

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ, МОЛОДІ ТА СПОРТУ УКРАЇНИ**

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ «КПІ»**

**ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ**



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ**

**В МАШИНОБУДУВАННІ**

**МАТЕРІАЛИ**

IV Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2012

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ, МОЛОДІ ТА СПОРТУ УКРАЇНИ**

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ «КПІ»**

**ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ**



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ**

**В МАШИНОБУДУВАННІ**

**МАТЕРІАЛИ**

IV Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2012

УДК 621.

Рекомендовано до друку вченою радою ІФФ НТУУ «КПІ»

Протокол № 03/12 від 28.03.2012 р.

У збірнику представлено матеріали, які висвітлюють актуальні проблеми ливарного виробництва: розроблення прогресивних ресурсозаощадних технологій, одержання литих виробів із різних металів і сплавів у разових ливарних формах і спеціальними способами лиття, фізико-хімічні основи 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.

Нові матеріали і технології в машинобудуванні: матеріали науково-технічної конференції, 19...20 квітня 2012, м. Київ / загальна редакція В.Г. Могилатенко, Р.В. Лютий, І.М. Гурія. – Київ: НТУУ „КПІ”, 2012. – 135 с.

Відповідальність за інформацію у наданих матеріалах несуть автори.

Технічний редактор: М.М. Ямшинський

Комп'ютерна верстка: Р.С. Оніщук

УДК 621.

© НТУУ „КПІ”, ІФФ, 2012



## ЗМІСТ

<b>1. РОЗДІЛ ПЕРСПЕКТИВНІ МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ .....</b>	<b>10</b>
<i>Filipenka Y.V., Fredriksson H. (Royal Institute of Technology (KTH), Stockholm, Sweden)</i> <b>INVESTIGATION OF CONTINUOUSLY CAST DUCTILE IRON.....</b>	<b>10</b>
<i>Адаменко Л.А., Иванова Л.Х., Хитько А.Ю., Шапран Л.А. (НМетАУ, г. Днепропетровск)</i> <b>ВНАДИЙ В КРУПНЫХ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ.....</b>	<b>11</b>
<i>Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Крейденко Ф.С., Онищенко А.А.* (ИПМ НАНУ, г. Киев); (*Донецкий завод ферросплавов, г. Донецк) ВНЕПЕЧНАЯ ОБРАБОТКА ЖИДКОЙ СТАЛИ САС-СПЛАВАМИ.....</i>	<b>12</b>
<i>Берегова О.С. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВИВЧЕННЯ МАКРОСТРУКТУРИ МОДЕЛЬНИХ СУМІШЕЙ З НАПОВНЮВАЧЕМ.....</i>	<b>13</b>
<i>Верес І.А., Шейченко Ю.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ОПТИМІЗАЦІЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЖАРОСТІЙКИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ЗАЛЕЖНО ВІД УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ВИГОТОВЛЕНИХ ІЗ НИХ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ.....</i>	<b>15</b>
<i>Верещагин Д.А. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ЭКОЛОГИЯ И ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОТХОДОВ ПРИ ПРИМЕНЕНИИ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ .....</i>	<b>16</b>
<i>Мозилатенко В.Г., Ямшинський М.М., Бурлака Т.В., Власюк І.А. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ОБМАЗКИ ДЛЯ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ ВИЛИВКІВ У ФОРМІ.....</i>	<b>17</b>
<i>Гавалешко Н.С., Кочешков А.С., Демидов Д.С. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВИЗНАЧЕННЯ МІЦНОСТІ ПЕРЕХІДНОГО ШАРУ У БІМЕТАЛЕВОМУ ВИЛИВКУ.....</i>	<b>18</b>
<i>Гарячий М.О., Радченко К.С. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ТИТАНУ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОХРОМІСТОГО БІЛОГО ЧАВУНУ.....</i>	<b>19</b>
<i>Глазова М.А., Скідін І.Е. (ДВНЗ «КНУ», м. Кривий Ріг) ВНЕПІЧНЕ ОТРИМАННЯ БЕЗНІКЕЛЕВОЇ ЖАРОСТІЙКОЇ СТАЛІ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ АЛЮМОТЕРМІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ.....</i>	<b>20</b>
<i>Гресс А.В., Стороженко С.А., Стороженко Т.И. (ДГТУ, г. Днепродзержинск) МОДЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ГИДРОДИНАМИКИ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ МЕТАЛЛА В КОВШАХ МАЛОЙ ВМЕСТИМОСТИ.....</i>	<b>22</b>
<i>Грядовський І.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ЦИНКУ НА ГУСТИНУ ТА ПОРИСТІСТЬ ПІНОАЛЮМІНІЄВИХ ВИЛИВКІВ.....</i>	<b>23</b>
<i>Грядовський І.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ПОРИСТОГО АЛЮМІНІЮ.....</i>	<b>25</b>
<i>Гунько И.И., Порохня С.В., Чернышов М.Ю. (ДГМА, г. Краматорск) УЛЬТРАЗВУКОВАЯ РЕГЕНЕРАЦИЯ ОТРАБОТАННЫХ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ.....</i>	<b>26</b>
<i>Гурія І.М., Ковальчук О.Г. (НТУУ «КПІ», м. Київ) НІТІНОЛ.....</i>	<b>27</b>
<i>Гурія И.М., Лукьянец В.В. (НТУУ «КПІ», г. Киев) КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ.....</i>	<b>28</b>
<i>Гурія І.М., Михалевич Д.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИЕ И АДИАБАТНЫЕ ВСТАВКИ ДЛЯ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИИ ПРИБЫЛЕЙ ОТЛИВОК.....</i>	<b>29</b>
<i>Доценко Ю.В., Селиверстов В.Ю., Иванютина Н.Е. (НМетАУ, г. Днепропетровск) ПЕРСПЕКТИВА ПРИМЕНЕНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВА АК7ч.....</i>	<b>30</b>
<i>Дробязко В.М., Анісімова О.А., Смольська В.С. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПОКРАЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ТА МІЦНОСТІ ПІЩАНО-ГЛИНИСТИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ.....</i>	<b>32</b>
<i>Дробязко В.М., Савицька Н.Б. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВЛАСТИВОСТІ ПРОТИПРИГАРНИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....</i>	<b>33</b>

