т 18. №3. С. 81–98.
2. Исследование структуры и свойств образцов Inconel 738, полученных методом селективного лазерного сплавления (SLS) / М.О. Дмитриева, А.А. Мельников, А.М. Головач и др. *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2020. №1(51). С. 23–31.

**Воєводін В.М.<sup>1</sup>, Труш В.С.<sup>2</sup>, Федірко В.М.<sup>2</sup>, Погрелюк І.М.<sup>2</sup>,  
Тихоновський М.А.<sup>1</sup>, Стоєв П.І.<sup>1</sup>, Лук'яненко О.Г.<sup>2</sup>, Панов В.А.<sup>1</sup>  
(<sup>1</sup>Інститут фізики твердого тіла, матеріалознавства та технологій ННЦ «ХФТІ» НАН України, м. Харків; <sup>2</sup>Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, м. Львів)**  
**ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ  
КИСНЕМ ТА АЗОТОМ НА НАСИЧЕННЯ ВОДНЕМ СПЛАВУ  
Zr-1%Nb**

**E-mail:** trushvasyl@gmail.com

**Вступ.** Цирконієві сплави широко застосовуються як конструкційний матеріал у атомній промисловості для виготовлення оболонок тепловидільних елементів – твелів [1]. Існують чинники, які істотно знижують можливості їх застосування. Зокрема, значний вплив на службові властивості цирконію мають елементи втілення – кисень, азот [1-2]. Крім того, необхідно зазначити, що за експлуатаційних умов цирконієві ТВЕЛЬні трубки зазнають наводнювання. Згідно з літературними даними, кількість поглиненого водню чутлива до вмісту кисню та азоту [3-4].

Тому *метою роботи* є дослідити вплив модифікування приповерхневого шару, збагаченого киснем та азотом, шляхом термодифузійного оброблення у контрольованих газових середовищах, на насичення воднем сплавом Zr – 1% Nb.

Поверхневий модифікований шар на зрізках-кільцях, вирізаних з ТВЕЛЬНОЇ трубки сплаву Zr – 1% Nb, формували дифузійним насиченням за температури 580 °С з кисне- та азотовмісного газового середовища, а також після відпалу у вакуумі. Після вакуумної обробки, окиснення та азотування зразки наводнювали.

Згідно з отриманими результатами досліджень? обробка зразків у вакуумі, кисневмісному та азотовмісному газовому середовищі, а також з наступним їх наводнюванням призводить до різного розподілу твердості у приповерхневому шарі (рис. 1 криві 1, 3, 5). Наводнювання призводить до зменшення

градієнту твердості у приповерхневому шарі металу після всіх обробок (рис. 1, а, б, в) та до появи гідридів з різною густиною (рис. 1, г, д, е).

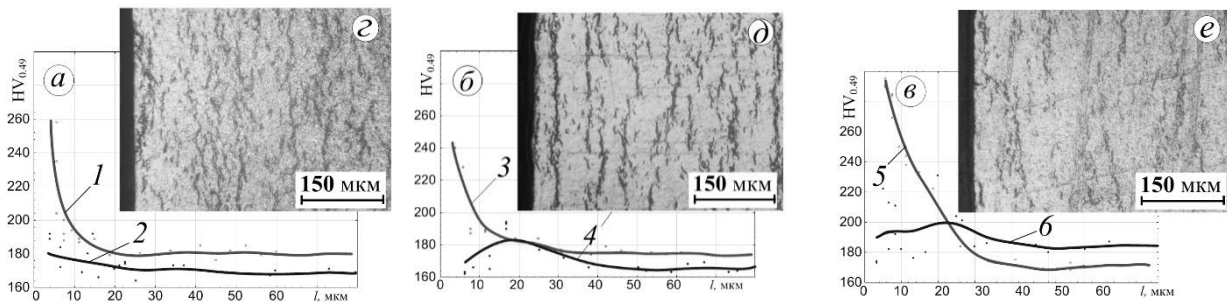


Рис. 1. Розподіл мікротвердості (а, б, в) та виділень гідридів (г, д, е) у приповерхневому шарі зразка, вирізаного з ТВЕЛЬНОЇ трубки зі сплаву Zr – 1% Nb після різних режимів обробок: 1– вакуумна обробка, 2 – вакуумна обробка + наводнювання, 3 – окиснення, 4 – окиснення + наводнювання, 5 – азотування, 6 – азотування + наводнювання

#### Література:

1. Займовский А.С. Циркониевые сплавы в атомной энергетике / А.С. Займовский, А.В. Никулина, Н.Г. Решетников. – М.: Энергоиздат, 1981. – 253 с.
2. Дуглас Д. Металловедение циркония/ Под ред.А. С. Займовского. – М.: Атомиздат, 1975. – 360 с.
3. Rudling P. Zr alloy corrosion hydrogen pickup // ANT International, Molnlycke, Sweden, 2013, P. 96.
4. M. Steinbrueck, F.O. da Silva, M. Grosse. Oxidation of Zircalloy-4 in steam-nitrogen mixtures at 600–1200 °C // Journal of Nuclear Materials (2017).

**Ворон М.М.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*  
**РОЗРОБКА ЖАРОМІЦНИХ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ  
СПЛАВІВ, ЛЕГОВАНИХ Fe, Mn, Cr, Co та Ni**  
**E-mail: mihail.voron@gmail.com**

В сучасному світі існує стійка тенденція до підвищення рівня експлуатаційних властивостей широкого ряду матеріалів. Одним із важливих сучасних питань в цьому плані є підвищення жароміцності існуючих алюмінієвих сплавів та розробка нових композицій на основі алюмінію, які здатні працювати в екстремальних умовах [1].

Додавання до алюмінієвих сплавів нерозчинних частинок, або їх «in-situ» синтез завдяки мікролегуванню дозволяє реалізувати так званий механізм Орована, який полягає у блокуванні руху дислокацій стабільними дрібнодисперсними частинками, що і забезпечує підвищення високотемпературної міцності. Так, наприклад, з цією метою до сучасних найбільш вживаних промислових жароміцних сплавів систем Al-Si та Al-Si-Cu, з метою підвищення жаростійкості та жароміцності додають у незначних кількостях перехідні метали, які утворюють дрібнодисперсні нерозчинні алюмініди [2]. Важливим фактором для одночасного збереження низькотемпературної та підвищення високотемпературної міцності та пластичності таких сплавів є утворення частинок з кубічною або тетрагональною кристалічною будовою типу  $L1_2$  або  $DO_{22}$ , до яких відносяться сполуки  $Al_3Sc$  та  $Al_3Ti$ ,  $Al_3Mo$ ,  $Al_3V$  та декілька інших [3].

Розробка сучасних ливарних жароміцних сплавів передбачає створення систем легування на основі високотемпературних евтектик з такими елементами, як Fe, Mn, Co, Ni та Cr, які також мають низький коефіцієнт дифузії в алюмінії та утворюють стабільні інтерметаліди з ним [4]. Хоча сполуки алюмінію з цими елементами мають орторомбічні, гексагональні або моноклінні ґратки – вони здатні утворювати евтектики волокнистої будови з нанорозмі-



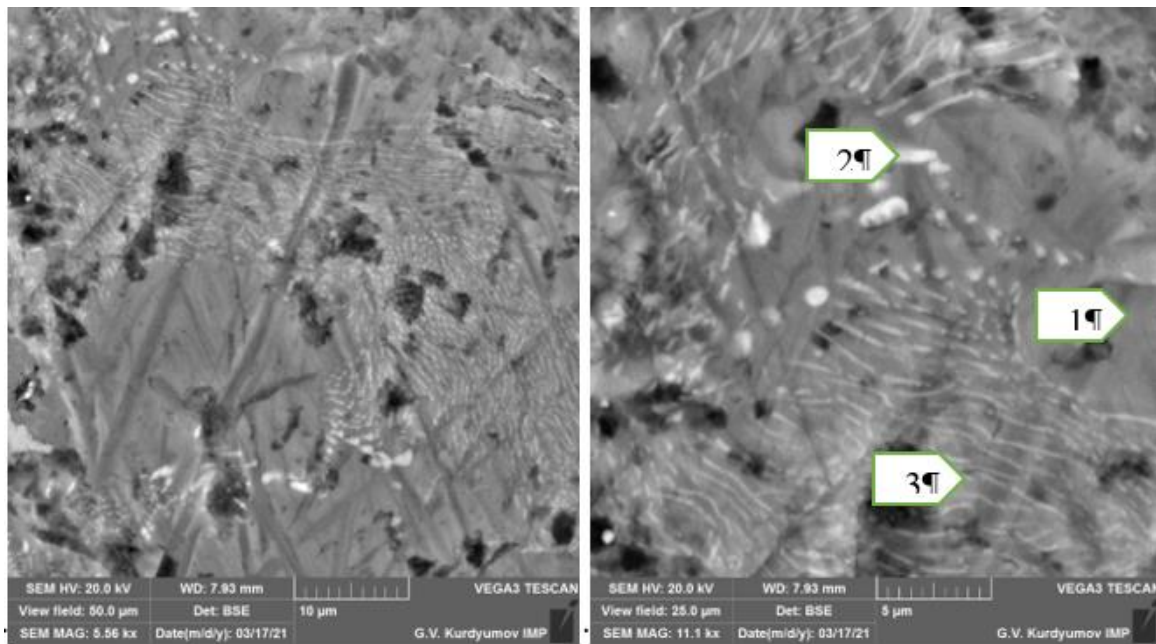
рними вкрапленнями власних алюмінідів, що забезпечує високий рівень механічних властивостей таких сплавів [5, 6].

На сьогоднішній день сплави подібних систем мало досліджені з позиції розробки ливарних складів. Частіше за все такі композиції розглядаються в якості високоентропійних або аморфних сплавів та вимагають спеціальних методів лиття – реолиття, розливання на мідні диски або барабани з метою утворення аморфних частинок, тощо [6].

Для того, щоб оцінити перспективи створення та особливості структурно-фазового стану ливарних жароміцних сплавів на основі алюмінію, легovanого перехідними металами, було виготовлено сплав на основі Al-Al<sub>3</sub>Fe евтектики наступного хімічного складу: Al-1,5Fe-1Ni-0,5Mn-0,5Mg-0,3Co (% мас.). Плавлення проводилося в алундовому тиглі до температури 850 °С, що забезпечило розчинення перитектичних фаз з подальшою заливкою в підігрітий до 200 °С сталевий кокіль. Мікроструктура одержаного сплаву представлена на рис. 1. Хімічний склад виділених фаз представлено в табл. 1.

Як видно із зображення мікроструктури, для сплаву характерними є три основні структурні складові – дрібні зерна твердого розчину на основі алюмінію розміром 10-50 мкм, волокниста евтектика та дрібні поодинокі вкраплення інтерметалідів.

Варто відмітити, що волокна, які входять до складу евтектики мають товщину порядку 100 нм, що є позитивним фактором для формування високого рівня механічних властивостей готових виробів. Інтерметалідні вкраплення сприятливої морфології з розмірами 0,5-1,0 мкм схожі за складом на евтектику, що вказує на важливу роль нікелю в структуроутворенні даного сплаву. Одночасне знаходження у твердому розчині разом з магнієм заліза та марганцю вказує на потенційне зниження негативного ефекту втрати міцності і твердості твердим розчином при нагріванні, що є важливим для жароміцних сплавів.



а

б

Рис. 1. Мікроструктура дослідного сплаву: загальний вигляд (а), з місцями визначення локального хімічного складу структурних складових (б)

Таблиця 1 – Хімічний склад виділених на рис. 1 (б) структурних складових

Точка	Хімічний склад, % мас.						
	Al	Mg	Fe	Mn	Co	Ni	Si
1	99,29	0,32	0,18	0,47	0,01	0,3	–
2	87,52	0,55	5,03	0,4	0,44	5,82	0,24
3	93,94	0,28	2,54	0,54	0,33	1,78	0,11

#### Література:

1. Richard Rajan, Paul Kah, Belinga Mvola, Jukka Martikainen. Trends in aluminium alloy development and their joining methods // Reviews on Materials Science. 2016. – № 4 (44). – pp. 383-397.

2. Rakhmanov J., Timelli G., Bonollo F. The effect transition elements on high-temperature mechanical properties of Al-Si foundry alloys – A review. Advanced engineering materials. 2016. – № 7. – pp. 1096-1105.

3. Knipling K. E., Dunand D. C., Seidman D. N. Criteria for development castable, creep-resistant aluminium-based alloys – A review. *Z. Metallkd.* – 2006. – № 97. – pp. 246-265.

4. Mondolfo L. F. *Aluminium alloys: structure and properties.* London/Boston: Butterworths, 1976. – P. 640.

5. Kumar K. S. Ternary intermetallics in aluminium refractory-metal X systems ( $X = V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn$ ). *Intermetallic Materials Review.* 1990. – № 35 (6). – pp. 293-327.

6. Wang X., Guan R., Wang Yu. Formation Mechanism of Nanoscale  $Al_3Fe$  Phase in Al-Fe Alloy During Semisolid Forming Process. *Metallurgical and Materials Transactions B.* 2018. – № 5 (49). – pp. 2225-2231.

**Ворон М.М., Фон Прусс М.А.**

**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ВПЛИВ МОЛІБДЕНУ НА НЕЙТРАЛІЗАЦІЮ  
ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ ЛИВАРНОГО СПЛАВУ  $AlSi9Cu3$**

**E-mail: m.fonpruss@gmail.com, mihail.voron@gmail.com**

Алюмінієві сплави через свої властивості (високі показники міцності та пластичності, задовільну стійкість проти атмосферної корозії, порівняно низьку вартість та легкість отримання і обробки) використовуються практично у всіх галузях промисловості: автомобільній, космічній, морській, електротехнічній та інших [1].

Залізо є головною технологічною і однією з найбільш небезпечних домішок у більшості промислових ливарних алюмінієвих сплавів через утворення голкоподібних шкідливих фаз. Залізо є природною домішкою, яка виникає в ході виробництва первинного алюмінію, проте його рівень в алюмінієвих сплавах продовжує збільшуватися з кожним переплавом в ході виробництва і вторинної переробки. Типові вторинні сплави для лиття не під тиском зазвичай містять залізо в інтервалі від 0,25 до 0,8% мас., а найчастіше – від 0,4 до 0,7%. Причина такого низького вмісту заліза в сплавах походить

від комерційного балансу між вигодами від зниженої вартості металу і прийнятних технологічних проблем з його литтям і рівнем кінцевих механічних властивостей [1-2]. Для нейтралізації шкідливого впливу заліза застосовують різноманітні методи модифікування та модифікатори.

Молибден не є поширеною мікролегувальною добавкою для сплавів на основі алюмінію. Він надає ефект, подібний до класичних у вирішенні питання зміни морфології залізовмісних фаз модифікаторів – Mn і Cr, утворюючи  $Al_{15}(Fe, Mo)_4Si_2$  замість голкоподібної фази  $Al_5SiFe$  [2].

У роботі [3] на прикладі сплаву  $AlSi9Cu3$  (аналог АК8М3) було вивчено вплив додавання молибдену на структуру литого металу при різних швидкостях кристалізації. Базовий сплав хімічного складу  $Al-10Si-4,1Cu-0,6Fe-0,15Mn$  було виплавлено в лабораторній шахтній печі опору в керамічному тиглі. Вихідними матеріалами слугували відходи сплаву АК12М2, чиста мідь марки М1 та алюміній марки А95. Для модифікування використовували лігатуру власного виробництва на основі алюмінію з вмістом молибдену 3,65% мас. Вміст молибдену в сплаві після модифікування складав 0,17% мас. Зразки базового та модифікованого сплавів заливали в підігріту циліндричну графітову форму для забезпечення повільної кристалізації зі швидкістю охолодження розплаву близько  $10\text{ }^{\circ}C/c$ . Інший зразок модифікованого сплаву було залито в мідний кокіль з масивними стінками, що забезпечило швидку кристалізацію зі швидкістю охолодження розплаву  $\sim 250\text{ }^{\circ}C/c$ .

Результати дослідження мікроструктури отриманих зразків та їх порівняння показало, що при повільному охолодженні будова модифікованого зразка відрізняється досить крупним розміром залізовмісних фаз типу  $Al_5(FeMn)_3Si_2$ , які при цьому мають сприятливу морфологію. При швидкому охолодженні молибден знаходиться у складі залізовмісних вкраплень та у складі евтектики з високим вмістом міді. При цьому залізовмісні фази подрібнюються. В обох випадках, молибден підсилює вплив марганцю, про що свідчить їх одночасне знаходження у складі залізовмісних фаз. Знаходження

цих вкраплень в евтектичних зонах вказує на те, що розглянутий модифікатор потенційно не впливає на рідкоплинність сплавів.

Література:

1. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. –М.: МИСиС, 2009.– 235 с. . – ISBN 978-5-87623-213-7.
2. Белов Н. А., Аксенов А.А. Металловедение цветных металлов. Алюминиевые, магниевые и титановые сплавы: учеб пособие для студ. высш. уч. завед. – М.: МИСиС, 2005. – 149с.
3. Ворон М.М., Фон Прусс М.А. Вплив молібдену на структуру сплаву AlSi9Cu3. – Процеси лиття. – 2020. – № 3 (141).– С. 42-46.

**Глотка А.А., Ольшанецкий В.Е.**

*(НУ «Запорожская политехника», г. Запорожье)*

**МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КАРБИДНОГО  
ЛИКВИДУСА И СОСТАВА КАРБИДОВ ЖАРОПРОЧНЫХ  
НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

**E-mail: Glotka-alexander@ukr.net**

Основной целью настоящей работы является получение математических моделей для прогнозирования температур карбидного ликвидуса и состава карбидных фаз для многокомпонентной системы типа Ni-14Cr-9Co-5Ti-3Al-3Ta-3,5W-1,5Mo-0,15Hf-0,1C с помощью расчетного метода прогнозирования CALPHAD (пассивный эксперимент) в сравнении с данными, полученными методом электронной микроскопии (активный эксперимент).

Тантал, обладая мощной карбидообразующей способностью, формирует первичные карбиды MC; при этом он оказывает положительное влияние как на жаропрочность, так и коррозионную стойкость ЖНС. Увеличение содержания тантала в сплаве приводит к росту температур карбидного ликвидуса для первичного карбида и уменьшением для вторичных карбидов, что описывается математическими моделями. При небольшом введении в сплав тантала ( $\approx 2\%$ ) наблюдается изменение основы карбидов MC с титана на тан-

тал до уровня 78%. Переход карбида МС в карбид на основе тантала приводит к увеличению межатомных связей, что способствует увеличению температуры растворения (выделения) карбида. При этом наблюдается снижение по указанным зависимостям содержания молибдена и никеля и рост содержания вольфрама во вторичных карбидах до концентрации в сплаве тантала 6%, выше вторичные карбиды исчезают и образовывается  $\sigma$ -фаза.

Титан присутствует не только в составе упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, но и является сильным карбидообразующим элементом, на основе которого формируются карбиды типа МС. Установлено, что титан практически не влияет на температуру растворения (выделения) первичного карбида МС до концентрации 5,5% ( $t_L^{MC} = 1325 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ ), при 6% наблюдается резкий скачок  $t_L^{MC}$  до 1360  $^\circ\text{C}$ . Однако  $t_L^{M_{23}C_6}$  возрастает по параболической зависимости до 971  $^\circ\text{C}$ .

Увеличение содержания титана в сплаве приводит к увеличению его концентрация в карбиде МС до 28%. При этом, содержание тантала и гафния в карбиде уменьшается до уровня 50% и 6% соответственно. Рост концентрации титана в сплаве приводит к изменению состава вторичного карбида. Возрастание содержания Ті приводит к росту хрома и уменьшению молибдена и никеля в  $M_{23}C_6$ .

Показано, что при повышении суммарной концентрации карбидообразующих элементов усложняется и химический состав карбидов. Введение 2% Та в сплав приводит к изменению основы карбида МС с титана на тантал, что приводит к увеличению межатомных связей и росту температуры карбидного ликвидуса.

На основе комплексного подхода, расчетного и экспериментального, для многокомпонентной системы получены новые регрессионные модели, позволяющие адекватно прогнозировать химический состав карбидов по химическому составу сплава, это позволило реализовать решение задачи расчетного прогнозирования состава карбидов по химическому составу сплава, что подтверждено полученными экспериментальными данными.

**Гурія І.М., Смірнова Я.О., Бойчук Є.А.**  
*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*  
**ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ПОРИСТИХ ШАРУВАТИХ  
ТИТАН-АЛЮМІНІЄВИХ КОМПОЗИТІВ**  
**E-mail: guriya@ukr.net**

Металеві піноматеріали є відносно новим класом матеріалів, які все більше розширюють області свого використання. Їх застосовують для амортизації ударів, шумо- та віброізоляції, підвищення жорсткості пустотілих профілів, зміцнення анкерів у бетонних стінах, негорючих, легких вогне- та теплостійких демфуючих конструкцій, термоізоляції, захисту від електромагнітного випромінювання тощо [1, 2]. Піноматеріали на основі алюмінієвих сплавів є одними з найбільш поширених, завдяки низьким значенням коефіцієнтів тепло- та електропровідності та щільності, високій корозійній стійкості та питомій міцності.

Механічні властивості піноалюмінію та інших металевих піноматеріалів не відрізняються високими показниками, тому їх досить часто «капсулюють» у гомогенний метал, отримуючи композитну «сендвіч-панель» [3, 4]. Такі панелі, подібно до металевих піноматеріалів, поглинають удари, а високе співвідношення міцності до ваги дозволяє використовувати їх для багатьох деталей автомобілебудування. Наявність листового металу на поверхні забезпечує жорсткість панелей та стабільність їх розмірів, що, у поєднанні з низькою вагою, робить ці панелі придатними для параболічних дзеркал на сонячних електростанціях [3].

Існують різні технології виготовлення композитних сендвіч-панелей, у яких поєднано піноматеріал та шари гомогенного металу. Найбільш очевидним способом є адгезійне з'єднання, коли до пластини піноматеріалу (вирізаної з великого блоку, або спіненої необхідною формою) приклеюють металеві листи. Хоча наявність клею може покращувати властивості матеріалу, наприклад підвищувати демпфуючу здатність, високі затрати та складність пе-

реробки матеріалу спонукають розвивати інші технології виготовлення сендвіч-панелей.

Відомі методи порошкової металургії, де тришарову заготовку із суміші порошку алюмінію та піноутворювача (наприклад,  $TiH_2$ ), з металевими листами з обох боків виготовляють екструзією або прокатуванням порошку (powder rolling). У подальшому заготовку нагрівають до температури піноутворення, що призводить до утворення пор всередині алюмінієвого шару [3, 5]. Однак незважаючи на можливість отримання виробів просторової конфігурації, технологія має певні недоліки:

- для отримання виробу необхідно мати дві форми – для попередньої деформації металевих листів та для фінального піноутворення у заготовці;
- розміри майбутніх виробів обмежуються робочими розмірами печей для термічного оброблення заготовок;
- у представленій технології піноматеріал, зазвичай, має нерівномірну щільність та розподіл пор, що може негативно вплинути на властивості отриманого виробу [3].

Одним із методів рідкофазного отримання металевих пінометалів, у тому числі і композитних сендвіч-панелей, є лиття розплавів у форми з водорозчинними речовинами. Так, для формування композитної структури у ливарну форму попередньо встановлюють каркас з металевих листів (наприклад, титану) та заповнюють форму гранулами водорозчинних солей. Підготовлену форму заливають алюмінієвим розплавом, після охолодження якого композитний вилівок поміщають у воду для розчинення солі. Перевагами даного методу є контролювання розміру пор, який визначається розміром гранул водорозчинних солей. Даний рідкофазний спосіб забезпечує одночасне формування композиційного матеріалу та шару піноалюмінію при заливанні розплаву. Виготовлений композит, у порівнянні з піноалюмінієм, має більш високі значення міцності на стиск при незначному підвищенні щільності [4, 6].



Таким чином, розвиток та вдосконалення рідкофазних технологій виготовлення пористих шаруватих титан/алюмінієвих композитів, які дозволять отримати якісний матеріал з контрольованими властивостями, а у подальшому – зі складною конфігурацією, є актуальним та перспективним.

Література:

1. Хохлов М. А., Ищенко Д. А. Конструкционные сверхлегкие пористые материалы (Обзор). Автоматическая сварка. 2015. №03-04. С. 60–65.
2. <http://www.cymat.com>
3. Bucher T. Laser Forming of Metal Foam: Mechanisms, Efficiency and Prediction: PhD thesis in Mechanical Engineering. New York, 2019. 224 p.
4. Ковтунов А. И., Мямин С. В., Семистенова Т. В. Слоистые композиционные материалы: электронное учебное пособие. Тольятти: Изд-во ТГУ, 2017. – 1 оптический диск.
5. Banhart J., Seeliger H. W. Aluminium Foam Sandwich Panels: Manufacture, Metallurgy and Applications. *Advanced Engineering Materials*. 2008. Vol. 10, Issue9. P. 793–802.
6. Ковтунов А. И., Хохлов Ю. Ю., Мямин С. В. Технология формирования и свойства пеноматериалов. *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №3. С. 64–68.

**Гурія І.М., Смірнова Я.О., Логунів С.С.**

**(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**

**КАРБОН-ТИТАНОВІ КОМПОЗИТНІ МАТЕРІАЛИ**

**E-mail: guriya@ukr.net**

Карбон як конструкційний матеріал поширюється і стає незамінним у багатьох галузях завдяки своїй легкості, жорсткості, високим міцності, опорі втомному навантаженню, демпфувальній здатності та вібростійкості.

Такий широкий спектр властивостей забезпечують полімерний зв'язувальний компонент та армувальні волокна, їх концентрація та орієнтація. Вуглецеві волокна отримують обробленням у декілька стадій вихідних лінійних полімерів. Технологія містить послідовні операції: нагрівання до 500 К та окислювання на повітрі або у кисневому середовищі; подальше нагрівання до 1000 К і карбонізація в інертному середовищі та графітізація під час підвищення температури до 3000 К у середовищі аргону, гелію, азоту [1].

Сучасні високотехнологічні галузі розвивають виробництво та використовують матеріали цього класу у авіації, космосі, професійному спорті та автомобілебудуванні.

Саме для забезпечення власного неповторного дизайну та зменшення ваги у автомобілях марки Пагані застосовують композитні кузовні матеріали (рис. 1), в тому числі Carbo-Triax HP62 та Carbo-Titanium HP62 G2 [2].



Рис. 2. Модель кузова з карбонового композиту

Технологічний процес отримання виробів складається з таких операцій [3]:

1. Проводять піскоструминне оброблення шару  $\beta$ -титанового сплаву.
2. З одного боку наносять шар платини та піддають металеву заготовку старінню, у ході якої титан стає хімічно активним та починає поглинати платину. На поверхні титанової заготовки утворюється шар сплаву платини з титаном, який дозволяє нанести наступне платинове покриття.
3. Наносять платинове покриття.

4. Наносять шар ґрунтовки.
5. Наносять адгезивний шар.
6. З'єднують заготовку з шаром карбонового композиту (наприклад, шляхом нагрівання до 180 °С протягом однієї години).

За аналітичними прогнозами [4], незважаючи на високу вартість матеріалів та збільшення витрат на виробництво, світовий ринок карбонових композитних матеріалів з 2017 до 2025 року збільшиться на 10,9%.

#### Література:

1. Черниш І. Г., Лобода П. І., Черниш І. С. Неметалеві матеріали: навч. посіб. – Київ: Кондор, 2008. – 406 с.
2. Pagani Huayra Roadster BC. Pagani: веб-сайт. URL: <https://www.pagani.com/press/huayra-roadster-bc/> (дата звернення: 20.04.2021).
3. Carbon-titanium composites: пат. 568530 США. № 5733390; заявл. 07.12.1995; опубл. 31.03.1998.
4. Carbon Fiber Market Size Worth \$6.36 Billion By 2025 | CAGR: 10.9% : веб-сайт. URL: <https://www.grandviewresearch.com/press-release/global-carbon-fiber-market> (дата звернення: 20.04.2021).

**Дорошенко В.С., Гнатуш В.А.  
(ФТІМС НАН України, м. Київ)  
ЛИТВО ДЛЯ ЕЛЕКТРОМОБІЛЯ. АЛЮМІНІЙ ЗАМІСТЬ  
ЧАВУНУ**

**E-mail: doro55v@gmail.com**

Електромобіль потребує більше алюмінієвого литва, ніж чавунного. При цьому в сегменті лиття під тиском алюмінієвих сплавів очікується конструкторсько-технологічний прорив. Компанія Tesla завершує на заводі в Німеччині роботи стосовно укрупнення 70 штампованих деталей кузова електромобіля моделі Y в один вилівок, що буде серійно виготовлятися литтям під тиском із нового алюмінієвого сплаву. Зразок такої вилівки вже проде-

монстровано, як рекордно-найбільший виліток лиття під тиском. Далі планується виготовляти весь кузов у форматі одного вилітка. Ця технологія використовує машини лиття під тиском моделі Giga Press компанії IDRA Group (Італія) з зусиллям 5500 і 6200 тонн.

При переході на електромобілі комплекс двигуна внутрішнього згоряння (ДВЗ), який використовується майже 150 років, замінюють на комплекс електродвигуна (рис. 1). На відміну від автомобілів з ДВЗ, електротранспортний засіб на акумуляторах не має таких елементів, як блок двигуна, коробка передач чи паливний бак. Це не лише скорочує витрати, але й частково компенсує велику вагу електробатарей. Електричний привід включає такі основні вузли з литими деталями (рис. 2) [1].



Рис. 1. Литі деталі двигуна внутрішнього згоряння (ліворуч) проти електродвигуна (праворуч) [1]

При цьому застосовуються нові конструктивні рішення та матеріали, а також принципово нові деталі та прилади. Зокрема, в литих заготовках для

автомобіля графітізовані чавуни поступаються алюмінієвим сплавам. Це призводить до певного зменшення маси виливків на один автомобіль, проте може бути компенсовано збільшенням випуску електромобілів. Тим самим потужності ливарної промисловості будуть достатньо завантаженими. В той же час трансформація автомобілебудування світу буде супроводжуватись диверсифікацією бізнесу, консолідацією, вилученням активів, використання стратегії змін тощо.

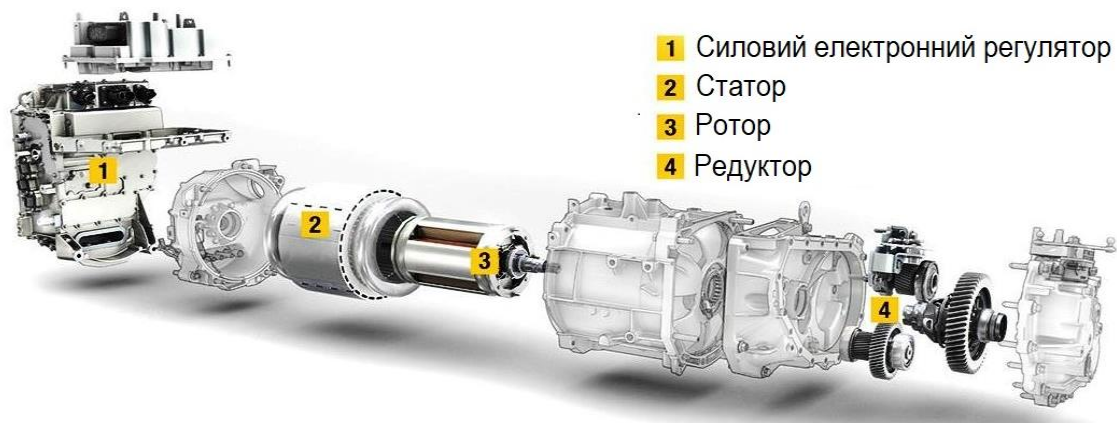


Рис. 2. Основні вузли з литими деталями електроприводу електромобіля

#### Література:

1. Einfluss der Elektromobilität auf die Gussproduktion in der deutschen Gießerei-Industrie. Giesserei. 2018. 04. S. 84-94. URL: <https://docplayer.org/105398242-Giesserei-verlag-einfluss-der-elektromobilitaet-auf-die-gussproduktion-in-der-deutschen-giesserei-industrie.html>

**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ЗАРУБІЖНИЙ ДОСВІД 3D-ДРУКУ РАЗОВИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ЛВМ**  
**E-mail:doro55v@gmail.com**

Завдяки досить недавнім досягненням адитивне виробництво (АВ або 3D-друк) стало ефективною технологією отримання виплавлених моделей, яка сьогодні скорочує час отримання виливків від конструювання до вигото-

влення кінцевої продукції. Конструктори і технологи можуть швидко «доводити» деталі до оптимального їх функціонування, перш ніж приступити до їх виробництва. Крім того, область застосування АВ зростає завдяки постійному розвитку програмного забезпечення (ПЗ), обладнання та матеріалів [1].

АВ дало литтю по виплавлених моделях (ЛВМ) можливість відмовитися від дорогого процесу виготовлення оснастки для отримання моделей. Завдяки передовому ПЗ, обладнанню та матеріалам ливарники можуть переходити безпосередньо від САПР до ливарної моделі, заощаджуючи час і гроші. Традиційно на виготовлення оснастки для ЛВМ іде до двох тижнів чи більше, АМ скоротило цей час до годин чи днів [1] з можливістю друкуванням принтером цілодобово. Це не лише дозволяє постачальникам швидше доставляти продукцію, але і прискорює реалізацію інженерних проектів, гарантує більш надійну роботу кінцевих виробів і прискорює їх сертифікацію.

Так ливарне виробництво піддається цифровізації, змінює цифрову культуру виробників і структуру циклів їх розробок. Аерокосмічні компанії впровадили більш швидкі і «агресивні» інженерні цикли через економію часу і витрат на литво завдяки АМ. Конструктори отримали менше обмежень на геометрію деталей, а дизайнери готових виробів нерідко стали об'єднувати заготовки в єдиний об'єкт (він може бути набагато складнішим) для зниження ваги компонентів і витрат на зборку. Оскільки час переходу від САПР до виливка скоротився для багатьох проектів, зросла потреба і в скороченні часу обробки виливків. У деяких прикладах конструкції компонентів розвивалися так швидко, що протягом тижня було створено і протестовано кілька ітерацій та привело до створення сценарію розробки, який був би неможливий без АМ [1]. АВ не лише відкрило нові можливості дизайну для ЛВМ, а стало друкувати моделі з такого матеріалу, що з ними стало легше працювати. Моделі складаються в основному «з повітря» (рис. 1 [1]), вони стали легшими, їх просто перевозити на далекі відстані, якщо принтер недоступний, а процес лиття легше автоматизувати, нерідко залучаючи роботи.



Рис. 1. Приклади моделей, отриманих АВ, та виливка по одній з них

Література:

1. Kuester E. The Impact of Additive Manufacturing on Investment Casting. 15. 01. 2021. URL: <https://www.foundrymag.com/molds-cores/media-gallery/21152545/>

**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ПРО ЦИФРОВУ КУЛЬТУРУ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА**  
**E-mail: doro55v@gmail.com**

Серед стратегічних цілей Національної економічної Стратегії на період до 2030 р., затвердженої постановою Кабміном України від 3.03.2021 № 179 відзначено, що «цифрові технології – основа добробуту України; світ, де створюються наші нові можливості; сфера, що визначає суть трансформацій у країні для кращого життя, роботи, творчості, навчання». В



цьому документі «стрімкий розвиток цифрової економіки» вказано серед низки факторів, що «створюють як виклики, так і нові можливості для України», а «досягнення стратегічних цілей дасть змогу забезпечити цифровізацію економіки та інших сфер життя та сприяти пришвидшенню економічного зростання», а «розвиток цифрової економіки» є «один із драйверів економічного зростання України». Серед «викликів і бар'єрів на шляху досягнення стратегічних цілей» названо «відсутність національних принципів та моделей здійснення цифрових трансформацій», а також відсутність «дотримання принципу «цифрове за замовчуванням (digital by default)». Цим, по суті, в країні створюється цифрова культура (digital culture), що за визначенням компанії Microsoft означає – «загальні основоположні і глибоко вкорінені базові припущення, цінності, переконання і норми, що характеризують те, як організація заохочує і підтримує використання технологій для найбільш ефективного застосування в роботі» [1]. Для ливарного виробництва, як технологічного феномену, вищесказане означає необхідність створення цифрової технологічної культури.

Література:

1. Digital Culture: Your Competitive Advantage. 2017. URL: <https://news.microsoft.com/uploads/2018/02/EEE-Insights-Report.pdf>.

**Дорошенко В.С.**

**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ПРИНЦИП ВИДУВАННЯ ПО U-ПОДІБНОМУ КАНАЛУ  
ПРОДУКТІВ ГАЗИФІКАЦІЇ ПІНОПОЛІМЕРНОЇ МОДЕЛІ ТА  
ЇХ ЗНЕШКОДЖЕННЯ  
E-mail: doro55v@gmail.com**

Для лиття металу за газифікованими моделями (ЛГМ) удосконалено спосіб (пат 67906 UA, 2007), який при заливанні металу у форму включає виведення газових продуктів термодеструкції моделі за межі форми по газовидних каналах у моделі і спалення цих газових продуктів на поверхні форми. Але цей спосіб призначено переважно для форм із піщаних сумішей зі



зв'язувальним компонентом (full mold casting), бо для вакуумованих форм (lost foam casting) частина газів від моделі всмоктує форма і на поверхні форми не завжди можна отримати стабільний факел горіння. Для вакуумованих форм в моделях (середніх і крупних виливків) запропоновано знизу до верху виконувати два газовідвідних канали, по одному виводити газ, а по другому нагнітати повітря.

При заливанні металу по першому каналу газ від моделі буде виходити, а по другому каналу діаметром 5-8 мм подається невеликим компресором струмінь повітря з витратою близько 20-30% від об'єму газу газифікації моделі. При заливанні металу між його дзеркалом і моделлю в формі утворюється зазор, в який подають повітря, кисень з нього частково окислює продукти піролізу моделі, а азот сприяє витісненню газу крізь другий канал на поверхню форми, де газ підпалюють. Два канали в моделі з подовженням їх полімерними трубками (як випори) разом утворюють U-подібний канал, нижня частина якого виконує вказаний зазор, що піднімається вгору до заповнення форми металом. На вакуумованій формі створюють факел полум'я, в якому повністю згорає газ практично з нульовим рівнем викидів без диму, як згорання природного газу на кухонній плиті до  $\text{CO}_2$  і парів  $\text{H}_2\text{O}$ . Зниженням газопроникності вогнетривкої фарби на моделі можна до мінімуму знизити насичення піску і забруднення повітря цеху продуктами газифікації, стабільно спалюючи їх без диму, але цей спосіб потребує виконання каналів у моделях. Для пропалювання каналів пристосували електричні інструменти на основі паяльника (рис. 1) чи типу випалювача по дереву (рис. 2), нагрітий робочий орган (жало) якого виконували з ніхромового дроту товщиною до 1 мм.

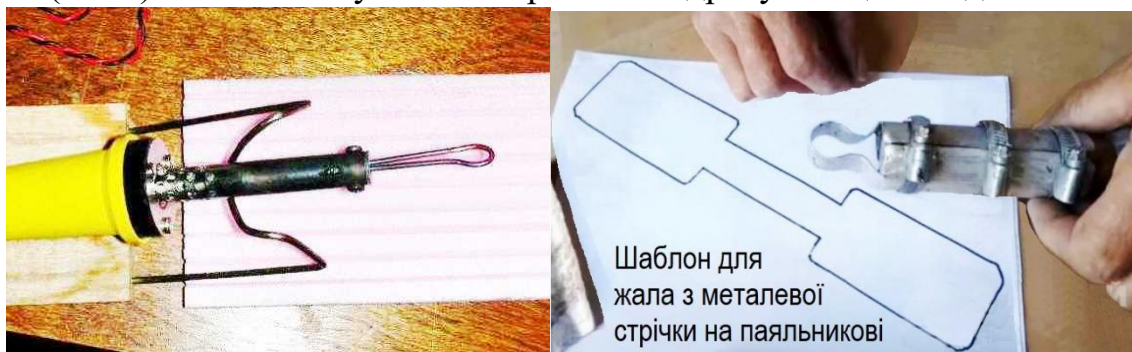


Рис. 1. Дротяне і стрічкове жало на паяльнику для пропалювання каналу



Рис. 2. Пропалювачі і виконані ними округлі канали в пінопласті

При повороті вигнутого кінця U-подібного жала на  $90^\circ$  відносно його двох прямих дротин, закріплених до зйомників струму (рис. 2), утворювали кільце (одне чи два як спіраль), яке при русі інструменту в глибині стінки моделі пропалює канал шириною 5-8 мм і більше, а два кінці дроту слідуєть один за одним і утворюють вздовж поверхні моделі щілину товщиною до 1 мм, яку заклеювали паперовою чи полімерною стрічкою (скотч), або клинковою скалкою з пінопласту. До ручки інструменту кріпили ролик, що котиться по поверхні моделі, спрощував виконання каналу згідно вигинів поверхні моделі. Згоряння – знешкодження газів за межами форми значно знижує витрати на вентиляцію, кардинально покращує умови праці в ливарному цеху та дає екологічний ефект зниження забруднення навколишнього середовища.

**Дорошенко В.С.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*  
**ПРО ПУЛЬСУЮЧИЙ ХАРАКТЕР ТИСКУ ГАЗІВ В ЛИВАРНІЙ  
ФОРМІ ПРИ ГАЗИФІКАЦІЇ МОДЕЛІ**  
**E-mail: doro55v@gmail.com**

Спосіб лиття металу за газифікованими моделями (ЛГМ) винайдено на початку п'ятдесятих років канадським скульптором А. Вайланкуром ([en.wikipedia.org/](http://en.wikipedia.org/)), запатентовано Г. Шройером (1958), а виконання способу в формах з піску без зв'язувального компонента почалося з патенту Х. Нелліна (1960). Попри низку безумовних переваг, ЛГМ має недолік щодо підвищення і

пульсації тиску газу у формі (рис. 1) при заливанні її металом, що нерідко у недосвідчених ливарників призводить до виплесків металу з ливникової системи. Цей феномен газифікації досліджено В.С. Шуляком і О.Й. Шинським.

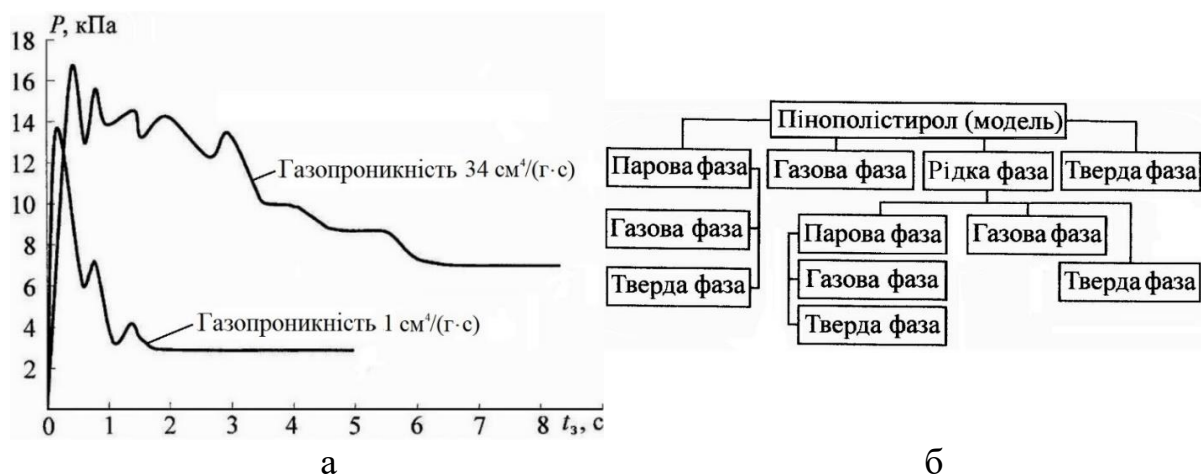


Рис. 1. Пульсація тиску газу у формі при різній газопроникності покриття моделі при заливанні металу з  $T = 1120 \text{ }^\circ\text{C}$  (а) та схема фазових перетворень при термодеструкції моделі при заливанні металу (б) (за В.С. Шуляком)

Така пульсація газу збільшується при введенні у модель чи форму окисників для окислення газів від газифікації моделі. Тому для стабільного зниження тиску газів у формі слід ретельно підбирати і встановлювати трубчасті випори з відповідними каналами в моделі для зниження надмірного тиску газу та створювати нові способи знешкодження чи спалювання нагрітих газів за межами форми для запобігання забруднення повітря цеху і піску форми.

**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ПРО БІОНІЧНИЙ ДИЗАЙН ВИЛИВКІВ З ВИСОКОМІЦНОГО**  
**ЧАВУНУ**  
**E-mail: doro55v@gmail.com**

Біонічний дизайн полягає у використанні природи як приклад для дизайну конструкцій. Компанія GF Casting Solutions (Швейцарія) має досвід такого дизайну для зниження ваги виливків складних конструкцій, що мають тонкі стінки, проте залишаються жорсткими і довговічними [1]. Для вантажних авто-

мобілів характерна екстремальна експлуатація їх деталей. Ступиця колеса з'єднує його обід і вісь автомобіля, на неї діють вертикальні, поперечні і гальмівні сили, гасіння їх властиве чавуну. Натхненна біонікою, GF Casting Solutions розробила ступицю з високоміцного чавуну. Вона відрізняється від попередньої отворами і ребрами при зменшенні ваги на 4,8 кг (13%) до 33,3 кг (рис. 1), або до 50 кг на вантажівку з тою перевагою, що отвори та канали покращують циркуляцію повітря для охолодження гальмів. Комп'ютерними програмами розраховували, де зменшити матеріал без погіршення службових показників. За кілька ітераційних циклів ступиця отримала форму з ребрами природного стилю. Переваги дало зниження як ваги виливків, так і витрат палива при збільшенні корисного навантаження транспортного засобу.



Рис. 1. Полегшена конструкція ступиці біонічного дизайну

#### Література:

1. D. Mahnig. Bionic wheel hub – taking nature as an example to lighten commercial vehicles. 25. 02. 2021. URL: <https://www.foundry-planet.com>.

**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ЕТАПИ РОСТУ МОЖЛИВОСТЕЙ ЛИВАРНОГО**  
**ВИРОБНИЦТВА**  
**E-mail: doro55v@gmail.com**

Раніше і зараз (у більшості) при формовці в парних опоках лили і ллють передусім те, що могли заформувати. З розвитком лиття за разовими моделями додалась можливість лити те, що могли змоделювати. З появою адитивного виробництва (3D-технологій) додалась можливість лити те, що могли надрукувати чи «виростити». Причому надрукувати змогли як ливарну модель (разову чи багаторазову), так і форму, а також виливок. Таким чином, мова йде про три етапи можливостей ливарного виробництва. З появою моделей, що газифікуються, з легкою (і 3D) обробкою для них пінополістиролу і формовкою в сипкому піску з'явилась можливість лити каркасно-комірчасті виливки.

Це приклад того, що кожний етап збільшував розмаїття конструктивної номенклатури виливків, а також низку можливостей впливу на структуру і властивості литого металу. Якщо на першому етапі здебільшого лили те, що лягало в роз'єм напівформ і дозволяло протяжку моделі, то на другому етапі стали лити ще те, яку разову модель змогли виготовити, склеїти і заформувати в об'ємі сипкого (вібро-плинного чи «псевдорідкого») піску та підживити розплавом металу. А третій етап розширив можливості для першого і другого досить швидким, як для нової номенклатури литва, 3D-друкуванням і форм, і моделей, і виливків, так би мовити, «з повітря» без паперової документації модельно-формувальної оснастки, а саме: з цифрових файлів за комп'ютерними програмами. Комп'ютерні програми тепер стали здатні до оптимізації литих конструкцій і «неминуче привели» до природоподібних конструкцій, бо природна еволюція вже відібрала конструкції, які найбільш ресурсоефективно підкорюють простір. Біонічні конструкції, «долаючи» гравітацію, ростуть знизу вгору (до сонця), якраз в тому напрямку, в якому зручно їх адитивно друкувати.



**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**3D-ДРУКОВАНА ПОЛІМЕРНА МОДЕЛЬ ДЛЯ ГАЗИФІКАЦІЇ**  
**У ФОРМІ**  
**E-mail: doro55v@gmail.com**

Для лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), застосовують 3D-друковані полімерні моделі двох видів: 1) модель з друкованою гладкою тонкою оболонкою (кіркою) на каркасі з розпірок; 2) та ж оболонка, але наклеєна на заготовку з пінопласту. За моделями першого виду методом ЛГМ Мельником В.С. (<http://1-d.com.ua>) вилито чавунні деталі колон ліхтарів (рис. 1). Приклад другого виду декоративної моделі (рис. 2) має оболонку з полімеру PLA(a), ця ж оболонка на пінопластовій основі покрита фарбою (б), заливання форми при ЛГМ (с), виливок (д) опробовано з чорних і кольорових сплавів [1].



Рис. 1. Деталь колони ліхтаря для Маріїнського парку м. Києва

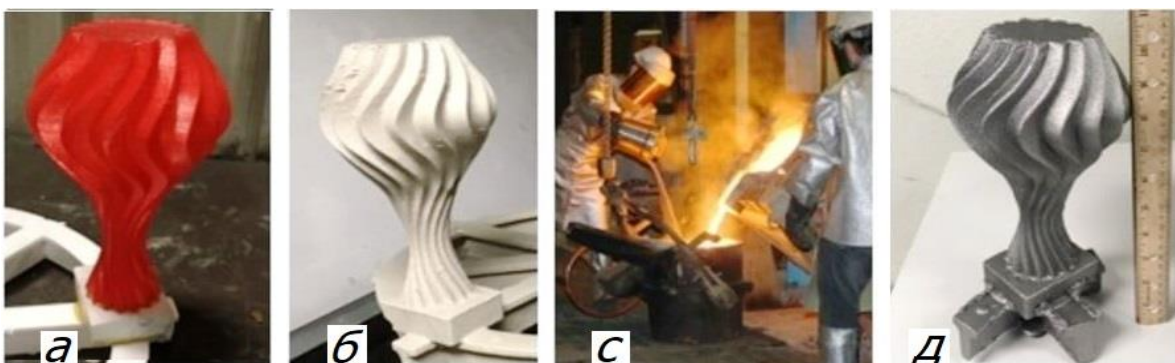


Рис. 2. ЛГМ-процес з оболонковою моделлю на заготовці з пінопласту [1]

Література:

1. Sarah Jordan, Mark De Bruin. Additive Manufacturing Evaporative Casting // Materials Science and Technology. – 2017. – October 8-12. – P. 281-288.

**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**3D-ДРУКОВАНІ КЕРАМІЧНІ ФІЛЬТРИ ДЛЯ ЛИТТЯ СТАЛІ**  
**E-mail: doro55v@gmail.com**

Фільтри зі спеченої кераміки мають обмежену фільтраційну здатність, тоді як нові варіанти дозволяють лити масивні вироби і покращують вихід лиття. За розрахунками [1] для сталевих виливків вагою від 1 т для традиційних фільтрів треба великі розміри, для яких нема місця в ливникових системах. Компанія ASK Chemicals розробила 3D-друковані фільтри, що імітують піну з порами більшого розміру одночасно з контрольованим ламінарним потоком в порах з повторюваними характеристиками. Ці фільтри збільшують пропускну здатність для крупних сталевих виливків не менше, ніж на 300% (рис. 1).



Рис. 1. 3D-друковані фільтри з контрольованою «геометрією» пор [1]

ФТІМС НАН України має патент на виготовлення фільтрів з льодяним пороутворювачем, як передумова способу 3D друку в морозильній камері двома головками, одна друкує «льодяні пори», друга – кераміку. Танення льоду вивільняє пори, просичує і зв'язує кераміку до рівня наступного прожарювання.

Література:

1. ASK Chemical. Filtering High-Volume Castings Efficiently and Effectively. 1.11.2020.URL:<https://www.foundrymag.com/ask-the-expert/>

**Дорошенко В.С.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ВІРТУАЛЬНИЙ ІНЖИНІРИНГ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА**  
**ОПТИМАЛЬНИХ ЛИТИХ КОНСТРУКЦІЙ ЗА**  
**ОПТИМАЛЬНОЮ ТЕХНОЛОГІЄЮ**  
**E-mail: doro55v@gmail.com**

Створення високотехнологічних виробів та виробництв, як комплекс наукових, проектно-конструкторських, технологічних і виробничих робіт, узагальнюють терміном «інжиніринг», що включає підготовку техніко-економічних обґрунтувань і проектів; проектування нової технології; технічне сприяння при проведенні спеціалізованих робіт; будівельний, інвесторський і технічний нагляд; консультаційні послуги; проведення випробувань і перевірки обладнання і машин; переробка сировини за оригінальною технологією. Для інжинірингу інноваційних процесів з застосуванням комп'ютерних програм є термін «віртуальний інжиніринг», а в ряді технічних університетів (за даними <https://www.plm-ural.ru/>) читають предмет «Інжиніринг ливарних технологій» (ІЛТ). Під віртуальним ІЛТ мають на увазі використання цифрових інформаційних засобів для розробки технологій виготовлення виливків, проектування цехів і ливарного обладнання із застосуванням програм моделювання та інженерних розрахунків для комплексної оцінки, оптимізації, аналізу витрат, планування, щоб інструменти, засновані на знаннях, інтегрувати в технологічні процеси і виробничі комплекси.

Національна палата інженерів (<http://npirf.ru/>) інжиніринг визначає з таких складових: підготовка технічного завдання, передінвестиційні дослідження, розробка проектною документації, розробка робочої документації; включає функції проектувальника по реалізації проекту: збір вихідних даних і обстеження умов організації виробництва, авторський нагляд, вибір обладнання, підготовка технологічних регламентів, участь в пусконалагоджувальних роботах, підготовка документації «як побудовано», введення в експлуатацію та навчання персоналу замовника.



Віртуальний ІЛТ процесу лиття металу за газифікованими моделями у ФТІМС НАНУ (наукова школа проф. О. Й. Шинського), крім проектування ливарного обладнання, включає проектування модельної оснастки, очисного устаткування, засоби і комплекси автоматизації технологічних процесів і екологічного моніторингу всього ЛГМ-процесу для впровадження в ливарних цехах. Моделювання процесів лиття у складі віртуального ІЛТ є інструментом оптимізації процесу з метою поліпшення якості продукції. Якщо для цього потрібна тривимірна цифрова модель виливка, що не завжди доступно, якщо оригінальні креслення вже змінено, то є зворотний інжиніринг (ЗІ) – метод відновлення геометричної моделі виливка. ЗІ для отримання тривимірної САД моделі виливка, як деталі обладнання, має 4 етапи: 1) попереднє оцифрування, 2) оцифрування деталей обладнання, 3) реконструкція поверхні і 4) тривимірне САД моделювання. Методом ЗІ реконструюють «геометрію» окремої деталі обладнання та навіть зібраної ливарної форми для виготовлення виливка.

Віртуальним ІЛТ створюють моделі високої відповідності реальним процесам і конструкціям замість дорогих натурних моделей, знижуючи виробничі витрати, а адитивні технології дозволяють виробляти персоналізовану (за індивідуальною заявкою) продукцію з мінімумом витрат матеріалів і часу на її розробку і прототипування. У концентрованому виді ці новітні комп'ютерні та виробничі технології включають у прогнози «фабрик майбутнього».

На сайтах окремих компаній замовник вже може розмістити он-лайн креслення свого виливка (деталі), а програма тут же покаже оптимізовані варіанти конструкції цього виливка, рекомендації щодо матеріалу, вартості, часу його виготовлення залежно від серійності тощо. Це схоже на те, як у магазині одягу покупець за допомогою програми доповненої реальності може на тут же зробленому своєму фото чи відео у повний зріст на моніторі побачити себе в тому одязі, що він вибрав кліком на комп'ютері, порівняти свій віртуальний вид в різних костюмах з рекомендаціями щодо оптимальних кольорів, ціни, новизни, матеріалу, сезону, розмірів.

**Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М.**

*(ДДМА, м. Краматорськ)*

**ОСОБЛИВОСТІ ЗМІЦНЮЮЧОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ  
НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ  
ОПТИМАЛЬНОГО КОМПЛЕКСУ МЕХАНІЧНИХ  
ВЛАСТИВОСТЕЙ**

**E-mail:** dyachenko.yurij.1978@gmail.com, fyodorov@ukr.net

Загальновідомий принцип вибору температури нагрівання під гартування при  $A_{c3} + 30 \dots 50$  °С для доевтектоїдних сталей не гарантує отримання дрібнозернистої структури, що обумовлено відсутністю надлишкових фаз, для стримування зростання зерна при нагріванні вище  $A_{c3}$ . Тому вибір температури гартування для вуглецевих доевтектоїдних сталей вимагає уточнення [1].

Мета роботи: вивчити виникнення аустеніту в низьковуглецевій мікролегованій сталі і обґрунтувати його вплив на механічні властивості цієї сталі після гартування з відпуском.

Для вивчення процесу формування аустенітної структури при нагріванні використовували метод пробних гартувань [2]. Зразки у вигляді пластин  $5 \times 5 \times 20$  мм нагрівали в інтервалі  $700 \dots 900$  °С через  $20$  °С, витримували при кожній температурі 30 хв. Потім гартували у воді, визначали твердість і піддавали металографічному контролю.

Аустеніт, що утворився при нагріванні, в результаті гартування перетворювався на мартенсит або інші структури, що відрізняються за травлінням від початкової структури. Це дозволяло легко ідентифікувати початкову і структурні складові, що знову утворюються.

Зразки для визначення міцності і ударної в'язкості піддавали гартуванню у воді з температур  $700 \dots 900$  °С і витримці при нагріванні – 40 хв.

По мірі підвищення температури гартування від  $720$  °С до  $880$  °С твердість сталі збільшується. Найбільш суттєве збільшення твердості спостерігається після гартування в інтервалі температур від  $720$  °С до  $820$  °С, тобто в

інтервалі міжкритичних температур. Вплив температури гартування на інші властивості сталі після загартування з відпуском узгоджуються з характером зміни мікроструктури. Безпосередньо після гартування з 700 °С і 720 °С значення властивостей визначається структурно-фазовим станом сталі при нагріванні нижче  $A_{c1}$ . Характерною рисою для цих властивостей є низька твердість, це обумовлено наявністю ферито-перлітної структури. Значна різниця між межею плинності і межею міцності, високі значення відносного подовження і відносного звуження обумовлені наявністю великої частки фериту. Низька ударна в'язкість пов'язана з крупнозернистістю сталі після відпалу.

По мірі підвищення температури гартування до 820 °С твердість сталі різко підвищується, що пов'язано з безперервним збільшенням кількості продуктів розпаду аустеніту і зменшенням долі фериту. Після гартування від 820 °С до 880 °С твердість не підвищується, що можна пояснити максимальною насиченістю аустеніту вуглецем. Межа міцності і плинності підвищується при нагріванні від 840 °С, що пов'язано зі збільшенням долі продуктів розпаду аустеніту. Ударна в'язкість підвищується при нагріванні під гартування до 800 °С, що пов'язано з подрібненням зерна в результаті утворення аустеніту і наявністю певної долі фериту, як чинника, що уповільнює швидкість поширення тріщини в процесі випробувань на ударну в'язкість (табл. 1). Різке зменшення ударної в'язкості після гартування в інтервалі 820...840 °С викликано укрупненням зерна після зникнення в структурі долі фериту, як чинника, який стримує зростання зерен аустеніту.

Після гартування з температури 840...900 °С в'язкість практично не змінюється, що пов'язано з крупнозернистістю сталі. Відносне подовження, по мірі підвищення температури гартування, несуттєво знижується, що пов'язано зі збільшенням долі продуктів розпаду аустеніту і зменшенням долі фериту після гартування до 800 °С і укрупненням зерна після гартування в інтервалі 800...900 °С. Відносне звуження, яке в основному залежить від чистоти металу і у меншій мірі від інших чинників, мало змінюється залежно від температури загартування 720...900 °С (табл. 1).

Таблиця 1 – Експериментальні данні зміни властивостей низьковуглецевої сталі після гартування і відпуску при 640 °С

Температура гартування, °С	Властивості				
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
700	280	500	30	68	165
720	325	505	30	73	230
760	450	600	25	75	275
800	450	675	22	73	300
820	645	725	21	72	270
840	680	760	20	72	245
900	680	775	19	70	245

Таким чином, проведенні дослідження показують, що при нагріванні низьковуглецевої сталі перекристалізація початкової ферито-перлітної структури відбувається в інтервалі  $A_{c1} - A_{c3}$  у дві стадії. Перша стадія полягає в утворенні зерен аустеніту усередині раніше розташованих зерен перліту. Вона відбувається відразу після досягнення температури  $A_{c1}$ . Друга стадія полягає в подрібненні зерен первинного фериту шляхом зародження в них зерен аустеніту і дробленні зерен фериту шляхом проникнення в них зерен аустеніту, що утворилися на першій стадії перекристалізації. Завершується перекристалізація з моменту повного зникнення зерен первинного фериту.

Для отримання високого комплексу механічних властивостей з максимальним рівнем ударної в'язкості сталь слід гартувати з температури  $(A_{c3} - 10)$  °С; з максимальним рівнем властивостей міцності, відповідно, з  $(A_{c3} + 10)$  °С.

#### Література:

1. Зельдович В. И. Образование аустенита в низкоуглеродистых железоникелевых сплавах / В. И. Зельдович, И. В. Хамская, О. С. Ринкевич // ФММ. – 1992. – Вып. 2. – С. 5–28.
2. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железо-углеродистых сплавах. – М.: Металлургия, 1982. – С. 128.

**Затуловський А.С., Малявін А.Г., Кузьменко О.А., Щерецький В.О.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ФТОРФЛОГОПІТОВОЕ КАМ'ЯНЕ ЛИТТЯ -**  
**ДІЕЛЕКТРИЧНИЙ МАТЕРІАЛ ДЛЯ КРІОГЕННОЇ ТЕХНІКИ**  
**E-mail: kuzma17071986@gmail.com**

Унікальний комплекс фізико-хімічних і механічних властивостей, а також висока технологічність в процесі виготовлення і обробки каменелитого фторфлогопітового матеріалу забезпечили йому широке застосування в кольоровій металургії і ливарному виробництві. Фасонні вироби, тиглі, труби, корозійностійка ливарна оснастка використовується при плавці, розливанні, дозуванні алюмінію, цинку, магнію, мідних сплавів. Як жароміцний і термостійкий, діелектричний матеріал застосовують для деталей енергетичного устаткування, що працює при високих (до 900-1000 °С) температурах, а також для ізоляторів теплостійких електричних з'єднань.

Матеріал каменелитих фторфлогопітових виробів володіє унікальним поєднанням і рівнем фізико-технічних властивостей і структури, які не мають вогнетривкі матеріали, що застосовуються у виробництві кольорових металів (табл. 1).

Таблиця 1 – Характеристика каменелитого матеріалу

Властивості	Одиниці виміру	Температура, °С		
		20	600	900
Щільність	кг/м <sup>3</sup>	2,65	-	-
Межа міцності при стисненні	МПа	60-120	-	-
Межа міцності при згинанні	МПа	20-35	-	-
Термічна стійкість	Кільк. циклів	-	>500	>300
Коефіцієнт лінійного термічного розширення	Град <sup>-1</sup> •10 <sup>-6</sup>	7,6	6,2	6,0
Питомий об'ємний опір	МОм•см	2,1•10 <sup>13</sup> -4•10 <sup>14</sup>	-	1•10 <sup>9</sup> -3•10 <sup>12</sup>
Питомий поверхневий опір	МОм	4•10 <sup>11</sup> -1,8•10 <sup>13</sup>	-	-
Електрична міцність	КВт/мм	135-140	85	-

З метою визначення можливості застосування каменелитого фторфлогопітового матеріалу в якості діелектрика для контактних плат надпровідних

магнітних систем (СМС) були виготовлені зразки і проведено їх випробування. Для цього з фторфлогопітового розплаву були відлиті циліндричні стрижні діаметром 110 мм, з яких на металообробних верстатах виготовили зразки.

Хімічний склад фторфлогопітового матеріалу наступний (мас. %):  $\text{SiO}_2 = 41,6$ ;  $\text{Al}_2\text{O}_3 = 11,8$ ;  $\text{MgO} = 26,9$ ;  $\text{K}_2\text{O} = 9,1$ ;  $\text{CaO} = 0,7$ ;  $\text{F}_2 = 10,6$ . Отримані виливки мали однорідну полікристалічну будову з розміром кристалів фторфлогопіту 0,5-2,5 мм. Пластинчасті кристали фторфлогопіту орієнтовані хаотично, обумовлюючи змішано-пластинчасту структуру литого матеріалу. Фазовий склад матеріалу містить в основному калієвий фторфлогопіт (85-90 об.%), домішки – енстатит і склофаза (10-15 об.%).

На першому етапі випробувань виконували вакуумний відпал зразків при  $800\text{ }^\circ\text{C}$  і тиску  $1 \cdot 10^{-5}$  мм рт. ст. протягом 2 год. Визначили, що фізико-механічні властивості каменелитого матеріалу не змінюються. Крім цього, геометричні розміри зразків також не змінюються, тобто вони не дають усадки і не утворюють газоподібних продуктів.

Потім зразки матеріалу були піддані циклічному низькотемпературному впливу шляхом обробки рідким гелієм при температурі  $-268\text{ }^\circ\text{C}$  та з наступним нагріванням до  $100\text{ }^\circ\text{C}$  протягом 5 хв. Всього було вироблено 35 таких циклів. Всі зразки витримали термоциклічні випробування без змін. Результати випробувань показали можливість роботи фторфлогопітового матеріалу в умовах низьких і високих температур в діапазоні від  $-268$  до  $900\text{ }^\circ\text{C}$ .

На основі проведених випробувань була виготовлена дослідна партія електроізоляційних контактних плат діаметром 105 мм, висотою 15 мм в кількості 8 шт. Контактні плати були встановлені на робочих надпровідних магнітних системах.

**Затуловський А.С., Щерецький В.О., Каранда О.А., Хілевська Ж.Л.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**АЛЮМОМАТРИЧНІ КОМПОЗИТИ, ЯКІ АРМОВАНО  
БРОНЗОВОЮ СТРУЖКОЮ, ВИРОБЛЕНІ ЛИВАРНИМИ  
МЕТОДАМИ**

**E-mail:** kompozit@ptima.kiev.ua

Використання неметалевих і металевих відходів є найважливішим резервом раціонального використання мінеральних ресурсів і дозволяє зменшити потребу в руді, флюсах, паливі, знизити енерго- і матеріальні витрати на виробництво, сприяє поліпшенню екологічної обстановки. Ефективна утилізація стружки чорних і кольорових сплавів, продуктів рециклінгу композитів, деяких видів неметалічних матеріалів за рахунок використання при виробництві литих композиційних матеріалів – невичерпний сировинний резерв при розробці і виробництві литих композиційних деталей.

У відділі композиційних матеріалів ФТІМС НАН України був розроблений метод, згідно з яким композиційний виливок виготовлявся просоченням шару армувальних частинок (стружки) матричним розплавом (силумін АК7) під зовнішнім тиском 0,6-0,7 МПа [1].

Розрахована кількість бронзової стружки поміщається в порожнину форми разом зі стружкою, склад якої відповідає матричному сплаву. Це дає можливість регулювати кількість армувальної фази при композиційному литві. Потім проводиться заливання матричного алюмінієвого сплаву, після чого в форму вводиться пуансон, який здійснює тиск на розплав з метою заповнення рідким металом проміжків між частинками, що знаходяться в порожнині форми.

Присутність у м'якій і легкоплавкій матриці алюмоматричного композиційного матеріалу армувальних частинок з мідних сплавів сприяє збільшенню його зносостійкості і розширенню діапазону робочих швидкостей і навантажень. У нашому випадку на робочій поверхні зразка для випробувань на знос (рис. 1) розташована частка стружки бронзи Бр05Ц5С5 в формі спіралі, оточена матричним сплавом АК7.



Рис. 1. Робоча поверхня зразка для випробувань на триботехнічні властивості (Ø 10 мм)

Випробування, які проводили на машині тертя 2070 СМТ-1 при терті в парі зі сталевим контртілом без змащення при навантаженні  $6,4 \text{ кг/см}^2$  і швидкості  $0,2 \text{ м/с}$ , показали, що на робочій поверхні присутні зони ковзання з невидаленими продуктами зносу (так званого третього тіла). Це вказує на хорошу припробуваність матеріалу при сухому терті за рахунок ефекту самозмащення.

Дослідження показали, що зносостійкість зразків композиційного матеріалу армованого мідної стружкою в  $1,7 - 1,8$  рази вище, ніж у зразків з матричного сплаву ( $6,9 \text{ см}^3/\text{м}$ , матриця –  $12,33 \text{ см}^3/\text{м}$ ).

Література:

1. Спосіб виробництва виливок з макрогетерогенного композиційного матеріалу // Патент України на корисну модель №78534. від 25.03.2013.

**Затуловський А.С., Щерецький В.О.**  
**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ТРИБОТЕХНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ШАРУВАТИХ**  
**МАТЕРІАЛІВ СИСТЕМИ СТАЛЬ-АНТИФРИКЦІЙНИЙ**  
**КОМПОЗИТ**

**E-mail:** kompozit@ptima.kiev.ua

Для задоволення вимог сучасної промисловості необхідно розробити нові матеріали з підвищеним в  $2-5$  разів рівнем зносостійкості. Особливо завдання актуальне для вузлів тертя, що експлуатуються в екстремальних умовах підвищених навантажень, температур, швидкостей ковзання в умовах сухого тертя, впливу абразивних частинок. Істотний техніко-економічний



ефект може бути отриманий за рахунок використання нового зносостійкого двошарового композиту: сталь – основа, зносостійкий литий дискретноармований композит (ЛКМ) – плакувальний шар. Перевага біметалевих деталей полягає в тому, що робоча поверхня виробу має високу антифрикційність, характерну для композиту ЛКМ, а основний (опорний) шар – міцність сталевих виробів [1, 2]. Тестування на знос проводили на установці МТ-68 за схемою: випробуваний зразок висотою 15 мм і діаметром 10 мм в парі зі сталевим (Ст. 65Г) контртілом, без подачі мастила в зону контакту, швидкість ковзання 5 м/с, навантаження 50 Н; час випробування 1800 с. Зразки біметалів мали різну товщину плакувального шару, виконаного з бронзи або ЛКМ. Для порівняння використовували зразки з моносплавів бронзи і ЛКМ. Визначали інтенсивність зношування і коефіцієнт тертя. Як показує аналіз отриманих результатів (табл. 1), біметали системи «сталь + ЛКМ» мають значні переваги як антифрикційний матеріал в порівнянні з іншими матеріалами, наприклад, з біметалом «сталь + бронза», моносплавом – бронзою БрА9Ж4 ( $I = 370 \text{ мг/км} \cdot \text{см}^2$ ,  $f = 0,32$ ). Це пояснюється підвищеною конструкційною міцністю основи (сталь), шаруватою будовою біметалу та гетерогенністю структури плакувального ЛКМ. В якості перешкод, які блокують зародження і особливо розвиток тріщин при навантаженні композитів, служать зміцнювальні частинки, межі зерен, блоків та ін. Ще більшою мірою блокувальний вплив надаватимуть границі розділу шарів у біметалах. Поєднання в робочому шарі деталі (ЛКМ) твердих і пластичних складових може різко уповільнити утворення мікротріщин, зрушення твердих армувальних гранул і окремих мезофрагментів матриці. Біметалічні підшипники ковзання «сталь + антифрикційний ЛКМ» використовують у важко навантажених вузлах тертя металургійного, гірничодобувного, транспортного та іншого обладнання. Застосовуючи біметалічні втулки, можна досягти значної економії дефіцитних кольорових сплавів, при одночасному збільшенні у 2-5 разів довговічності надійної роботи вузлів тертя.

Таблиця 1 – Результати трибоіспитів біметалів

№ зразка	Товщина плакувального шару, мм	Інтенсивність зношення, I, мг/км·см <sup>2</sup>	Коефіцієнт тертя, f
Біметал «сталь + ЛКМ»			
1	2,0	8,45	0,35
2	2,8-3,0	11,43	0,33
3	4,6-5,1	14,12	0,31
4	7,8-8,0	15,1	0,31
Біметал «сталь + бронза»			
5	2,0	32,99	0,34
6	2,7-3,0	47,79	0,28
7	3,9-4,3	117,2	0,27
8	7,3-6,2	124,39	0,28

Література:

1. Найдек В.Л., Затуловский А.С., Затуловский С.С. // в кн. «50лет в Академии наук Украины», К.: ФТИМС НАНУ, 2008. – С. 349-377.
2. Чепурко М.И. и др. Биметаллические материалы. – Л.: Судостроение, 1984. – 272 стор.

**Затуловський А.С., Щерецький В.О.**  
(ФТИМС НАН України, м. Київ)

**ОДЕРЖАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ АНТИФРИКЦІЙНИХ  
МАТЕРІАЛІВ НА БАЗІ СПЛАВІВ Al-Sn ТА Al-Sn-Si**

**E-mail: Shcheretskyi@nas.gov.ua**

Сплави системи Алюміній-Олово з найбільш вживаними легувальними елементами ливарних алюмінієвих сплавів, такими як Si, Cu, Zn, Mg, Mn наразі вивчені недостатньо. Тоді як алюмінієві сплави, що містять олово, потенційно можуть замінити в багатьох легко та середньо навантажених вузлах олов'яні бронзи, а в разі реалізації твердо-рідкофазного контактного легування

(повне або часткове заміщення в структурі твердого розчину олова на свинець) то і свинцевих бронз у вузлах з високими антифрикційними вимогами.

Одержання такого сплаву з заміною олова на свинець з одного боку неможливо шляхом класичних ливарних технік через розшарування розплавів алюмінію та свинцю і їх значної різниці в густині, з другого боку, механічні властивості такого «сплаву» (композиційного матеріалу) мали б дуже низькі значення. Проте, такий матеріал можливо отримати шляхом контактної легування (твердо-рідинного суміщення матриці алюмінієвого сплаву з рідким свинцем), а зміцнення матриці алюмінієвого сплаву здійснити за рахунок екзогенних зміцнювальних фаз.

Для перевірки можливості одержання матеріалу з поверхнею псевдосплаву Al-Si-Pb було виготовлено модельний сплав алюміній-олово з 19,8 мас. %. Мікроструктура такого сплаву має двофазний склад твердих розчинів олова та алюмінію (рис. 1, а). З модельного сплаву були виготовлені циліндричні зразки для металографічного аналізу мікроструктури та контактної легування в розплав свинцю. Свинець марки С1С (ДСТУ ГОСТ 3778-98) розплавляли в алундовому тиглі і нагрівали до температури 400 °С. Зразок модельного сплаву занурювали шліфованим торцем під дзеркало розплав свинцю, з витримкою 3 години в ізотермічному режимі. Контактна зона зразків перешліфовувалась, товщина шару, що знімався дорівнював  $\approx 1$  мм, поверхню шліфа досліджували та растровому електронному мікроскопі.

Шляхом мікрозондового спектрального аналізу вивчали елементний склад фаз та встановили, що сформовані поверхневі шари зразку містять 3,56 мас. % Sn та 8,62 мас. % Pb по площині поверхні, при цьому вкраплення на основі свинцю в матриці твердого розчину алюмінію після контактної легування містять 16-35 мас. % Sn. Таким чином свинець не тільки дифундував в олов'яну фазу, але фактично замінив її в матриці твердого розчину, сформувавши фазу на основі свинцю. Морфологія вкраплень такої фази в твердому розчині алюмінію змінилась з розгалуженої по границям дендритів фази твердого розчину олова на глобулярну фазу твердого розчину свинцю

(рис. 1, а, б). Таким чином у сплаві на основі Al-Sn було створено композиційний матеріал Al-Sn+Pb.

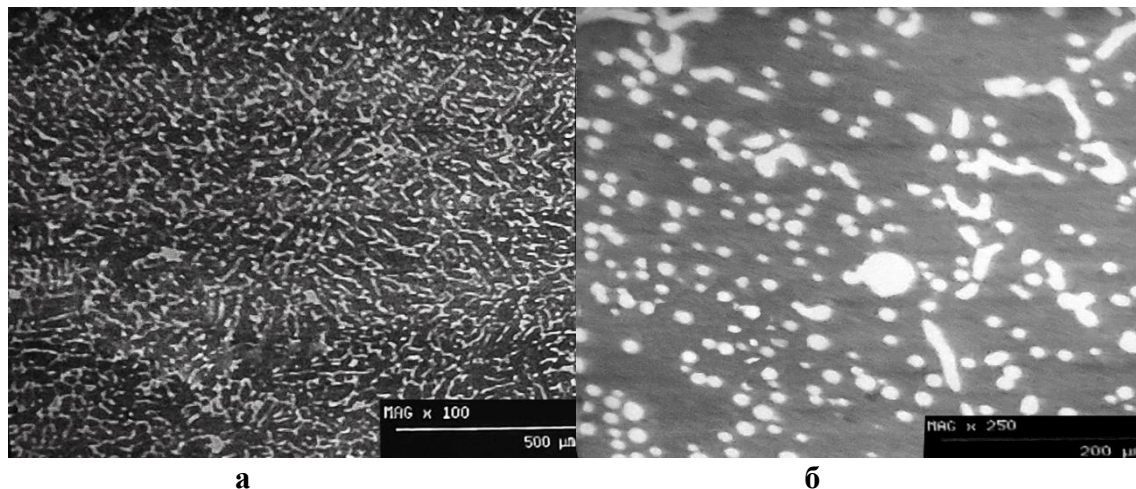


Рис. 1. SEM зображення мікроструктури сплаву Al-19,8 мас. % Sn до контактного легування свинцем (а) та після (б)

Наступний крок одержання шляхом контактеного легування композиційного матеріалу із свинцем на основі сплаву системі Al-Sn-Si.

**Иванова Л.Х., Колотило Е.В.**  
(НМетАУ, г. Днепр)

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ МЕЛЮЩИХ ШАРОВ**  
E-mail: ivanovalitvo@gmail.com

Целью исследований являлась разработка состава смеси для модифицирования и легирования железоуглеродистых сплавов, использование которой при обработке расплавов позволит получить отливки с высоким уровнем ударостойкости и прочности.

В лабораторных условиях при разработке составов смеси исходили из следующего. Для достижения поставленной цели необходимо стабильно получать сплавы с перлитной матрицей, при этом карбидная фаза должна быть представлена пластиночной эвтектикой. Кроме того, для увеличения износостойкости в структуре должно выделяться необходимое количество специ-

альных высокотвердых равномерно распределенных карбидов. Подавление выделения ледебурита и создание условий для образования пластиночной эвтектики достигалось модифицированием расплава лигатурой на базе РЗМ, стабильное получение перлитной матрицы – легированием медью, повышение износо-, ударостойкости и прочности дополнительным легированием ниобием, титаном, хромом и алюминием.

Серией лабораторных исследований было установлено, что для получения необходимого уровня свойств сплав должен содержать, мас. %: углерода 3,0...3,6, кремния 1,2...1,8, марганца 0,5...1,0, хрома 0,3...0,8, титана 0,15...0,30, ниобия 0,3...0,7, алюминия 0,1...0,3, меди 0,2...0,4, РЗМ 0,2...0,3, железо – остальное. Именно получение таких соотношений ниобия, титана, меди, алюминия и РЗМ должна была обеспечить обработка расплава оптимальной смесью из трех компонентов: 1) лигатура на основе редкоземельных элементов марки ФС30РЗМ30; 2) отходы производства сверхпроводников состава, мас. %: титан 25-30, ниобий 25-30, медь 40-50; 3) отходы плавки ниобия состава, мас. %: ниобий 60-70, алюминий 30-40, углерод 0,1-0,5, железо 1,0-1,5.