<b>Дунайчук В.В., Кіщенко О.М.</b> (ДВНЗ «КНУ», м. Кривий Ріг) СУЧАСНІ МЕТОДИ УПРАВЛІННЯ ЛИТОЮ СТРУКТУРОЮ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ З КОЛЬОРОВИХ СПЛАВІВ .....	<b>33</b>
<b>Ершов П.О.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ЖАРОСТОЙКОСТЬ ФЕРРИТНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	<b>35</b>
<b>Жижєкина Н.А., Гутько Ю.И.</b> (Восточноукраинский национальный университет имени В. Даля, г. Луганск) ФОРМИРОВАНИЕ МАССИВНЫХ ОТЛИВОК В УСЛОВИЯХ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ.....	<b>36</b>
<b>Зеленюк Ю.О., Шаломєєв В.А., Цивірко Е.І.</b> (ЗНТУ, м. Запоріжжєя) КОРОЗИЙНА СТІЙКІСТЬ ЛИТОГО МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МЛ5 З НЕОДИМОМ.....	<b>37</b>
<b>Ігнатєєва Я.В., Шейко О.І., Клименко В.А.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ КВАРЦОВИХ ПІСКІВ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ.....	<b>38</b>
<b>Калашникова А.Ю., Иванова Л.Х., Белый А.П.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) ЛЕГИРОВАНИЕ ВАЛКОВОГО ЧУГУНА НИОБИЕМ .....	<b>40</b>
<b>Карпенко Е.М., Васильєв А.В.</b> (ГТУ им. Ф. Скорины, г. Гомель) ОЦЕНКА ЧЕЛОВЕЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА ПРЕДПРИЯТИЙ МЕТАЛЛУРГИИ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ.....	<b>41</b>
<b>Кеуш Д.В., Лютий Р.В.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) СУМІШІ ДЛЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ З НОВИМИ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМИ КОМПОНЕНТАМИ, ЯКІ ЗМІЦНЮЮТЬСЯ ПРИ НАГРІВАННІ .....	<b>43</b>
<b>Клок О.В., Литвинєць Є.А., Чайковський О.А.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ МАГНІЮ НА СТУПІНЬ СФЕРОЇДИЗАЦІЇ ГРАФІТОВИХ ВКЛЮЧЕНЬ, ЇХ КІЛЬКІСТЬ ТА РОЗМІРИ .....	<b>45</b>
<b>Кравченко М.А.</b> (НТУУ «КПІ», г. Киев) ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ СТАБИЛИЗАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.....	<b>45</b>
<b>Кужель Д.Г., Бурлака Т.В., Ямишинський М.М.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ З ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ.....	<b>47</b>
<b>Лиман Г.М., Санькова Є.О.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПОВЕРХНЕВО-АКТИВНІ РЕЧОВИНИ ДЛЯ ФОРМУВАЛЬНИХ ТА СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ .....	<b>48</b>
<b>Лисенко Т.В., Шинський В.О.*, Евтіхїєв О.Л.</b> (ОНПУ, м. Одеса), (*«Феррома», м. Київ) АНАЛІЗ ТРАДИЦІЙНИХ МЕТОДІВ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, ТА МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЇХ РЕАЛІЗАЦІЇ.....	<b>49</b>
<b>Лоскутова Т.В., Левашов С.С., Чорний В.С., Лиховей Д.І.</b> (НТУУ«КПІ», м. Київ) ДИФУЗІЙНЕ ХРОМОТИТАНОАЛІТУВАННІ СТАЛІ У8А.....	<b>51</b>
<b>Лук'яненко І.В., Слепцова А.Д., Прокопчук М.А., Косячков В.О.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ КРЕМНІЮ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЧАВУНУ ПІД ЧАС ЕВТЕКТИЧНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ .	<b>52</b>
<b>Маймур Я.С., Иванова Л.Х., Колотило Е.В.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) ЭКОЛОГИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ ИЗ КОМПЛЕКСНОМОДИФИЦИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ .....	<b>54</b>
<b>Малинов В.Л., Чингарєв В.В.</b> (ПГТУ, г. Мариуполь) НОВЫЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ.....	<b>55</b>
<b>Малинов Л.С., Бакума А.О.</b> (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ .	<b>56</b>
<b>Малинов Л.С., Малышева И.Е.</b> (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ МАРГАНЦЕМ СТАЛИ ЗА СЧЕТ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА.....	<b>57</b>