Дополнительно провели лабораторные исследования: плавку расплавов осуществляли в электрической печи при температуре  $1450 \pm 5$  °С, расплавы выпускали в разливочные ковши с предварительно загруженными исследуемыми смесями (табл. 1) в количестве 2,5% от массы расплава. Затем при температуре 1320...1340 °С осуществляли заливку литейных форм.

Таблица 1 – Составы исследованных смесей

Номер смеси	Соотношение компонентов в смеси, %		
	лигатура ФС30РЗМ30	отходы сверхпроводников	отходы плавки ниобия
1	50	32	18
2	40	40	20
3	40	35	25
4	45	36	19
5	60	25	10
6	20	45	35

Из полученных отливок вырезали образцы для проведения металлографического анализа, определения механических и специальных свойств. Ударостойкость испытывали на установке, принцип действия которой основан на свободном падении шара на наковальню с высоты 6,5 м.

Результаты проведенных исследований показали, что применение оптимальной смеси для модифицирования и легирования (см. табл. 1 №№1...4) позволило достичь поставленной комплексной цели. Так, ударостойкость и прочность чугуна, полученного обработкой расплава смесью, содержащей отходы плавки ниобия 18...25%, отходы сверхпроводников 32...40 и лигатуру ФС30РЗМ30 40...50%, повысились в среднем на 22 и 5%, соответственно.

**Іванченко Д.В.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ВИЗНАЧЕННЯ ТЕОРЕТИЧНОЇ КІЛЬКОСТІ ЦИРКОНІЮ,  
ЯКУ МОЖНА ПЕРЕВЕСТИ ІЗ ТЕТРАФТОРИДУ ТА  
ДІОКСИДУ ЦИРКОНІЮ У АЛЮМІНІЙ З  
ВИКОРИСТАННЯМ ФЛЮСОВИХ СУМІШЕЙ, ЩО  
ВМІЩУЮТЬ ЦИРКОНІЙ У СВОЄМУ СКЛАДІ**

**E-mail:** cortdm77@gmail.com

Є відомим спосіб отримання лігатури Al-Zr із діоксиду цирконію [1] на основі реакцій взаємодії у системах  $ZrO_2$ -KF-AlF<sub>3</sub>,  $ZrO_2$ -NaF-AlF<sub>3</sub>-KCl через утворення фторцирконатів калію та натрію, з наступним відновленням цирконію алюмінієм.

З урахуванням викладеного у [1] вибір складу флюсу, як правило, полягає у підборі таких компонентів та їх співвідношення, які б дозволили отримати якомога більший вихід цирконію із його фториду та оксиду у алюмінієвий розплав при мінімальній ціні.

Елементи 4А-групи, до яких належить і цирконій, утворюють із фтором дуже міцні хімічні сполуки. Тетрафторид цирконію, при введенні до алюмінієвого розплаву, не дивлячись на термодинамічну можливість відновлення алюмінієм, не дисоціює та не насичує алюмінієвий розплав цирконієм при

температурах 650–950 °С. Отже, виникає необхідність у виборі таких складових флюсу та їх співвідношення у розплаві, які дозволять відновити цирконій у середовищі рідкого алюмінію. З метою вибору таких компонентів була розглянута система NaF-LiF-ZrF<sub>4</sub>. Діаграма відповідної системи представлена на рис. 1. Особливістю відновлення цирконію із його діоксиду було те, що перед відновленням діоксид змішувався з тетрафторидом цирконію [2].

Співвідношення між компонентами флюсу підбиралося таким чином, щоб забезпечити мінімальну температуру плавлення суміші, що зміцнює, та наявність такої сполуки у шлаковому розплаві як Li<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub> (Na<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub>).

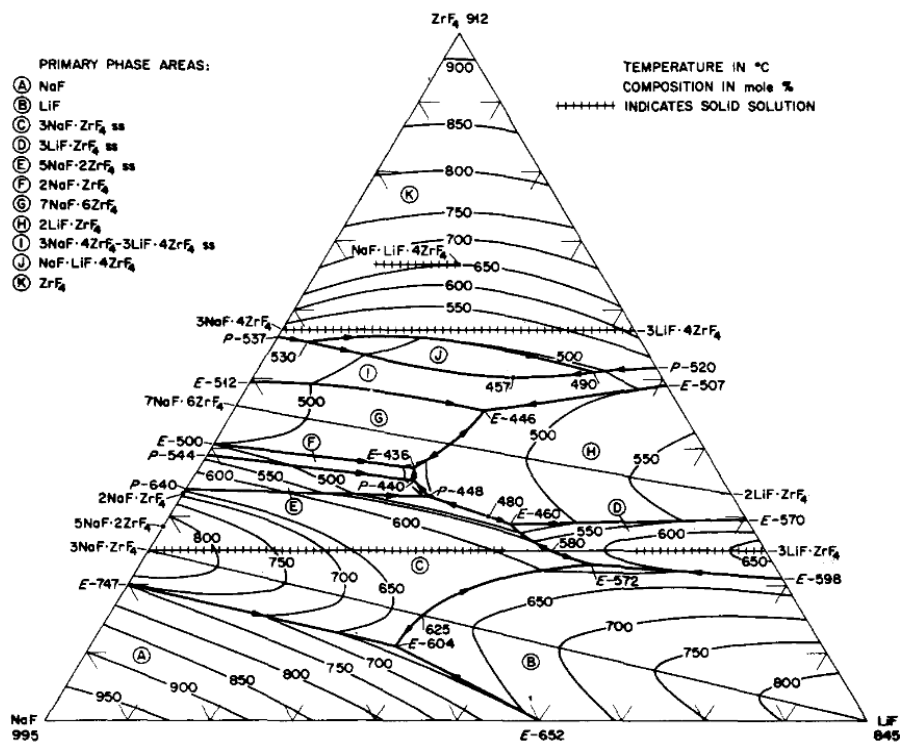


Figure 1. The system LiF-NaF-ZrF<sub>4</sub>

Рис. 1. Діаграма стану NaF-LiF-ZrF<sub>4</sub> [3,4]

Із діаграми видно, що одним із найбільш оптимальних варіантів насичення алюмінієвого розплаву цирконієм є суміш, співвідношення між компонентами якої при температурі 436 °С складають: LiF – 26 мол. %, NaF – 37 мол. %, ZrF<sub>4</sub> – 37 мол. %, де в результаті евтектичних перетворень є можливим утворення сполук Li<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub> та Na<sub>2</sub>ZrF<sub>6</sub>.

Визначимо співвідношення між компонентами флюсової суміші у масових відсотках.

Із періодичної таблиці елементів Менделєєва беремо атомну масу елементів: F – 18,998; Zr – 91,22; Li – 6,941; Na – 22,99; F – 18,998.

Розраховуємо молекулярні маси хімічних сполук, які входять до складу флюсової суміші:

$$m_{\text{mol LiF}} = 6,941 + 18,998 = 25,939;$$

$$m_{\text{mol NaF}} = 22,99 + 18,998 = 41,988;$$

$$m_{\text{mol ZrF}_4} = 91,22 + 18,998 \cdot 4 = 167,212.$$

Розрахуємо масові відсотки складових флюсу, представлених у наступному співвідношенні (26% LiF; 37% NaF; 37 % ZrF<sub>4</sub>):

$$m_{\text{LiF}} = 25,939 \cdot 0,26 \cdot 100 / (25,939 \cdot 0,26 + 41,988 \cdot 0,37 + 167,212 \cdot 0,37) = 8,02\%;$$

$$m_{\text{NaF}} = 41,988 \cdot 0,37 \cdot 100 / (25,939 \cdot 0,26 + 41,988 \cdot 0,37 + 167,212 \cdot 0,37) = 18,46\%;$$

$$m_{\text{ZrF}_4} = 167,212 \cdot 0,37 \cdot 100 / (25,939 \cdot 0,26 + 41,988 \cdot 0,37 + 167,212 \cdot 0,37) = 73,52\%.$$

Окремо встановимо, скільки у сполуках ZrF<sub>4</sub> та ZrO<sub>2</sub> цирконію у масових відсотках. Загальна маса  $m_{\text{ZrF}_4} = 91,22 + 75,992 = 167,212$ .

$$\text{Zr} = (91,22 \cdot 100) / 167,212 = 54,55\% \text{ ат.}$$

$m_{\text{Zr}} = 91,22 \cdot 0,5455 \cdot 100 / (91,22 \cdot 0,5455 + 75,992 \cdot 0,4545) = 59,03\%$  мас. цирконію у сполуці ZrF<sub>4</sub>

Прийmemo:  $m_{\text{Zr}} = 91,22$ ;  $m_{\text{O}_2} = 2 \cdot 15,999 = 31,98$ . Загальна маса  $m_{\text{ZrO}_2} = 91,22 + 31,98 = 123,2$ .

$$\text{Zr} = (91,22 \cdot 100) / 123,2 = 74,04\% \text{ ат.}$$

$m_{\text{Zr}} = 91,22 \cdot 0,7404 \cdot 100 / (91,22 \cdot 0,7404 + 75,992 \cdot 0,2596) = 77,39\%$  мас. цирконію у сполуці ZrO<sub>2</sub>



Отже із флюсової суміші (8,02% LiF; 18,46% NaF; 73,52% ZrF<sub>4</sub>) можна теоретично перевести до алюмінієвого розплаву ту кількість цирконію, яка складає 43,4% від маси суміші.

#### Література:

1. Москвитин В. И. Термодинамические основы алюминотермического восстановления циркония из ZrO<sub>2</sub> в хлоридно-фторидных солевых расплавах / Москвитин В. И., Попов Д. А., Махов С. В. // Цветные металлы. – 2012. – № 4. – С. 43–46. – Библиогр.: 6 названий.
2. Деклараційний патент на корисну модель № 10924, С22С1/06, С22В9/16 Модифікатор алюмінієвих сплавів / Чернега Д. Ф., Сороченко В. Ф., Іванченко Д. В. – Заявл. 10.06.2005; опубл. 15.12.2005, Бюл. №12, 2005.
3. Thoma R. E. The Condensed System LiF-NaF-ZrF<sub>4</sub>-Phase Equilibria and Crystallographic Data / Thoma R. E., Insley H., Friedman H. A., Hebert G. M. // Journal of chemical and engineering data. – 1965. – №3. – P. 219-230. – Bibliogr.: p. 230 (21 titles).
4. Williams D. F. Assessment of candidate molten salt coolants for the advanced high-temperature reactor (АНТР) / Williams D. F., Toth L. M., Clarno K. T. // Tennessee: Oak Ridge, 2006. – P. 86. – Bibliogr.: p. 62 – 66 (77 titles).

**Калюжний П.Б., Ворон М.М., Михнян О.В., Нейма О.В.,  
Тимошенко А.М., Янголь О.А.  
(ФТІМС НАН України, м. Київ)  
ВИКОРИСТАННЯ 3D-ДРУКОВАНИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ  
ВИГОТОВЛЕННЯ ОБОЛОНКОВИХ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ  
E-mail: kpb.ptima@gmail.com**

Для одержання складнопрофільних тонкостінних виливків з високотемпературних сплавів (зокрема, на основі титану) в одиничному та малосерійному виробництві перспективною є технологія лиття в керамічні оболонкові форми з використанням пластикових, порошкових, фотополімерних моделей, виготовлених за допомогою адитивних технологій (3D-друку).

Авторами роботи було відібрано та досліджено зразки разових моделей різної конфігурації, що виготовлені методом 3D-друку, з наступних видів широко розповсюджених матеріалів: полілактиду (PLA), акрилонітрілбутадієнстиролу (ABS), полікарбонату (PC), поліетилентерефталату (PET), кополіетилентерефталату (Co-PET), поліаміду PA-12 та фотополімеру. При виборі матеріалів 3D-друкованих моделей враховували такі характеристики, як розмірна точність, чистота поверхні, зольність, коефіцієнт термічного розширення при випалюванні, міцність, усадка та вартість. Встановлено, що найкращу якість поверхні мають зразки з поліаміду PA-12 та фотополімеру, а найкращу розмірну точність та низьку усадку – PLA пластик.

Для проведення лабораторних випробувань була виготовлена партія керамічних оболонок за даними моделями. Керамічні форми виготовляли на основі корунду за технологічними етапами сучасного способу лиття за моделями, що витоплюються. Для видалення моделей з керамічних форм запропоновано та випробувано спосіб двохетапного випалювання.

Первинне випалювання виконували в камері лабораторної сушильної електрошафи СНОЛ 67/350 протягом 2 годин. Форми одночасно завантажували та піддавали термічному обробленню при поступовому підвищенні температури від 20 до 350 °С з метою компактування, розм'якшення, розкладання та первинного газовиділення матеріалу моделей. При цьому моделі з PLA пластику майже повністю газифікувалися з невеликим зольним залишком. Пластики PC, PET, Co-PET частково витоплювалися, не призводячи до розтріскування оболонок, тоді як моделі з ABS, поліаміду PA-12 та фотополімеру не витоплювались, а викликали розтріскування керамічних оболонок внаслідок неконтрольованого тиску газів всередині форми та підвищеного термічного розширення моделей. Для уникнення цих дефектів рекомендується друкувати моделі з неповним заповненням та використовувати вихідні канали та промивники в оболонковій формі.

Високотемпературна фаза випалювання (2 етап) проводилася в електричній муфельній печі марки СНОЛ-1,6.2,5.1/11-И2 одночасно з процесом

прожарювання оболонки форми за режимом: нагрівання до температури 1000...1100 °С зі швидкістю 120...130 °С/год і наступною витримкою протягом 2-х годин. В інтервалі температур 500...600 °С спостерігалось підвищене газовиділення. Високотемпературний етап випалювання дозволяє в повній мірі видалити залишки модельного матеріалу з форми.

На основі отриманих результатів було розроблено оптимальні з технологічної точки зору режими видалення обраних полімерних моделей з керамічних форм, а саме, двохетапне випалювання моделей в термічній печі.

З урахуванням проведених досліджень, а також екологічності та вартості для виготовлення разових моделей можна рекомендувати полілактид PLA, зниження шорсткості якого може бути досягнуто за рахунок нанесення тонкого шару воскоподібного матеріалу. PLA є одним із найбільш широко використовуваних термопластиків й повністю біорозкладним матеріалом, який при випалюванні газифікується без виділення їдких речовин.

З обраного матеріалу способом 3D-друку було виготовлено модель ендопротезу «вертлюжної западини» тазової кістки, за якою отримано керамічну форму та проведено заливання титановим сплавом ВТ 1-0 в електронно-променевої ливарній установці ЕПЛУ-4.

**Квасницька Ю.Г., Максюта І.І., Михнян О.В., Нейма О.В.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ВПЛИВ ФІЛЬТРУВАННЯ РОЗПЛАВІВ ЖАРОМІЦНИХ  
СПЛАВІВ НА РІВЕНЬ ЗАСМІЧЕНОСТІ ПРИ ЗАЛИВАННІ В  
ОБОЛОНКОВІ ФОРМИ, ОТРИМАННІ З ВИКОРИСТАННЯМ  
ПІС МОДЕЛЕЙ**

**E-mail:** mixnyan@ukr.net

З метою вдосконалення процесу рафінування багатокomпонентних жароміцних сплавів проводиться аналіз отриманих результатів дослідно-промислових випробувань розроблених композицій керамічних фільтрів та технологічних особливостей їх використання у складі конструкцій внутрішньо-

формених вузлів різного типу, зокрема, при рівновісній або орієнтованій кристалізації виливків. При виборі складу інгредієнтів керамічних вогнетривів для фільтрувальних вузлів та їх конструктивних особливостей керувалися факторами, що визначають механічні характеристики, пропускну здатність, термо- та хімічну стійкість, екологічні та вартісні показники отримання виробів.

Завданням роботи було встановлення оптимальних термо-кінетичних параметрів технологічного процесу фільтрування в залежності від складу сплавів, температури плавлення, габаритів та геометричних особливостей виливків.

В якості матеріалу фільтрів були використані 2 типи вогнетривів, як на основі корунду, також на основі кварцу, комплексно модифіковані добавками дисперсних порошків металів. Експерименти проводились з розробленими у ФТІМС НАН України жароміцними сплавами типу ХН60КМЮВТ на базі марок СМ88У (% мас.): Ni основа – 0,07 С – 15,9 Cr – 3,05 Al – 4,6 Ti – 11,0 Co – 2,0 Mo – 5,1 W – 0,2 Nb – 0,05 Zr – 0,3 Fe та СМ104 – ВІ (% мас.): Ni основа – 0,10 С – 20 Cr – 3,05 Al – 3,5 Ti – 11,0 Co – 0,6 Mo – 3,5 W – 0,25Nb – 0,05 Zr – 0,15 В, до складу яких, з метою підвищення експлуатаційних характеристик, вводилися елементи додаткового легувального комплексу.

На даний час проведено лабораторно-промислові випробування матеріалу фільтрів при отриманні відповідальних деталей ГТД, таких, як робочі та соплові лопатки компресорів з двох вищезазначених марок сплавів та оформлено патентну документацію у ФТІМС НАН України. Ефективність фільтрування встановлювали, регулюючи товщину, площу та температуру підігріву при постійній питомій поверхні фільтру, масі розплаву та швидкості заливання. Під час експериментів використовували фільтри різної товщини (20, 30, 40 мм) з діаметром пор 1...5 мм. У результаті досліджень було встановлено, що при товщині 40 мм, незалежно від показників пористості, в структурі фільтрів досить швидко проходить процес закупорювання каналів у всьому діапазоні температур. Це можна пояснити охолодженням маси розплаву у процесі протікання через отвори фільтру, початком процесу часткової

кристалізації та утворенням так званих «мостів» з застиглому металу поміж гідроканалами при наближенні температури поверхні фільтру до  $T$  солідусу сплавів. При товщині 20, 30 мм та діаметрах 2...5 мм розплав протікає через фільтр досить вільно у всьому діапазоні температур.

На базі отриманих емпіричних даних ефективності випробування фільтрів обох типів на основі корунду та кварцу, варіюванні їх технічних параметрів (товщина, пористість), зміни технологічної температури підігріву фільтру в залежності від  $T$  солідусу сплавів, що досліджувались, проводиться робота з застосування методу математичного планування експериментів з метою отримання регресійних рівнянь для виявлення ступеню впливу технологічних параметрів на ефективність рафінування.

Використання розроблених у ФТІМС НАН України (відділ фізико-хімії ливарних процесів) спільно з ДП НВКГ «Зоря» – «МАШПРОЕКТ» (м. Миколаїв), різних видів вогнетривів для ливарного оснащення з модифікованої кераміки, дозволило при отриманні виливків знизити брак за тріщинами та оксидними плівками, усадковою пористістю, що стають концентраторами напружень та здатні ініціювати зародження тріщин та руйнування конструкцій під час експлуатації деталей.

**Квасницька Ю.Г., Максюта І.І., Михнян О.В., Нейма О.В.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ЗМЕНШЕННЯ НЕГАТИВНОГО ВПЛИВУ СІРКИ В  
РОЗПЛАВАХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ПРИ ОТРИМАННІ  
ДЕТАЛЕЙ ГТД**

**E-mail:** mixnyan@ukr.net

Велику значущість в якості жароміцних нікелевих сплавів для литих деталей ГТД цільового призначення, а також спрямованого формування необхідних властивостей і структури деталей з них, займає врахування ступеню рафінування розплавів заготовок та виливків від газів та шкідливих домішок.

Метою та завданнями представленої роботи було виявлення за допомогою теоретичних уявлень та фізичного моделювання ефективних засобів рафінування розплавів жароміцних сплавів від шкідливих домішок, у даному випадку, від сірки, для підвищення властивостей литих виробів.

Об'єктом досліджень були розроблені за участю авторів у ФТІМС НАН України жароміцні сплави типу ХН60КМЮВТ та виливки з них для деталей ГТД, отриманні з застосуванням процесу, який включає рафінування розплаву внутрішньоформеним фільтруванням з кристалізацією виливків в оболонкових формах, отриманих за допомогою ППС-моделей, що розчиняються.

Визначено умови ефективного видалення з розплаву сірки різними методами: фазово-структурним – введенням хімічно активних добавок рідкоземельних металів (лантану), кінетикою процесу, тобто управлінням температурою і тривалістю рафінування розплаву, технологічним з використанням керамічних фільтрів для осадження сполук домішок з рафінувальними добавками у пористих каналах фільтрів. Визначено геометричні особливості внутрішньої будови гідравлічних каналів для фіксації найбільш імовірної локації осадження твердих частинок. Проведено в лабораторних умовах моделювання рухів потоку рідини підвищеної в'язкості з частинками домішок, що імітують рух металевого розплаву з домішковими сполуками в гідроканалах фільтру. Після вимірювання швидкості переміщення твердих частинок-імітаторів домішок введені поправочні коефіцієнти, що враховують в'язкість рідини-імітатора та металевого розплаву при високих температурах фільтрування, також масу частинок-імітаторів і масу домішкових частинок у розплаві. Дана оцінка рівню тиску, що діє на частинки різних розмірів і форм з боку розплаву.

Результати фізичного моделювання гідропереміщення твердих домішкових частинок з урахуванням теоретичних положень гідромеханіки дали можливість запропонувати фізико-хімічний критерій фільтрування частинок неметалевих виділень з розплавом гідроканалами фільтру ретикулярної будови для обґрунтованого вибору кінетичних параметрів процесу фільтрування та геометрії фільтру.

Аналіз вмісту газів (кисню, азоту, водню), вуглецю і сірки в твердому металі проводився на аналізаторах фірми «Леко» (США): RO-17, TN15, RH2, CS-144. Відносна помилка не перевищувала 10%. Нижня межа визначуваних концентрацій (мас. частка елементів, %) за киснем, азотом і воднем становить  $(1 - 2) \cdot 10^{-4}$  і  $4 \cdot 10^{-6}$ , за вуглецем та сіркою –  $1 \cdot 10^{-4}$ . Швидкість потоку розплаву приймалася рівною 0,01 м/с, щільність розплаву жароміцного сплаву  $8,7 \text{ кг/м}^3$ , в'язкість розплаву,  $0,64 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$  при температурі заливання  $1560 \text{ }^\circ\text{C}$ . В процесі моделювання отримано розподіл швидкостей руху частинок розплаву в перетинах гідроканалів. При масі виливків 10 кг, швидкості 1,1 кг/с, оптимальну результативність очищення від сірки вдалося отримати при висоті фільтру 20 мм і діаметрі 50 мм (табл. 1).

Таблиця 1 – Вплив комплексного рафінування (модифікування + фільтрування) на рівень забрудненості сіркою (% мас.) виливків сплавів

Сплави	Вміст сірки у шихтових заготовках	Вміст сірки у виливках після рафінування	Вміст сірки у тиглі (до/після фільтрування)	Вміст сірки у фільтрі (до/після фільтрування)
СМ88У	0,0017	0,0008	0,0029/0,0092	0,0004/0,0019
СМ104	0,0019	0,0009	0,0027/0,0089	0,0005/0,0022

**Кивгило Б.В., Ямшинський М.М.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

## **ВИРІШЕННЯ ПРОБЛЕМИ ЗМОЧУВАННЯ ТА СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛУ СТАЛЬ-АЛЮМІНІЙ**

Виготовлення виливків способом литтям на тверду заготовку передбачає ряд проблем – такі як незмочуваність з наступними проблемами, які витікають. Незмочуваність твердої металевої заготовки відбувається за рахунок отримання окисненого шару заготовки з утворенням окисних плівок, які мають високі температури плавлення і мають властивість захищати метал від

подальшого окиснення. Такий ефект добре захищає вироби під час експлуатації деталі, і погано при хімічному, термічному, механічному з'єднанні твердої заготовки з розплавом. Велика кількість дослідників вивчає проблему виготовлення біметалевих виливків [1-5]. Однак мало інформації в літературних джерелах щодо біметалевих виливків зі сталі та алюмінію із стабільним бездефектним перехідним шаром, а якщо отримують то це, як правило лабораторний спосіб. Однак у роботі [1] проведено дослідження по з'єднанню алюмінієвого сплаву зі сталевією заготовкою трьома способами оброблення твердої заготовки. Циліндричні сталеві вставки обробляли з використанням різних методів оброблення поверхні: алюмінієве гаряче занурення, нанесення модифікатора поверхні та модифікатора поверхні + алюмініування. Виливки без оброблення поверхні були виготовлені за тих же експериментальних умов. Технології оброблення поверхні наступні:

а) гаряче алюмініування: циліндричні сталеві вставки занурювали в розплав алюмінієвого сплаву ZL114A при 780 °С протягом 200 с. Потім сталеві вставки швидко поміщали всередину металевої форми для заливання;

б) модифікатор поверхні покриття: циліндричні сталеві вставки занурювали в розчин хлориду амонію при 80 °С протягом 600 с з наступним сушінням при 120 °С. Сталеві вставки розміщували всередині металевої форми для заливання;

в) модифікатор поверхні + алюмініування: спочатку обробляли циліндричні сталеві вставки з використанням технології (б), а потім за технологією (а).

Аналіз отриманих зразків дозволив зробити наступні висновки.

Технологія алюмініування трохи покращила з'єднання у біметалевому виливку порівняно з необробленими виливками, де спостерігався зазор на межі розділу, що призводило до поганого з'єднання шарів.

Нанесення модифікатора поверхні покриття покращило несумісність з'єднання між сталлю та алюмінієм, а зазор на межі розділу значно зменшився. Результати дифузії елементів вказують на механічне зчеплення між сталлю і алюмінієм.



Нанесення модифікатора поверхні у поєднанні з алюмініванням сприяє змочуванню та покращанню якості з'єднання.

Металографічний аналіз показав [1], що поєднання двох технологій дозволяє отримувати бездефектний перехідний шар.

Загальними недоліками більшості технологій виготовлення двошарових виливків є необхідність попередньої підготовки металевої вставки або виплавляння різних сплавів, що потребує двох плавильних агрегатів. Крім того реалізація такої технології у виробництві потребує чіткої синхронізації процесів виплавляння сплавів та їх заливання.

Аналіз літературних джерел дозволяє нам розширити можливості пошуку різноманітних модифікаторів з метою отримання різнорідних біметалевих виливків різного функціонального призначення.

В подальшому цей напрямок дослідження потребує розвитку для зменшення витрат на оброблення металевої вставки.

#### Література:

1. Jiang, Wenming, Fan, Zitian, Li, Chi, Improved steel/aluminum bonding in bimetallic castings by a compound casting process. Journal of Materials Processing Technology <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.06.032>
2. Bouche', K., Barbier, F., Coulet, A., 1998. Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium. Mater. Sci. Eng. A 249, 167-175.
3. Bouayad, A., Gerometta, Ch., Belkebir, A., Ambari, A., 2003. Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium. Mater. Sci. Eng. A 363, 53-61.
4. Hajjari, E., Divandari, M., Razavi, S.H., Homma, T., Kamado, S., 2012. Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of Al 413/Mg Joint in Compound Casting Process. Metall. Mater. Trans. A 43A, 4667-4677.
5. Liu, Y., Bian, X.F., Zhang, K., Yang, C.C., Feng, L., Kim, H.S., Guo, J., 2014. Interfacial microstructures and properties of aluminum alloys/galvanized low-carb on steel under high-pressure torsion. Mater. Des. 64, 287-293.

**Кропівний В.М., Кузик О.В., Кропівна А.В., Босий М.В.**  
**(ЦНТУ, м. Кропивницький)**  
**ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І**  
**СТРИЖНІВ ТА ЇХ ЕКОЛОГІЧНІ НАСЛІДКИ**

На сьогодні в ливарному виробництві застосовується велика кількість технологічних процесів виготовлення форм і стрижнів, видів сполучних і типів антипригарних покриттів. Хімізація ливарного виробництва широким впровадженням піщано-смоляних сумішей і технологій виготовлення з них форм і стрижнів обумовила високий ступінь загазованості як всередині цехів, так і за їх межами. Внаслідок цього в повітрі робочих дільниць цеху викидається понад 50 найменувань шкідливих речовин, що регламентуються санітарними нормами.

Для створення адгезійних зв'язків між зернами наповнювача і надання суміші необхідної міцності використовують сполучний матеріал. В даний час відомо велике різноманіття сполучних матеріалів, що відрізняються один від одного як природою походження, так і властивостями.

Серед сучасних технологій виготовлення стрижнів у ливарних цехах, особливо масового і великосерійного виробництва, переважне місце займають так звані «холодні» (Cold-box) технології виготовлення стрижнів, які успішно витісняють процеси, що засновані на застосуванні пічної сушки і навіть підігрівання оснастки.

З холодно-твердіючих сумішей з газоподібною продувкою найбільш ефективними є технологія виготовлення стрижнів Cold-box-amin-процесом, що розроблена фірмою Ashland (США). Ущільнену суміш стрижня продувають аміно-повітряною сумішшю, наприклад, триетиламіном ( $C_2H_5)_3N$ , який легко випаровується. В результаті цього здійснюється протікання процесу ступінчастої полімеризації сполучного матеріалу з утворенням твердої уретанової смоли, що зв'язує зерна стрижневої суміші. Реакція уретаноутворення каталізується третинними амінами, що не містять вільних атомів водню і є каталізаторами. В якості каталізаторів можуть служити: триетиламін та

діметилетиламін, які легко випаровуються та є токсичними рідинами. Тому система сполучних матеріалів в сукупності з каталізатором при продувці і затвердіння стрижня є екологічно небезпечним об'єктом Cold-box-амін-процесу.

Розглядаючи ті чи інші сполучні матеріали, формувальні і стрижневі суміші, необхідно враховувати їх екологічні показники, тому що саме вони мають вирішальний вплив на навколишнє середовище. Крім того, газотвірність сполучних матеріалів і сумішей істотно впливає на якість виливків, особливо на ймовірність утворення в них газових дефектів на межі «метал-стрижень».

Встановлено, що використання в якості сполучних матеріалів різних синтетичних смол може призводити до перевищення концентрації шкідливих речовин до 20 разів. Питоме газовиділення залежить, в першу чергу, від виду сполучного матеріалу, стрижневих сумішей і виду технологічної операції виготовлення виливків. При аналізі екологічної ситуації в ливарному цеху важливо враховувати не тільки кількісний, але і якісний склад газів, що виділяються. Наприклад, оксиди металів у різних поєднаннях виконують роль окислювача і адсорбенту.

Таким чином, гази, що містять аміни, перед випуском в атмосферу повинні в обов'язковому порядку бути очищені. Для цього необхідно використовувати їх збір і допалення, нейтралізацію сірчаною або фосфорною кислотою, а також очищення повітря, що містить аміни.

Незважаючи на те, що питання захисту персоналу при впровадженні сучасних способів в умовах серійного і масового виготовлення форм і стрижнів в цілому вирішені за рахунок герметизації і автоматизації процесів, а відпрацьовані гази-каталізатори проходять нейтралізацію. Але найбільш радикальними заходами щодо зниження екологічної небезпеки відходів ливарного виробництва є: використання сумішей, що не містять токсичних компонентів; систем регенерації формувальних пісків; вторинне використання сумішей для виготовлення будівельних матеріалів тощо.

**Левченко О.Г.<sup>1</sup>, Безушко О.М.<sup>2</sup>, Гончарова О.М.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, м. Київ)**  
**ПРОЦЕСИ УТВОРЕННЯ ШКІДЛИВИХ РЕЧОВИН ПРИ**  
**РУЧНОМУ ДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ МІДІ ТА ЇЇ СПЛАВІВ**  
**E-mail: olgapaton60@ukr.net**

Мідь та її сплави широко застосовують при виготовленні виробів різного призначення: трубопроводів, хімічної апаратури, електричних пристроїв та ін. Серед усіх способів зварювання ручне дугове зварювання характеризується значним виділенням зварювального аерозолю (ЗА) в зону дихання зварювальника [1]. В залежності від зварювальних матеріалів, які використовуються, в складі ЗА при зварюванні міді та її сплавів можуть бути такі шкідливі речовини як сполуки міді, алюмінію, цинку, марганцю, сірки, фосфору, розчинні та нерозчинні фториди, а також газоподібні HF і SiF<sub>4</sub> та інші. Ці речовини у різній мірі можуть викликати отруєння, хронічні захворювання органів дихання, центральної нервової системи, сприяють розвитку ракових клітин. Існуючі засоби захисту від ЗА не дають повного усунення шкідливих речовин з зони дихання зварювальника через технологічні особливості способу зварювання. Значну увагу приділяють дослідженням, які спрямовані на мінімізацію виділень шкідливих речовин шляхом вибору оптимального складу зварювального матеріалу, який би задовольняв технологічним вимогам зварювального шва та гігієнічним характеристикам повітря робочої зони. Для цього необхідно вивчити процеси, які відбуваються в зоні зварювання. Значну частину явищ зварювального процесу можна розглядати як реакції хімічної взаємодії. Питання тієї чи іншої хімічної реакції, про напрямок її протікання і про межі, до якої вона прямує, вирішуються за допомогою термодинаміки. Швидкість утворення пари при високій температурі залежить від пружності компонентів пари, температури поверхні випаровування, а також від її площі. Експериментально було доведено, що утворення аерозолю під час зварювання залежить від тривалості формування краплі розплавленого металу, її розмірів та довжини зварювальної дуги [2]. Крапля електродного металу утво-

рюється в результаті дії тепла дуги на торці електрода й утримується силами поверхневого натягу. Відбувається часткове випаровування не тільки металу, але й покриття. Випаровується відносно невелика частина металу в результаті високої температури кипіння металу ( $T_{\text{кип}}(\text{Cu}) = 2595 \text{ }^\circ\text{C}$ ) і значної теплоти випаровування ( $\Delta H(\text{Cu}) = 304 \text{ кДж/моль}$ ) [3]. Частина парів втрачається, попавши в атмосферу, яка оточує дугу, де пари металу конденсуються в крапельки, окислюються і переходять в дрібні тверді частинки оксидів металу, які утворюють дим і завжди оточують зварювальну дугу. Газовиділення, яке відбувається при плавленні електрода, призводить до інтенсивного газового дуття, яке направлене від електрода до ванни. По мірі збільшення краплі в результаті дії сили тяжіння і електромагнітних сил, крапля замикає дуговий проміжок. Після цього частина краплі перетікає у ванну, а інша частина на торці електрода знову починає рости. Розбризування відбувається за рахунок дрібних крапель, які у значній кількості вилітають за межі зварювальної ванни. Пари та дрібні краплі дає не тільки електродний, але й основний метал. Втрати на розбризування збільшуються зі збільшенням сили струму.

#### Література:

1. О. Г. Левченко. Сварочные аэрозоли и газы: процессы образования, методы нейтрализации и средства защиты. – К.: Наукова думка, 2015. – 247 с.
2. Левченко О. Г., Безушко О. М. Мінімізація виділень зварювальних аерозолів / НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського». GlobeEdit, 150 (2020).
3. Таблицы физических величин: Справочник / под ред. И. К. Кикоина. – Москва: Атомиздат, 1976. – 1008 с.

**Лук'яненко І.В., Гурія І.М., Ямшинський М.М., Лобода П.І.**  
*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

## **ЖАРОСТІЙКІ СПЛАВИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СКЛОФОРМ**

Виробництво скла в Україні є однією із складових частин економіки, яка відіграє важливу роль у формуванні макроекономічних показників держави і відноситься до галузі промисловості, що виробляє будівельно-технічне, тарне, хімічно-лабораторне та приладобудівне, господарсько-побутове та інші види скла, скловолокно, мистецькі вироби зі скла і кришталю. Значну питому вагу в товарообігу займає скляна тара [1].

Варто відзначити, що останнім часом скляна тара набирає популярність у зв'язку з домінуванням тенденції до використання екологічних матеріалів. Це дозволяє стверджувати, що ринок склотари залишатиметься перспективним і буде спостерігатися подальше зростання обсягу його споживання.

Незважаючи на зростаючий попит, виготовлення скляної тари відбувається на оснащених (деталі склоформи), яке виготовлено із закордонних матеріалів. Розроблення сучасних вітчизняних матеріалів, які забезпечують експлуатаційні характеристики на рівні закордонних аналогів, є актуальною науково-технічною проблемою ливарного виробництва.

Аналіз умов експлуатації деталей склоформ на виробничій лінії дозволив авторам [1-4] встановити, що основними факторами які впливають на стійкість деталей склоформ, є:

- висока температура робочого шару 750-850 °С;
- знакозмінні напружини в поверхневих шарах, які контактують із скломасою (градієнт температур поверхневого шару впродовж 1 циклу виготовлення (загальна тривалість процесу «скломаса → готовий скловиріб» не перевищує 2-7 с) становить приблизно 50 °С, а градієнт температур за перерізом склоформи – до 650 °С);

– зміна структури в процесі експлуатації (за життєвий цикл спостерігається коагуляція графітових вкраплин та процеси рекристалізації металевої матриці).

Одним із напрямів суттєвого підвищення стійкості даних деталей, на думку авторів [5, 6], є необхідність регулювання хімічного складу чавуну і ступеню його структуризації, який можна забезпечити за рахунок утворення структур у різних частинах вилівка за різними механізмами кристалізації та дифузії окремих хімічних елементів.

Одним із найбільш суттєвих ціноутворювачів кінцевого продукту є металева прес-форма для виготовлення склотарної продукції – склоформа.

В роботі поставлено за мету вдосконалення хімічного складу жаростійких чавунів.

Створення конкурентоспроможності вітчизняної продукції закордонним аналогам можливо двома способами:

– зниження собівартості виробництва готових деталей склоформуального комплексу за рахунок раціоналізації процесів на виробництві литих заготовок, їх подальшого термічного та механічного оброблення;

– створення комплексу необхідних властивостей на рівні закордонних склоформ: термостійкість; жаростійкість; окалинотійкість.

Авторами роботи визначено найбільш поширені хімічні склади закордонних та вітчизняних жаростійких чавунів для склоформ та розглянуто основні легувальні елементи та мікродобавки, які входять їх складу. За результатами проведеної роботи визначено три групи сплавів, об'єднані близьким хімічним складом за окремими елементами:

– група 1 – сплави з високим вмістом нікелю, які характеризуються аустенітною структурою та діапазоном робочих температур до 1100 °С;

– група 2 – містить у своєму складі 4,5-5,5% кремнію, який забезпечує жаростійкість сплаву до 700 °С та утворення феритної структури металевої матриці;

– група 3 – містить легувальні елементи у незначній кількості, які підвищують в комплексі складові властивості жаростійкості та міцність матеріалу.

На підставі вищезазначеного найбільший інтерес представляє чавун легований кремнієм, у якому за допомогою додаткового мікродозування іншими хімічними елементами забезпечується формування необхідної структури в литому стані.

У переважній більшості робіт, що присвячуються легованим чавунам, відзначають негативну дію надмірного вмісту кремнію в розплаві [7]. Це пов'язано із несприятливим впливом на властивості пластичності сплаву. Але ці негативні ефекти не проявляються за вмісту кремнію менше 4,5%, оскільки у цьому діапазоні переважає феритизувальний вплив кремнію на металеву матрицю чавуну [8].

Вибір хрому, нікелю та алюмінію як додаткових легувальних елементів, відповідно до аналізу літературних джерел, забезпечує покращення комплексної характеристики чавунів – жаростійкості. Жаростійкість необхідно розглядати як сукупність окремих властивостей матеріалу: тріщиностійкість, ростостійкість і окалиностійкість.

На підставі висновків авторів [9], умов експлуатації склоформ, з метою економії легувальних елементів та дослідження впливу легувальних елементів на структуру та властивості чавуну, можна рекомендувати сплави з вмістом кремнію 2-3%, марганцю 0,5-1% та нікелю до 36%.

За результатами досліджень найкращий комплекс властивостей виявлено у чавуну марки 220ЖЧН35.

#### Література:

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



2. Леушин И. О. Влияние структурообразования и фазового состава чугуновых отливок стеклоформ на эксплуатационные свойства готовых изделий / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2013. – № 5. – С. 19-23.