<b>Малинов Л.С., Харлашкин В.А.</b> (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) <b>ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ И УДАРНО-АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ МАРГАНЦОВИСТЫХ СТАЛЕЙ ЗА СЧЕТ ЦЕМЕНТАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....</b>	<b>58</b>
<b>Малинов Л.С.</b> (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) <b>ИЗНОСОСТОЙКИЕ ЭКОНОМНО ЛЕГИРОВАННЫЕ МАРГАНЦЕМ СТАЛИ, САМОЗАКАЛИВАЮЩИЕСЯ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ.....</b>	<b>59</b>
<b>Малинов Л.С.</b> (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) <b>ЦЕМЕНТИРУЕМЫЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЕ МАРГАНЦЕВЫЕ СТАЛИ (ЦНИМС).....</b>	<b>61</b>
<b>Малинов Л.С.</b> (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) <b>ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ (ЭЛО) НА СТРУКТУРУ И АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИССЛЕДОВАННЫХ СТАЛЕЙ.....</b>	<b>62</b>
<b>Малинов Л.С.</b> (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) <b>ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПОСОБЫ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ.....</b>	<b>63</b>
<b>Малинов Л.С.</b> (ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь) <b>ИННОВАЦИОННОЕ НАУЧНО-ПРИКЛАДНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИИ.....</b>	<b>64</b>
<b>Мартынов Ю.П., Шатоха В.И., Соценко О.В.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) <b>ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ ИЗ ДОМЕННОГО ЧУГУНА.....</b>	<b>66</b>
<b>Мошковський Д.В., Верес І.А., Федоров Г.Є., Ямишинський М.М.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ СТАЛЕЙ ІЗ СПЕЦІАЛЬНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ НА ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ.....</b>	<b>67</b>
<b>Нейма О.В.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>КОНТАКТНА ВЗАЄМОДІЯ МЕТАЛ-ФОРМА ПРИ ЛИТТІ ЛОПАТОК ГТД.....</b>	<b>68</b>
<b>Онїщук Р.С.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>ПОРИСТІ СИСТЕМИ ДЛЯ ПОГЛИНАННЯ ЗВУКУ.....</b>	<b>69</b>
<b>Панасюк І.І., Афанасенко Ю.М., Сиропоринєв Л.М.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>РОЗРОБКА КОМБІНОВАНИХ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ.....</b>	<b>71</b>
<b>Парфентьев О.В., Федоров Г.Є., Платонов Є.О., Ямишинський М.М.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ХРОМОМАРГАНЦЕВОГО ЧАВУНУ ЗА РАХУНОК МІКРОЛЕГУВАННЯ ТА РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ.....</b>	<b>73</b>
<b>Писаренко В.М., Дуляницька Ю.Е.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>БОРУВАННЯ СТАЛЕЙ В ОБМАЗЦІ.....</b>	<b>74</b>
<b>Прокопчук М.А.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ТА ТРИВАЛОСТІ СПІНЕННЯ НА ЗБІЛЬШЕННЯ РОЗМІРІВ ГРАНУЛ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ.....</b>	<b>75</b>
<b>Радченко І.О.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗАСТОСУВАННЯ ПІНОМЕТАЛІВ.....</b>	<b>76</b>
<b>Радченко І.О.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>ВПЛИВ КІЛЬКОСТІ МАГНІЮ НА ГУСТИНУ ТА РІВНОМІРНІСТЬ РОЗПОДІЛЕННЯ ПОР ПО ВИСОТІ ПІНОАЛЮМІНІЄВОГО ВИЛИВКА.....</b>	<b>78</b>
<b>Радченко К.С., Писаренко В.М., Ямишинський М.М., Левін В.А.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ, МІКРОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОМ, БОРОМ І СУРМОЮ.....</b>	<b>79</b>
<b>Рудик А.М., Лютий Р.В.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) <b>ЗВ'ЯЗУВАЛЬНІ КОМПОНЕНТИ ДЛЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ НА ОСНОВІ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І СОЛЕЙ МЕТАЛІВ.....</b>	<b>80</b>
<b>Селиверстов В.Ю., Доценко Ю.В., Бура Ю.Н.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) <b>ВЛИЯНИЕ КЛАСТЕРНОЙ АДСОРБЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ПРИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ.....</b>	<b>82</b>
<b>Соценко О.В., Мартынов Ю.П., Посыпайко И.Ю., Самойленко А.Г.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) <b>СТРОЕНИЕ ГРАФИТНЫХ АГРЕГАТОВ В РАБОЧЕМ СЛОЕ КРУПНЫХ ВАЛКОВ ИЗ ЧШГ.....</b>	<b>83</b>
<b>Соценко О.В.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) <b>О НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ ФОРМИРОВАНИЯ ШАРОВИДНОГО ГРАФИТА В РАСПЛАВЕ.....</b>	<b>84</b>
<b>Соценко О.В., Белич А.В., Посыпайко И.Ю.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) <b>ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ДРОБЯЩИХ ПЛИТ ИЗ СТАЛИ 110Г13Л.....</b>	<b>85</b>

<b>Соценко О.В., Мартынов Ю.П.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) МОДИФИЦИРОВАНИЕ БОЛЬШИХ МАСС ЭЛЕКТРОПЕЧНОГО ЧУГУНА ДЛЯ ЛИТЬЯ ВАЛКОВ.....	<b>87</b>
<b>Соценко О.В.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) КОАГУЛЯЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАФИТА В ОТЛИВКАХ ИЗ ЧШГ.....	<b>88</b>
<b>Становский А.Л., Прокопович И.В., Желдубовский Д.А.</b> (ОНПУ, г. Одесса) ЭВОЛЮЦИОННЫЙ МЕТОД ОПТИМИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ.....	<b>89</b>
<b>Ступаченко М.В. Затуловський А.С.*</b> (НТУУ «КПІ», * ФТІМС НАН України, м. Київ) СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПЕРЕХІДНОГО ШАРУ БІМЕТАЛУ СТАЛЬ-ЛКМ ПРИ ПІЧНІЙ НАПЛАВЦІ ...	<b>90</b>
<b>Тошева О.Ю., Чайковський О.А.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА УТВОРЕННЯ ДЕФЕКТІВ ЮВЕЛІРНИХ ВИЛИВКІВ .....	<b>92</b>
<b>Трамана М.В.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ПОРИСТОГО АЛЮМІНІЮ .....	<b>93</b>
<b>Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л.</b> (ИПМ НАНУ, г. Киев) ВЛИЯНИЕ ТУГОПЛАВКИХ ИНОКУЛЯТОРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК.....	<b>94</b>
<b>Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л.</b> (ИПМ НАНУ, г. Киев) КРИТЕРИИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ВВОДА ДИСПЕРСНЫХ ТУГОПЛАВКИХ ИНОКУЛЯТОРОВ.....	<b>95</b>
<b>Федоров Н.Н., Сотников Д.Ю., Катрушенко В.А.</b> (ДГМА, г. Краматорск) ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НОВОЙ ПРОТИВОПРИГАРНОЙ ДОБАВКИ NAUVOC®.....	<b>97</b>
<b>Федорова Н.В.</b> (ДДМА, м. Краматорськ) СУЧАСНІ ПРОБЛЕМИ ВСТАНОВЛЕННЯ ЦІН НА ВИРОБИ ПІДПРИЄМСТВА В РИНКОВИХ УМОВАХ ГОСПОДАРЮВАННЯ .....	<b>98</b>
<b>Франчук Л.В., Лютый Р.В.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ОТРИМАННЯ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ДЛЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ НА ОСНОВІ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І ВОДОРОЗЧИННИХ СОЛЕЙ МЕТАЛІВ.....	<b>99</b>
<b>Харченко Л.С.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПРИМЕНЕНИЕ ЖАРОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ.....	<b>101</b>
<b>Чернега Д.Ф., Сороченко В.Ф., Кудь П.Д.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ БІМЕТАЛЕВИХ БАЛОНІВ ЗБЕРІГАННЯ ВОДНЮ .....	<b>101</b>
<b>Шаломеев А.В.</b> (НТУУ «КПІ», г. Киев) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА МЛ5 НА ЕГО АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.....	<b>103</b>
<b>Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Лукинов В.В.*, Великий В.И.*</b> (ЗНТУ, г. Запорожье, * ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье) ВЛИЯНИЕ КАЛЬЦИЯ И БАРИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЖАРОПРОЧНОСТЬ СПЛАВА МЛ5.....	<b>104</b>
<b>Шапиро А.Л.</b> (ООО «НТЦ промышленных технологий», г. Санкт-Петербург) СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА.....	<b>105</b>
<b>Шатоха В.И., Соценко О.В., Мартынов Ю.П.</b> (НМетАУ, г. Днепропетровск) ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЛИТЬЯ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ ИЗ ДОМЕННОГО ЧУГУНА .....	<b>106</b>
<b>Шевчук Т.В.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ДЕЯКІ МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ГЕРМЕТИЧНОСТІ ТА МІЦНОСТІ ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ ПІД ТИСКОМ .....	<b>107</b>
<b>Шинський І.О., Леонтьєва К.М.,* Майданчук О.Б.,*</b> (ФТІМС НАН України, *НТУУ «КПІ», м. Київ) ОСОБЛИВОСТІ ВАКУУМОВАНОЇ ФОРМИ З ПІНОПОЛІСТИРОЛОВОЮ МОДЕЛЛЮ ТА РОЗРОБЛЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ЛИВНИКОВИХ СИСТЕМ.....	<b>108</b>
<b>Шипицін С.Я., Басих В.А., Фігурна О.В.</b> (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ І ЗНОСОСТІЙКОСТІ СТАЛЕЙ ПАРИ РЕЙКА-КОЛЕСО МЕТОДОМ НІТРИДНОГО ЗМІЦНЕННЯ .....	<b>110</b>
<b>Шляпін І.В., Кірія Г.Ш., Іванова Л.Х.</b> (НМетАУ, м. Дніпропетровськ) КОРЕКЦІЯ СТРУКТУРИ ЧАВУННОГО ВИЛИВКА.....	<b>111</b>