3. Попов В. М. Термостойкость чугунов с различной формой графита / В. М. Попов, Б. Л. Коган // Литейное производство. – 1991. – № 2. – С. 34.

4. Леушин И. О. Повышение эксплуатационной стойкости деталей чугуновых отливок стеклоформ путем совершенствования технологии их изготовления и контроля / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков, С. Н. Марфенин // Труды Нижегородского государственного университета им. Р.Е. Алексеева. – 2014. – № 1 (103). – С. 212-224.

5. 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.

6. 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.

7. Loper C. R. Jr. Structure of Spheroidal Graphite in Cast Iron / C. R. Loper Jr., K. Fang // American Foundry Society [Schaumburg]. – 2008. – №. 08-066 (05). – P. 1–10.

8. Александров М. В. Повышение эффективности модифицирования чугуна для отливок стеклоформ интенсификацией процесса графитообразования / М. В. Александров, Д. Г. Чистяков // Литейщик России. – 2013. – №5. – С. 19-21.

9. Александров М. В. Влияние химсостава и микроструктуры чугуновых отливок на термостойкость деталей стеклоформ / М. В. Александров // Литейное производство. – 2012. – №8. – С.15-19.

**Лысенко Т.В., Тур М.П., Ясюков В.В.**  
**(ОНПУ, г. Одесса)**

## **КОМПОЗИЦИОННЫЕ ЛИТЫЕ РОТОРЫ АСИНХРОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ**

**E-mail: tuma@bk.ru**

В асинхронных электродвигателях основные детали выполняются литьем: короткозамкнутые роторы, статоры, крышки. Короткозамкнутая обмотка ротора (беличье колесо) состоит из стержней (алюминиевых, либо медных), замкнутых накоротко с торцов двумя кольцами. Такую конструкцию получают путем заливки алюминиевого сплава в пазы сердечника ротора, который представляет собой пакет магнитомягкой электротехнической тонколистовой стали. Таким образом, ротор – это композиционная отливка, контактные процессы в которой определяются механическими связями. Эти связи возникают в результате усадки жидкого металла; вполне возможно протекание тех или иных физико-химических процессов а, следовательно, имеется взаимодействие с формированием остаточных напряжений. Эти напряжения могут иметь механический характер за счёт различной пластичности материала и термический характер вследствие различия коэффициента термического сжатия составляющих композицию. Условия эксплуатации электродвигателей должны учитывать также изменения температуры, вибрации. Всё это может создавать зазоры между элементами, что ухудшает электрические и магнитные свойства ротора. В качестве материала для стержней и колец использовали доэвтектический силумин, который плавил на установке ЛНД в тигле из тигельного графита в смеси с огнеупорной глиной, содержащей  $Al_2O_3 + TiO_2$ , изготовленный методом пластичного формования. Металлопровод футеровался трубками из графита. Основаниями для выбора сплава АК12 является близость к эвтектике ( $\alpha+Si$ ), незначительное количество  $\alpha$  -твердого раствора кремния в алюминии (1,65% при 557 °С с уменьшением равновесной растворимости до 0,05% при 200 °С). Сплав обладает лучшими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью

(420 мм, прутковая проба при 700 °С); малой усадкой (объемная усадка  $\Delta V/V \cdot 100\% = 3$ ; линейная усадка 0,8%); низкая склонность к образованию горячих трещин; минимальная плотность (2650 кг/м<sup>3</sup>); у модифицированного силумина  $\sigma_v = 180$  МПа,  $\delta = 6\%$ , что вполне удовлетворяет требованиям эксплуатационной надежности.

В сплаве алюминия для намагничивания (малое значение плотности магнитного потока  $B = \mu_0 (H+M)$ , где  $H$  – внешнее,  $M$  – внутреннее магнитное поле;  $\mu_0$  – магнитная постоянная) нежелательны дислокации и остаточные напряжения, которые устраняются термообработкой в конце технологического процесса. Также вредны примеси, образующие газовые, газоусадочные раковины, неметаллические включения, а также собственные мелкодисперсные фазы. Все это затрудняет вращение векторов намагничивания. Поэтому был проведен комплекс мероприятий по обработке расплава перед заливкой.

На степень загрязнения расплава газом и твердыми неметаллическими включениями оказывают влияние примеси, находящиеся в исходных шихтовых материалах. В чушковом силумине может содержаться водород 0,57-1,34 см<sup>3</sup>/100г; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0,027-0,070%. Следовательно, количество неметаллических включений и газов в расплаве складывается из содержания их в шихте и примесей, образующихся в процессе плавки. Поэтому наряду с рафинированием необходимо предусматривать следующие мероприятия:

- плавка в индукционных печах;
- использование покровных флюсов;
- просушивание влажных солей и их надлежащее хранение;
- обеспечение минимального перегрева расплава над линией ликвидус;
- сушка и подогрев раздаточных ковшей и плавильного инструмента;
- при модифицировании расплава солями натрия следует учитывать повышенную газонасыщенность отливок с одновременным ростом пористости.

Применение наноразмерных материалов позволяет получать отливки с однородной межкристаллической структурой в разных сечениях. Нанообъ-

екты имеют физическую поверхность раздела с расплавом, что определяет гетерогенный механизм кристаллизации. Поэтому использование наночастиц с целью управления кристаллизационными процессами, протекающими в литейной форме, а также положительное влияние на содержание газов и неметаллических включений (НВ) изменяет свойства сплава, количество и морфологию НВ, создает благоприятную структуру. При модифицировании силумина АК12 ультрадисперсным модификатором TiCN отливки короткозамкнутой обмотки ротора характеризуются низкой пористостью, однородной структурой, повышенными прочностью и пластичностью.

Также отливки возможно подвергать термообработке по режиму T2 без риска образования раковин и трещин.

**Лютий Р.В., Прилуцький М.І., Кривик О.В.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ПЕРІОД ТЕПЛОВОЇ ІНЕРЦІЙНОСТІ – ОСНОВА ДЛЯ  
РОЗРАХУНКУ ТЕПЛОВИХ ПОЛІВ ЛИВАРНИХ ФОРМ І  
СТРИЖНІВ**

**E-mail: rv12005@ukr.net**

Часто у науково-технічній літературі зустрічаються з першого погляду цілком логічні твердження, що для заливання сталі, яке відбувається при температурі 1500...1600 °С, не можна використовувати формувальні матеріали з низькою термостійкістю. Однак на практиці тонкостінні сталеві виливки успішно виготовляють із використанням стрижнів із найменш термостійкими (наприклад поліуретановими) смолами. Їх термічна деструкція починається вже при 400 °С. При цьому виливки не мають поверхневих дефектів, тому що деструкція суміші навіть у поверхневому шарі стрижня відбувається вже після остаточного затвердіння виливка.

Більше того, ураження виливків гарячими тріщинами та утруднена вибиваємість піщано-смоляних стрижнів указують на те, що наскрізної термічної деструкції у більшості стрижнів не відбувається. Отже, при

залиття сплаву з температурою 1600 °С стрижень у центрі не завжди нагрівається навіть до 400 °С. Наведений приклад є наслідком хибних міркувань про те, що температура стрижня завжди близька до температури кристалізації сплаву. На цих же принципах побудовано програми комп'ютерного моделювання ливарних процесів.

З іншого боку, якщо термічна деструкція зв'язувального компонента відбувається до затвердіння поверхневого шару виливка, з'являються такі дефекти як пригар, газові раковини та пористість, в окремих випадках – порушення конфігурації.

Для того, щоб відбулися фізико-хімічні, дифузійні, термічні процеси між розплавом і поверхнею стрижня, які призводять до вказаних дефектів, достатньо мінімального часу – в межах однієї секунди. Сучасні методи розрахунків дають значні похибки і по часу (десятки секунд) і по температурі (сотні градусів). Тому встановити реальний стан речей можна тільки розробивши новий комплексний метод розрахунку.

Теплове поле стрижня, як правило, визначають методом кінцевих елементів [1]. Стрижень умовно поділяють на декілька розрахункових шарів, вибирають інтервал часу та визначають сітку температур. Для цього потрібно досить небагато: у кожній момент сітки часу температура на одному боці (поверхня стрижня) і на другому (центр стрижня).

Температура поверхні залежить від температури поверхні виливка, яка також є змінною. Але цим, як правило зневажають. Вибирають один із наступних варіантів:

- 1) температура поверхні стрижня в початковий момент дорівнює температурі залиття;
- 2) температура поверхні стрижня в початковий момент дорівнює середньому значенню між температурами ліквідусу ( $T_l$ ) і солідусу ( $T_c$ );
- 3) температура поверхні стрижня в початковий момент дорівнює температурі солідусу.

Як правило, протягом усього періоду твердіння виливка вважають температуру на поверхні стрижня постійною. У крайньому випадку передбачають її лінійну зміну від температури заливання до солідусу.

Очевидно, що температура контактної поверхні стрижня не може миттєво досягти температури поверхні виливка. Для цього процесу потрібен певний час, який ми назвали **періодом теплової інерційності**.

Для його встановлення використано критеріальне рівняння Фур'є [2, 3]:

$$\frac{T_B - T}{T_B - T_{СТР}} = f\left(Fo; \frac{X}{X_2}\right), \quad (1)$$

де  $T_B$  – температура поверхні виливка;

$T_{СТР}$  – температура стрижня на відстані  $X_2$  від поверхні виливка;

$X$  – відстань розрахункової точки від поверхні виливка;

$T$  – температура у розрахунковій точці.

Також відомо, що критерій Фур'є визначається за формулою:

$$Fo = \frac{a_{СТР} \cdot \tau}{X_2^2}, \quad (2)$$

де  $a_{СТР}$  – коефіцієнт теплопровідності стрижня, м<sup>2</sup>/с;

$\tau$  – час, с.

Критерій Фур'є приймає значення 1,000, коли ліва частина рівняння (1) мінімальна, а це відбувається при максимальному наближенні температури  $T$  у розрахунковій точці стрижня до температури  $T_B$  виливка або їх зрівнюванні.

Відстань розрахункової точки  $X$  від поверхні виливка приймаємо за практичними даними середніх розмірів часток стрижневої суміші [4]. Для контактної передачі тепла між частинками всередині стрижня необхідною умовою є прогрівання одиничного поверхневого шару. Внаслідок нерівномірності упаковки зерен піску під час виготовлення стрижня, його поверхня не має ідеально рівної форми, що підтверджено спостереженнями на мікроскопі.

Тому при середньому діаметрі часток наповнювача 0,2 мм відстань  $X = 0,3$  мм. Наприклад, для стрижня із кварцовим наповнювачем:

$$\tau = \frac{X_2^2}{a_{СТР}} = \frac{0,003^2}{61 \cdot 10^{-8}} = 15с.$$

Цей час названо **періодом теплової інерційності  $\tau_i$** . Основна його властивість, виходячи із цього, полягає у тому, що поверхня стрижня досягне такої ж самої температури, як поверхня виливка, через  $\tau_i$  від початку їх контакту. Після цього температура поверхонь стрижня і виливка буде однаковою або максимально близькою.

Важливо і те, що даний час не залежить ні від початкової температури розплаву та стрижня, ні від швидкості охолодження виливка. Він залежить виключно від теплових властивостей матеріалу стрижня. Принцип теплової інерційності може бути запроваджено як для процесу швидкого нагрівання, так і швидкого охолодження поверхонь двох тіл, які перебувають у щільному контакті.

Очевидно, що протягом періоду теплової інерційності нагрівання поверхні стрижня не є лінійним. Миттєві значення температури протягом цього періоду можна визначити за формулою Шварца [5]. Зміну температури у центрі стрижня також можна визначити за цією формулою. Визначивши температури на поверхні та у центрі стрижня, методом кінцевих різниць розраховується його теплове поле.

#### Література:

1. Кривандин В.А., Молчанов Н.Г., Соломенцев С.Л. *Металлургические печи.* – Москва: *Металлургиздат*, 1962. – 600 с.
2. Медведев Я.И., Валисовский И.В. *Технологические испытания формовочных материалов.* – Москва: *Машиностроение*, 1973. – 310 с.

3. Кочешков А.С., Лютий Р.В. Расчет температурных полей в литейных формах для точного литья // *Металл и литье Украины*. – 2005, № 6. – С.42...43.

4. Борсук П.А. Особенности структуры формовочных смесей // *Литейное производство*, 2015. – №1. – С.28...30.

5. 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.

**Лютий Р.В., Тишковець М.В., Люта Д.В.**

**(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**

**НАУКОВІ ОСНОВИ УТВОРЕННЯ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ  
КОМПОНЕНТІВ ІЗ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І  
НЕОРГАНІЧНИХ СОЛЕЙ МЕТАЛІВ**

**E-mail: rv12005@ukr.net**

Важливою для ливарного виробництва особливістю фосфатів є зв'язувальна здатність, яка проявляється у поєднанні з різними матеріалами [1-4]. Ця особливість пояснюється кристалічною будовою, що у свою чергу зумовлено положенням фосфору у періодичній системі елементів: як елемент 4-ої групи він має в тетраедрі  $PO_4$  d – p зв'язок за наявності максимальної кількості d-орбіталей [5].

Зв'язувальні властивості мають практично усі фосфати, але значною мірою відрізняються за цим показником.

Найбільш поширеною технологією синтезу фосфатних зв'язувальних компонентів (ЗК) є приготування широкого спектру розчинів на основі ортофосфорної кислоти [1, 6, 7]. Схеми синтезу в роботах середини-кінця ХХ ст. і сучасних (2015-2021 рр.) принципово не відрізняються. Вони полягають у додаванні до нагрітого розчину  $H_3PO_4$  наступних матеріалів: гідроксиду алюмінію, оксидів хрому, бору, магнію, цинку, кальцію та деяких інших [8, 9].



У результаті утворюються алюмофосфатні, алюмоборфосфатні, кальцій-магній-алюмофосфатні та інші ЗК.

Усі відомі варіанти синтезу фосфатних ЗК у різних галузях техніки зводяться до наступних схем:

- 1) взаємодія металу з  $H_3PO_4$ ;
- 2) взаємодія оксиду металу з  $H_3PO_4$  (переважна більшість сумішей у ливарному виробництві);
- 3) взаємодія гідроксиду металу з  $H_3PO_4$  (основна схема приготування алюмофосфатних і комплексних ЗК);
- 4) взаємодія середнього фосфату з  $H_3PO_4$ ;
- 5) взаємодія солі слабкої кислоти (титаніт, силікат, цирконат) з  $H_3PO_4$  [10].

Взаємодію ортофосфорної кислоти із матеріалами іншої хімічної природи не вивчено.

Новим науковим напрямом, якому присвячено нашу роботу, є дослідження взаємодії ортофосфорної кислоти з неорганічними солями таких кислот як сірчана, соляна та азотна. Вказані кислоти сильніші за ортофосфору, і тому вона не має витіснити їх із солей. Це твердження абсолютно коректне при нормальних умовах, але дослідження при підвищених температурах призвели до інших висновків.

У наших експериментах використано неорганічні солі металів, які вже мають приклади застосування у ливарному виробництві. Ці матеріали у значній кількості наявні у цехах, не є дефіцитними або дорогими. Перспективи синтезу із них фосфатних ЗК є безперечними.

Вперше проведено термодинамічні розрахунки для широкого ряду хімічних реакцій взаємодії ортофосфорної кислоти з неорганічними солями різних металів та встановлено теоретичні передумови синтезу нових ЗК. Встановлено вплив температури на здійснення вивчених хімічних реакцій та показано можливість утворення деяких ЗК при нормальних умовах, а деяких – при нагріванні, визначено температури зміцнення стрижнів тепловим сушінням або у гарячому оснащенні.

Установлено можливість синтезу фосфатних ЗК у композиціях ортофосфорної кислоти із карбонатами *Li*, *Na*, *Ca*, *Ba*. Хімічні реакції взаємодії цих карбонатів з  $H_3PO_4$  відбуваються при нормальній температурі, але внаслідок особливостей продуктів реакцій (виділення  $H_2O$ ) для зміцнення стрижнів необхідним є нагрівання до температури близько 150 °С. При цьому підтверджено, що тільки фосфати натрію мають високий зв'язувальний потенціал і придатні для виготовлення ливарних стрижнів, забезпечуючи міцність при стисканні на рівні 3,0 МПа і більше [11].

Теоретично встановлено і практично доведено можливість взаємодії  $H_3PO_4$  із деякими солями більш сильних кислот – сульфатами, хлоридами та нітратами. Утворення фосфатних ЗК у системах із хлоридами *K* і *Na*, а також із бромідом *K* відбувається внаслідок прямої хімічної взаємодії, яка стає термодинамічно можливою після нагрівання до температури вище 200 °С [12-14]. Рентгенофазовим аналізом встановлено утворення відповідних фосфатів.

Показано принципову різницю в параметрах хімічної взаємодії з  $H_3PO_4$  неорганічних солей у безводному та кристалогідратному станах. Виявлено, що для усіх досліджених солей (хлориди магнію, кальцію і марганцю; сульфати заліза, кобальту, магнію, алюмінію і марганцю) при переході від безводної до кристалогідратної форми температура можливої взаємодії з  $H_3PO_4$  знижується, а в окремих випадках (хлориди *Mg* і *Ca*) утворення фосфатів можливе при нормальній температурі. Вказане відкриття значною мірою розширює можливості синтезу фосфатних ЗК.

Установлено, що у композиціях кристалогідратних сульфатів *Al* і *Mn* з ортофосфорною кислотою взаємодія відбувається після відокремлення частини кристалогідратної  $H_2O$  з утворенням проміжних фаз (гідроксидів), які вступають у хімічну взаємодію з кислотою. Рентгенофазовим аналізом підтверджено факт утворення у цих системах нового класу неорганічних ЗК – фосфосульфатів. Вони являють собою поєднання неорганічних солей сірчаної та ортофосфорної кислот.

Виявлено, що більшість нітратів металів здатна вступати у хімічну взаємодію з ортофосфорною кислотою. Внаслідок низької температури розпаду або деструкції нітратів, ортофосфорна кислота взаємодіє не з ними безпосередньо, а із утвореними продуктами. Детально проаналізовано процеси у системі 9-водного нітрату алюмінію з  $H_3PO_4$  і показано, що після ряду перетворень нітрату, які відбуваються під час нагрівання до 200...250 °С, продуктами реакції являються ортофосфати алюмінію, які забезпечують високу міцність (не менше 2,0 МПа при стисканні) стрижневої суміші [15].

Таким чином, у результаті комплексу наукових робіт створено принципово нову схему синтезу і ряд високоефективних зв'язувальних компонентів на основі ортофосфорної кислоти для виготовлення ливарних стрижнів.

#### Література:

1. Судакас Л.Г. Фосфатные вяжущие системы. – Санкт-Петербург: РИА «Квинтет», 2008. – 260 с.
2. Сычев М.М. Неорганические клеи. – Ленинград: Химия, 1974. – 160 с.
3. Фрейдин А.С. Полимерные и водные клеи. – Москва: Химия, 1985. – 144 с.
4. Копейкин В.А., Петрова А.П., Рашкован И.Л. Материалы на основе металлофосфатов. – Москва: Химия, 1976. – 200 с.
5. Бутт Ю.М., Каушанский В.Е. Неорганические материалы, 1973. – 263 с.
6. Илларионов И.Е. Разработка интенсивных технологий и оптимизация составов активированных песчано-глинистых и фосфатных смесей: Дис. д-ра техн. наук: 05.16.04. – Чебоксары, 1988. – 503 с.
7. Пат. 2017036316 Китай, МПК В 22 С 1/18 ; В 33 У 70/00. Неорганический композитный фосфатный связующий компонент для 3D-друку з піском і спосіб його отримання / Син Цзиньлун, Хан Вен. – заявл. 19.08.16, опубл. 09.03.17.
8. Пат. 108907069 Китай, МПК В 22 С 1/18. Фосфатний зв'язувальний компонент, модифікований сульфатом заліза, і спосіб його отримання / Чжан

Юшу, Лю Донг, Хіа Лу, Рен Янжен, Цай Пенг, Чжоу Лей. – заявл. 27.07.18, опубл. 30.11.18.

9. Пат. 106734858 Китай, МПК В 22 С 1/02, В 22 С 1/18, В 22 С 9/02. Спосіб приготування модифікованої жароміцної фосфатної ливарної піщаної форми / Ян Ян. – заявл. 25.12.16, опубл. 31.05.17.

10. Сычев М.М. Твердение вяжущих веществ. – Ленинград: Стройиздат, 1974. – 80 с.

11. Лютий Р.В., Стрижакова К.В. Стрижнева суміш з неорганічною зв'язувальною системою ортофосфорної кислоти і карбонату натрію / Нові матеріали і технології в машинобудуванні. – Київ, 2014.– С.118...119.

12. Лютий Р.В., Кеуш Д.В., Гурия И.М. Упрочнение стержневых смесей с ортофосфорной кислотой и солями металлов // Литейное производство, 2015. – №7. – С.27...29.

13. Лютий Р.В., Кеуш Д.В., Анісімова О.А., Смольська В.С., Шалай І.О. Нові суміші з фосфорними солями калію для виготовлення ливарних стрижнів у гарячому оснащенні // Вісник ДДМА, 2014. – №1 (32). – С. 99...104.

14. Лютий Р.В., Гурия И.М., Кеуш Д.В., Смольская В.С. Стержневые смеси с новыми неорганическими связующими на основе ортофосфорной кислоты и солей щелочных металлов // Литейное производство, 2014. – №5. – С. 28...31.

15. Liutyi R., Skyrdenko M., Liuta D. Foundry core mixtures with ortho-phosphoric acid and different aluminum-containing compounds // Physics and chemistry of solid state. – 2020. – V. 21, N1. – P. 176-184.

**Малинов В.Л.**  
**(ПІИ ООО «Бюро Веритас Україна», г. Мариуполь)**  
**ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ**  
**НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ**  
**АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО**  
**ИЗНАШИВАНИЯ**  
**E-mail: malinov.v.l@gmail.com**

Материалы, применяемые для наплавки деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа, существенно отличаются по типу и степени легирования, а дорогие легирующие элементы зачастую используются неэффективно. Целью работы являлось исследование твердости, технологической прочности, абразивной и ударно-абразивной износостойкости наплавленного металла на основе Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-Nb.

Состав шихты порошковых лент рассчитывался таким образом, чтобы обеспечить варьирование в наплавленном металле содержания легирующих элементов в следующих пределах: углерода 1,8-3,2%, хрома 13-20%, марганца 6-8% и ниобия 0-2%.

Структура наплавленного металла в зависимости от степени легирования являлась доэвтектической, эвтектической или заэвтектической. Металлическая основа во всех случаях представляла метастабильный аустенит. При легировании ниобием в ней также имелись дисперсные карбиды NbC.

Установлено, что по мере увеличения содержания в наплавленном металле углерода твердость и абразивная износостойкость возрастают, а ударно-абразивная износостойкость и технологическая прочность снижаются. Трещины в количестве от 1 до 5 имелись во всех составах наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе без ниобия. Увеличение содержания марганца от 6 до 8% снижает абразивную и повышает ударно-абразивную износостойкость. При этом повышается технологическая прочность. Так, например, в наплавленном металле, содержащем 1,8% C и 13% Cr, количество трещин уменьшается с 2 до 1. Дополнительное легирование ниобием повышает твер-

дость, абразивную, ударно-абразивную износостойкость и технологическую прочность наплавленного металла. В наплавленном металле, содержащем 1,8% С и 13% Cr, при легировании 1% Nb трещины отсутствовали. В исследованном диапазоне содержаний легирующих элементов влияние хрома на структуру наплавленного металла обусловлено смещением влево точки предельной растворимости углерода в аустените. В наплавленном металле, содержащем 2,4% С, 6% Mn, 2% Nb, увеличение содержания от 13 до 20% Cr привело к переходу от доэвтектической к заэвтектической структуре. При этом абразивная износостойкость возросла, а ударно-абразивная – снизилась. В обоих случаях трещины в наплавленном металле отсутствовали. В наплавленном металле, содержащем 20% Cr, 6% Mn, 2% Nb, при увеличении содержания от 2,4 до 3,3% С абразивная износостойкость еще более возрастает, ударно-абразивная износостойкость снижается, а количество трещин составляет 2. Технологическая прочность является существенным фактором при выборе материала для наплавки деталей, работающих в условиях ударно-абразивного воздействия. В случае умеренной интенсивности ударов наличие трещин может быть допустимо, а при сильных ударах они являются причиной отколов. Для наплавки деталей, работающих в условиях умеренной ударной нагрузки, разработана экономичная порошковая лента, обеспечивающая получение наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе, который по ударно-абразивной износостойкости в 2 раза превосходит наплавленный лентой ПЛ-АН 101 (ПЛ-Нп-300Х25С4Н2Г2), широко применяемой в производственной практике. При интенсивных ударах предложено применять порошковую ленту, обеспечивающую получение металла на Fe-Cr-Mn-C-Nb основе. Дополнительное легирование ниобием повышает ударно-абразивную износостойкость на ~10% и позволяет исключить трещины в наплавленном металле. Это очень важно для наплавленного металла с высоким содержанием углерода.

**Малинов Л.С., Мальшева И.Е., Бурова Д.В.**

**(ГБУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)**

**ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ  
ЦЕМЕНТРУЕМЫХ СТАЛЕЙ ПОЛУЧЕНИЕМ В ИХ  
ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО  
ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА**

**E-mail: leonid.s.malinov@gmail.com**

Обычно для повышения износостойкости цементации подвергают специально разработанные для этого малоуглеродистые стали. В их поверхностном слое стремятся получить мартенситно-карбидную структуру, обеспечивающую наиболее высокую твердость. Однако известен ряд работ, в том числе авторов, показывающих положительную роль в повышении абразивной износостойкости остаточного аустенита, получаемого в структуре поверхностного слоя после термообработки. Однако такие работы немногочисленны.

Данная работа посвящена изучению абразивной износостойкости сталей после цементации, последующей закалки с повышенных температур, обычно не применяемых на практике, и низкого отпуска. Объектом исследования служили стали 10Г2ФБ, 25ХГТ, 25Х1М1Ф, 40Х. Их цементировали при 930 °С в течение 10 ч. Образцы закаливали после нагрева в интервале температур 850-1100 °С и отпускали при 180 °С. Проводились дюрOMETрические, металлографические и рентгенографические исследования. Испытания на абразивную износостойкость осуществляли на установке типа Бринелля-Хаурорта. Абразивным материалом служил корунд с размером частиц 0,3 мм. В качестве эталона выбрана соответствующая сталь после закалки с обычно принятой для нее температуры.

После закалки от 850 °С во всех исследованных сталях вблизи поверхности микроструктура поверхностного слоя представляет собой отпущенный дисперсный мартенсит, расположенные в нем карбиды и небольшое количество (10-15%) остаточного аустенита, что соответствует максимальной твер-

дости (60-62 HRC). По мере повышения температуры нагрева под закалку от 850 до 1100 °С количество остаточного аустенита в поверхностном слое возрастает, а количество отпущенного мартенсита и карбидов уменьшается. Это приводит к снижению твердости.

При повышении температуры нагрева под закалку абразивная износостойкость в исследованных сталях изменяется по кривой с максимумом, который достигается при определенной для каждой стали температуре, более высокой, чем типовая, зависящей от химического состава стали и ее исходной структуры. Наиболее высокие температуры нагрева под закалку (1000-1100 °С) требуются для достижения максимума износостойкости у сталей, содержащих сильные карбидообразующие элементы. Указанная закономерность может быть объяснена тем, что после закалки от оптимальной для каждой стали температуры обеспечивается в поверхностном слое наиболее благоприятная структура: углеродистый отпущенный мартенсит, не растворившиеся карбиды и определенное количество метастабильного остаточного аустенита, интенсивно превращающегося в мартенсит деформации при воздействии абразивных частиц. Об этом свидетельствуют данные рентгеновского анализа, согласно которым почти весь аустенит на изнашиваемой поверхности превращается в мартенсит.

Закалка от температур, превышающих оптимальную для каждой стали, приводит к более полному растворению карбидов, что увеличивает количество аустенита и повышает его стабильность по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению, что снижает сопротивление стали изнашиванию. В том же направлении влияет рост зерна и укрупнение кристаллов мартенсита. Абразивная износостойкость исследованных цементированных сталей после закалки с повышенных, оптимальных для каждой из них температур, возрастает в 1,3-1,7 раза по сравнению с ее уровнем после термообработки по типовому режиму.



**Малинов Л.С.**  
**(ГБУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)**  
**ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ**  
**НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ**  
**КОМБИНИРОВАННЫМИ ОБРАБОТКАМИ,**  
**ВКЛЮЧАЮЩИМИ ПОЛУЧЕНИЕ В ЕЕ СТРУКТУРЕ**  
**МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА**  
**E-mail: leonid.s.malinov@ gmail.com**

Приведены результаты исследований по повышению свойств стали 06Г8 за счет применения комбинированных деформационно-термических обработок, обеспечивающих получение структуры, в которой наряду с другими составляющими получают повышенное количество метастабильного аустенита. После упрочнения он частично превращается в мартенсит, а оставшаяся его часть при нагружении в процессе испытаний механических свойств или эксплуатации претерпевает динамические деформационные мартенситные превращения.

Фазовый состав определялся рентгеновским методом на установке ДРОН-3. Механические испытания на растяжение проводились по ГОСТ 9457-88. Сталь 06Г8 после закалки от 900 °С и низкого отпуска (250 °С, 1 ч) имеет в структуре 100%  $\alpha$ -мартенсита ( $\alpha'$ ) и следующий уровень механических свойств:  $\sigma_{0,2} = 850$  МПа,  $\sigma_B = 1100$  МПа,  $\delta = 10\%$ ,  $\psi = 45\%$ . Холодная пластическая деформация (ХПД) с обжатием 7% приводит к возрастанию  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  на 100 и 150 МПа, соответственно, и существенно снижает пластичность ( $\delta = 3\%$ ;  $\psi = 10\%$ ). Большая, чем указанная выше, степень ХПД приводит к образованию трещин и не может быть использована. Комбинированная обработка этой стали, включающая нагрев в межкритический интервал (МКИТ) температур (630 °С, 1 ч), для получения в структуре наряду с  $\alpha$ -фазой 30-40% вторичного метастабильного аустенита, последующую после охлаждения ХПД ( $\varepsilon = 10\%$ ) и низкотемпературный отпуск при 250 °С в течение

ние 1 ч, позволяет обеспечить хорошее сочетание прочностных и пластических свойств:  $\sigma_{0,2} = 1100$  МПа,  $\sigma_B = 1200$  МПа,  $\delta = 25\%$ ,  $\psi = 54\%$ . Это обусловлено получением в  $\alpha$ -фазе повышенной плотности дислокаций и развитой субструктуры, появлением межфазных границ большой протяжённости в связи с образованием вторичного аустенита (микродуплексная структура). Кроме того, после ХПД сохраняется 18% аустенита, количество которого уменьшается до 8% за счет превращения его в мартенсит в процессе испытаний механических свойств на растяжение до образования шейки (эффект самозакалки при нагружении). Это является важным фактором повышения временного сопротивления и сохранения повышенной пластичности.

Проведение предварительной ХПД рассматриваемой стали ускоряет образование вторичного аустенита при нагреве в МКИ температур. Так деформация на 10% позволяет получить после выдержки 20 мин в нем такое же количество вторичного аустенита, как и после часа без предварительной ХПД. Комбинированная обработка стали 06Г8, включающая двукратное ХПД ( $\varepsilon = 10\%$ ) с промежуточным нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ) 630 °С и выдержкой 15-20 мин, обеспечивает механические свойства:  $\sigma_{0,2} = 1180$  МПа,  $\sigma_B = 1300$  МПа,  $\delta = 15\%$ ,  $\psi = 50\%$ . У стали 06Г8 аустенит в структуре может быть получен проведением деформации в МКИТ. Так деформация стали 06Г8 при 630 °С на 20% позволяет получить в структуре наряду с  $\alpha$ -мартенситом 40% метастабильного аустенита. Последующая ХПД на 10% вызывает частичное его превращение в  $\alpha$ -мартенсит. Доля последнего в структуре возрастает на 25%. Заключительной обработкой для уменьшения уровня внутренних напряжений является низкий отпуск (250 °С, 1 ч).

Указанная комбинированная обработка обеспечивает повышенный по сравнению с закалкой и низким отпуском уровень механических свойств:  $\sigma_{0,2} = 1120$  МПа,  $\sigma_B = 1330$  МПа,  $\delta = 14\%$ ,  $\psi = 45\%$ .

**Малинов Л.С.<sup>1</sup>, Малинов В.Л.<sup>2</sup>, Бурова Д.В.<sup>1</sup>**  
**(<sup>1</sup>ГВУЗ «ЛГТУ»; <sup>2</sup>ПІИ ООО «Бюро Веритас Україна», г. Мариуполь)**  
**ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО**  
**МЕТАЛЛА МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА НАГРЕВОМ В**  
**МЕЖКИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕАТУР**  
**E-mail: leonid.s.malinov@gmail.com**

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

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

В отличие от многих известных наплавочных материалов, обеспечивающих получение в наплавленном металле полностью или преимущественно структуры метастабильного аустенита, рассмотренные в данной работе материалы позволяют получить преимущественно структуру малоуглеродистого мартенсита, содержащего ~6-8% марганца, а последующий высокий отпуск,

обычно используемый для снятия возникших после наплавки напряжений, проводимый с нагревом в межкуритический интервал температур (МКИТ), приводит к образованию вторичного метастабильного аустенита, равномерно распределенного в структуре, и небольшого количества карбидов. Образуется своеобразная композиционная многофазная структура, в которой участки повышенной прочности чередуются с участками вторичного аустенита невысокой твердости. В большом числе работ этот аустенит рассматривают как стабильную структуру, поскольку он при охлаждении до отрицательных температур не превращается в мартенсит. Однако он метастабильен при нагружении и превращается в мартенсит деформации (эффект самозакалки при нагружении). В результате этого повышается износостойкость.

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

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

Можно полагать, что нагрев в МКИТ применим и для наплавленного металла не только мартенситного, но и других классов, например бейнитного.

**Малинов Л.С.**

**(ГБУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)**

**ПОВЫШЕНИЕ ИЛИ ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ СВОЙСТВ  
СПЛАВОВ ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ  
ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ, СОЗДАЮЩИХ  
ГРАДИЕНТЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ**

**E-mail: leonid.s.malinov@ gmail.com**

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 градиентов структурно-фазового состояния (ГСФС) с применением технологий дифференцированной обработки (ТДО) для повышения свойств сплавов или придания им новых свойств. Это был принципиально новый подход к обработке сплавов, позволяющий в мономатериале получать участки или слои с разнообразной многоуровневой (макро-, микро-, нано-, тонкой) структурой, механическими и физическими свойствами.

Технологии дифференцированной обработки были предложены 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. Новые технологии реализуют дизайн материалов. При их проведении могут быть получены волнистые, зигзагообразные, сетчатые, шахматные и другие узоры на поверхности или создана слоистая структура. В ряде случаев такими обработками в материалах могут быть созданы участки с противоположными свойствами (твердые и мягкие, магнитные и немагнитные, с небольшим и большим коэффициентом линейного расширения и т. п.). Между участками с различными структурами имеет место либо постепенный переход от одной структуры к другой, либо резкий – скачкообразный. Важными характеристиками ГСФС являются не только разнообразные свойства, но и размеры, форма, характер распределения структурных составляющих и фаз

на поверхности и/или в объеме материалов. В ТДО внешние воздействия осуществляются вначале на весь материал (во многих случаях при его изготовлении литьем, прокаткой, ковкой и т. п), а затем лишь на отдельные его части (участки), что сокращает энергозатраты и является их большим преимуществом. Кроме того, снижается уровень внутренних напряжений и склонность к трещинообразованию, что особенно важно для крупногабаритных изделий из малопластичных материалов. ГСФС могут создаваться и при изготовлении изделий, например, отливкой. Большие возможности в повышении свойств сплавов открывает применение технологий обработки, в которых использованы разнообразные сочетания полей (механического, теплового, химического, электрического, магнитного, акустического, радиационного и др.). В настоящее время направление по получению ГСФС применением ТДО интенсивно развивается, о чем свидетельствует большое число публикаций и патентов, подчеркивающих их эффективность для значительного повышения долговечности многих деталей и инструментов. Особенно большое внимание уделяется технологиям с использованием источников концентрированной энергии: лазерных или электронных лучей и струи плазмы. В литературе приводятся данные о существенном повышении долговечности за счет создания ГСФС листового проката, деталей двигателя внутреннего сгорания, рельсов, направляющих металлорежущих станков, чугунных плит, валков, инструмента и др., показана возможность получения в мономатериале слоев с различными свойствами, в том числе биметалла. Преимуществами ТДО являются экологичность, возможность создавать в зависимости от условий эксплуатации требуемый узор в расположении участков с различной структурой и свойствами, снижение энергозатрат, поскольку воздействию подвергается не все изделие, а лишь его отдельные участки, слои.

**Малинов Л.С.**

**(ГБУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)**

**ПРЕРЫВИСТАЯ ЗАКАЛКА С ОХЛАЖДЕНИЕМ ПО СХЕМЕ  
ВОДА-СЫПУЧИЙ МАТЕРИАЛ, НАГРЕТЫЙ НА ЗАДАННУЮ  
ТЕМПЕРАТУРУ**

**E-mail:** leonid.s.malinov@gmail.com

При проведении прерывистой закалки нагретое до температуры аустенитизации изделие предварительно охлаждают в воде до температуры, расположенной выше  $M_n$  (до 300 – 200 °С), а затем в масле. Такая закалка применяется в основном для инструмента с целью снижения внутренних напряжений и исключения появления трещин. Недостатком этого способа является применение неэкологичной и пожароопасной охлаждающей среды. Предложена прерывистая закалка по новой схеме вода – нагретый до заданной температуры сыпучий материал с низкой теплопроводностью, в частности песок. Ее преимуществом является то, что она исключает применение масла и обеспечивает получение в структуре исследованных сталей наряду с бейнитом и/или мартенситом, карбидами, метастабильного аустенита, претерпевающего динамическое деформационное мартенситное превращение.

Ранее с аналогичной целью были разработаны ступенчатая и изотермическая закалка, проводимые охлаждением после аустенитизации по схеме вода – печь. Однако их применение возможно в том случае, когда печи для аустенитизации и выдержки при постоянной температуре после охлаждения до нее в воде расположены близко друг от друга. Если это не реализуемо, то целесообразно проведение прерывистой закалки по новому способу. Она была опробована на сталях 12ХНЗА (после цементации), 9ХФ, 75ХФТЛ, 30Х13, 95Х18. Во всех случаях при рациональных режимах ее проведения для каждой стали обнаружено повышение абразивной износостойкости (в 1,2-1,4 раза) по сравнению с термообработкой по типовой технологии (закалка и низкий отпуск).

**Малинов Л.С.**

*(ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)*

**СОЗДАНИЕ СПЛАВОВ И УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ,  
ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ МЕТАСТАБИЛЬНУЮ СТРУКТУРУ С  
ЭФФЕКТОМ САМОЗАКАЛКИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ**

**E-mail:** leonid.s.malinov@gmail.com

Обобщены результаты исследований в перспективном научно-прикладном направлении, предложенном и развиваемом автором по созданию экономнолегированных сплавов различных структурных классов многоцелевого назначения и упрочняющих технологий. При этом использован принцип, заключающийся в том, что в сплавах создается метастабильная структура, управляемо самотрансформирующаяся при охлаждении на воздухе и/или при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации. Основным во многих случаях является превращение аустенита в мартенсит (эффект самозакалки) и динамическое старение при нагружении. Могут также протекать другие структурные и фазовые превращения. При этом важно управлять структурой и развитием превращений, оптимизируя их применительно к конкретным условиям. Это позволяет существенно повышать долговечность деталей машин и инструмента. Динамические фазовые превращения являются в ряде случаев не только механизмом упрочнения, но и, что также важно, – релаксации напряжений. На развитие этих превращений расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, ее меньшая доля идет на разрушение. Наряду с динамическим деформационным мартенситным превращением реализуются другие различные факторы упрочнения (изменение плотности дислокаций, диспергирование структуры, выделение упрочняющих фаз и др.) а также сопротивления разрушению (создание прослоек вязкой составляющей на границе фаз высокой прочности, уменьшение блокировки дислокаций, двойникование и др.). Реализация указанного выше принципа позволяет создавать сплавы и наплавочные материалы различных структурных классов и назначения, не содер-



жащие дорогих легирующих элементов или имеющие их в значительно меньших количествах, чем в применяемых. При этом обеспечивается хорошая технологичность (свариваемость, малая склонность к образованию трещин и короблению, повышенное сопротивление разупрочнению при нагреве и др.), а также высокие эксплуатационные свойства. Разработаны следующие материалы с эффектом самозакалки: низко- и малоуглеродистые стали общего и специального назначения с эффектом самозакалки преимущественно при охлаждении; низкоуглеродистые стали общего и специального назначения с эффектом самозакалки при охлаждении и нагружении; низко-, средне-, и высокоуглеродистые сплавы с эффектом самозакалки при нагружении; наплавочные материалы многоцелевого назначения, обеспечивающие в наплавленном слое эффект самозакалки при охлаждении и/или нагружении. Разработаны на принципе реализации эффекта самозакалки упрочняющие технологии, которые применимы не только к разработанным, но и широко используемым в промышленности сталям и чугунам, а также в ряде случаев к наплавленным материалам. Они позволяют сократить расход материалов, снизить затраты на изготовление сменно-запасных деталей и инструмента. Ниже приведены некоторые из разработанных упрочняющих технологий: механико-термо-механическая обработка (МТМО) аустенитных метастабильных сталей, включающая сочетание двукратной холодной пластической деформации с промежуточным и окончательным отжигами; деформация в интервале прямого и обратного мартенситных превращений; закалка с повышенных температур; изотермическая, ступенчатая, прерывистая закалки, предусматривающие предварительный нагрев в межкритический или подкритический интервалы температур и последующую кратковременную аустенитизацию; комбинированные обработки, включающие получение избыточного количества метастабильного аустенита, последующее его упрочнение и частичное превращение в мартенсит и др.

**Малинов Л.С**  
**(ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)**  
**ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ И ЧУГУНЫ С**  
**МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ**  
**E-mail: leonid.s.malinov@gmail.com**

В промышленности для деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания нашла широкое применение аустенитная сталь 110Г13Л. Ее высокая износостойкость обусловлена сильным упрочнением аустенита под влиянием динамических нагрузок, динамическим старением и двойникованием. Однако она имеет ряд недостатков. К ним относятся сравнительно невысокий уровень прочностных свойств, невысокая абразивная износостойкость в отсутствие ударов и плохая обрабатываемость резанием. Кроме того, высокое содержание марганца при выплавке этой стали загрязняет окружающую среду токсичными окислами марганца. Последнее особенно нежелательно. Для деталей, эксплуатирующихся в условиях интенсивного воздействия, используются белые чугуны, зачастую содержащие такие дорогие легирующие элементы, как никель, молибден, вольфрам и др. В связи с этим разработка более экономичных, технологичных и более экологических является важной задачей.

Созданы износостойкие стали, содержащие меньше марганца, чем сталь 110Г13Л, в которых получают метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение (эффект самозакалки при нагружении). Этот эффект целесообразно использовать для повышения абразивной износостойкости сталей, когда под влиянием абразивных частиц мартенситное превращение интенсивно протекает в поверхностном слое, что повышает сопротивление разрушению. По мере изнашивания поверхности в работу вступает нижележащий слой, в котором снова в процессе самозакалки возникает мартенсит, и это повторяется многократно. Образно говоря, внешнее воздействие само против себя создает броню. Новые стали обеспечивают лучшую экологию при выплавке, меньшую стои-

мость литья и более высокую абразивную износостойкость, чем 110Г13Л. Другими преимуществами этих сталей являются возможность измельчения в них зерна при термообработке, что повышает их ударную вязкость. Предложены технологии, улучшающие обрабатываемость 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 метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами.

Разработаны низкоуглеродистые марганцовистые стали, в которых метастабильный аустенит и эффект самозакалки при нагружении реализуется в поверхностном слое после цементации и последующей термообработки. Их особенностью является более высокий уровень прочностных свойств, чем у стали 110Г13Л при сохранении хорошей пластичности и ударной вязкости. Кроме того, что очень важно, они в отличие от нее хорошо обрабатываются резанием и могут использоваться для изделий, подвергающихся механической обработке.

Созданы износостойкие экономнолегированные хромомарганцовистые чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении, имеющие высокую абразивную износостойкость и превосходящие в этом отношении сложнолегированные дорогие чугуны.

Термообработкой разработанных сталей и чугунов управляют количеством и стабильностью аустенита.

**Мовчан О.В., Чорноіваненко К.О.**

*(НМетАУ, м. Дніпро)*

**ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИТНИХ СТРУКТУР ПРИ  
НАВУГЛЕЦЮВАННІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Fe-V-Cr-C**

**E-mail:** ekatmovchan@gmail.com

Вперше формування колоніальних аустенітно-карбідних структур евтектоїдного типу при навуглецюванні спостерігали в сплаві заліза з 0,2% С, 8% W, 1% Мо, 3,5% Cr і 1,5% V в твердому карбюризаторі при 1200 °С [1]. Колонії формувалися шляхом переміщення в фериті від поверхні в напрямку дифузії вуглецю аустенітно-карбідного фронту. В результаті формуються бікристалічні стовпчасті зерна, що складаються з аустенітної матриці, пронизаної пластинчасто-стрижневими карбідними волокнами.

Подальші дослідження показали, що у подвійних сплавах Fe-W, Fe-Мо, Fe-V, Fe-Ti, Fe-Cr ростуть аустенітно-карбідні колонії при навуглецюванні [2].

Вирішуючи проблему додаткового легування залізних сплавів, що містять кілька карбідоутворювальних  $\alpha$ -стабілізуювальних елементів, була виявлена можливість зростання трифазних колоній  $A + K_1 + K_2$  у навуглецюваному шарі [3].

Колоніальна структура має високий комплекс властивостей: високу твердість, зносостійкість, теплостійкість, термічну стабільність.

При навуглецюванні дослідних сплавів системи Fe-V-Cr-C спостерігається утворення різних типів структур в залежності від температури навуглецювання і ступеню легування сплаву ванадієм.

Досліджуючи мікроструктуру навуглецьованих сплавів, встановили оптимальні температурно-концентраційні параметри навуглецювання сплавів, при яких утворюються структури колоніального типу. Подібні перетворення спостерігали в сплаві складу 0,05% С; 3,3% V; 14,5% Cr, інше Fe при температурі навуглецювання 1100 °С. Навуглецювання цього сплаву призводить до утворення спрямованих аустенітно-карбідних колоній від поверхні вглиб зразка. Колоніальна структура утворюється шляхом розпаду фериту на

аустеніт і карбіди по реакції:  $\Phi \rightarrow A + MC + M_{23}C_6$ . Карбід  $MC$  являє собою  $VC$ , а  $M_{23}C_6$  –  $Cr_{23}C_6$ . Карбід ванадію більш тонкодиспергований в порівнянні з карбідом  $Cr_{23}C_6$ . Карбідні волокна розташовуються паралельно один одному в межах одного аустенітно-карбідного зерна і витягнуті в напрямку дифузії вуглецю (рис. 1).

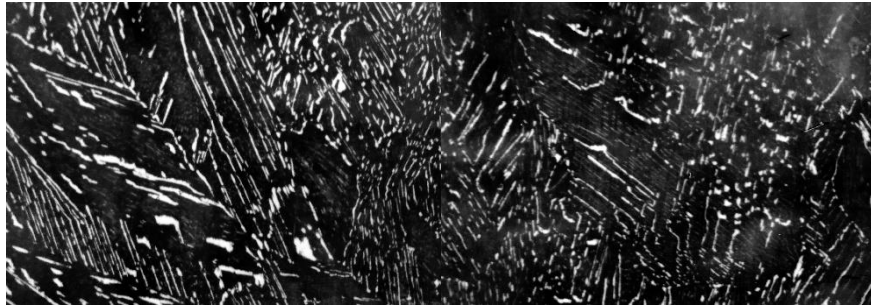


Рис. 1. Композитна структура сплаву системи Fe-V-Cr-C; x500

Підвищення або зниження температури науглецювання і зменшення вмісту ванадію в сплаві призводить до зміни структури науглецюваного шару.

#### Література:

1. Бунин К.П. Формирование пластиночно-стержневых колоний в Fe-W-Mo-V-Cr сплавах / К.П. Бунин, В.И. Мовчан, Л.Г. Педан // Изв. вузов. Чёрная металлургия, 1973. – №2. – С. 123-126.
2. Мовчан В.И. Рост карбидных волокон при диффузионном науглероживании железных сплавов / В.И.Мовчан, В.П.Герасименко, Л.Г. Педан // МиТОМ, 1983. – №9. – С.19-21.
3. Мовчан О.В. Закономірності формування трифазного композиту при науглецюванні сплавів системи Fe-W-V-C / О.В. Мовчан, К.О. Чорноіваненко // Металургійна та гірничорудна промисловість, 2019. – №5-6. – С. 76-83.

**Пилипенко С.С.<sup>1</sup>, Воденнікова О.С.<sup>2</sup>**  
**(ФДБОУ ВО «Норильський державний індустріальний інститут», м. Норильськ, Російська Федерація; <sup>2</sup>Запорізький національний університет, м. Запоріжжя, Україна)**  
**УМОВИ ЕФЕКТИВНОЇ РОБОТИ ГІДРОПРИВОДУ ЗА РІЗНИХ СТУПЕНІВ РЕДУКЦІЇ ТА МУЛЬТИПЛІКАЦІЇ**  
**E-mail: oksana\_vodennikova@ukr.net**

На сьогодні підвищення ефективності роботи насосного мультиплікаторного приводу за рахунок розширення зони регулювання тиску на ділянках із низьким навантаженням є досить актуальним напрямом досліджень у галузі машинобудування.

У роботі проведено аналіз роботи діючих гідроприводів, зокрема простого насосного приводу та приводу з використанням акумуляторів. Показано доцільність використання ступеневого регулювання робочого тиску насосів при збереженні їх постійної подачі. Запропонована конструкція приводу з регулюванням режиму роботи шляхом включення до складу приводу проміжного гідравлічного мультиплікатора, який функціонує на ділянках високого навантаження. Встановлено можливість використання насосів низького тиску, тобто за рахунок використання гідравлічного редуктора забезпечує регулювання тиску і на ділянках із низьким навантаженням.

Для промислового гідравлічного преса запропоновано гідропривід із чотирма ступенями тиску і швидкості. Загальна кількість ступенів тиску ( $n$ ), що забезпечується редуктором-мультиплікатором, визначається числом вихідних циліндрів ( $m$ ) зі співвідношення:  $n = 2^m - 1$ . Схема преса забезпечує також додатковий ступінь тиску, при якому рідина в силовий циліндр подається від насосів безпосередньо.

Визначено умови ефективної роботи гідроприводу за різних ступенів редукції та мультиплікації. Показано, що внаслідок зниження нерівномірності навантаження насосів підвищується термін служби гідроприводу і розширюються можливості технологічного процесу.

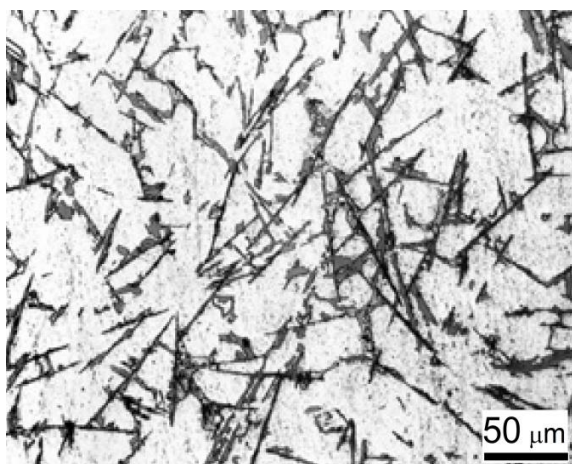
**Пригунова А.Г., Кошелєв М.В., Бабюк В.Д., Жидков Є.А., Шеневідько Л.К.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

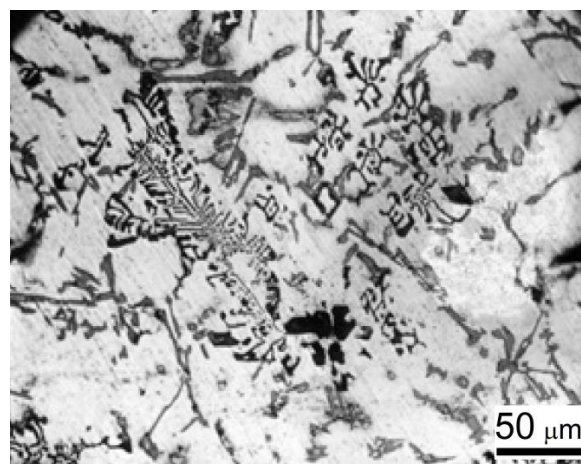
**ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ЗАЛІЗОВМІСНИХ ФАЗ У СПЛАВІ АК9М2 ПРИ ПЕРЕГРІВІ ДО ТЕМПЕРАТУР СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У РОЗПЛАВІ**

**E-mail:** adel\_nayka@ukr.net

При охолодженні сплаву АК9М2 від температур 650...740 °С основною залізовмісною фазою є  $\beta$ -FeSiAl<sub>5</sub> голкоподібної форми (рис. 1, а), що негативно впливає на механічні властивості. Кристалізація починається з реакції:  $P \rightarrow Al_{\alpha}$ .



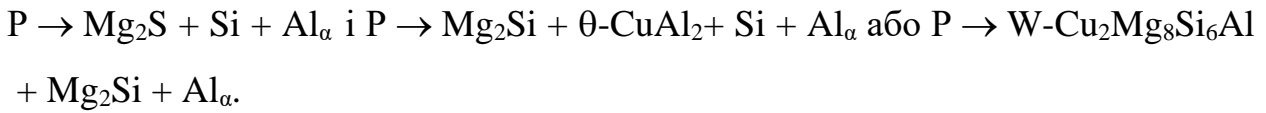
а, 650 °С



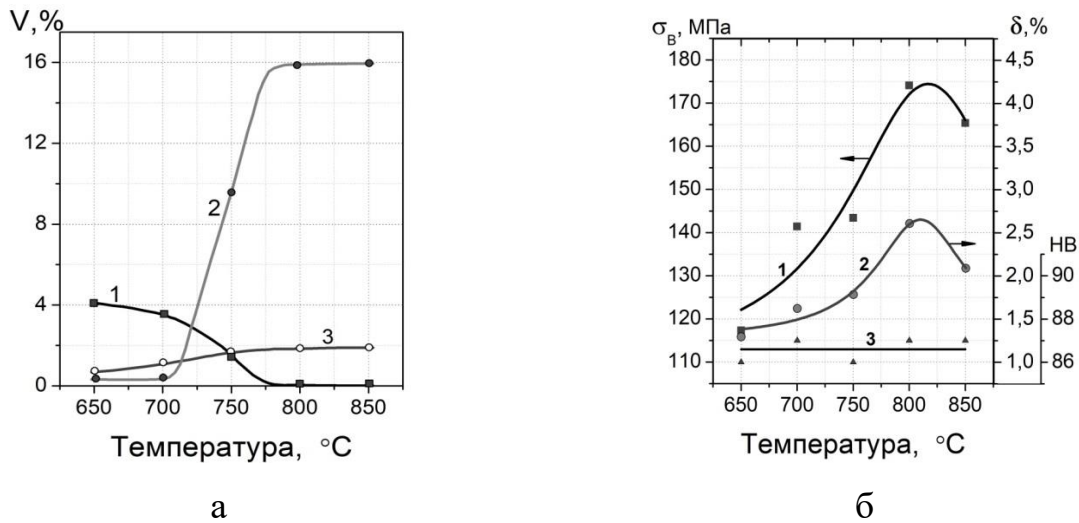
б, 850 °С

Рис. 1. Вплив температури заливання розплаву на мікроструктуру сплаву АК9М2 при швидкості охолодження 2 °С/с

Далі відбувається перетворення:  $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha}$ . На наступному етапі формуються колонії евтектики  $\alpha$ -(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub>+Al<sub>α</sub> або  $\alpha$ + $\beta$ +Al<sub>α</sub>. Проте, частка фази  $\alpha$  досить незначна (рис. 2, а). Потім реалізується головне перетворення:  $P \rightarrow \beta + Al_{\alpha} + Si$ , після чого утворюється фаза  $\pi$ -FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>Al<sub>8</sub>, яка може бути продуктом перитектичної реакції:  $P + \beta \rightarrow \pi + Si + Al_{\alpha}$  або евтектичної:  $P \rightarrow \pi + Al_{\alpha} + Si$ . Кристалізація завершується евтектичними реакціями:



При нагріванні розплаву до 800...850 °С основною залізовмісною фазою є інтерметалід  $\alpha$  (рис. 1, б, рис. 2, а). Перше перетворення:  $P \rightarrow Al_\alpha$  змін не зазнає. Реакції:  $P \rightarrow \beta + Al_\alpha$  і  $P \rightarrow \beta + Al_\alpha + Si$  придушуються. В широкому інтервалі температур має місце реакція  $P \rightarrow \alpha + Al_\alpha + Si$ , що йде зі значним зменшенням об'єму рідини. Тому на частку подальших реакцій розпаду рідини з утворенням фаз  $\pi$ ,  $\theta$ ,  $Mg_2Si$ ,  $W$  припадає вкрай незначна її кількість.



1 –  $\beta$ -FeSiAl<sub>5</sub>; 2 – (FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub>; 3 –  $\pi$ -FeMg<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>Al<sub>8</sub>

Рис. 2. Вплив температури розплаву на об'ємну частку залізовмісних фаз (а) і механічні властивості (б) сплаву АК9М2

Формування розгалуженої фази  $\alpha$  замість  $\beta$  зумовлює підвищення міцності і пластичності сплаву АК9М2 (рис. 2, б). Це досягається нагріванням розплаву до температур досить вузького інтервалу (від 800 °С до 850 °С), при яких відбувається кардинальна зміна структури в рідкому стані.

Зміна характеру фазових перетворень при кристалізації потребує дотримання контрольованих тимчасово-кінетичних параметрів процесу, які значною мірою залежать від хімічного складу сплаву. Зокрема, для сплаву АК9М2, в якому досить велика об'ємна частка  $\beta$ -фази, дотримання температурного режиму в рідкому стані є необхідною, але недостатньою умовою для



управління фазовим станом вилівка. Перебудова ближнього порядку атомів при нагріванні розплаву до 800...850 °С може бути зафіксована лише після 30 хв. витримки в рідкому стані і подальшої швидкості охолодження близько 2 °С/с. Витримка менше 30 хв. не призводить до якісно нового структурного стану розплаву. Зменшення швидкості охолодження нижче вказаної межі сприяє дифузійному перерозподілу компонентів у процесі охолодження розплаву, зміни його структури. Внаслідок цього кристалізація здійснюється за механізмом, характерним для слабо перегрітої рідини.

**Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Белик В.И., Цир Т.Г., Вернидуб А.Г.**  
**(ФТИМС НАН України, г. Киев)**  
**ВИБРАЦИОННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ СПЛАВА АК5М2**  
**С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА**  
**E-mail: onmlptima@ukr.net**

В работе исследовали влияние продолжительности вибрации сплава АК5М2 с содержанием железа 1,2% на его механические свойства, плотность, микроструктуру и фазовый состав. Тигель со сплавом без рафинирования и модифицирования флюсами вибрировали при температуре 750 °С с частотой 50 Гц, амплитудой 0,5 мм на протяжении 80 мин. Через каждые 20 мин отбирали пробы для исследования микроструктуры и плотности образцов. Для этого использовали форму с диаметром полости 24 мм, высотой 44 мм, с толщиной стенки 2 мм. Скорость охлаждения образца в жидкотвердом состоянии составляла 2,0 °С/с, что соответствует средней скорости затвердевания алюминиевого сплава в металлической форме. Образцы для механических испытаний отливали после 20 мин и 80 мин вибрации. Результаты представлены на рис. 1.

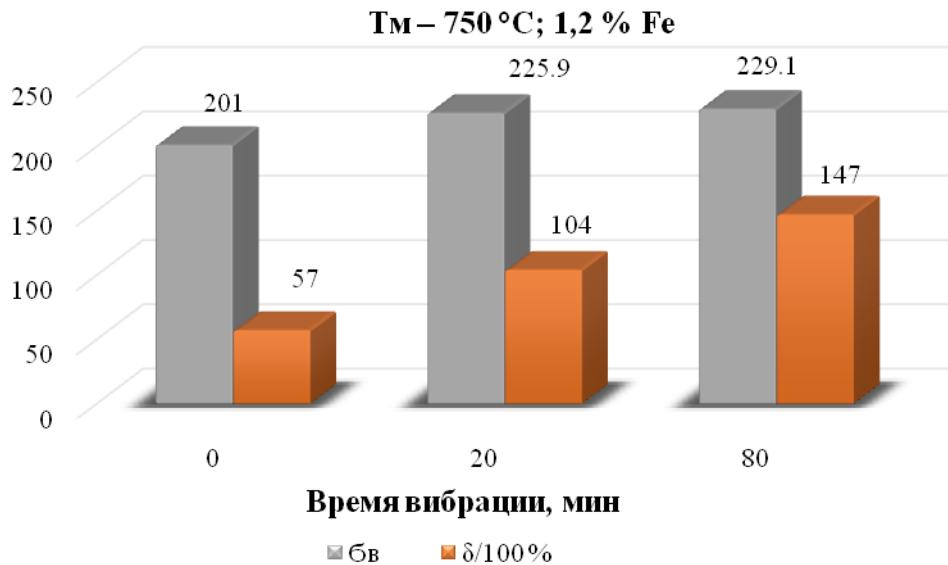


Рис. 1. Зависимость предела прочности на растяжение и относительного удлинения от продолжительности вибрационной обработки

Испытания на механические свойства показали (см. рис. 1), что кратковременная прочность образцов после 20 мин вибрации по сравнению с исходными образцами повысилась на 12,4%, пластичность в 1,8 раза. Через 80 мин вибрации прочность повысилась на 14%, а пластичность выросла в 2,58 раза.

При анализе плотности образцов выявлено, что после 20 мин вибрации расплава их плотность по сравнению с исходными отливками уменьшается с 2,7623 до 2,7533 г/см<sup>3</sup>. При увеличении продолжительности вибрации отмечена тенденция к повышению плотности. Падение плотности после первых 20 мин вибрации, наиболее вероятно, связано с всплыванием в начальный период вибрации наиболее крупных неметаллических включений, на поверхности которых адсорбирован водород, что приводит к некоторому возрастанию пористости.

Анализ микроструктуры свидетельствует, что при нагреве расплава с 1,2% железа до 750 °С и охлаждении со скоростью 2,0 °С/с основной железосодержащей фазой является иглоподобный интерметаллид β-FeSiAl<sub>5</sub>. Вибра-

ция сплава на протяжении 20 мин приводит к некоторому уменьшению количества и размера эвтектических кристаллов этой фазы. С увеличением времени вибрации до 40 мин объемная доля этого интерметаллида вновь несколько увеличивается, но уменьшается размер. Увеличивается степень дифференцировки алюминиево-кремниевой эвтектики, уменьшается дендритный параметр и размер дендритных ячеек твердого раствора алюминия.

Кроме того, экспериментально установлено, что в сплаве АК5М2 с массовой долей железа 1,2%, в котором при скорости охлаждения 2,0 °С/с преимущественно образуется иглоподобная β-фаза, являющаяся концентратором напряжений, вибрация в жидком состоянии приводит не только к модифицированию структуры, уменьшению содержания водорода, но и к изменению состава и морфологии железосодержащих интерметаллидов – образованию фазы α-(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub> в виде компактных первичных кристаллов, что положительно влияет на прочность и пластичность литого металла.

**Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Белик В.И., Цир Т.Г., Вернидуб А.Г.  
(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)**

**ВИБРАЦИОННАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО  
СПЛАВА С СОДЕЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА 2,2 %**

**E-mail: onmlptima@ukr.net**

Использовали сплав АК5М2, в котором содержание железа увеличили до 2,2%. Вибрировали тигель с расплавом (частота 50 Гц, амплитуда 0,5 мм) при температурах 750, 700 и 650 °С на протяжении 20 и 40 мин. Микроструктуру металла исследовали на образцах, полученных со скоростью охлаждения 2,0 °С/с и 0,35 °С/с, что соответствует скорости охлаждения расплава в металлической и песчаной формах. Механические испытания проводили на литых образцах с диаметром рабочей части 10 мм. В табл. 1 представлены результаты механических свойств образцов, полученных после вибрации и выдержки в жидком состоянии при температурах 650 °С и 700 °С.

Таблица 1 – Механические свойства образцов

Температура, °С	Время вибрации, мин	Продолжительность выдержки, мин	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
650	-	-	164	0,68
	20	-	151,5	0,41
	20	50	168,8	0,48
700	-	-	180,45	1,89
	20	-	195,8	1,58
	-	20	204,2	1,91
	-	40	203,3	1,46

В микроструктуре сплава АК5М2 с 2,2% Fe при температуре нагрева до 750 °С основной железосодержащей фазой является разветвленный интерметаллид  $\alpha$ -(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>Al<sub>15</sub>,  $\beta$ -фаза практически отсутствует. В структуре достаточно велика объемная доля эвтектики  $\alpha$ +Al $\alpha$ . В небольшом количестве присутствуют кристаллы первичной фазы  $\alpha$ . После 20 мин вибрации расплава количество и размер первичных кристаллов  $\alpha$  несколько увеличивается, при значительном уменьшении их размера в эвтектике. Такое явление наблюдается в отливках при обеих скоростях охлаждения. В отливках, которые охлаждались со скоростью 0,35 °С/с, по границам дендритных ячеек твердого раствора алюминия зафиксированы мелкие компактные фазы, подобно тому, как это наблюдается при термической обработке АК5М2 сплава в твердом состоянии. Увеличение времени вибрации до 40 мин привело к укрупнению железосодержащих фаз. Размер дендритных ячеек твердого раствора алюминия несколько уменьшился.

При понижении температуры до 700 °С общая тенденция изменения микроструктуры отливок под действием вибрации расплава подобна вышеописанной, с некоторыми индивидуальными изменениями количественных характеристик. По сравнению с нагревом до 750 °С, уменьшается размер эвтектических кристаллов  $\alpha$ . Это касается микроструктуры отливок не только после вибрации, но и исходных. Усилился эффект «термической обработки» при скорости охлаждения 0,35 °С/с. Вероятно, существенное уменьшение структурных составляющих вследствие вибрации расплава на

протяженні 20 мин при температурі 700 °С привело к підвищенню коротко-часової міцності зразків на 8,5% при зменшенні пластичності в 1,2 рази (см. табл.1), що обумовлено утворенням грубих ободків на кінцях гілок евтектичної  $\alpha$ -фази. Тобто, в цьому випадку вплив вібрації на властивості литого металу не однозначний. Даліший ріст механічних властивостей при тривалій витримці металу в рідкому стані після вібрації пов'язаний з процесом видалення водороду.

При температурі розплаву 650 °С в початкових зразках присутнє невелике кількість іглоподібної фази  $\beta$ , об'ємна частка якої після вібрації суттєво збільшується, особливо при вібрації на протязі 20 мин. Такі зміни привели к зниженню механічних властивостей.

Таким чином, вібрація розплаву дозволяє понизити температуру і час термо-часової обробки металів. Для підвищення механічних властивостей литок з сплаву АК5М2 з вмістом заліза 2,2% рекомендується виконувати вібрацію при температурах 700 – 750 °С впродовж 20 мин, з витримкою в рідкому стані після вібрації – 20 мин.

**Самарай В.П.**  
*(Університет «Україна», м. Київ)*  
**МЕРЕЖІ ПЕТРІ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА**

Правильний оптимальний розподіл формувальної і стрижневої суміші (ФС і СС), вихідних матеріалів для ФС, шихтових і інших матеріалів у ливарних цехах представляє великий інтерес для підвищення якості виливків, коефіцієнта використання обладнання і продуктивності праці, зменшення часу виготовлення і собівартості виробів.

Науковий і практичний інтерес до таких процесів розподілу базується на поглядах з різних точок зору: моделювання процесів, оптимізація, аналіз, прогнозування і діагностування поведінки реальних систем розподілу з різ-

ними алгоритмами. Системи розподілу можуть собою представляти стрічкові і пластинчасті конвеєри з горизонтальним і вертикальним контуром.

Можна розглядати різні реалізації моделей систем розподілу матеріалів:

- а) схемо-технічні віртуальні електронні моделі;
- б) схемо-технічні реальні електронні моделі;
- в) моделі на мові GPSS (на підходах і принципах подій і ймовірності);
- г) моделі в програмі Any Logic; (на підходах і принципах подій і ймовірності);
- д) імітаційні програмні моделі на різних мовах програмування;
- є) когнітивні моделі;
- ж) моделі на принципах ланцюгів Маркова;
- з) в термінах та на принципах і підходах мереж Петрі;
- і) інші моделі.

Являє великий інтерес будувати моделі систем розподілу саме мережами Петрі. Апарат мереж Петрі надає можливість провести ґрунтовний аналіз поведінки систем розподілу матеріалів і в статичному, і у візуальному динамічному режимах. Мережі Петрі є дводольними графами з можливістю моделювати передавання і пересування інформації, речовин, матеріалів, енергії і навіть здійснення математичних і хімічних розрахунків. Мережі Петрі реалізовані у вигляді множини багаточисельних різноманітних інтерактивних програмних продуктів, що написані на різних мовах програмування і які дозволяють у інтерактивному режимі запрограмувати і моделювати динамічну поведінку різних систем. В залежності від мети, таким чином можна змоделювати будь-які принципи розподілу матеріалів і в першу чергу найбільш популярні і застосовані на виробництвах послідовний і незалежний режими і системи розподілу.

Результатом роботи стало створення схем мереж Петрі, що можуть бути реалізовані в програмних середовищах різної складності і різної потужності: в програмах малої, середньої, великої і надвеликої складності.

Програми мереж Петрі малої складності дозволяють віртуально відтворити динамічну поведінку невеликих і не дуже складних систем без матричного аналізу всіх можливих станів системи і без аналізу критичних тупикових ситуацій.

Програми мереж Петрі середньої складності дозволяють віртуально відтворити динамічну поведінку більш великих і складних систем з додатковим матричним аналізом переборним методом всіх можливих станів системи і критичних тупикових ситуацій з представленням результатів у матричному вигляді.

Програми мереж Петрі великої і надвеликої складності дозволяють віртуально відтворити динамічну поведінку великих і дуже складних систем з матричним аналізом всіх можливих станів системи і критичних тупикових ситуацій, але при цьому моделювання і розрахунки можуть відбуватися для ускладнених початкових і межових умов:

- кольорові мережі (задіяна не одна змінна, а багато незалежних змінних);
- ймовірнісні мережі (у позиціях і на переходах можна організувати появи випадкових подій);
- обмежувальні багатовимірні мережі (можуть мати місце різні обмеження у різних вимірах);
- просторові багатовимірні мережі.

Побудовані мережі Петрі є модельним аналогом послідовного і незалежного розподілу матеріалів з реалізацією наступних ключових елементів таких систем:

- горизонтальна ділянка стрічкових або пластинчастих транспортерів (конвеєрів);
- вертикальні ділянки бункерів (як правило 4 і більше);
- вертикальні системи датчиків рівнів;
- перемикачі підключення бункерів, формувальних і стрижневих машин;
- елементи пам'яті стану бункерів;
- ланцюги керування плужками;
- зворотні зв'язки межових верхніх і нижніх рівнів завантаження бункерів.

Мережі Петрі дозволяють здійснювати не тільки якісний, але і кількісний аналіз поведінки систем розподілу матеріалів з фіксацією накопичених матеріалів. Розроблені моделі систем розподілу можуть бути базою для інших моделей теорії графів – для когнітивних моделей (когнітивного аналізу), для ланцюгів Маркова і інших і можуть бути базою для розробки систем автоматичного управління і регулювання (рис. 1).

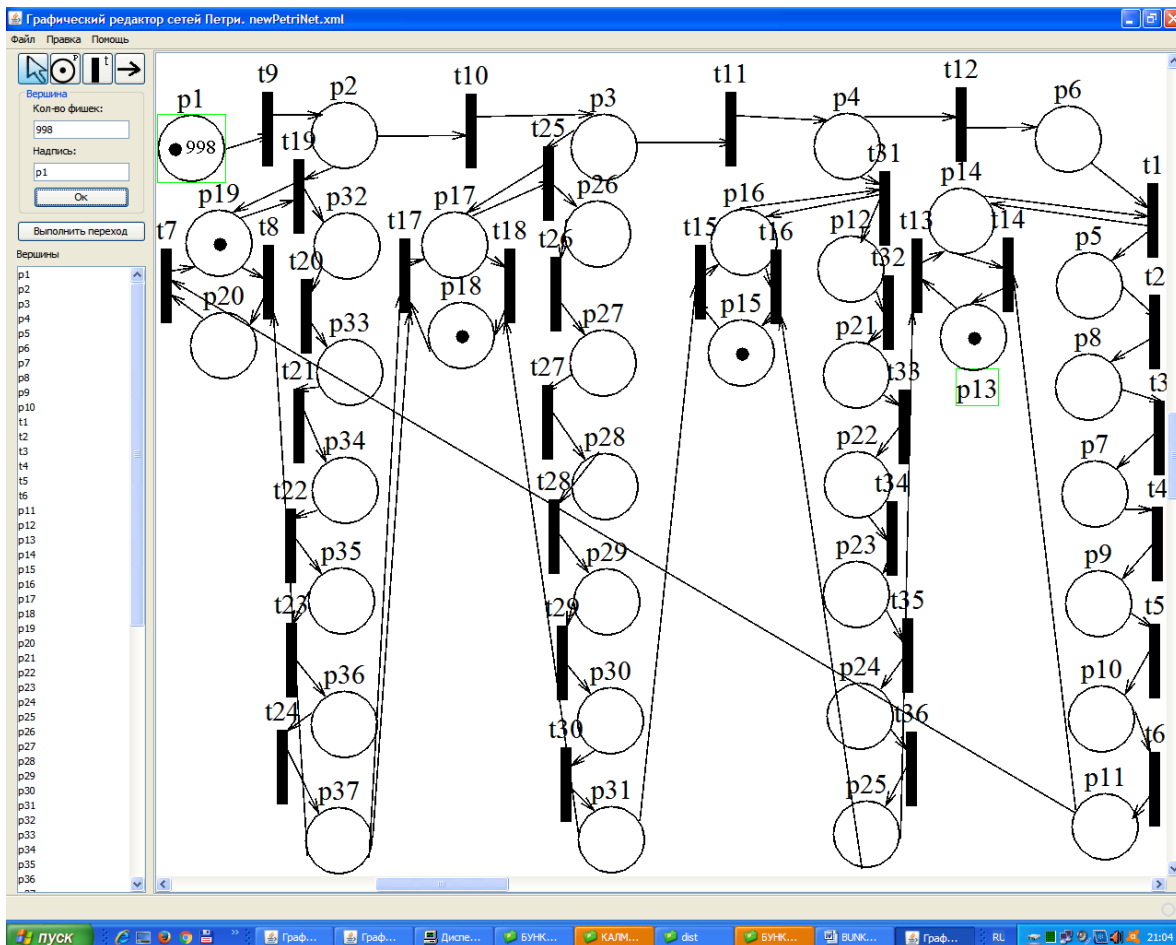


Рис. 1. Схема послідовного режиму розподілу матеріалів

Наявність таких моделей в мережах Петрі дозволяє на простих принципах теорії графів і на динамічних принципах руху і розподілу «фішок» («маркерів») саме в мережах Петрі не тільки моделювати, оптимізувати, діагностувати і прогнозувати процеси розподілу, але і проводити обчислювальні наукові експерименти, підвищувати рівень представлення навчальних матеріалів, навчання і вдосконалення студентів і практичних фахівців.



**Семенко А.Ю.<sup>1</sup>, Верзілов О.П.<sup>1</sup>, Ворон М.М.<sup>1</sup>, Шемет В.Ж.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)**  
**РОЗРОБКА ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ВИСОКОМІЦНИХ**  
**TWIP-СТАЛЕЙ Fe-Mn-Al-C ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ЇХ**  
**СТРУКТУРНО-ФАЗОВИХ ХАРАКТЕРИСТИК В ЛИТОМУ**  
**СТАНІ**

**E-mail:** mihail.voron@gmail.com

Завдяки унікальному поєднанню високої технологічності, питомої міцності, пластичності та корозійної стійкості, високомарганцеві TWIP-сталі знаходять все більш широке застосування в багатьох галузях сучасної промисловості [1-3].

Серед сплавів, які представляють даний склад матеріалів, існує велика кількість композицій із суттєво відмінним хімічним складом. Головними задачами для створення сплавів цього класу, які б володіли необхідним комплексом фізико-механічних властивостей, є одержання високої долі аустеніту для забезпечення високої пластичності, здатності до пластичної деформації та зміцнення, а також можливість утворення зміцнювальних нанорозмірних карбідних виділень. Першу задачу вирішує високий вміст марганцю – стабілізатора аустеніту. Друга задача вирішується додаванням алюмінію та вуглецю, які сприяють утворенню так званих κ-карбідів [3].

Нетривіальною задачею, яку намагаються вирішити автори, є знаходження оптимального складу подібних сталей, які поєднували б невисокий вміст марганцю та одночасно високий вміст алюмінію та вуглецю. Такий підхід обумовлено метою здешевлення сплаву за рахунок економії марганцю та зниження його густини шляхом збільшення вмісту вуглецю та алюмінію. Одночасно з цим, підвищення кількості вуглецю має забезпечувати стабілізацію аустеніту та компенсувати низький вміст марганцю.

В ході експериментів було одержано серію сплавів з різною комбінацією концентрацій основних компонентів, як показано в табл. 1.

Таблиця 1 – Склад експериментальних сплавів

№ пп	Хімічний склад, % мас., Fe – основа		
	Mn	Al	C
1	22,24	4,93	0,91
2	20,73	12,23	0,954
3	21,02	12,75	0,93
4	19,01	12,3	0,95
5	19,16	12,22	1,47
6	20,17	9,94	1,02
7	19,58	9,43	1,55
8	24,72	12,1	1,01
9	25,38	9,15	0,92
10	24,04	12,2	1,48

Повністю аустенітну будову в литому стані мав сплав №1, який було виплавлено для подальшого орієнтування. Сплави з вмістом марганцю близько 20% мас. та алюмінію близько 12% мас. характеризувалися наявністю в структурі первинних феритних дендритів. Зі збільшенням вмісту вуглецю в цих сплавах дендритна будова ставала тоншою, а на межі первинного фериту та аустеніту з'являлися перехідні зони, схожі на виділення карбідів.

Сплави з вмістом марганцю близько 25% мас. характеризувалися наявністю в структурі дуже тонких та, місцями, нечітко виражених дендритів первинної феритної фази та наявністю чітких карбідних областей (особливо у сплаві №10). Наряду з цим сплавом, сплав №7 характеризувався чітко вираженою подвійною будовою в різних зонах зразка – аустенітними рівновісними зернами та поодинокими областями з тонкими дендритами первинного фериту.

Таким чином, можна сказати, що одним із варіантів економно-легованих високоміцних TWIP-сталей системи Fe-Mn-Al-C, які можна піддавати деформаційній обробці в литому стані, можуть бути сплави складу Fe – Mn(20-22) – Al(9-11) – C(1-1,2), які мають у своєму складі переважно аустеніт, незначну кількість тонких феритних дендритів і мінімальну кількість

XIII Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021  
карбідних виділень, що забезпечує високу ізотропність властивостей та надає  
низку технологічних і економічних переваг.