<b>2. РОЗДІЛ МОДЕЛЮВАННЯ ТА АВТОМАТИЗАЦІЯ ВИРОБНИЦТВА.....</b>	<b>113</b>
<i>Антоневич Я.К. (НТУУ, «КПІ», м. Київ) ПРИНЦИПИ ПОБУДОВИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ АСУТП МАШИН ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ.....</i>	<b>113</b>
<i>Богушевский В.С., Сухенко В.Ю. (НТУУ «КПИ», г. Киев) ОПТИМАЛЬНЫЙ АЛГОРИТМ УПРАВЛЕНИЯ МНЛЗ.....</i>	<b>114</b>
<i>Богушевський В.С., Меженський О.М., Сирбу Ю.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) КОНТРОЛЬ ШВИДКОСТІ ПРЕСУВАННЯ В МАШИНАХ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ.....</i>	<b>115</b>
<i>Богушевський В.С., Астахов А.О., Забайрацький М.І. (НТУУ «КПІ», м. Київ) КОНТРОЛЬ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРЕС-ФОРМИ МАШИНИ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ.....</i>	<b>117</b>
<i>Богушевський В.С., Сماشнюк Ю.О., Шматко О.В., Заболотна І.О. (НТУУ «КПІ», м. Київ) ПРОГНОЗУВАННЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМУ ВАННИ ПЛАВИЛЬНОЇ ПЕЧІ.....</i>	<b>118</b>
<i>Гресс А.В., Леончук Ю.В., Горякин С.И. (ДГТУ, г. Днепродзержинск) ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕПЛОМАССОБМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ В КРИСТАЛЛИЗАТОРАХ СОРТОВЫХ МНЛЗ.....</i>	<b>120</b>
<i>Гресс А.В., Стороженко С.А., Леончук Л.В., Пасс И.Г. (ДГТУ, г. Днепродзержинск) ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ГИДРОДИНАМИКИ МЕТАЛЛА В ЛИТЕЙНЫХ КОВШАХ.....</i>	<b>121</b>
<i>Гунько И.И., Порожня С.В., Дудченко А.И. (ДГМА, г. Краматорск) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОПАТКИ ЛОПАСТНОГО СМЕСИТЕЛЯ.....</i>	<b>122</b>
<i>Карпенко В.М., Щербин А.А. (ГТУ им. Ф.Скорины, г. Гомель) АНАЛИЗ КОНСТРУКЦИЙ УСТРОЙСТВ ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО КОНТРОЛЯ ЗА ПРОЦЕССОМ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ФОРМОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ.....</i>	<b>123</b>
<i>Козачук Є.В., Гурія І.М. (НТУУ «КПІ», м. Київ) МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЛЕГУВАННЯ СПЛАВІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ПІНОАЛЮМІНІУ.....</i>	<b>125</b>
<i>Панарін В.Є., Свасильний М.Є., Хомінич А.І., Писаренко В.М.* Дем'янов В.Р.* (ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України, м. Київ, * НТУУ «КПІ», м. Київ) КІЛЬКІСНИЙ АНАЛІЗ ЗОБРАЖЕНЬ НІКЕЛЕВИХ КАТАЛІТИЧНИХ ЦЕНТРІВ ДЛЯ ВИРОЩУВАННЯ ВУГЛЕЦЕВИХ НАНОТРУБОК МЕТОДОМ CVD.....</i>	<b>127</b>
<i>Прокопович И.В., Коряченко А.А., Духанина М.А. (ОНПУ, г. Одесса) ИНТЕГРАЛЬНЫЕ ДАТЧИКИ ТЕМПЕРАТУРЫ В ПЕСЧАНОЙ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ.....</i>	<b>128</b>
<i>Самарай В.П. (МІІ, КиМУ, м. Київ) СИСТЕМНИЙ АНАЛІЗ У ВИРОБНИЦТВІ І В ОСВІТІ.....</i>	<b>129</b>
<i>Худенко Н.П., Лысенко Т.В., Замятин Н.И., Солоненко Л.И. (ОНАПТ, г. Одесса) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА АНАЛИЗА ИЕРАРХИЙ ДЛЯ ВЫБОРА ОПТИМАЛЬНОГО СОСТАВА ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ПОКРЫТИЙ ЗАМОРОЖЕННЫХ ФОРМ.....</i>	<b>132</b>
<b>3. РОЗДІЛ РОБОТИ СЛУХАЧІВ МАН.....</b>	<b>133</b>
<i>Завертайло М. В. (11 клас, спеціалізована школа № 317 Святошинського району, м. Київ), ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ.....</i>	<b>133</b>
<i>Хасан О.С., Русских Ю.О.* (НТУУ «КПІ», * учень 10 класу гімназії №30, м. Київ) ВИКОРИСТАННЯ ЗАЛІЗО-АЛЮМІНІСВОГО ТЕРМІТУ ДЛЯ РОЗПЛАВЛЕННЯ ТУГОПЛАВКИХ ФЕРОСПЛАВІВ.....</i>	<b>135</b>

## **ПРИВІТАННЯ УЧАСНИКІВ КОНФЕРЕНЦІЇ ВІД ОРГКОМІТЕТУ**

Кафедра ливарного виробництва чорних і кольорових металів – одна із найстаріших кафедр університету.

Взагалі підготовка спеціалістів-ливарників в НТУУ «КПІ» почалась у 1910 році в рамках дипломного проектування, коли була заснована кафедра загальної технології металів під керівництвом професора М.А. Воропаєва. Викладачі цієї кафедри читали дві учбові дисципліни – ливарну справу і металографію, причому ці дисципліни з 1912 р. були обов'язковими для всіх факультетів. В 1925 році кафедрі «Загальної технології металів» розділено на дві кафедри – «Ливарної справи» та «Металографії і термічної обробки металів».

Кафедрою ливарної справи завідували такі видатні науковці і педагоги як проф. Калиненко К.С., проф. Бабич Є.П., проф. Ващенко К.І., проф. Дорошенко С.П., проф. Сьомик А.П., проф. Макаревич О.П., кожен з яких зробив неоціненний внесок у розвиток наукових досліджень та якість освіти.

За роки діяльності кафедри, а це більше 80 випусків, підготовлено майже 3000 інженерів-ливарників, більше 130 кандидатів та 11 докторів технічних наук, з них 12 кандидатів наук для країн далекого зарубіжжя.

Серед випускників кафедри – керівники, головні інженери, головні металурги, начальники ливарних цехів багатьох підприємств, багато провідних спеціалістів та керівників інститутів Національної Академії Наук України, викладачі вузів.

Зараз кафедра готує бакалаврів з ливарного виробництва, інженерів-металургів та магістрів за спеціальністю «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів». Також у нас налагоджено підготовку студентів за спеціалізаціями: «Художнє та ювелірне литво» під загальним керівництвом доц. Кочешкова А.С., «Технологія виготовлення литих стоматологічних та ортопедичних протезів» під загальним керівництвом доц. Гурія І.М., та з 2011 року – «Комп'ютеризація технологічних процесів ливарного виробництва» під керівництвом доц. Чайковського О.А..

Кафедра має філії у Фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАН України, АТ «КАМЕТ». Багато років кафедра підтримує творчі зв'язки з усіма кафедрами ливарного виробництва України, а також із відомими закордонними вищими навчальними закладами, підприємствами та науковими установами близького та далекого зарубіжжя.

Щорічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» проводиться вже вчетверте і збирає все більшу аудиторію. В перший рік склад учасників конференції обмежувався лише студентами НТУУ, але в подальшому вона набула статусу Міжнародної, оскільки участь у ній беруть фахівці із багатьох університетів, науково-дослідницьких інститутів, фірм із декількох країн світу. Також до представлення і обговорення доповідей підключилися виробничники, таким чином намітилися шляхи повернення втраченого зв'язку науки і виробництва.

Особливо слід відмітити можливість якісного висвітлення результатів студентських досліджень, в першу чергу це актуально для підготовки магістрів. Завдяки проведенню конференцій і відповідно апробації результатів досліджень за останні декілька років значно зріс рівень атестаційних робіт студентів, про що свідчать незмінно високі результати їх виступу на всеукраїнських конкурсах та студентських Олімпіадах.

Кафедра продовжує проводити започатковані науковими школами К.І. Ващенка і С.П. Дорошенка актуальні дослідження, які стосуються різних галузей ливарного виробництва.

Під керівництвом доц. Г.Є.Федорова і с.н.с. Є.О.Платонова продовжується розроблення і впровадження у виробництво нових жаростійких і жароміцних безнікелевих сталей, робоча температура яких на сьогодні вже досягає 1300°C. Роботи в даній галузі отримали свого часу дві нагороди на ВДНГ СРСР. Сьогодні в науковій групі активно працюють аспіранти і студенти, у 2010 році робота за даною тематикою відмічена II премією на Всеукраїнському конкурсі.

Дослідження процесів і обґрунтування теоретичної бази структуроутворення графіту в чавуні продовжується під орудою доц. Косячкова В.О. і доц. Чайковського О.А. Завдяки новітнім технологіям комп'ютерного моделювання і оброблення даних, а також растровій електронній мікроскопії вдалося вирішити ряд складних питань. Атестаційна магістерська робота, виконана у цій галузі, нагороджена у 2011 році незалежною комісією Всеукраїнського конкурсу дипломом III ступеню

Традиційними для кафедри є роботи із дослідження властивостей і розроблення нових формувальних і стрижневих сумішей з неорганічними зв'язувальними компонентами. Науковими роботами керують доц. Сиропоршнєв Л.М., доц. Кочешков А.С., доц. Лютий Р.В. Студентська робота за даною тематикою у 2012 році отримала III премію на Всеукраїнському конкурсі., а атестаційна робота магістра 2009 року випуску одержала перемогу.