Література:

1. J. Hirsch. (2019). Aluminium in innovative light weight car design / Light weight Vehicle Structure Conference, 24th - 25th April 2019, Munich, Germany.
2. D. Raabe, C. C. Tasan, H. Springer, and M. Bausch. (2015). From High-Entropy Alloys to High-Entropy Steels Steel research Int. 10, 1127-1138. <https://doi.org/10.1002/srin.201500133>
3. G. Frommeyer, U. Brux. Microstructure and mechanical properties of High-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX Steels, Steel Res. Int. 2006, 77, 627.

**Сергиенко Р.А.<sup>1</sup>, Щерецкий А.А.<sup>1</sup>, Науменко М.И.<sup>1</sup>,  
Лукашук А.И.<sup>2</sup>, Верховлюк А.М.<sup>1</sup>  
(<sup>1</sup>ФТИМС НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)  
**РАЗРАБОТКА ЭФФЕКТИВНОГО СПОСОБА  
МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО  
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В96Ц (7050)  
E-mail: rsruslan17@gmail.com****

При производстве непрерывнолитых слитков из высокопрочного алюминиевого сплава В96ц (аналог сплава 7050 по европейскому стандарту EN 573-3:2009) [1] существуют определенные трудности, которые ведут к возврату значительного количества сплава на повторный переплав. Часто наблюдается пониженный уровень и значительный разброс механических свойств готовых изделий. Поэтому разработка эффективного способа модифицирования позволит повысить качество изделий со стабильными механическими характеристиками, а также уменьшить количество горячих трещин при литье слитков из сплава В96ц и уменьшить их растрескивание при прессовании.

Для разработки эффективного способа модифицирования сплава В96ц были приготовлены и исследованы модифицирующие лигатуры следующих составов (мас. %): Al-3%Ti; Al-3%TiC; Al-4,5%TiC, Al-3%WC, Al-3%TiO<sub>2</sub>, Al-5%Ti-1%B; Al-2%Ti-0,5%C. Лигатуры (за исключением лигатур промышленного изготовления Al-5%Ti-1%B; Al-2%Ti-0,5%C и лигатуры Al-3%Ti) были приготовлены в виде прутков с помощью экструзии из смеси порошков алюминия (с размером частиц 50 мкм) и наночастиц карбида титана TiC (50 нм и 200 нм), карбида вольфрама WC (100 нм), оксида титана TiO<sub>2</sub> (50 нм). Лигатуры в разном количестве (1, 2, 5 кг на тонну расплава) вводились в расплав при температуре 740 °С перед заливкой образцов в чугунные и стальные формы по отдельности или в определенных комбинациях (Al-5%Ti-1%B + Al-3%TiC; Al-5%Ti-1%B + Al-3%TiO<sub>2</sub>; Al-5%Ti-1%B + Al-3%Ti; Al-2%Ti-0,5%C + Al-3%Ti; Al-3%TiC + Al-3%Ti). Температура заливки металла в формы была 720 °С.

Как показали наши исследования, промышленные лигатуры Al-5%Ti-1%B и Al-2%Ti-0,5%C активно измельчают зерно сплава В96ц. В зависимости от количества вводимого модификатора, размер зерна сплава уменьшался в 5-10 раз по сравнению с немодифицированными образцами (рис. 1, а). Лигатуры Al-3%TiC, Al-4,5%TiC с размером частиц карбида титана 50 нм и 200 нм, соответственно, проявили слабое модифицирующее действие, так как зерно сплава измельчалось меньше, чем в 2 раза. Введение в расплав лигатуры Al-3%WC с размером наночастиц 100 нм не привело к измельчению зерна сплава, а наоборот даже к его укрупнению (рис. 1, а). Макро- и микроструктуры исходного и модифицированных образцов представлены на рис. 2 (а, б) и 2 (в, г, д, е, ж, з, и, к), соответственно. На микрофотографиях красными линиями выделены границы отдельных зерен.

Согласно стандарту, в составе сплава В96ц присутствует цирконий в пределах 0,08-0,15 мас. %, который вводят для предотвращения рекристаллизации структуры слитков при их термической обработке. Цирконий существенно снижает модифицирующий эффект лигатуры Al-5%Ti-1%B, так как

цирконий образует с бором соединение  $ZrB_2$  и блокирует модифицирующее действие частиц  $TiB_2$ . Совместное введение титана в количестве больше, чем 0,04 мас. % с лигатурой Al-5%Ti-1%B существенно уменьшает вредное действие циркония и повышает модифицирующий эффект. Введение в расплав лигатуры Al-3%TiC (2 кг на тонну расплава) с добавкой титана (0,12; 0,2 мас. %), также как и промышленные лигатуры, эффективно измельчало зерно образцов из сплава В96ц (рис. 1, а, б), так как титан сам по себе активно уменьшает размеры зерна алюминиевых сплавов (рис. 2, и, к) [2].

Лигатура Al-2%Ti-0,5%C, также как и модификатор Al-5%Ti-1%B способна значительно измельчать зерно сплава В96ц (рис. 1, а, б, рис. 2, ж, з), а присутствие циркония в сплаве на нее не влияет. Модифицирующими частицами выступает карбид титана (TiC), но при температуре расплава выше 730 °C карбид титана взаимодействует с расплавом алюминия с образованием карбида алюминия и его модифицирующее действие резко падает. Поэтому желательно вводить эту лигатуру в расплав при температуре не выше 710-720 °C.

Исследовали влияние времени выдержки расплава (1, 5, 10, 20 мин) после модифицирования расплава промышленной лигатурой Al-5%Ti-1%B. Проводили два эксперимента – в первом эксперименте сплав не содержал цирконий, во втором эксперименте количество циркония было около 0,19 мас. % (рис. 3, а). При выдержке расплава больше 10 минут при температуре 740 °C наблюдается заметное уменьшение модифицирующей эффективности лигатуры Al-5%Ti-1%B. Сам по себе цирконий может измельчать зерно сплава В96ц, но значительно менее эффективно, чем промышленный модификатор Al-5%Ti-1%B.

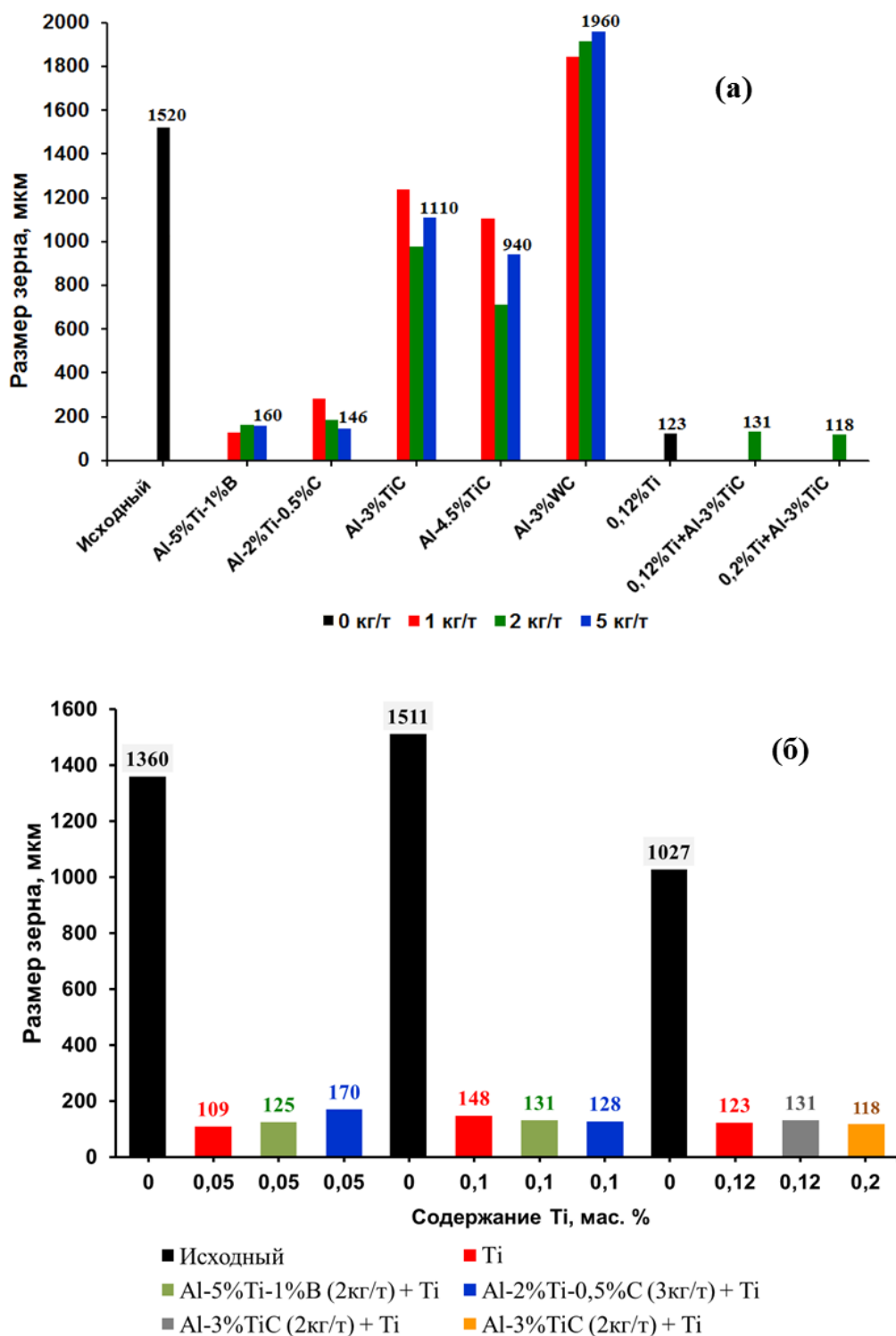


Рис. 1. Влияние количества модифицирующих лигатур отдельно (а) и в комбинации с титаном (б) на размер зерна в образцах диаметром  $\varnothing 18$  мм из сплава В96ц

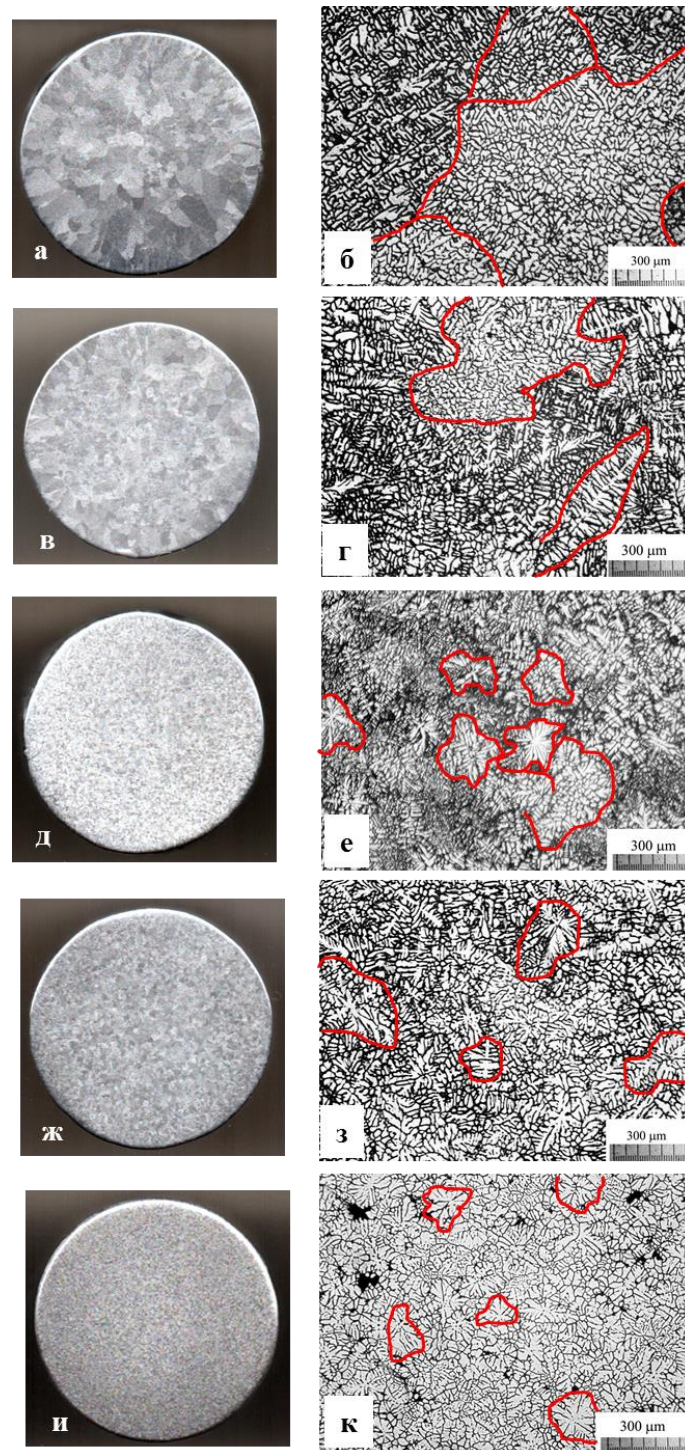


Рис. 2. Макро- и микроструктура образцов из сплава В96ц, модифицированных разными лигатурами в количестве 2 кг на тонну расплава: исходный немодифицированный образец – (а, б); Al-3%TiC (50 нм) – (в, г); Al-5%Ti-1%B – (д, е); Al-2%Ti-0,5%C – (ж, з); 0,1% Ti (лигатура Al-3%Ti) – (и, к)

Размер зерна в немодифицированном без циркония образце был около 1300 мкм, а добавка циркония (0,19 мас. %) уменьшила размер зерна в два

раза, т. е. до 680 мкм (рис. 3, а), в то время как лигатура Al-5%Ti-1%B измельчила зерно почти в 8 раз.

При комплексном модифицировании в расплавы одновременно вводили два типа модификаторов: промышленную лигатуру Al-5%Ti-1%B, которая способствует образованию центров кристаллизации, и лигатуру, которая содержит элементы, блокирующие рост зерна. Так стронций в количестве 0,05 мас. % блокирует рост зерна за счет повышения поверхностного натяжения на границе зерно – расплав, а наноразмерный карбид титана или оксид титана (из лигатур Al-3%TiC и Al-3%TiO<sub>2</sub>) механически блокирует рост зерна, находясь на межфазной границе (рис. 3, б). Как показали эксперименты, комплексное модифицирование измельчило зерно в 2,5-3 раза, а лигатура алюминий-титан-бор (Al-5%Ti-1%B) без добавок уменьшила зерно в 3,5-4,5 раза по сравнению с немодифицированным образцом. Можно сделать вывод, что добавки поверхностно-активного стронция и наночастиц TiC, TiO<sub>2</sub> не оказали значительного модифицирующего эффекта.

Таким образом при испытаниях было установлено, что лигатуры Al-5%Ti-1%B и Al-2%Ti-0,5%C активно измельчают зерно сплава, а введение титана в количестве больше, чем 0,04 мас. % уменьшает вредное действие циркония. Комплексное модифицирование не оказало значительного измельчающего эффекта. На действующих металлургических предприятиях, где производятся непрерывнолитые слитки из высокопрочных алюминиевых сплавов, на первом этапе в плавильную печь рекомендуется вводить титан в пределах 0,04-0,06 мас. %, а на втором этапе следует вводить в расплав модифицирующую лигатуру в количестве 2 кг на тонну сплава после рафинирования и фильтрования ближе к кристаллизатору, при этом температура расплава в месте ввода модификатора не должна превышать 720 °C.



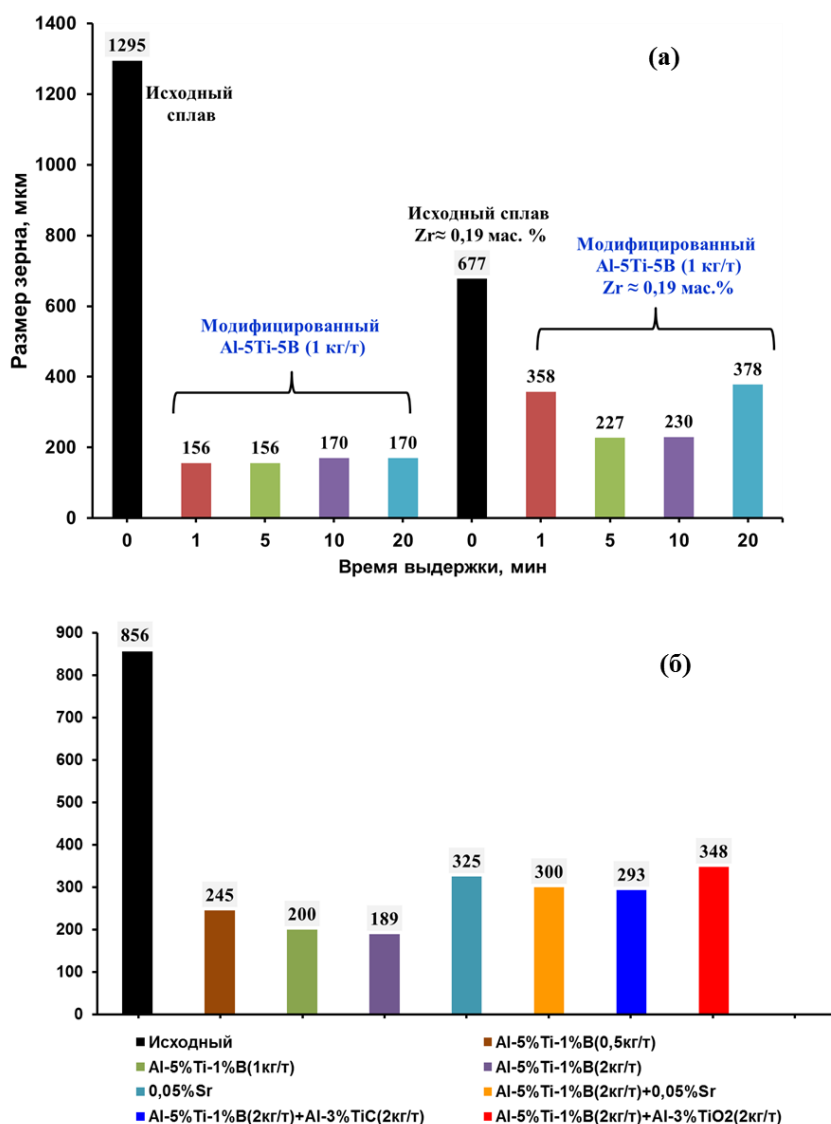


Рис. 3. Влияние времени выдержки сплава в жидком состоянии после модифицирования лигатурой Al-5%Ti-1%B (1 кг на тонну) и циркония на размер зерна (а); влияние разного количества вводимой лигатуры Al-5%Ti-1%B (0,5; 1 и 2 кг/т), комплексного модифицирования, и стронция на размер зерна в образцах диаметром  $\varnothing$  46 мм из сплава В96ц (б)

#### Литература:

1. Европейский стандарт EN 573-3:2013. Алюминий и алюминиевые сплавы – Химический состав и форма обработанной давлением продукции – Часть 3: Химический состав и форма продукции.
2. Напалков, В. И. Модифицирование алюминиевых сплавов: монография / В. И. Напалков, С. В. Махов, А. В. Поздняков; под. ред. В. И. Напалкова. – Москва: Изд. Дом МИСиС, 2017. – 348 с. – ISBN 978-5-906846-49-5.

**Смирнов А.Н.<sup>1</sup>, Лысенко Т.В.<sup>2</sup>, Васильев Д.С.<sup>2</sup>, Киселев К.А.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>ФТИМС НАН України, г. Киев; <sup>2</sup>ОНПУ, г. Одесса)**  
**АНАЛИЗ ТЕПЛООБМЕНА В СИСТЕМЕ «ЗАГОТОВКА –**  
**КРИСТАЛЛИЗАТОР МНЛЗ»**

Повышение качества непрерывно-литой заготовки и повышение надежности МНЛЗ – весьма актуальная задача.

Целью работы является анализ теплообмена между заготовкой и кристаллизатором. От условий теплообмена в кристаллизаторе зависит скорость вытяжки, качество поверхности и макроструктуры НЛЗ.

Дефекты, зарождающиеся в кристаллизаторе корочки заготовки, невозможно исправить последующими условиями охлаждения. На выходе из кристаллизатора корочка слитка должна быть равномерной толщины и выдерживать ферростатическое давление жидкой стали. Для этого требуется организация интенсивного и непрерывного теплоотвода от жидкой стали к охлаждающей воде в кристаллизаторе.

Толщина корки НЛЗ зависит от времени пребывания слитка в гильзе кристаллизатора. Плотность теплового потока редко является однородной и варьируется как в поперечном, так и в продольном направлениях. Процесс образования корки зависит от химического состава стали, перегрева металла, условий истечения металла в гильзе кристаллизатора, типа смазки, конструкции гильзы кристаллизатора.

Рост корочки заготовки определяется величиной теплоотвода в гильзе на следующих этапах: проводимость через корку слитка; проводимость через гарнисаж (при использовании ШОС) или смазку; проводимость и излучение через газовый зазор между коркой слитка и стенкой гильзы кристаллизатора; проводимость через стенку гильзы кристаллизатора и конвекция на поверхности раздела гильзы и охлаждающей воды.

Каждый из выше перечисленных этапов влечет за собой сопротивление тепловому потоку и росту корки НЛЗ.

Наибольшее сопротивление отводу тепла оказывают газовый зазор между коркой НЛЗ и стенкой гильзы – 35,5%, и проводимость через твердую

корку – 25,1% [1]. Таким образом, рост корки НЛЗ в кристаллизаторе зависит, прежде всего, от динамики образования газового зазора.

Газовый зазор формируется как результат комплексного взаимодействия двух факторов: усадки, возникающей по мере охлаждения корки, при которой сталь отходит от стенок гильзы кристаллизатора, и давления столба жидкого металла. Величина зазора, толщины корки, а, значит, и теплового потока изменяются в зависимости от скорости разливки [2], химического состава стали, типа смазки (масло/ШОС), конусности и состояния гильзы кристаллизатора.

Плотный контакт между корочкой слитка и стенкой гильзы наблюдается на участке, где давление металла больше усилий усадки. Неоднородный зазор приводит к соответствующей неравномерности в толщине корки и такому дефекту формы, как ромбичность.

Тепловой поток максимален в районе мениска металла в кристаллизаторе, где зазор между корочкой слитка и стенкой гильзы наименьший. Величина среднего теплового потока ( $q_{cp.}$ ) в гильзе кристаллизатора может быть вычислена по следующей формуле:

$$q_{cp.} = \frac{F \cdot c \cdot \Delta T}{S}, \quad (1)$$

где  $q_{cp.}$  – средний тепловой поток;  $F$  – расход воды на кристаллизатор;  $\Delta T$  – перепад температуры воды на выходе и входе кристаллизатора;  $c$  – удельная теплоемкость воды;  $S$  – площадь поверхности контакта между НЛЗ и гильзой кристаллизатора.

Приведенные выше данные позволяют анализировать влияние переменных параметров процесса разливки стали на ход затвердевания корочки НЛЗ.

#### Литература:

1. Металлургические мини-заводы / А.Н. Смирнов, В.М. Сафонов, Л.В. Дорохова, А.Ю. Цупрун. – Донецк: ДонНТУ, 2005. – 469 с.
2. Хорбах У., Коккентидт Й., Юнг В. Литье сортовых заготовок с высокой скоростью через кристаллизатор параболического профиля // МРТ. 1998.– С.42-51.

**Сокольский В.Э., Ройк А.С., Казимиров В.П., Яковенко А.М.**  
*(Киевский университет имени Тараса Шевченко, г. Киев)*  
**ОКСИДНЫЕ РАСПЛАВЫ: ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ**  
**E-mail: sokol@univ.kiev.ua**

Оксидные расплавы чувствуют в металлургическом, сварочном и многих других процессах. Существует определенная корреляция между структурой (свойствами) оксидного расплава и структурой (свойствами) полученного изделия (включая металлы). Однако, во многих случаях, эту связь трудно выявить в связи с трудностями интерпретации структуры оксидного расплава.

Упорядочение (ближний порядок) в расплаве подобно строению кристалла вблизи плавления. В расплаве атомы упорядочены на небольших расстояниях (не более 1-2 нм) [1]. Очевидно, при плавлении кристалл разрушается, с образованием наночастичек, подобных кристаллу.

Межатомные расстояния и координационные числа атомов после плавления оксидного расплава напоминают аналогичные кристаллические. Однако область упорядочения атомов в жидкости составляет 1-2 нм. Таким образом, кристаллическая решетка при плавлении полностью не разрушается. В оксидном расплаве образуются уплотненные фрагменты по типу кристалла. Согласно размеру, их можно назвать нанокластерами. Они сохраняют определенное сходство с разрушенными кристаллическими аналогами. На основании наших многолетних исследований, мы пришли к выводу, что оксидный расплав представляет собой смесь нанокластеров. Дискретные нанокластеры насыщают непрерывную среду, подобную газовой (квазигазовая среда) [1]. Форма нанокластеров близка к шарообразной. Это связано с действием сил поверхностного натяжения кластера при небольших его размерах (рис. 1). Поверхностные силы при малых размерах кластеров могут достигать значительных величин (рис. 1) и значительно уменьшаться при больших размерах. Благодаря этому можно объяснить многие явления в оксидном расплаве [1].

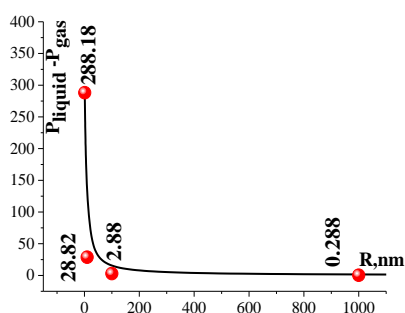


Рис. 1. Действие сил поверхностного натяжения на сферическую частицу в зависимости от ее размера

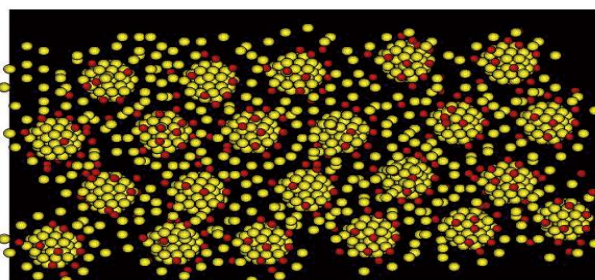


Рис. 2. Строение оксидного расплава, согласно нашим представлениям: ● – кислородные атомы; ● – анионы, которые не вошли в нанокластер. Остальные катионы не показаны.

По нашим представлениям, сразу после плавления наночастицы будут иметь максимальный размер, а объем квазигазового пространства будет минимальным. С увеличением температуры размер наночастиц уменьшаться. Поверхностная часть атомов из наночастиц переходит в квазигазовое пространство и объем квазигазовой матрицы увеличивается. При определенной высокой температуре наночастицы достигнут минимального размера (соизмеримого с размером частиц в квазигазовом пространстве). Все частицы будут двигаться свободно от соударения до соударения. В таком случае оксидный расплав полностью превратится в газ. На рис. 2 показано строение оксидного расплава, согласно нашим представлениям. Нанокластеры имеют форму близкую к сферической. Расположены они на приблизительно равном расстоянии друг от друга. Частицы внутри квазигазовой матрицы двигаются свободно от соударения до соударения.

#### Література:

1. V. Sokol'skii, V. Kazimirov, O. Roik et al., *Welding Fluxes: Structural and physicochemical Aspects of Slag Melts*, PPC "The University of Kyiv", Kiev, 2015, 240 p.

**Солоненко Л.І.<sup>1</sup>, Реп'ях С.І.<sup>2</sup>, Білий О.П.<sup>2</sup>, В'юнник І.В.<sup>1</sup>**  
**(<sup>1</sup>ОНПУ, м. Одеса; <sup>2</sup>НМетАУ, м. Дніпро)**  
**МАСОПЕРЕНОС СИЛКАТУ НАТРІЮ В КАПІЛЯРАХ**  
**ЩІЛИННОГО ТИПУ**  
**E-mail: solonenkoli14@gmail.com**

Рідке скло (РС) – узагальнена назва водних лужних розчинів силікатів натрію (калію, літію), які широко використовують у ливарному виробництві, будівництві, паперовому виробництві тощо, як екологічно безпечний, вітчизняний, великотонажно вироблений і недорогий водорозчинний матеріал, що володіє сполучними властивостями. Сполучні властивості РС проявляються практично при будь-якому вмісті в ньому води менше 22...17% (за масою). При цьому особливістю такого РС є його спінювання при швидкому нагріванні, зокрема при його обробці мікрохвильовим випромінюванням (МВ). На сьогоднішній день, зокрема, дані про спінювання РС в капілярах при впливі МВ носять фрагментарний характер, не до кінця вивчено механізм масопереносу в капілярно-пористому середовищі і т. п.

У дослідженнях використовували содове натрієве РС з силікатним модулем 2,8...3,0 і питомою щільністю 1,43...1,46 г/см<sup>3</sup>. Обробку водного розчину силікату натрію (вміст води 60%, за масою), а також висушеного силікату натрію з масовим вмістом вологи в ньому до 19% проводили МВ при номінальній потужності магнетрона 700 Вт і частотою випромінювання 2,45 ГГц в капілярі щілинного типу. Для цього використовували дві скляні пластини, між якими поміщали краплю РС. Відстань між паралельно розташованими пластинами (товщина капілярного каналу) становило 30...40 мкм. Для обробки МВ пластини поміщали в горизонтальному положенні в центр обертового стола мікрохвильової печі. Час обробки РС мікрохвильовим випромінюванням ~ 60...90 с. Після закінчення обробки пластини охолоджували на повітрі, визначали товщину плоского капіляра і механічно відокремлювали один від одного. Структури, що утворилися у щілинному капілярі, твердих утворень

силікату натрію досліджували з використанням мікроскопа при збільшеннях до 100 крат.

Види обробленого МВ затверділого в плоскому капілярі щілинного типу РС, висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% і висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% після впливу пари наведені на рис. 1.

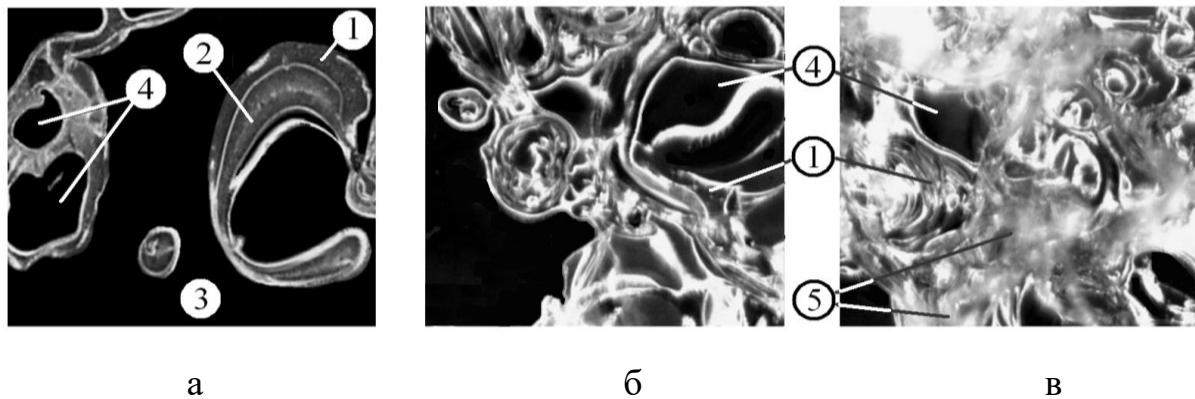


Рис. 1. Вид обробленого МВ затверділого в плоскому капілярі щілинного типу РС (а), висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% (б), висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% після впливу пари (в) при збільшенні  $\times 100$ :

1 – зневоднений силікат натрію; 2 – водний розчин силікату натрію; 3 – паровий канал; 4 – парова бульбашка; 5 – гідратований силікат натрію

За результатами візуальної оцінки структури РС, затверділого в плоскому капілярі щілинного типу (див. рис. 1, а), встановлено, що в процесі обробки РС мікрохвильовим випромінюванням вільна вода, що знаходиться в РС, перетворюється в пару. При виході пари з виниклих бульбашок в РС утворюється зневоднений силікат натрію 1, а так само ділянки, які ще не встигли віддати воду і знаходяться в стані водного розчину силікату натрію 2. Пара в бульбашках 4, під власним тиском, розриває висушені оболонки силікату натрію і виходить з нього, утворюючи парові канали 5. Цей процес триває до тих пір, поки вся вільна вода не вийде з РС або поки не завершиться вплив на нього МВ.

При обробці МВ висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% (див. рис. 1, б), відбувається його нагрівання з наступним видаленням гідратної води, яка, перетворюючись на пару, в сухих оболонках силікату натрію 1 утворює парові бульбашки 4.

При короткочасній паровій обробці МВ висушеного РС з вмістом залишкової вологи 19% (див. рис. 1, в), утворюється конденсат пари на частинках сухого РС 1, що частково розчиняє їх, роблячи їх гідратованими 5 та рідкорухливими. При цьому, гідратна вода в РС при обробці МВ утворює парові бульбашки 4 подібно опису схеми на рис. 1, б.

Виходячи з особливостей отриманих структур, можна констатувати, що масоперенос РС в плоскому капілярі щілинного типу і, відповідно, в капілярно-пористому середовищі під дією МВ подібний впливу на РС швидкого нагрівання (теплого «удару») і обумовлений спінюванням РС. Однак механізм спінювання, як і властивості рідкоскляної піни, що утворюється, при зовнішньому тепловому «ударі» і під дією МВ різні. Зокрема, механізм масопереносу РС під дією МВ характеризується багатоетапністю і проходить за принципом ланцюгової реакції. Така закономірність, мабуть, обумовлена селективністю швидкості нагрівання МВ складових РС. Дана обставина, в сукупності з короткочасністю і селективністю нагрівання, властивим мікрохвильовому сушінню, дозволяє розглядати дану технологію спінювання як найбільш ефективну і перспективну з точки зору розробки нових способів і підходів у вирішенні проблеми зниження енерговитратності при отриманні дрібнодисперсних зневоднених силікатів натрію і структурування зернистих матеріалів і, зокрема, для виробництва піщаних ливарних форм і стрижнів.



**Солоненко Л.І.<sup>1</sup>, Реп'ях С.І.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>ОНПУ, м. Одеса; <sup>2</sup>НМетАУ, м. Дніпро)**  
**СТРУКТУРУВАННЯ ПЛАКОВАНОГО КВАРЦОВОГО ПІСКУ**  
**ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВИМ ЗАТВЕРДІННЯМ**  
**E-mail: solonenkoli14@gmail.com**

Паро-мікрохвильове затвердіння (ПМЗ) – спосіб структурування (затвердіння) піщано-рідкоскляних сумішей, що використовують для виготовлення ливарних форм і стрижнів. Спосіб ПМЗ відноситься до числа екологічно та санітарно-гігієнічно безпечних, енергозберігаючих та економічних способів. В даний час, через відсутність відповідного промислового обладнання, даний спосіб орієнтований на виготовлення ливарних форм і стрижнів дрібних і середніх виливків загальномашинобудівного призначення із залізвуглецевих і легкоплавких кольорових сплавів.

Суть способу ПМЗ полягає в тому, що сухий, плакований водорозчинним сполучним матеріалом пісок засипають в модельно-опочну оснастку (стрижневий ящик), в якому попередньо розміщують один і більше водяних зарядів (ВЗ), віброуцільнюють плакований пісок і обробляють мікрохвильовим випромінюванням. Водяний заряд – це дозована кількість води, якою, наприклад, просочують поліуретанову губку, гіпс і т.п.

Плаковану суміш виготовляють з вогнетривкого наповнювача (кварцовий пісок, шамотний пісок і т.п.) і водорозчинного сполучного матеріалу, наприклад, рідкого скла, масою від 0,5% до 3,5% (за масою, понад 100% піску). Для плакування суміш піску і сполучного матеріалу механічно перемішують, потім сушать до вмісту в рідкому склі залишкової води 17...20%, після чого підсушують до меншого вмісту гідратної води в ньому.

Для виготовлення ливарної форми або стрижня суху суміш (плакований пісок) засипають у відповідну оснастку і вібраційно ущільнюють протягом 5...40 с, що забезпечує «розтікання» плакованого піску і його ущільнення у всіх робочих порожнинах використовуваного оснащення.

Заповнене плакованим піском оснащення встановлюють у робочий простір мікрохвильової печі і в залежності від маси і габаритів ливарної форми/стрижня обробляють мікрохвильовим випромінюванням протягом 2...15 хвилин.

В процесі мікрохвильового впливу з ВЗ починає випаровуватися вода, перетворюючись в насичену пару. Проходячи по капілярних каналах суміші, водяна пара конденсується на їх поверхнях, підвищуючи їх температуру і утворюючи на них шар води – конденсат. Під дією високочастотного випромінювання конденсат нагрівається і випаровується, що також призводить до підвищення температури суміші. Багаторазовість повторення процесу конденсація-випаровування між молекулами пари і конденсату призводить не тільки до підвищення температури суміші, а й до тимчасового насичення силікату натрію (спочатку висушеного рідкого скла на поверхні піщинок) водою і його переходу в рідкорухливий стан. Рідке скло, змочуючи поверхню зерен вогнетривкого матеріалу, переміщується під дією капілярних сил до точок міжзернового зіткнення. Заповнюючи міжзерновий простір, рідке скло утворює між зернами піску рідкі манжети. Після досягнення сумішшю точки роси, конденсація пари припиняється. З цього моменту вода, що знаходиться в капілярах у вільному стані, випаровується, а з рідкого скла випаровуються залишки пов'язаної (гідратної) води. Ці процеси призводять до того, що манжети між зернами піску з рідкорухливої рідини перетворюються в твердий зневоднений силікат натрію. На цьому процес структурування матеріалу форми/стрижня за способом ПМЗ завершується.

Виготовлені стрижні і форми по даному технічному рішенню відразу після виготовлення придатні до використання, оскільки мають високу міцність і газопроникність, практично не містять вологи і, відповідно, практично не газотвірні. Пропонованим способом можна виготовляти стрижні і форми будь-якої складності, а їх обмеження за масою і розмірами будуть обумовлені тільки вантажопідйомністю і розмірами робочого простору використовуваної мікрохвильової камери.

**Степанчук А.М., Тесля С.Ю., Степашко І.О., Кучер О.С., Кружкова М.А.**  
*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**ОТРИМАННЯ ПОРОШКІВ СПЛАВІВ Al-Fe ПОДРІБНЕННЯМ  
У КУЛЬОВИХ ТА ПЛАНЕТАРНИХ МЛИНАХ**

**E-mail:** [astepanchuk@iff.kpi.ua](mailto:astepanchuk@iff.kpi.ua)

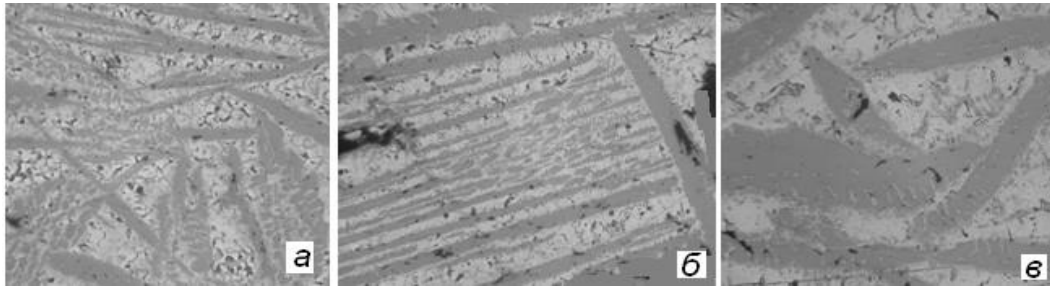
Сьогодні у машинобудуванні виникає потреба в матеріалах багатофункціонального призначення, які мають малу густину. Це, перш за все, матеріали, які використовують під час виготовлення ряду деталей вузлів і механізмів у машинобудуванні, авіаційної і ракетно-космічної техніки. Перспективними у цьому відношенні є порошкові композиційні матеріали на основі алюмінію. Поєднання в них компонентів з високим модулем Юнга та меншими значеннями модуля пружності дає можливість одержувати композиційні матеріали з необхідними значеннями основних фізико-механічних та функціональних властивостей.