Технологічні властивості формувальних сумішей та протипригарних покриттів удосконалюють доц. Дробязко В.М., доц. Шейко О.І., Клименко В.А. Новітні методи планування експериментів та представлення результатів дозволили значно прискорити дослідження і підвищити якість атестаційних робіт.

На кафедрі займаються розробленням нових зносостійких чавунів, а також процесів поверхневого легування чавунних та сталевих виливків. Очолює напрямок доц. Ямшинський М.М., студентська робота під керівництвом якого нагороджена 2011 року II премією на Всеукраїнському конкурсі.

Новим питанням для ливарного виробництва є технологічні особливості отримання виливків із пористих матеріалів, в першу чергу із піноалюмінію або з його піносплавів. Під керівництвом проф. В.Г. Могилатенко і доц. І.М. Гурія над вирішенням даних проблем активно працює найбільш чисельна група студентів, магістрів і аспірантів. Результати їх праці неодноразово отримували схвальні відгуки на міжнародних науково-технічних конференціях. Асоціація ливарників України нагородила у 2010 році роботу II премією.

За останній рік частка науково-дослідницьких робіт, виконаних студентами, у порівнянні із проектами уперше перевищила 50%, що є результатом системної, комплексної і організованої роботи колективу кафедри у дослідницькому напрямку.

Ще раз наголошуємо, що політика оргкомітету щодо розміщення тез конференцій залишатиметься незмінною: обмеження по кількості авторів та по кількості публікацій одного автора відсутні, тобто шановні студенти і науковці мають змогу представити увесь обсяг необхідного матеріалу.

Організатори конференції щиро вдячні усім, хто надіслав статті та прийняв участь у нашій конференції. Бажаємо Вам нових творчих успіхів і міцного здоров'я!

**Голова Оргкомітету**

зав. кафедри ливарного виробництва НТУУ «КПІ»  
д.т.н. професор, академік АН ВШ України  
**В.Г. Могилатенко**

## 1. РОЗДІЛ ПЕРСПЕКТИВНІ МАТЕРІАЛИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ

Filipenka Y.V., Fredriksson H.

*(Royal Institute of Technology (KTH), Stockholm, Sweden)*

### INVESTIGATION OF CONTINUOUSLY CAST DUCTILE IRON

**1. Introduction.** Research work is devoted investigation of nodular cast iron billets produced by horizontal continuous casting. At present continuous casting methods have the significant development, but they still have limited use. It leads to the search possibilities significantly expand the use of continuous casting methods in foundries. Nodular cast iron produced by continuous casting is in outstanding position by its properties: high strength, good fatigue and wear resistance.

**2. Experimental procedure.** Cast iron was melted in the standard line frequency induction furnace. The iron charge contained steel scrap, cast iron returns, ferrosilicon, scrap copper. The average chemical composition of cast irons aimed at 3,0...3,8 % C, 1,9...2,8 % Si, 0,5...0,9 % Mn, 0,20 % Cr. The industrial horizontal continuous casting machine was used. After melting cast iron was transferred to a preheated ladle and then treated for cleanness. Then it was poured at 1420°C into transfer ladle. During pouring magnesium treatment and inoculation were performed. The treatment of the liquid was carried out with the addition of: 1) 2...3% FeSiMg for nodularisation; 2) 0,2...0,25% FeSi45 for inoculation. After treatment melt was poured in tundish of capacity the 1,7 tons and casting process started. The latent heat of solidification was determined by means of differential scanning calorimetry (DSC). A microstructure analysis was made by optical microscopy. The microstructure of the specimens was studied before and after etching. The nodule count per unit area was determined by counting the number of graphite nodules in micrographs. The graphite fraction was determined using image analysis software Leica QWin. Average radius of graphite nodules was determined by measuring.

**3. Results.** The microstructure of samples consists of pearlite, carbide plates and graphite nodules embedded in a ferrite matrix. It was observed that phases in all samples are the same but the amount and sizes are different. The amount of cementite and pearlite was smaller in the interior zone than in the surface zone. The size of graphite nodules in the surface zone was smaller than in the interior. But number of graphite nodules was larger on the top side. From microstructure analyze it was also observed that the shape of graphite changed from nodular to compacted and then to flake graphite.

**4. Discussion.** One of the major defects of ductile iron that was observed in continuous casting billet was white structure. It is related with the specific conditions of solidification and cooling. The presence of carbides in the microstructure has an unfavorable effect on the mechanical properties. For this reason it is important to avoid formation of this structure. There are three possible approaches that may be used to improve the as-cast structure of ductile iron billets: controlling the solidification rate, improving inoculation, controlling Mg content and the adding of appropriate alloying elements. The effectiveness of such approaches is not clear at present and is the subject of future research. Also it was founded changing of graphite morphology at different layers of the billet. Thus, it is the fading of the nodulariser, which is associated with reduce of Mg content. The decrease of Mg is related to the holding time in the tundish and must be minimized in order to keep fading losses under control.

**5. Conclusions.** The horizontal continuous casting of ductile iron was investigated. The following conclusions can be drawn from the study: 1) improved inoculation

treatment by adding a greater amount of inoculants, such as Si, during the casting process would promote graphite formation and reduce the carbide content; 2) adding alloying elements that have a graphitization effect, such as Si or Ni, and increasing the CE value could reduce the possibility of carbide formation; 3) nodulizers containing the rare earth elements such as Ce and Sr should be employed instead of the conventional magnesium to prevent the fading effect and improve the nodularity of graphite in the as-cast structure.

**Acknowledgements.** The authors wish to thank Swedish Institute, especially Markus Boman for providing financial support. Also the authors wish to thank Belarusian foundry plant «Tsentrolit» for the provision of samples and inoculants. F.Y. thanks to Professor HasseFredriksson for his supervision.

**Адаменко Л.А., Иванова Л.Х., Хитько А.Ю., Шапран Л.А.**  
*(НМетАУ, г. Днепрпетровск)*  
**ВАНАДИЙ В КРУПНЫХ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВКАХ**

Сталь марки 110Г13Л ГОСТ 977-88 – это самый распространенный сплав для изготовления сменного горнодобывающего оборудования. Широкое применение стали обуславливается высоким уровнем эксплуатационных и механических свойств, а также уникальной способностью к повышению прочности в процессе воздействия механических нагрузок.

Известно, что механические свойства стали 110Г13Л в отливках значительно ниже регламентируемых нормативным документом. И здесь нет противоречия, так как условия кристаллизации реальных отливок существенно отличаются от кристаллизации пробных брусков, на которых определяли свойства для внесения в нормативный документ. Важно другое – существенное загрязнение стали неметаллическими включениями, ее крупнозернистое строение и довольно низкая абразивная износостойкость.

Анализ эксплуатации крупных отливок из стали 110Г13Л, таких как брони конусных дробилок, показывает, что главной причиной износа является истирание в результате недостаточной стойкости их поверхности при действии абразивного материала.

*Целью* работы было определение влияния легирования ванадием стали для литья броней конусных дробилок с целью увеличения их износостойкости.

Ванадий является сильным карбидообразующим и нитридообразующим элементом в высокомарганцевой стали. Он способен образовывать тугоплавкие и твердые частицы нитридов и карбидов, регулирующие процессы кристаллизации и упрочняющие аустенитную матрицу стали.

Исследование опытных плавок стали 110Г13Л с ванадием в количестве 0,2...0,3% показали, что его присадки изменяют природу и характер распределения неметаллических включений в стали. Появились нитриды и карбонитриды ванадия. Эти включения, по-видимому, являются дополнительными центрами кристаллизации, измельчая на 1...2 балла зерна аустенита.

В малом количестве (до 0,4%) присадки ванадия малоэффективны для повышения прочности исследуемой стали, так как предел текучести не возрастает при этом и составляет 390...400 МПа, а пластичность заметно снижается. Однако

даже такое небольшое количество введенного ванадия сильно влияет на ударную вязкость марганцовистой стали.

Микротвердость аустенита стали с ванадием непрерывно возрастает по мере повышения концентрации ванадия за счет повышения легированности аустенита, однако по ее однородности более гомогенной является сталь с содержанием ванадия 0,35%. Величина микротвердости по ее максимальному распределению у стали с 0,35% ванадия составляет 310 единиц, в то время как у стали стандартного состава – 270.

Исследования влияния ванадия на износостойкость стали 110Г13Л в условиях сильной ударной нагрузки показало, что ванадий обеспечивает повышение износостойкости стали, если его содержание в металле не превышало 0,4%. Наилучшие характеристики были у стали с содержанием ванадия 0,35%, при этом ее износостойкость повышалась на 23%.

Повышение концентрации ванадия оказалось менее эффективным, а при содержании ванадия в стали более 0,6% ее износостойкость в условиях ударно-абразивного нагружения была ниже, чем у обычной нелегированной стали. Это объясняется тем, что повышение присадки ванадия способствует образованию по границам зерен аустенита пленочных включений ванадиевой шпинели, которая легко выкрашивается абразивом.

Исследование макроструктуры материала опытных отливок показало, что легирование ванадием приводило к резкому измельчению структуры стали.

**Вывод.** Для крупных стальных отливок типа брони конусных дробилок с целью увеличения срока их службы, при плавке стали рекомендуется применять легирование ванадием в количестве 0,35%, что позволяет увеличить износостойкость стали в среднем на 23%.

**Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Крейденко Ф.С., Онищенко А.А.\***  
*(ИПМ НАНУ, г. Киев); (\*Донецкий завод ферросплавов, г. Донецк)*  
**ВНЕПЕЧНАЯ ОБРАБОТКА ЖИДКОЙ СТАЛИ САС-СПЛАВАМИ**

Актуальность разработки синтетических алюмосодержащих комплексных сплавов (САС-сплавов) вызвана дефицитом алюминия и его сплавов промышленного производства на Украине. Разработка этих сплавов дала возможность получить эффективнодействующие недорогие синтетические алюминиевые сплавы, их применение взамен чушкового вторичного алюминия марки АВ-87 позволит повысить эффективность внепечной обработки жидкой стали, улучшить экологию за счет утилизации алюминийсодержащих отходов и использования вторичного шлако-металло-минерального сырья, исключить тяжелый ручной труд по присадке чушкового алюминия в ковш.

Эффективность синтетических сплавов для раскисления стали зависит от их физико-химических и механических свойств в твердом и жидком состояниях. Разработка сплавов проводилась на базе разработанной теории строения металлургических фаз по модели гармонических структур вещества (теория МГС-фаз) и анализа структурно-химического состояния (СХС-анализ) исходных компонентов и промежуточных фаз полигональных диаграмм состояния (ПДС). С помощью бинарных и тройных ПДС систем железа, алюминия и других твердых и жидких исходных компонентов во всем интервале концентраций был проведен структурно-

химический анализ образующихся в ней фаз, позволяющий оценить термическую стабильность и химическую активность фаз сплава и, следовательно, технологическую эффективность их применения для раскисления стали. Были определены оптимальные составы, соответствующие стехиометрическим составам интерметаллидов с конгруэнтной точкой плавления, с максимальной термической и структурной стабильностью в жидком и твердом состояниях. Эти сплавы имеют плотность, близкую к плотности жидкого металла, и большую, чем плотность печного или ковшевого шлаков. Это препятствует вторичному окисления алюминия за счет атмосферного кислорода, которое происходит при использовании чушкового алюминия из-за его плавления на поверхности покровного шлака, обусловленной прежде всего малой его плотностью ( $\approx 2,7 \text{ г/см}^3$ ) по сравнению с жидкой сталью. Кроме того, по результатам анализа структурно-химического состояния промежуточных фаз на тройных полигональных диаграммах систем  $\text{FeO-SiO}_2\text{-CaO}$  и  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  был исследован механизм формирования плавильных и ковшевых шлаков и даны рекомендации для оптимизации их свойств и составов.