Одним з варіантів створення таких матеріалів є отримання дисперсно-зміцнених сплавів на основі алюмінію. В таких матеріалах як дисперсно-зміцнювальну складову можна використовувати дисперсні порошки карбідів, боридів, нітридів та інтерметаліди алюмінію [1-3].

До перспективних матеріалів можуть бути віднесені матеріали із сплавів алюміній – залізо. В цих сплавах, згідно з діаграмою стану Al – Fe, під час кристалізації утворюються інтерметаліди  $Al_xFe_y$ . Якщо забезпечити їх утворення в структурі матеріалу у дисперсному стані, то вони можуть виступати як дисперсно-зміцнювальна фаза. Як показано в роботах [4-5], порошкові матеріали з такою структурою можна отримувати за використання вихідних порошків, отриманих розпилюванням розплавів з високою швидкістю охолодження або механічним подрібненням литих заготовок з використанням порошкової технології.

Метою нашої роботи було вивчення умов отримання порошків із сплавів Al + 15% Fe подрібненням у кульових та планетарних млинах.

Як вихідний матеріал використовували виливки із сплаву Al-Fe, які отримували плавленням вихідної шихти у індукційній печі з наступним охолодженням у металевому кокілі. Структура отриманих виливків показана на рис. 1. Як видно з нього, дійсно, структура виливків двофазна і складається з матричної фази алюмінію і вкраплень інтерметаліду  $Al_3Fe$  різної величини (від 0,25 до 2,0 мм) і морфології залежно від температурного поля охолодження (рівновісних або голчастих).



*а* – охолодження у воді; *б* – охолодження у кокілі; *в* – охолодження у воді

Рис. 1. Структура сплавів Al – Fe, охолоджених за різних умов (x250) [4]

Отримані виливки у подальшому подрібнювали виходячи з передбачення, що під час нього структурна складова з інтерметаліду  $Al_3Fe$  теж буде подрібнюватись. Виливки попередньо подрібнювались різанням (точінням) на токарному верстаті за глибини різання 1 мм і подачі 0,5 мм. Такий режим точіння забезпечував отримання дискретної стружки. Гранулометричний склад отриманого продукту наведений у табл. 1.

У подальшому отриманий таким чином продукт (стружку) подрібнювали у кульовому та планетарному млинах. Вивчався вплив часу подрібнення на фракційний склад та структуру частинок отриманого продукту. Розмелювання у кульовому млині проводили упродовж 30, 60, 90 та 120 хв, а у планетарному млині – 1, 2 та 3 хв.

Враховуючи те, що матеріал, який розмелювався, складається з пластичної та твердої складової, розмелювання у кульовому млині проводилось у режимі «перекочування», який забезпечує ударну та стиральну дію розмольних тіл на матеріал [6].

Результати визначення фракційного складу отриманого порошку залежно від часу розмелювання наведені у табл. 1.

Отримані результати показують, що за перші 30 хв. розмелювання спостерігається зменшення в порошок вмісту частинок з середнім розміром 515 та 815 мкм і збільшення вмісту частинок з меншим розміром. Останнє узгоджується з сучасними уявленнями про кінетику розмелювання матеріалів у кульових млинах. Але у подальшому зі збільшенням часу подрібнення вміст частинок з розміром 815 мкм зменшується, а з розміром 515 мкм практично не змінюється. Також незначною мірою збільшується вміст частинок з розміром меншим за 515 мкм. Ці результати дещо не узгоджуються з існуючими результатами дослідження кінетики розмелювання матеріалів у кульових млинах. Слабка залежність ступеню подрібнення від часу розмелювання (табл. 1) у нашому випадку може бути зумовлена конгломерацією дрібних частинок. Останнє може відбуватись за рахунок прагнення системи до зменшення поверхневої енергії порошкового тіла за рахунок зменшення вільної поверхні, яка збільшується зі збільшенням ступеню подрібнення. З іншого боку, конгломерація можлива за рахунок утворення зв'язків між частинками порошку за рахунок дії Ван-Дер-Ваальсівських сил під час утворення контактної поверхні під дією стискальних напружень, які виникають під час ударної дії розмольних тіл на матеріал, що розмелюється. Вірогідність цих процесів збільшується при наявності у матеріалі, що розмелюється, пластичної складової, у нашому випадку алюмінію.

Викладені міркування підтверджуються результатами дослідження морфології та структури отриманих порошків (рис. 2). Як видно з рис. 3, частинки порошків, отриманих розмелюванням у кульовому млині, мають близьку до рівновісної форму зі згладженою поверхнею і складаються з більш дрібних конгломератів (рис. 2, а). Також видно, що в частинках (конгломератах) мають місце дисперсні вкраплення світлої фази, які можуть представляти частинки інтерметаліду  $Al_3Fe$ . Останнє підтверджується результатами дослідження мікроструктури частинок (рис. 2, б).

Таблиця 1– Вміст (%) частинок порошку різного розміру

Вид розмелювання	Час розмелювання, хв.	Середній розмір частинок, мкм							
		50	105	180	255	282	357	515	815
Вихідний	0	1,6	4,1	1,0	2,0	3,0	3,2	18,1	67,4
Кульовий млин	30	1,4	5,3	2,1	5,2	7,4	9,6	36,0	33,1
	60	3,0	8,0	3,8	5,6	9,0	10,8	36,1	22,6
	90	3,2	8,2	2,5	5,8	9,4	11,2	36,4	23,0
	120	3,9	9,1	2,8	5,9	9,8	11,2	36,1	20,9
Планетарний млин	1	8,6	17,8	3,7	8,8	11,6	11,0	25,0	13,8
	2	12,8	27,2	5,2	11,7	9,4	7,4	14,7	11,6
	3	16,8	33,2	7,1	10,2	8,1	5,6	10,0	11,0

Аналіз мікроструктури показує, що вона значно відрізняється від мікроструктури вихідного матеріалу. Вона складається з сірої матричної фази з вкрапленнями частинок світлої фази розміром від 1–2 до 16–20 мкм, що значно менше, ніж у структурі вихідного (литого, рис. 1) матеріалу. Як зазначалось вище, збільшення часу розмелювання не впливає значно на розмір частинок (конгломератів). В той же час розмір вкраплень інтерметаліду суттєво зменшується. Така структура частинок може бути пояснена тим, що при розмелюванні структурні складові вихідного матеріалу (у першу чергу твердих, крихких вкраплень інтерметалідів) подрібнюються і потім конгломеруються за причин, викладених вище.

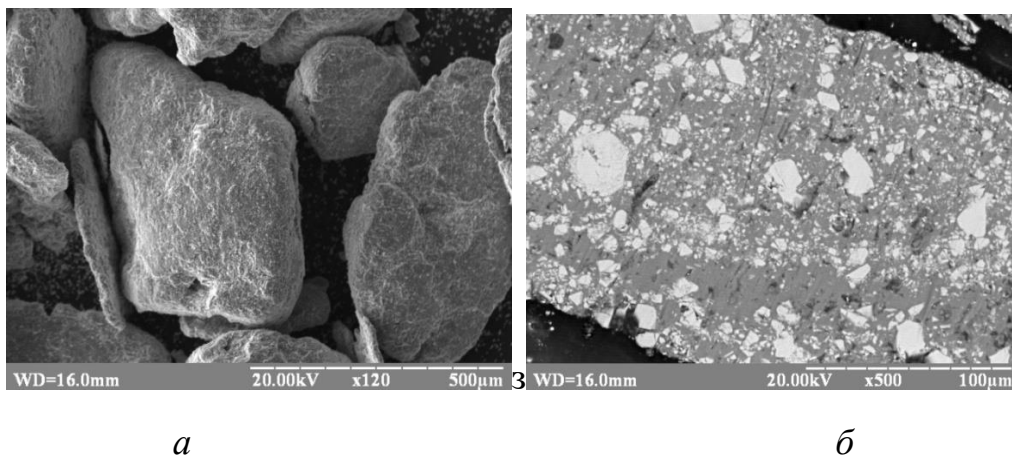


Рис. 2. Морфологія (а) та мікроструктура (б) частинок порошоків, отриманих розмелюванням у кульовому млині

Аналіз результатів, отриманих при розмелюванні у планетарному млині, показує (табл. 1), що відбувається суттєва зміна фракційного складу порошку з часом розмелювання. Вже під час розмелювання протягом 1 хвилини кількість вихідної фракції з середнім розміром 815 мкм зменшується у 5 – 6 разів. У той же час кількість фракцій з меншим середнім розміром частинок (50 – 255 мкм) збільшується у 5 – 10 разів. Такий характер залежності ступеню подрібнення від часу розмелювання у планетарних млинах у цілому якісно узгоджується з сучасними уявленнями про процеси подрібнення у планетарних млинах. Але у кількісному плані отримані у роботі результати у деяких випадках відрізняються від результатів, отриманих при розмелюванні інших матеріалів [7]. У нашому випадку ступінь подрібнення зі збільшенням часу розмелювання збільшується менш інтенсивно. Останнє може бути пояснене тими ж причинами, що і при розмелюванні у кульових млинах. Вивчення морфології отриманих порошків показує (рис. 3, *a*), що вони мають конгломератну форму. Водночас конгломерати мають не рівновісну, пластинчасту форму. Така форма може бути зумовлена переважно стиральною дією молотильних тіл на матеріал, що подрібнюється [6]. Структура частинок (конгломератів) порошків (рис. 3, *б*) подібна до структури порошків, отриманих у кульових млинах. Однак розмір вкраплень інтерметалідної фази менший і змінюється у межах 1 – 5 мкм, що менше, ніж у порошків, отриманих розмелюванням у кульовому млині.

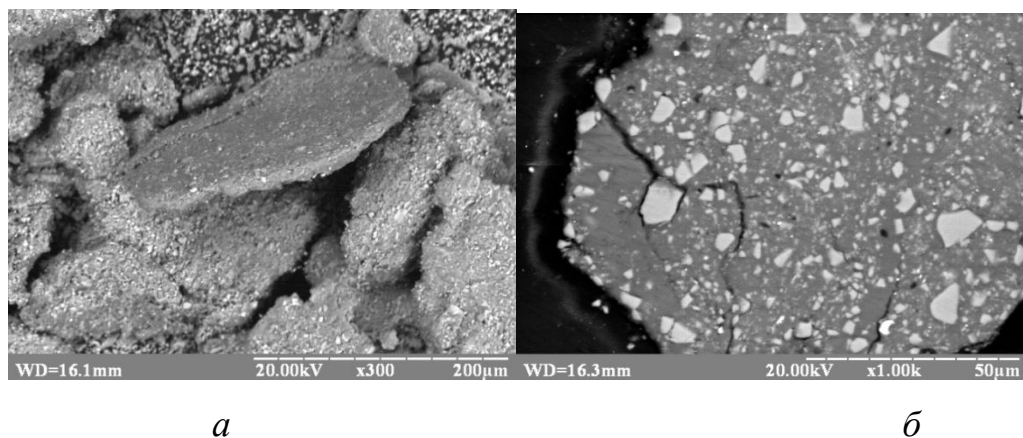


Рис. 3. Морфологія (*a*) та структура (*б*) частинок порошків, отриманих розмелюванням у планетарному млині

Таким чином показано, що порошки із сплавів Al – Fe можна отримувати механічним подрібненням литих сплавів. При цьому структуру сплавів можна регулювати, використовуючи необхідний вид обладнання та змінюючи параметри розмелювання.

#### Література:

1. Баглюк Г.А. Новые композиционные дисперсно-упрочненные материалы на основе алюминия [Текст] / Г.А. Баглюк, Ю.А. Шишкина // Технологические системы. – 2011. – № 4 (57). – С.36–43.
2. Богачева А.Г. Получение и свойства дисперсно-упрочненных легких сплавов / А.Г. Богачева, Г.А. Баглюк, Ю.А. Шишкина / Технологические системы. – 2013. – № 6(64). – С. 23 – 38.
3. Yang Xue. Fabrication, microstructure and mechanical properties of Al–Fe intermetallicparticle reinforced Al-based composites / Yang Xue, RujuanShen, Song Ni [and oth.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – №618. – P.537–544.
4. Степанчук А. М. Вплив методу отримання на структуру сплавів Al – Fe / А. М. Степанчук, Б. О. Похилько // Матеріали міжнародної науково-технічної конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8», – Київ: 6 – 7 грудня 2018. – К.: НТУУ «КПІ». – 2018. – С. 86 – 89.
5. J. Juarez-Islas. Spray atomization of two Al–Fe binary alloys: solidification and microstructure characterization / J. Juarez-Islas, Y. Zhou & E. J. Lavernia // Journal of Materials Science. – 1999. – Vol. 34. – P. 1211–1218.
6. Степанчук А. М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів і тугоплавких сполук. Підручник. / А.М. Степанчук. – К.: Видавництво «Політехніка», 2006. – 353 с.
7. Ходаков Г.С. Физика измельчения / Г.С. Ходаков. – М.: Metallургия, 1972.– 307 с.



**Титаренко В.В., Заблудовський В.О., Титаренко І.В.**  
**(ДНУЗТ, м. Дніпро)**  
**ПРОГРАМНІ РЕЖИМИ ІМПУЛЬСНОГО СТРУМУ ДЛЯ**  
**ОТРИМАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ**  
**E-mail: tytarenko.valentina@gmail.com**

Останнім часом помітно зріс інтерес до металевих структур, що характеризуються чергуванням тонких шарів з різними: структурою, текстурою, фазовим складом і т. п. Такі матеріали цікаві як з наукової, так і з практичної точки зору. Дослідження структури і властивостей композиційних нікелевих покриттів, електроосаджених з водного розчину електроліту, що містить частинки ультрадисперсного алмазу (УДА), за допомогою імпульсного уніполярного струму, показали, що особливість співосадження нікелю з частинками УДА різною концентрацією в металевій матриці, а, отже, структура і властивості електроосаджених композиційних покриттів, визначаються частотою і шпаруватістю імпульсів струму.

Для отримання мікрошарів, що чергуються, які відрізняються структурою, необхідна зміна катодної перенапруги за певним періодичним законом протягом формування мікрошарів і всього покриття, що забезпечується різницею наступних параметрів імпульсного струму: амплітуди імпульсів ( $J_{\max}$ ), частоти ( $f$ ), тривалості імпульсів ( $t_i$ ) та пауз ( $t_{\text{п}}$ ). Схема програми імпульсного уніполярного струму приведена на рис. 1.

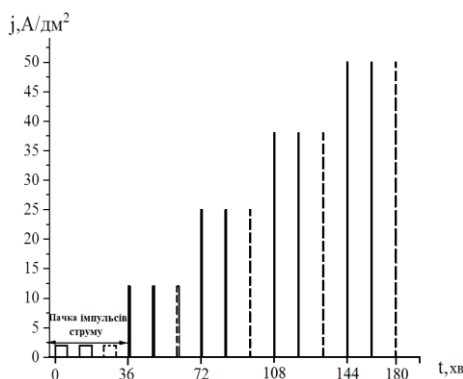


Рис. 1. Схема програмного імпульсного струму з пачками імпульсів струму, що чергуються, при його параметрах:  $J_{\text{сер}}=1$  А/дм<sup>2</sup>;  $J_{\max}=2\div 50$  А/дм<sup>2</sup>;  $f=50$  Гц;  $t_i=10\div 0,4$  мс,  $t_{\text{п}}=36$  хв

За час проходження пачок І-ІІ імпульсів струму тривалістю 10-1,7 мс і амплітудою густини струму 2-12 А/дм<sup>2</sup> осаджуються мікрочастиці композиційного нікелевого покриття з найменшим вмістом частинок УДА в металевій матриці (2,2-2,4 мас. %), що підвищує міцність зчеплення металу з основою. Формується покриття з меншими, в порівнянні з чистим нікелевим покриттям, внутрішніми напруженнями (рис. 2) і стовпчастою структурою росту (рис. 3).

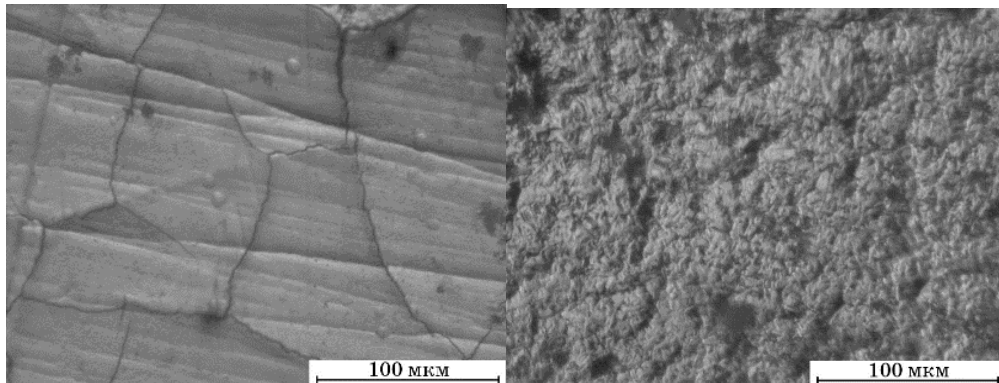


Рис. 2. Мікрофотографії рельєфу поверхні нікелевого покриття: а – постійний струм (Ni), б – імпульсний уніполярний струм (Ni + УДА) (×600)

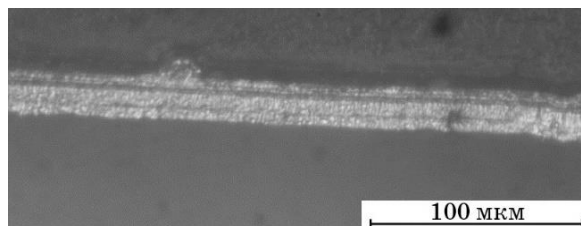


Рис. 3. Мікроструктура у поперечному перерізі композиційного нікелевого покриття, отриманого програмним режимом імпульсного електролізу

За час проходження пачок ІІІ-ІV тривалістю імпульсів 0,8-0,4 мс і амплітудою густини струму 25-50 А/дм<sup>2</sup> осаджуються мікрочастиці композиційного нікелевого покриття з найбільшим вмістом частинок УДА (3,0-4,5 мас. %). Більш інтенсивне проникнення частинок дисперсної фази в мікрочастиці, що формуються, обумовлено високими миттєвими густинами струму в імпульсах (50 А/дм<sup>2</sup>), а, отже, і відновленням іонів нікелю при більш високих значеннях катодної перенапруги (~ 1,00 В).

**Титаренко В.В., Заблудовський В.О.**

*(ДНУЗТ, м. Дніпро)*

**МІКРОШАРУВАТІ НІКЕЛЕВІ ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ  
ПРОГРАМНО-КЕРОВАНИМ СТРУМОМ**

**E-mail:** tytarenko.valentina@gmail.com

Осадження покриттів при імпульсному режимі відбувається при більш високих густинах струму і відповідних їм потенціалах, при яких виділення водню збільшується. Висока швидкість зміни катодної перенапруги, як і досить негативний потенціал формування покриття, не є достатніми умовами для переходу від крупнокристалічних до нанокристалічних покриттів. Більш важливу роль при цьому відіграє водень, який включається в кристалічну решітку, що, як можна припустити, сприяє збереженню нерівноважних структур, що виникають, ускладнюючи кристалізаційні процеси в результаті утворення пасивної плівки. У зв'язку з цим становить інтерес застосування програмно-керованого струму для осадження покриттів із шаруватим типом кристалічної структури, зменшеною кількістю поверхневих дефектів, запобігання розтріскування покриттів і збільшення швидкості їх осадження.

Електроосадження нікелевих покриттів проводили з сульфатного електроліту нікелювання наступного складу:  $\text{Ni}_2\text{SO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  – 300 г/л;  $\text{H}_3\text{BO}_3$  – 30 г/л;  $\text{Na}_2\text{SO}_4 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$  – 50 г/л; при  $\text{pH} = 5$  і температурі 293...298 К. Для осадження покриттів використовували програмно-керований струм густини, що чергується, 100 і 1000 А/м<sup>2</sup>, тривалістю  $t_1 = 300$  с і  $t_{II} = 30$  с (рис.1). Для зіставлення були отримані нікелеві покриття з того ж водного розчину електроліту за допомогою постійного струму густиною ( $j$ ) 100 і 1000 А/м<sup>2</sup>.

Процес катодного відновлення нікелю на постійному струмі з сульфатного електроліту супроводжується виділенням водню, який, адсорбуючись на всій поверхні катода, пасивує її. Це призводить до пригнічення росту кристалічних зародків і відповідно до зменшення розмірів блоків мозаїки від 90 до 60 нм.

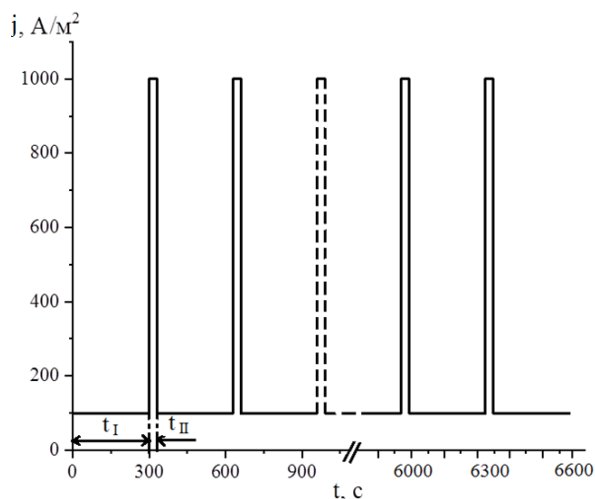
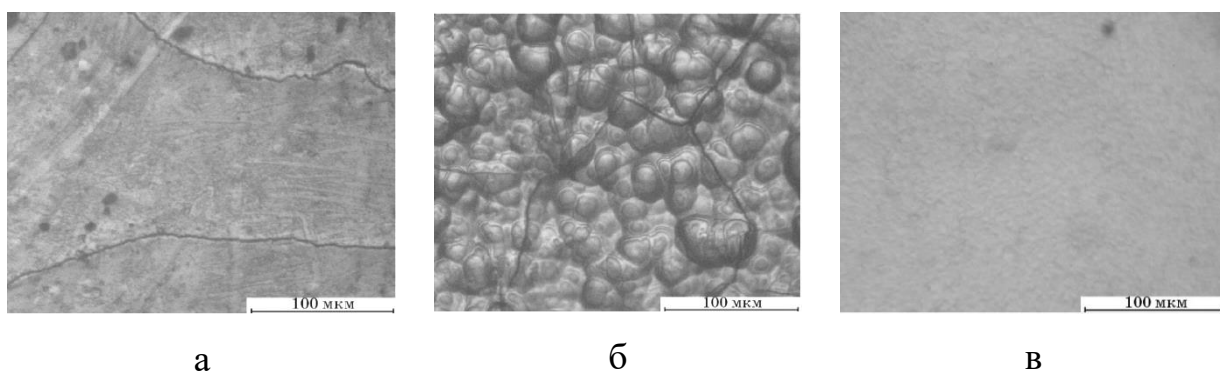


Рис. 1. Схема програмованого струму

Структурні зміни позначаються на механічних властивостях осаджуваних покриттів. При постійному струмі  $1000 \text{ A/m}^2$  мікротвердість складає  $4700 \text{ МПа}$ , густина дислокацій –  $18 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , блоки мозаїки –  $60 \text{ нм}$ . Це пов'язано, певно, з великою концентрацією водню в покриттях, впровадження якого викликало істотне збільшення внутрішніх напружень, що призвело до розтріскування покриттів (рис. 2). Зменшення концентрації водню, що виділяється на катоді при осадженні програмно-керованим струмом, підвищує рухливість дислокацій, величина густини дислокацій знижується до  $12 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , зменшуються внутрішні напруги, мікротвердість складає  $4300 \text{ МПа}$ .



а

б

в

Рис. 2. Морфологія поверхні нікелевого покриття: а – постійний струм ( $j = 100 \text{ A/m}^2$ ); б – постійний струм ( $j = 1000 \text{ A/m}^2$ ); в – програмно-керований струм

**Токова О.В.<sup>1</sup>, Дорошенко В.С.<sup>2</sup>, Кравченко В.П.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>МННЦІТС НАН та МОН України; <sup>2</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ)**  
**ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЛИВАРНОГО**  
**ВИРОБНИЦТВА ІНДУКТИВНИМ МЕТОДОМ**  
**E-mail: len327@ukr.net**

Сучасні системи комп'ютерних програм індуктивного моделювання на основі алгоритмів методу групового урахування аргументів (МГУА), автором якого є акад. О.Г. Івахненко, застосували для аналізу високотемпературних процесів лиття металу при обробці даних термоаналізу (ТА). Саме ТА кристалізації і охолодження виливка у піщаній формі дозволяє аналізувати температурні криві його охолодження і отримувати результати впливу холодоагентів і конвекційних потоків в порах форми на структуру металу для її регулювання. А ТА кристалізації алюмінію чи чавуну в однотипних пробах масою до 0,1-0,3 кг із дослідами накопиченням бази даних рекурентних кривих, що дають зв'язок характеру кривої з появою і кількісною оцінкою структурних фаз, є основою експрес-методу ТА дослідження металу для передбачення його структури і властивостей. Створені індуктивні методи програм для «миттєвого» порівняння цифрових даних кривої ТА дослідної проби («невідомого») металу з базою даних відомих (еталонних) кривих подібних проб дозволяють найбільш точно ідентифікувати показники досліджуваного металу [1].

**Література:**

1. Токова О.В. Комп'ютерна технологія розв'язання задач індуктивного моделювання процесів охолодження металевих ливарних виробів: автореф. дис. канд. техн. наук: 05.13.06. – Київ, 2021. – 24 с.

**Упатов М.І., Єфіменко М.Ю., Богомол Ю.І.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**СПРЯМОВАНО ЗАКРИСТАЛІЗОВАНИЙ ТРИФАЗНИЙ  
ЕВТЕКТИЧНИЙ КОМПОЗИТ СИСТЕМИ  $B_4C-TaB_2-SiC$**

**E-mail: nikitaupatov@gmail.com**

Завдяки високому ковалентному зв'язку, карбід бору використовується в багатьох областях, а саме де потрібна висока міцність, твердість та тріщиностійкість при температурах використання до 2000 °С [1].

За допомогою кількісного металографічного аналізу евтектичних ділянок вдалося ідентифікувати орієнтовний склад потрібної евтектики:  $B_4C - (8-10)TaB_2 - (38-42) SiC$  (мол. %) [2, 3]. Таким чином, метою даної роботи стало отримання спрямовано закристалізованого сплаву системи  $B_4C-TaB_2-SiC$  з рівномірною дрібнозернистою евтектичною структурою вздовж всього зразка.

В якості досліджуваного матеріалу був обраний композит  $B_4C-8TaB_2-40SiC$  (мол. %). Спрямовано кристалізований композит був отриманий методом безтигельної зонної плавки неспечених порошкових пресовок. В ролі пластифікатора виступав полівініловий спирт у вигляді 2,5%-го водного розчину. В якості вихідних матеріалів використовувались дрібнодисперсні порошки  $B_4C$ ,  $TaB_2$  та  $SiC$ . Пресування стрижнів здійснювалося гідравлічним пресом в розбірній прес-формі при навантаженні 100 МПа.

Дослідження мікроструктури проводилось на растровому електронному мікроскопі «SELMІ РЕМ 106И». Дослідження фазового складу проводились на установці «Rigaku Ultima IV». Елементний аналіз проводився методом дисперсної рентгенівської спектроскопії за довжиною хвилі (WDS) на рентгеноспектральному мікроаналізаторі JXA-8530F (Jeol, Japan).

Рентгенофазовий аналіз показав наявність наступних фаз: карбиду кремнію ( $SiC$ ), карбиду бору ( $B_4C$ ) та дибориду танталу ( $TaB_2$ ), жодних інших фаз не виявлено. Анізотропія структури композиту, отриманого методом спрямованої кристалізації, пояснює відмінність отриманих дифрактограмм.

Наявність чітко виражених піків  $TaB_2$  говорить про текстурованість матеріалу. Для поздовжнього перерізу спостерігається текстурування  $TaB_2$  у напрямку площин (001) та (101), тоді як у поперечному перерізі у напрямку площин (100), що нормально для композитів системи  $B_4C-MeB_2-SiC$  [1, 4].

Для підтвердження результатів рентгенофазового дослідження, було проведено елементний аналіз (WDS). Задля виявлення фаз, що складають мікроструктуру композиту, застосовано зворотно розсіяне електронне зображення (CP) з розподілом елементів. Так як рентгенографічним чином не виявлено жодної міжфазної взаємодії, індефікуємо фазу  $B_4C$ ,  $TaB_2$  та  $SiC$  як чорну, білу та сіру відповідно.

Структура композиту  $B_4C-8TaB_2-40SiC$  характеризується рівномірним розподілом трифазної евтектики  $B_4C-TaB_2-SiC$  по всьому об'єму зразка, як в поперечному так і в поздовжньому напрямку. Трифазна евтектика представлена як ламелярною, так і пластинчастою структурою. Матрицею виступає карбід бору ( $B_4C$  – чорна фаза) з рівномірно розподіленими вкрапленнями карбиду кремнію ( $SiC$  – сірого кольору), в яких розміщена фаза дибориду танталу ( $TaB_2$  – білого кольору). Розмір евтектичного домену в трифазній евтектиці становить близько 9 мкм. Розмір фази  $TaB_2$  знаходиться в межах 1-2 мкм,  $SiC$  – 2-3 мкм та  $B_4C$  – 3-6 мкм. В напрямку кристалізації спостерігається направленість структури, що пояснюється методом отримання композиту.

Отримано трифазний композит системи  $B_4C-TaB_2-SiC$  з рівномірно розподіленою трифазною евтектичною структурою по всьому об'єму зразка. Матрицею являється карбід бору, а в ролі армувальних фаз використано  $SiC$  та  $TaB_2$ . Розмір евтектичного домену становить близько 9 мкм.

#### Література:

1. R. Tu, N. Li, Q. Li, S. Zhang, L. Zhang, T. Goto. Microstructure and mechanical properties of  $B_4C-HfB_2-SiC$  ternary eutectic composites prepared by

arc melting, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2016, vol. 36, no. 4, pp. 959-966.

DOI:<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2015.11.044>

2. M. I. Upatov, E. R. Abdullaieva, V. V. Bolbut, Yu. I. Bogomol. Structure and Properties of Directionally Solidified Alloy of  $B_4C-TaB_2-SiC$  System, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 2020, vol. 42, no. 12, pp. 1701-1713.

DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.42.12.1701>

3. M. Upatov, Y.M. Koval, I. Bogomol. Microstructure of  $B_4C-TaB_2-SiC$  ternary eutectic composites, HighMathTech 2019, Kyiv, Ukraine, 28-30 octobre 2019: Book of Abstracts – Kyiv, 2019, pp. 75.

4. M. Upatov, J. Vleugel, Y. Koval, V. Bolbut, I. Bogomol, Microstructure and mechanical properties of  $B_4C-NbB_2-SiC$  ternary eutectic composites by a crucible-free zone melting method, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2021, vol. 41, no. 2, pp. 1189-1196. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.09.049>

**Упатов М.І., Єфіменко М.Ю., Богомол Ю.І.**

*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

**МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕВТЕКТИЧНОГО  
КОМПОЗИТУ СИСТЕМИ  $B_4C-TaB_2-SiC$**

**E-mail: [nikitaupatov@gmail.com](mailto:nikitaupatov@gmail.com)**

Спрямовано закристалізовані евтектичні композити на основі карбіду бору привертають увагу завдяки високій міцності, тріщиностійкості, а також повзучості. Навіть при високих температурах дані матеріали зберігають свої властивості [1]. Таким чином, композити системи  $B_4C-MeB_2-SiC$  являються перспективними та цікавими для дослідження конструкційними матеріалами. Основною метою даної роботи є отримання евтектичного композиту системи  $B_4C-TaB_2-SiC$  та дослідження його фізико-механічних властивостей.

Було приготовлено порошок суміші складу  $B_4C-8TaB_2-40SiC$  (мол. %). Одержання зразків відбувалось за допомогою методу безтигельного зонного плавлення неспечених порошкових пресовок [2]. Мікроструктура композитів досліджувалась за допомогою сканувального електронного мікроскопа «SELMІ PEM 106И».



Мікромеханічні властивості досліджувалися за допомогою мікротвердоміра MHV-1000 при навантаженні – 9,81 Н. Тріщиностійкість оцінювалась за методикою індентування і розраховувалась за допомогою рівняння Анстіса [3].

Теплове розширення досліджуваних композитів проводилось за допомогою дилатометра DIL 402C/7. Нагрівання проводилось в інтервалі температур 20 – 1650 °С зі швидкістю 5 град/хв протягом 10 годин. Вимірювання проводилось у захисній атмосфері аргону.

Структура композиту  $V_4C-8TaB_2-40SiC$  являє собою рівномірно розподілену по всьому об'єму зразка трифазну евтектику  $V_4C-TaB_2-SiC$ , однаково як для поперечного так і для повздовжнього напрямку. Трифазна евтектика має ламелярну або пластинчасту структуру.

Отриманні результати твердості за Віккерсом та тріщиностійкості для евтектичного композиту  $V_4C-8TaB_2-40SiC$  показали, що незважаючи на наявність анізотропії структури для повздовжнього та поперечного напрямків, твердість знаходиться в межах 33-34 ГПа. Дані значення твердості цілком узгоджуються зі значеннями твердості, отриманими для евтектичних ділянок системи  $V_4C-TaB_2-SiC$  [4].

Тріщиностійкість евтектичного композиту  $V_4C-8TaB_2-40SiC$  знаходиться в межах  $3,9 \pm 0,5$  МПа·м<sup>1/2</sup>, що достатньо близько зі значеннями тріщиностійкості для евтектичних композитів  $V_4C-20ZrB_2-40SiC$  (4,2 МПа·м<sup>1/2</sup>) [5] та  $V_4C-8,1TiB_2-40,7SiC$  (4 МПа·м<sup>1/2</sup>) [6]. Низьке значення тріщиностійкості пояснюється тим, що тріщини легко поширюються у великих (до 6 мкм) однофазних прошарках карбїду бору та карбїду кремнію, у яких значення тріщиностійкості невелике  $V_4C$  – 3,5 МПа·м<sup>1/2</sup> [7] та  $SiC$  – 3,5-4,1 МПа·м<sup>1/2</sup> [8].

Температурна залежність відносного видовження для композита  $V_4C-8TaB_2-40SiC$  являє собою лінійну залежність зміни розмірів зразка з підвищенням температури. Розрахований коефіцієнт термічного розширення за температур 22 – 1200 °С, знаходиться в межах  $7,72 - 8,79 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ . Потрібно зазначити, що при 842 °С спостерігається різка зміна відносного видовження.

Були визначені значення твердості за Віккерсом (33-34 ГПа), тріщиностійкості (3,9 МПа·м<sup>1/2</sup>) та досліджений коефіцієнт термічного розширення в температурному інтервалі 22 – 1600 °С, який становить  $7,72 - 8,79 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ .

Література:

1. Y. Waku, N. Nakagawa, T. Wakamoto, H. Ohtsubo, K. Shimizu, and Y. Kohtoku, *Nature*, 389: 49 (1997).
2. I. Bogomol, T. Nishimura, O. Vasylykiv, Y. Sakka, P. Loboda. Microstructure and high-temperature strength of  $B_4C$ - $TiB_2$  composite prepared by a crucibleless zone melting method, *J. Alloys Compd.*, 2009, vol. 485, nos. 1-2, pp. 677-681. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.06.044>
3. G.R. Anstis P. Chantikul B.R. Lawn D.B. Marshall. A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements, *J. Am. Ceram. Soc.*, 1981, vol. 64, no. 9, pp. 533-538. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1981.tb10320.x>
4. M. I. Upatov, E. R. Abdullaieva, V. V. Bolbut, Yu. I. Bogomol. Structure and Properties of Directionally Solidified Alloy of  $B_4C$ - $TaB_2$ - $SiC$  System, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 2020, vol. 42, no. 12, pp. 1701-1713. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.42.12.1701>
5. R. Tu, N. Li, Q. Z. Li, S. Zhang, T. Goto & L. M. Zhang. Preparation of  $B_4C$ - $ZrB_2$ - $SiC$  ternary eutectic composites by arc melting and their properties, *Mater. Res. Innovations*, 2015, vol. 19, no. 10, pp. 26-29. DOI: <https://doi.org/10.1179/1432891715Z.0000000002079>
6. W. Li, R. Tu, T. Goto. Preparation of directionally solidified  $B_4C$ - $TiB_2$ - $SiC$  ternary eutectic composites by a floating zone method and their properties, *Mater. Trans.*, 2005, vol. 46, no. 9, pp. 2067-2072. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.46.2067>
7. K. Sairam, J.K.Sonber, T.S.R.Ch. Murthy, C. Subramanian, R.C. Hubli, A.K.Suri. Development of  $B_4C$ - $HfB_2$  composites by reaction hot pressing, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, vol. 35, pp. 32-40. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.03.004>
8. W.G. Fahrenholtz, G.E. Hilmas, I.G. Talmy, J.A. Zaykoski. Refractory Diborides of Zirconium and Hafnium, *J. Am. Ceram. Soc.*, 2007, vol. 90, no. 5, pp. 1347-1364. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.01583.x>

**Феденюк Д.В., Шелковий О.М., Леетюк В.І., Гуцаленко Ю.Г.**  
*(НТУ «ХПІ», м. Харків)*

**ВИБІР ПОСЛІДОВНОСТІ СКЛАДАННЯ ДЕТАЛЕЙ  
МЕХАНО-СКЛАДАЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА В УМОВАХ  
ОБМЕЖЕНОГО ЧАСУ ВИПУСКУ ГОТОВОГО ВИРОБУ**

**E-mail:** fedeniuk@gmail.com

Технологічний процес складання машин та механізмів становить собою частину виробничого процесу, який характеризується послідовним з'єднанням деталей у підгрупи, групи та готові вироби.

В умовах одиничного виробництва на багатьох підприємствах одночасно відбувається виготовлення декількох різнотипних виробів зі своїми технічними характеристиками та термінами виготовлення. Перед інженерно-технічним персоналом підприємства постає задача з якісного виготовлення виробів в умовах обмеженого часу випуску готового виробу. Для цього розробляються технологічні схеми (рис. 1) та нормативні карти складання з розгрупуванням елементів складальних одиниць. При різнотипних виробках складальні одиниці розгруповують на операції складання: схожі по виду та складності робіт, схожі по часу виконання.

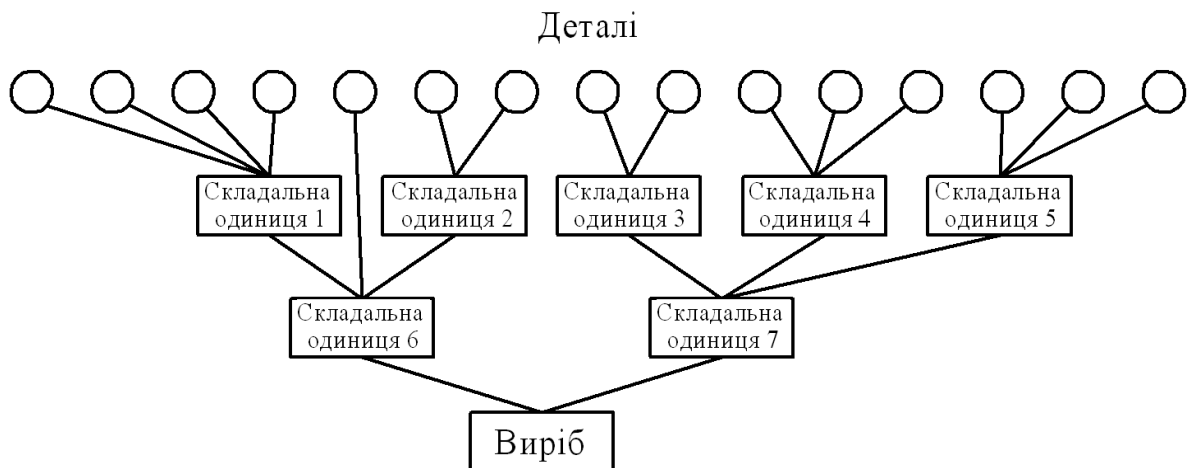


Рис. 1. Технологічна схема складання

На виході ми маємо укрупнений нормативний час на виконання комплексу організаційно і технологічно пов'язаних між собою трудових прийомів. Нормативні карти розраховані для зручних умов виконання робіт. При незручних умовах виконання роботи застосовуються поправочні коефіцієнти.

Незручне положення в роботі є темпом роботи слюсаря-складальника, обмеженим наявністю різних особливостей конструкції, розташування та компоновки робочого місця, час та кількість готових підвузлів та деталей. Але укрупнені нормативи не враховують наступні фактори: доступність механізованого обладнання в відповідний час, відстань до складу проміжних вузлів та деталей, наявність готових підвузлів та деталей тощо.

Таку велику кількість неврахованих та непередбачуваних факторів неможливо прорахувати без застосування розрахунків з застосуванням автоматизованих систем. У якості системи для аналізу поведінки складання вузлів у часі, обрана система імітаційного моделювання виробничих процесів машинобудування «GPS3D», у якій виконана побудова тривимірної дільниці складання, з розташуванням обладнання, робочих місць слюсарів-складальників. Побудована математична модель технології складання на основі схеми складання та технологічного процесу складання для двох різнотипних процесів складання.

В процесі імітації процесу складання в системі «GPS3D» були виявлені шляхи перетину складальних одиниць, нерівномірне завантаження обладнання.

Таким чином, проаналізувавши отримані дані, були внесені корективи у процес складання в обидва технологічні процеси та вибрані оптимальні шляхи поставки деталей та комплектуючих, а також вибрана послідовність виконання складання підвузлів.

**Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г.**

*(ДДМА, м. Краматорськ)*

**ВПЛИВ КВАРЦОВОГО ПІСКУ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ  
ВЛАСТИВОСТІ ПІЩАНО-ГЛИНЯСТИХ ФОРМУВАЛЬНИХ  
СУМІШЕЙ**

**E-mail:** fyodorov@ukr.net, dyachenko.yurij.1978@gmail.com

Кварцові піски – це незамінні формувальні матеріали, які найбільш поширено застосовуються в сучасних технологічних процесах лиття в якості вогнетривкого наповнювача формувальних та стрижневих сумішей. Це зернисті сипкі матеріали з розмірами частинок від 0,05 до 3 мм, які наразі видо-

бувають у промислових масштабах відкритим способом в кар'єрах, а також наливним земснарядом у природних водоймищах. Крім основного мінералу кварцу – діоксиду кремнію ( $\text{SiO}_2$ ), зазвичай кварцові піски містять у своєму складі різноманітні домішки у вигляді оксидів заліза, польових шпатів, карбонатів, глинястої складової та ін. Зазначені домішки зумовлюють забарвлення кварцових пісків від світло-жовтого до червоно-бурого кольору. Чисті кварцові піски мають характерний молочно-білий колір та містять до 99% кварцу.

Як відомо [1], основними вимогами до вогнетривких наповнювачів формувальних та стрижневих сумішей є:

- достатня вогнетривкість;
- хімічна інертність до рідкого металу;
- стабільність фізико-механічних властивостей при нагріванні;
- мінімальне газоутворення;
- можливість багаторазового використання у зворотних сумішах (регенераті);
- наявність достатніх сировинних запасів, низька собівартість, відповідність екологічним вимогам тощо.

В межах України зосереджені чималі запаси пісків на основі кварцу. Велика частина українських родовищ пісків вже отримала промислове освоєння:

- Оріхівське родовище (ПрАТ «Оріхівський піщаний кар'єр», Запорізька обл.);
- Пологівське родовище (ГК «Мінерал», Запорізька обл.);
- Старовірівське родовище (ТОВ виробничо-комерційна фірма «Старк», Харківська обл.);
- Гусарівське родовище (ПАТ «Гусарівський гірничо-збагачувальний комбінат формувальних матеріалів», Харківська обл.);
- Вільногірське родовище («Об'єднана гірничо-хімічна компанія», філія «Вільногірський гірничо-металургійний комбінат», Дніпровська обл.) та ін.

В теперішній час великий практичний інтерес представляє піщано-глиняста сировина, що добувається в Україні кар'єрним способом, яку можна

використовувати як в початковому вигляді, тобто без попереднього збагачення, в якості основного компонента піщано-глинястих формувальних сумішей, так і в якості сировини для процесів промислового збагачення пісків на основі кварцу з метою одержання марочних високоякісних формувальних матеріалів з мінімальним вмістом домішок та глинястої складової.

В даній роботі з метою виявлення відповідності вимогам піщано-глинястих формувальних сумішей було досліджено зразок піщано-глинястої сировини марки СПГ-02 виробництва Гірничодобувної компанії «Мінерал» (Запорізька обл., м. Пологи).

На підставі отриманих результатів лабораторних досліджень та їх комп'ютерного оброблення шляхом побудови гістограми зернистості й інтегральної кривої розподілу часток досліджуваного піску за розмірами, були визначені його марочні характеристики:

- масова частка глинястої складової – 2,8%;
- масова частка  $\text{SiO}_2$  – 97,0%;
- середній розмір зерна – 0,173 мм;
- коефіцієнт однорідності – 65,2%.

Таким чином, на підставі отриманих даних було встановлено, що досліджуваний пісок на основі кварцу, згідно ГОСТ 2138-91 відповідає марці 1Т<sub>1</sub>О<sub>3</sub>016.

Експериментальним шляхом:

- встановлено загальні закономірності впливу вологості на газопроникність піщано-глинястої формувальної суміші при різній зернистості її наповнювача – піску на основі кварцу;
- вивчено вплив зернистості піску і вмісту формувальної глини на міцність по-сирому і газопроникність піщано-глинястої формувальної суміші.

Були встановлені наступні закономірності:

- з підвищенням вологості піску на основі кварцу газопроникність формувальних піщано-глинястих сумішей зростає, досягає максимуму, а потім плавно зменшується (інтервал оптимальної вологості, при якому газопроникність формувальних сумішей не відчуває різкого зниження, становить 3...5%);

– зі збільшенням розмірів зерен піску та їх однорідності (особливо при використанні наповнювача окремих великих фракцій, наприклад, 0,2 мм) спостерігається значне підвищення газопроникності, при цьому зберігається загальна тенденція зниження газопроникності на тлі збільшення вмісту формувальної глини в сумішах, приготованих на основі окремо виділених піщаних фракцій.

Враховуючи отримані експериментальні результати, можна дійти до висновку, що піщано-глиняста сировина виробництва Гірничодобувної компанії «Мінерал» може ефективно використовуватися в якості вогнетривкого наповнювача сирих піщано-глинястих сумішей за умови забезпечення в них оптимальної вологості і достатнього вмісту формувальної глини.

#### Література:

1. Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К. и др. Формовочные материалы и смеси. – К.: Выща шк., 1990; Прага: СНТЛ, 1990. – 415 с.
2. Гірничодобувна компанія «Мінерал» [Електронний ресурс] – Режим доступу: <http://mineral.com.ua/produktsiya/sirovina-pishhano-glinista>.

**Чейлях А.П.<sup>1</sup>, Чейлях Я.А.<sup>1</sup>, Каймінг Ву<sup>2</sup>**

*(<sup>1</sup>Приазовський державний технічний університет, м. Маріуполь, Україна; <sup>2</sup>Уханьський університет науки і технологій, м. Ухань, КНР)*  
**ВПЛИВ ГАРТУВАННЯ НА ФАЗОВО-СТРУКТУРНИЙ СКЛАД,  
МЕТАСТАБІЛЬНІСТЬ АУСТЕНІТУ ТА ВЛАСТИВОСТІ  
НОВИХ БЕЗНІКЕЛЕВИХ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ ЛИТИХ  
СТАЛЕЙ АУСТЕНІТНО-ФЕРИТНОГО КЛАСУ**

Створення нових економнолегованих (безнікелевих) корозійностійких сталей для заміни відомих хромонікелевих та підвищення фізико-механічних властивостей виробів з них є дуже актуальною проблемою для України та багатьох країн.

Досліджено нові корозійностійкі сталі на Fe-Cr-Mn основі, створені як альтернатива дорогим сталям типів 10X18H9T, 08X22H6M2T, що широко

використовуються в промисловості багатьох країн та містять гостродефіцитні легувальні елементи – 6-10% Ni, 1,5-2,5% Mo.

Мікроструктура сталі 09X17Г9СНДЛ в литому стані (до термічної обробки) складається з аустеніту і фериту різних морфологічних типів: в центральній частині зразка – переважно поліедричні зерна аустеніту, обрамлені феритними областями неправильної форми; витягнуті і звивисті зерна аустеніту, декоровані лініями ковзання, двійниками деформації і ознаками  $\epsilon$ -мартенситу – у периферії.

Під впливом температури гартування в структурі сталі змінюється співвідношення між аустенітом і феритом з максимумом вмісту фериту (59%) після нагрівання до 1050 °С, а найбільшим вмістом аустеніту 62% після нагрівання 950 °С і 58% після нагрівання 1150 °С, що обумовлено протіканням  $\gamma \rightarrow \alpha$  і  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворень при нагріванні і витримці при зазначених температурах.

Мікроструктура сталі 09X17Г9СНДЛ після гартування зазнає деякі зміни, пов'язані з виділенням карбонітридів хрому (гартування з 950 °С), появою  $\sigma$ -фази, утворенням нових дрібних зерен аустеніту (або фериту). Аустеніт є метастабільною фазою і зазнає деформаційне мартенситне  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення при навантаженні в процесі випробувань механічних властивостей (ДМПВ), що є важливою особливістю та перевагою нових сталей перед відомими.

Зі збільшенням температури гартування з 950 до 1150 °С межа плинності зростає на  $\sim 70$  МПа, межа міцності ( $\sigma_B$ ), пластичні властивості ( $\delta$ ,  $\psi$ ) і ударна в'язкість (КСУ) дещо знижуються, залишаючись на досить високому рівні. При цьому відносне звуження ( $\psi$ ) після всіх температур гартування залишається нижче відносного подовження ( $\delta$ ), що свідчить про значну частку рівномірної деформації, яка обумовлена реалізацією ефекту «шийки що переміщується» внаслідок протікання  $\gamma \rightarrow \alpha'$  ДМПВ. В результаті цього шийка зміцнюється більше сусідніх частин розривного зразка та деформація розповсюджується на сусідні частки, після чого процес локалізації та делокалізації повторюється багатократно.



За комплексом показників міцності, пластичних властивостей і ударної в'язкості розроблена сталь 09X17Г9СНДЛ (причому в литому стані після гартування при 1050 °С) перевершує властивості відомих дорогих та дефіцитних хромонікелевих сталей типів 10X18Н9Т та 08X21Н6М2Т (табл. 1).

Таблиця 1 – Механічні властивості сталей

Марка сталі	Температура гартування, °С	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
08X17Г9СНДЛ	950	774	260	40	38	310
10X18Н9Т	1050	530	230	38	55	250
08X21Н6М2Т	1050	570	340	20	45	60

На підставі проведених досліджень з урахуванням результатів попередніх досліджень кафедри МіПТ можна рекомендувати розроблену сталь 09X17Г9СНДЛ для заміни дорогих корозійностійких хромонікелевих сталей аустенітного і аустенітно-феритного класів.

**Чейлях А.П., Чейлях Я.А.**

*(Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь)*

**ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ БРОНЕВЫХ  
СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭФФЕКТОВ  
МЕТАСТАБИЛЬНОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ  
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ**

**E-mail:** aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Актуальность проблемы повышения бронестойкости бронематериалов возрастает в современных условиях конкуренции производства бронетехники, средств бронезащиты и повышения обороноспособности стран. Основой составляющей системы бронирования бронетехники и индивидуальных средств защиты являются легированные броневые стали. Анализ применяющихся современных материалов для этого производства показывает, что ос-

новной научно-технический подход к проектированию их состава, структуры и комплекса свойств заключается в формировании высокопрочного состояния ( $\sigma_b \geq 1200$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 1000$  МПа, 450-550 НВ), достаточного запаса характеристик ударной вязкости ( $KCV \geq 0,8$  МДж/м<sup>2</sup>) и пластичности ( $\delta \geq 10\%$ ,  $\psi \geq 25\%$ ), обеспечивающих высокую броне-пуле-стойкость, живучесть, а также технологических характеристик (горячей деформируемости, свариваемости и др.). Для достижения указанных характеристик многие известные броневые стали легируют 1-2% Cr, 1-3% Mn, 1,5-4% Ni, 0,3-0,8% Mo, 1-2% Si, 0,15-0,3% Ti, 0,3-0,7% V, иногда до 5% Co, 0,35 % Cu, 0,15 % Al, при содержании углерода 0,2-0,45%, например марки броневых сталей марок «Armoх500t»; С-500; 71; 92. Основной подход в разработке технологии упрочнения заключается в формировании структуры мартенсита отпуска проведением закалки и низкотемпературного отпуска.

Между тем ряд известных работ и наши исследования показывают перспективность получения в структуре бронесталей метастабильного аустенита, способного превращаться в мартенсит деформации вследствие деформационного мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения в процессе эксплуатации (ДМПЭ). В результате этого в местах локализации воздействия поражающего фактора тем самым реализуются механизмы и эффекты локального самоупрочнения, саморелаксации микронапряжений, самопоглощения значительной части кинетической энергии снаряда (осколка, пули), в связи с чем меньшая ее часть остается на разрушение брони, что в совокупности и обеспечивает самоповышение броне-пуле-стойкости. Аналогично можно использовать и другие механизмы самоупрочнения – динамического деформационного двойникования, образования дефектов упаковки и дислокационных субструктур (наклеп, TWIP-эффект: Twinning Induced Plasticity – пластичность, вызванная двойникованием). Фактически при таком подходе создается новый смарт-бронематериал (smart – «умный», «разумный»), способный адекватно реагировать на воздействие поражающего фактора. Совместно с действием других известных средств защиты брони (защитные устройства динамического

типа, реактивна броня), ДМПЭ способно дополнительно повышать бронестойкость бронематериалов и в целом тактико-технические характеристики.

Для максимальной реализации указанных выше эффектов самоулучшения свойств за счет оптимальной реализации ДМПЭ, необходима отработка химического и фазово-структурного состава броневых сталей, режимов термоупрочнения (термомеханического упрочнения) с учетом всех особенностей средств поражения (тип снаряда, скорость подлета, кинетическую энергию, огневые возможности, развиваемую температуру локализации поражения и пр.). Новый подход к проектированию составов и режимов упрочнения на основе создания и целенаправленного использования метастабильных состояний и деформационных фазовых и структурных превращений позволит модернизировать современные бронематериалы для повышения тактико-технических возможностей бронетехники.

**Чейлях О.П., Чейлях Я.О., Бордюжа О.Р.**  
*(Приазовський державний технічний університет, м. Маріуполь)*  
**ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРА Fe-Cr-Mn-C  
ЗНОСОСТІЙКОГО ЧАВУНУ З МЕТАСТАБІЛЬНИМ  
АУСТЕНИТОМ ПІСЛЯ ТЕРМОЦІКЛІЧНОЇ ОБРОБКИ**  
**E-mail: aleksandr.cheylyakh@gmail.com**

Низькотемпературну термоциклічну обробку (НТЦО) проводили нагрівом зразків литого чавуну марки ЧХ15Г4ТЮ в печі до 600 °С, витримка 30 хв., охолодженням на повітрі до кімнатної температури, кількість циклів ( $N$ ) від 1 до 60. Максимальна твердість спостерігається після першого циклу ТЦО, після чого вона знижується. Найбільша відносна абразивна зносостійкість ( $\epsilon_a = 3,0$ ) та ударно-абразивна зносостійкість ( $\epsilon_{y.a.} = 6,11$ ) чавуну ЧХ15Г4ТЮ досягається після першого циклу ТЦО. Це обумовлені формуванням оптимальних мікроструктури та фазового складу – суміші метастабільного аустеніту та карбідів хрому типу  $Me_7C_3$  і  $Me_{23}C_6$ . Метастабільний аустеніт зазнає деформаційне мартенситне  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перетворення в процесі випро-

бувань на зношування (ДМПЗ). НТЦО викликає дестабілізацію аустеніту та активізацію ДМПЗ, що суттєво підвищує зносостійкість чавуну. Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено неоднозначний – диференційований розподіл вуглецю та легувальних елементів (Cr, Mn, Si) між основними фазами (аустеніт, карбіди). До складу спеціальних карбідів, окрім хрому, входять залізо (29-39% Fe) і марганець (2,7-3,14% Mn), тому їх склад представляється як  $(Cr,Fe,Mn)_7C_3$ ,  $(Cr,Fe,Mn)_{23}C_6$ .

При інших параметрах ТЦО зі зміною  $N$  відносна зносостійкість чавуну змінюється по кривій з максимумом. Величина екстремуму та відповідність  $N$  залежать від верхньої температури НТЦО, що визначається оптимальним ступенем дестабілізації аустеніту та активізації ДМПЗ.

**Черненко О.В., Калюжний П.Б.**  
*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ОДЕРЖАННЯ ШНЕКІВ ЕКСТРУДЕРІВ З ХРОМИСТОГО  
ЧАВУНУ ЛИТТЯМ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**  
E-mail: kpb.ptima@gmail.com

Одним із широкоживаних зносостійких ливарних матеріалів є хромистий чавун. З нього виготовляють різноманітну продукцію для різних сфер господарства, зокрема і паливної промисловості. Одними з виробів для паливної індустрії є змінні органи шнекових екструдерів, що використовуються для виготовлення паливних брикетів з біомаси. Під час брикетування сировини в екструдерах відбувається її стиснення під високим тиском, що спричиняє підвищення температури сировини та нагрівання робочих частин обладнання [1]. Окрім того речовини, які виділяються в сировині при її пресуванні, здійснюють окиснювальну дію на робочі частини екструдерів [2]. Тому для виготовлення наконечників шнека екструдера використовують хромисті сплави марок ЧХ32, ЧХ22, ЧХ28Н2 та ін., які окрім високої зносостійкості, володіють гарною корозіє- та теплостійкістю.

Виготовлення наконечників шнеків екструдера має проводитися методами лиття, які забезпечують високу розмірну точність та хорошу якість поверхні виливків, щоб мінімізувати операції фінішної обробки деталей, що є досить трудомісткими для хромистого чавуну. Одним із таких способів є лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ).

На діючому виробництві технологічний процес виготовлення виливків наконечника шнека екструдера за моделями, що газифікуються, складається з наступних операцій: попереднє підспінювання гранул полістиролу до щільності 25-28 кг/м<sup>3</sup> з наступним їх вилежуванням; задування гранул пінополістиролу до алюмінієвих прес-форм та спікання їх в автоклавах; охолодження прес-форм у воді та виймання з них пінополістиролових моделей; сушка моделей та приклеювання до них ливникової системи; нанесення на моделі спеціального вогнетривкого покриття з наступною сушкою в камері при 40-45 °С; збірка моделей на стояк та підфарбовування утвореного модельного блоку; формування модельних блоків у ливарних контейнерах шляхом засипання сухим обезпиленим піском з поетапним віброущільненням; плавлення чавуну марки ЧХ16М2 в печі ІЧТ 0,25; вакуумування контейнерів та заливання розплаву при 1400-1450 °С.

Одержані в такий спосіб наконечники шнеків у литому стані мають твердість 45-46 HRC та характеризуються помірним ресурсом роботи. Термічне оброблення даних деталей збільшує тривалість експлуатації, однак з економічної точки зору не є ефективним. Враховуючи, що чавун ЧХ16М2 має ресурс до підвищення твердості у виливках, а відповідно і зносостійкості, то виникає необхідність у розробці методів, які б цьому сприяли.

Запропоновано застосування ступінчастого охолодження виливків у ливарній формі, яке передбачає швидке охолодження виливків за допомогою псевдозрідження піску в контейнері [3] та наступне охолодження їх в нерухомому піску. Інтенсивне охолодження має забезпечити підвищення твердості виливків, а «ізотермічна» витримка сприятиме вирівнюванню температур по перетину виливків та зменшенню термічних напруг.

### **Література:**

1. Луцак Д.Л., Пилипченко О.В., Бурда М.Й. Зміцнення робочих органів обладнання для виготовлення паливних брикетів та гранул. *Problems of Tribology*. 2015, № 2. – С. 19-25.
2. Войтов В.А., Цимбал Б.М. Розробка методики та визначення активної та загальної кислотності сировини для виробництва паливнихбрикетів та пеллетів з рослинної біомаси. *Збірник наукових праць Вінницького національного аграрного університету. Серія: Технічні науки*. 2014, № 2(85). – С. 204-211.
3. Калюжный П.Б., Шалевская И.А. Управление затвердеванием и охлаждением отливок в формах из кварцевого песка за счет его псевдооживления. *Процессы литья*. 2015, № 6. – С. 31-34.

**Шинський О.Й., Яковишин О.А., Кротюк С.О., Шалевський А.В.  
(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

### **ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ТЕПЛООБМІНУ В ПРОЦЕСІ ВИГОТОВЛЕННЯ МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

**E-mail: gu-rd@i.ua**

В технології лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), можна виділити декілька стадій впливу на розмірну і масову точність виливка. Однією з пріоритетних є стадія охолодження пінополімерної моделі, оскільки саме на цьому етапі ГМ піддається дії найбільшої усадки, на величину якої впливає час охолодження, вид охолоджуючої рідини, об'ємна вага ГМ. Тому технологічний переділ охолодження прес-форми (ПФ) після закінчення спікання моделі необхідний для стабілізації розмірів ГМ, для чого ПФ занурюють в ємність з холодною водою. Задача дослідників полягає в скороченні тривалості етапу охолодження, але не за рахунок якості ГМ. Охолодження ГМ відбувається при наявності всіх трьох видів теплопередачі: теплопровідності, конвекції і випромінювання. Відомо, що коефіцієнт теплопровідності моделей з

пінополістиролу залежить від теплопровідності наявного в комірках газу; теплопровідності полімеру, що перейшов у склоподібний стан; випромінювання; природної конвекції газів всередині комірок, обумовленої градієнтом температур. Оскільки вплив випромінювання і теплопровідності склоподібного полімеру незначний, вирішальне значення в процесі охолодження пінополістиролу має конвекційна теплопередача і теплопровідність газу, зосередженого в комірках гранул. Спрощено представити теплофізичну особливість процесу можна наступним чином: в момент контакту охолоджуючої рідини з ПФ навколо її об'єму утворюється бар'єрний шар, що представляє собою термічний опір і сприяє сповільненню теплопередачі між ПФ і рідиною. Внаслідок цього затримується передача тепла від полімеру крізь стінки ПФ і на подолання цього енергетичного бар'єру необхідний певний час. Вирішити це можна, якщо, наприклад, перевести дію охолоджуючої рідини в нестационарний режим або режим потоку, оскільки відомо, що явище потоку робочого середовища є фактором активізації різноманітних хімічних, фізичних і технологічних процесів. Таким чином, це дозволить: по-перше суттєво скоротити тривалість процесу охолодження і по-друге створити умови для зменшення усадки готової моделі. Отже, інтенсифікація теплообміну між охолоджуючою рідиною і ПФ зі спеченою ГМ зводилась до впливу на охолоджуючу рідину з метою приведення її в рух. Технічно реалізація способу була здійснена за допомогою закріпленого на штативі колекторного двигуна, до вала якого було приєднано двохвиткову насадку-міксер. Частота обертів вала складала 600 об/хв. Насадку розміщували в центрі охолоджуючої ємності, а ПФ – біля її стінок. Досліджували вплив охолоджуючої рідини, що знаходилась у стаціонарному і динамічному станах, на тривалість охолодження ПФ і величину усадки для двох типів моделей – циліндричної з внутрішнім прохідним отвором і типу «коронка». Контрольованими параметрами в обох випадках були характерні розміри: внутрішні, зовнішні діаметри і загальна довжина ГМ. Охолоджуючою рідиною слугувала вода кімнатної температури. Температурний режим контролювали пристроєм МИРТ-8 (розробка відділу автомати-

зації ФТІМС НАН України), за допомогою термопар, що фіксували температури стінки ПФ і води. Виготовлені ГМ мали відмінну якість поверхні, жолоблення і тріщини були відсутні, порушень геометрії не спостерігали. Аналіз отриманих результатів засвідчив доцільність переведення рідини в стан потоку з метою зменшення тривалості етапу охолодження ПФ, оскільки в умовах проведених експериментів досягалось прискорене зниження температури в 4÷5 разів відносно охолодження в спокійній воді тієї ж температури. При співставленні статистичних даних було виявлено, що при охолодженні в воді, яка знаходилась в стані турбулізованого руху, усадка ГМ приблизно в 1,3÷1,5 разів менша, ніж в стаціонарній воді. В середньому зміна розмірів ГМ після 7 днів вилежування складала не більше 0,1%.

**Юзюк Д.В., Ямшинський М.М.**  
*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

### **ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОДИСПЕРСНОГО КАРБІДУ КРЕМНІЮ НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al-Si**

Ливарні алюмінієві сплави повинні мати високу рідкотекучість, малу усадку, низьку схильність до утворення гарячих тріщин і пористості, а також високі механічні і корозійні властивості.

Незважаючи на розвиток сучасних матеріалів, традиційні алюмінієві сплави залишаються одними з основних конструкційних матеріалів і продовжують привертати увагу дослідників.

Основною рушійною силою розвитку алюмінієвих сплавів є необхідність в полегшенні ваги конструкцій, підвищення економічності та екологічності виробництва литих деталей. Унікальність ливарних силумінів полягає в тому, що виливки з них можуть бути отримані практично всіма відомими ливарними технологіями. Однак вони досягають своїх найвищих механічних властивостей тільки після термічного оброблення.



Найкращі ливарні властивості мають сплави системи Al-Si, силуміни з вмістом Si 11,6%. Евтектика забезпечує найбільшу текучість, мінімальну неоднорідність та мінімальну кількість мікротріщин.

Підвищення якості і надійності деталей механізмів – найважливіші завдання, що стоять перед металургами та ливарниками. Вирішення цих завдань безпосередньо пов'язане з підвищенням властивостей литих конструкційних матеріалів, у тому числі і різних ливарних сплавів на основі алюмінію. Отримання матеріалу з високим комплексом властивостей вимагає розроблення нових та/або вдосконалення стандартних сплавів, застосування оптимальної технології виробництва литих виробів.

Властивості сплавів можуть бути істотно поліпшені при правильному виборі технології лиття та термічного оброблення і визначенні оптимального складу, що вимагає поглибленого розуміння механізмів цих процесів.

Модифікування є одним із найбільш дієвих засобів, які використовують для отримання сплавів, зокрема, на основі алюмінію, з унікальним комплексом властивостей, насамперед йдеться про одночасне підвищення міцнісних та пластичних властивостей матеріалу за рахунок формування сприятливої структури та фазового складу.

Предметом багатьох досліджень є з'єднання, до складу яких входить кремній [1]. Є підстави вважати, що у з'єднаннях алюмінію з кремнієм між перехідними металами валентні електрони адсорбуються d-орбіталями перехідних металів і заміщаються електронами з електронних оболонок алюмінію. Це призводить до зменшення параметра ґратки алюмінію, що характерно для іонного зв'язку.

У зв'язку із структурними особливостями литих сплавів – грубими вкрапленнями кремнію і інтерметалідних фаз – міцнісні характеристики сплавів системи Al-Si невисокі, особливо низька пластичність. Для поліпшення структури і механічних властивостей алюмінієвих сплавів регулюють режими плавлення і лиття, умови кристалізації виливків. Дієвим чинником, що визначає сприятливе структуроутворення, є модифікування – подрібнення структури за рахунок введення в розплав перед його заливанням малих добавок модифікувальних елементів.

За час, що минув з початку практичного застосування модифікаторів, технологічний аспект процесу модифікування (вибір оптимального складу модифікатора, способи його дії, тривалість дії, дегазація) розроблено досить докладно. Однак механізм модифікування Al сплавів до цих пір залишається дискусійним.

Аналіз існуючих теорій модифікування показав, що вони з більшим чи меншим успіхом пояснюють ефекти, що спостерігаються при введенні модифікаторів. Точки зору дослідників з питання впливу модифікатора на характер взаємодії в розплаві суперечливі [2-3].

В роботі розглянуто можливість модифікування алюмінієвих ливарних сплавів системи Al-Si ультрадисперсним модифікатором SiC з розміром частинок 3...5 мкм.

Проведено дослідження мікроструктури вторинного алюмінієвого ливарного сплаву АК12 після модифікування ультрадисперсним карбідом кремнію.

Встановлено, що мікроструктура сплаву АК12 без додавання модифікатора складається із твердого розчину, евтектики та великих кристалів первинного Si, які викришувались під час полірування. Мікроструктура сплаву АК12 містить велику кількість дрібних мікропор, розмір яких становить 10...15 мкм.

Модифікування сплаву АК12 високодисперсною сполукою SiC в кількості 0,1...0,3 мас. % призводить до подрібнення евтектичної структури сплаву АК12 з одночасним зменшення об'ємної частки кристалів первинного Si. Розмір кристалів первинного Si при цьому зменшується із збільшенням вмісту модифікатора. Мікроструктура модифікованого сплаву АК12 містить значно меншу кількість дрібних мікропор у порівнянні із сплавом без модифікування.

#### Література:

1. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1964. - 213 с.
2. Мазур В.И. К феноменологической теории модифицирования сплавов // Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа: II Всез. конф. – Днепропетровск, 1982. – С. 20-23.

3. Модифицирование силуминов стронцием / Ганиев И.Н., Пархутик П.А., Вахобов А.В., Куприянова И.Ю. – Минск: Наука и техника, 1985. – 143 с.

**Яким Р.С.**

*(ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич)*

## **ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ОПОР КОЧЕННЯ ГІРНИЧОРУДНИХ ТРИШАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ**

**E-mail: Jakym.r@online.ua**

Гірничорудні тришарашкові бурові долота працюють у надзвичайно важких умовах і часто втрачають працездатність через заклинювання і руйнування опор. Одна із причин відмов опор – різке зниження зносостійкості відповідальних елементів. Найбільші руйнування в навантаженій частині цапфи лапи (сектор у  $120^\circ$ ) зазнають бігові доріжки підшипників кочення: великого (ВБД), замкового (ЗБД), малого (МБД), а також бурти й упорні торці (рис. 1).



а

б

Рис.1. Загальний вигляд зруйнованої цапфи лапи (а) та фрагмента наплавленого стелітом упорного торця цапфи (б) тришарашкового бурового долота 244,5 ОК-ПГВ

Встановлено [1], що для підвищення експлуатаційних показників цапф лап необхідно вирішити комплекс матеріалознавчих та конструкторсько-технологічних задач. Тим не менше для доліт з відкритою опорою, що працюють в умовах значних навантажень за дії абразиву водночас добитися високих показників зносостійкості елементів опори проблематично. Це спричинено різними вимогами до експлуатаційних показників елементів. Аналі-

зом відпрацьованих опор доліт встановлено, що в опорах доліт 244,5 ОК-ПГВ (партія 7 шт), які бурували у середньому 210 м, має місце складний радіальний знос бігових доріжок підшипників кочення. У середньому зменшення діаметра ВБД на 12,2 мм, КБД на 7,7 мм, МБД на 11,3 мм. Слабкою ланкою є бурти та осьові підшипники ковзання. Бурти зазнають сколювання фрагментами довжиною до 38 мм, а подекуди й більше. На упорному торці сколюється наплавлений шар. При значних руйнуваннях буртів МБД мають місце випадки випадання п'яти.

Аналізом цапф (сталь 19ХГНМА, що піддається ХТО згідно технології, описаної в [1]) досліджуваної партії встановлено: глибина цементованого шару 2,4 – 2,5 мм, твердість поверхні бігових доріжок HRC 63 – 64, твердість на повній глибині цементованого шару HRC 48 – 50. Твердість серцевини: ВБД – HRC 27 – 28, МБД – HRC 34 – 35. Мікроструктура цементованого шару дрібногोलковий мартенсит 1 б з вмістом аустеніту 2 б та карбідів 1-2 б. Серцевина – сорбітоподібний перліт.

Для підвищення зносостійкості опор необхідно не тільки забезпечувати плавний характер зміни показників твердості й концентрації вуглецю в цементованих шарах бігових доріжок, а й забезпечувати міцність серцевини буртів. Твердість серцевини цапфи HRC 27 – 28 та інші дані вказують, що хімічний склад сталі не забезпечує необхідні експлуатаційні вимоги цапф лап. Важливо контролювати значення показників твердості в загартованих шарах, що забезпечують міцність та попереджають відшарування цементованого шару. Ділянки буртів, які не контактують, слід захищати від цементациї спеціальними антицементацийними покриттями та контролювати їхню твердість. Для забезпечення тривалої стійкої роботи роликів підшипників кочення слід не тільки підвищити вантажність і точність замкового підшипника кочення, а й підвищити зносостійкість підшипників «п'ята – підп'ятник» та «упорний торець цапфи лапи – упорний торець шарошки». Для цього слід застосувати зносостійкі конструкційні матеріали та вдосконалити технології зміцнення відповідальних робочих поверхонь.

#### 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.

**Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Тур М.П., Баца И.В.**  
**(ОНПУ, г. Одесса)**

**ПОРИСТЫЙ МЕТАЛЛ КАК ЭЛЕМЕНТ  
КОМПОЗИЦИОННОЙ ОТЛИВКИ**

**E-mail: tuma@bk.ru**

Состав сплава зависит от условий эксплуатации детали и необходимости решения специальных технологических задач. Разнообразие требований часто не может быть удовлетворено каким-либо одним материалом. Поэтому возникает необходимость производить детали из нескольких металлов, обладающих различными свойствами. Таким образом, композиция состоит из отдельных частей, сохраняющих индивидуальность, но, благодаря связи друг с другом, формирующей совместно новое качество, которого лишены отдельно взятые элементы. Композиции по своей природе гетерогенны [1], что позволяет получить сумму служебных свойств нового качества. Для формирования композиции решающими являются контактные процессы, осуществляющие связь между элементами. В большинстве случаев это диффузионные взаимодействия, определяемые дефектами кристаллической структуры. Для контактной зоны важны управляемость и однородность физико-химических процессов, протекающих при нестационарном тепловом режиме. Поэтому для качественной работы композиционной отливки необходимо создать условия формирования переходной зоны, отвечающие эксплуатационным воздействиям.

Аксиомой при разработке технологии получения отливок является отсутствие внутренних дефектов – раковин, пор, трещин и т.д., которые ухудшают механические и служебные свойства. Однако, в пористых металлах специально формируются пустоты и, в результате, получают материал с уникальным сочетанием различных, иногда противоположных, свойств: высокие удельная прочность, уровень энерго- и звукопоглощения; низкие плотность и гигроскопичность; хорошие теплоизоляционные способности, устойчивость к открытому пламени; широкий диапазон рабочих температур; способность к рециклингу. Пористый алюминий является наиболее перспективным материалом для решения конструкторских задач, перечисленных выше. Сравни-

тельная дороговизна этого материала компенсируется при использовании сразу нескольких его свойств: сочетание несущих способностей с низкой плотностью, изолирующими характеристиками, способностью поглощать большое количество механической энергии. Существует много различных способов получения пористого алюминия. Для литейщиков, связанных с плавкой алюминиевых сплавов и построением всего металлургического цикла, наиболее привычными способами получения пористого металла являются продувка расплава газом, а также ввод порофоров ( $\text{CaCO}_3$  или гидрид титана  $\text{TiH}_2$ ) в расплав.

Одним из основных направлений применения пористого алюминия является использование его в качестве структурного материала для легковесных конструкций. Это происходит за счет сочетания относительно высокой жесткости с низкой плотностью; при этом показатели сравнимы с цельными материалами той же массы. Такой подход делает вспененный алюминий пригодным для изготовления легких и высокопрочных силовых конструкций в автомобильной, аэрокосмической и строительной индустрии.

Для получения таких деталей из силумина отливают, например, тонкостенный кронштейн, содержащий внутренние полости, используя традиционную технологию литья в кокиль, разовую форму, либо литьем под давлением. После этого полости заполняются пеноалюминием с формированием композиционной отливки. В результате композиция состоит из литой внешней оболочки и легковесного внутреннего наполнителя. Эта композиция обладает высокими эксплуатационными характеристиками: повышенной по сравнению с поллой отливкой жесткостью и улучшенным демпфированием. При этом масса поллой отливки увеличивается незначительно. На рис. 1 приведены [2] результаты испытаний при трехточечном изгибе стойки кузова автомобиля для различных вариантов ее исполнения: при поллой стойке (кривая 3) максимальный прогиб  $\Delta L$  составляет 20 мм при нагрузке 28 кН; в стойке, заполненной пеноалюминием без диффузионной связи с основой (кривая 2), максимальный прогиб  $\Delta L$  составляет 60 мм при нагрузке 54 кН; в стойке, заполненной пеноалюминием при наличии диффузионной связи с основой (кривая 1), максимальный прогиб  $\Delta L$  составляет 50 мм при нагрузке 66 кН.

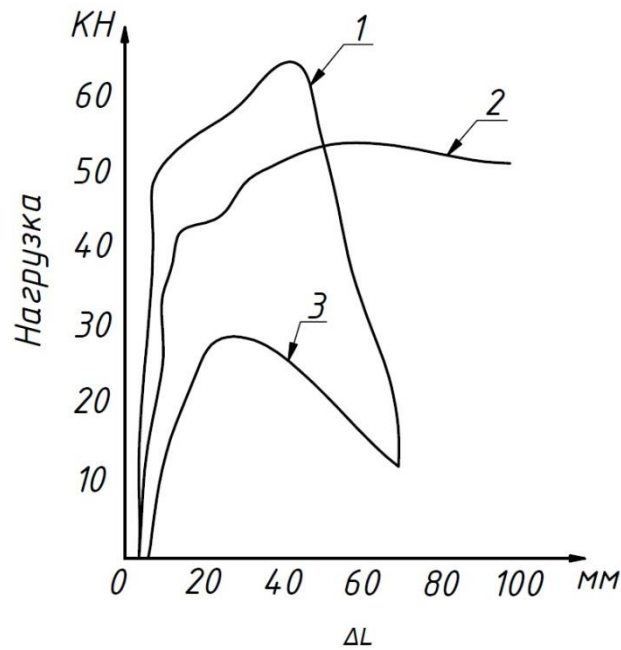


Рис. 1. Залежність прогибу стійки від конструкції і прикладеного зусилля

Із рис. 1 видно, що міцність стоек на вигин може бути збільшена в декілька разів, а поглинання енергії при бокових ударах і перевертаннях автомобіля помітно покращено. Товщина стоек при цьому може бути зменшена, що дуже важливо для передніх стоек, покращуючих огляд водітелю і пасивну безпеку.

Пористі метали є новим перспективним матеріалом; з наукової точки зору – це важливий об'єкт для аналізу фундаментальних закономірностей поведінки конденсованих серед под різною навантаженням.

#### Література:

1. Оболенцев Ф.Д. Фізико-хімія і технологія композиційного лиття / Ф.Д. Оболенцев // Одеса: ОПІ. – 1984. – 97 с.
2. Ершов М.Ю. Вспенений алюміній в автомобілебудуванні. / М.Ю. Ершов, І.А. Лепешкін // Автомобільна промисловість. – № 10 – 2010. – С. 36-39.