Для оптимизации технологических процессов получения и применения предложенных составов САС-сплавов из вторичного сырья на Днепропетровском металлургическом комбинате (ДМКД) была проведена серия опытно-промышленных плавов с обработкой полуспокойных и спокойных марок стали САС-сплавами с целью оценки эффективности их применения взамен чушкового алюминия.

Результаты проведенных плавов показали повышение степени усвоения алюминия на 30...60 % при заданном коэффициенте замены  $(1,2...1,5)/1$  на всех марках стали при стабильной окисленности металла с ожидаемым экономическим эффектом до 2,0 грн/т. На основании полученных результатов разработаны согласованные с техуправлением ДМКД технологические рекомендации по широкому использованию САС-сплавов взамен чушкового алюминия и оптимизации состава плавильного шлака за счет пониженной основности ( $\leq 2,0$ ) и с присадками доломита (магнезии) 10...15 % , а ковшевого шлака – за счет увеличения содержания глинозема до 15...20 % и присадками синтетических флюсов.

**Берегова О.С.**

*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **ВИВЧЕННЯ МАКРОСТРУКТУРИ МОДЕЛЬНИХ СУМІШЕЙ З НАПОВНЮВАЧЕМ**

Для підвищення стабільності розмірів та міцності модельної суміші в її склад вводять наповнювач (газоподібний, рідкий чи твердий). Наряду з очевидними перевагами, наявність наповнювача значно ускладнює весь виробничий цикл.

Найбільш перспективними для виготовлення складних високоточних виливків вважаються модельні композиції на основі легкоплавких парафіноподібних продуктів нафтопереробки з додаванням у якості наповнювача складних низькотемпературних полімерів. Вони мають високі фізико-механічні характеристики, дають можливість отримати складні точні моделі (рис. 1).

Модельна суміш «ВЕЛЕН» на основі парафіну і церезину з волокнистим наповнювачем (етилцелюлоза) має високі технологічні показники і також може використовуватись для виготовлення складних і точних деталей (рис. 2).

Як бачимо з обох малюнків, спостерігається значна кількість незаповнених матеріалом основи пустот. Тобто можемо казати, що наряду з наповнювачем у вигляді етилцелюлози чи низькотемпературних полімерів присутній наповнювач у вигляді бульбашок повітря, кількість якого є неконтрольованою.

Для подальших досліджень було вирішено взяти за основу модельну суміш «ВЕЛЕН» на основі парафіну і церезину без використання етилцелюлози у якості наповнювача.

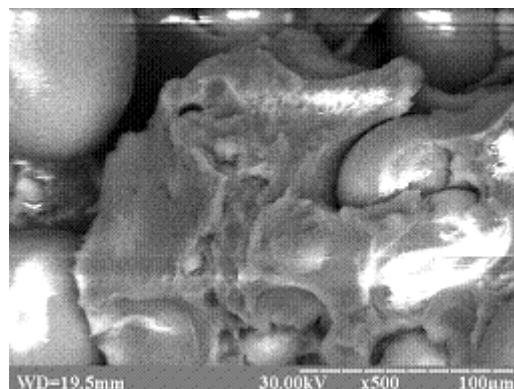
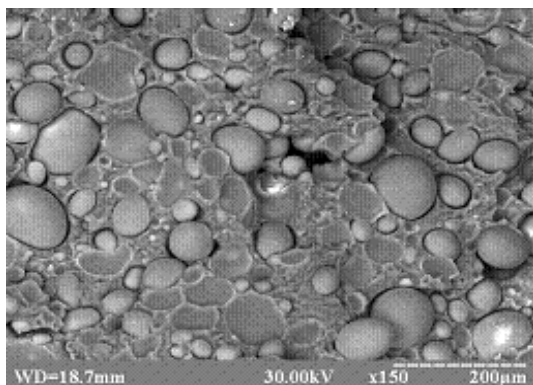


Рис. 1 – Структура модельних композицій з наповнювачем

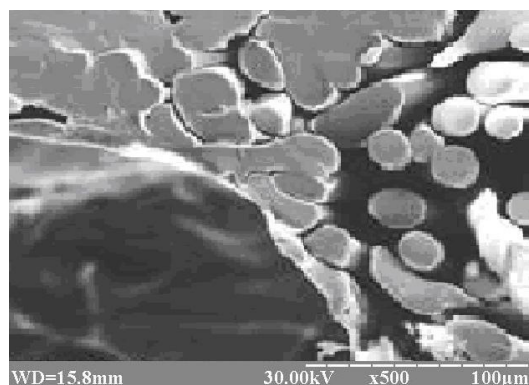
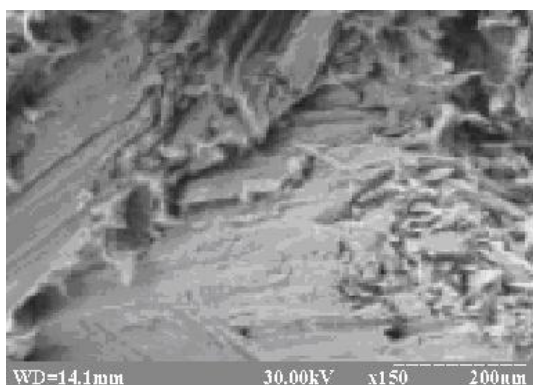


Рис. 2 – Структура модельної суміші «ВЕЛЕН» з волокнистим наповнювачем

Єдиний наповнювач, використання якого не вимагає кардинальної зміни виробничого циклу – це повітря. Його кількість може коливатись в межах 10...20%, а в деяких випадках досягає і 40%.

Аналіз останніх досліджень показав, що процес замішування повітря і вплив його кількості на фізико-механічні властивості модельних сумішей розглядався і раніше.

Підвищення кількості повітря для більшості модельних складів призводить, з однієї сторони, до зменшення усадкових процесів, але з іншої – до значного падіння інших фізико-технологічних показників, зокрема міцності при згині та теплотривкості.

Експериментальним шляхом було встановлено, що для модельних сумішей марки «ВЕЛЕН» використання повітря в якості наповнювача не лише сприяє зменшенню усадкових процесів, але і впливає на підвищення міцності та теплотривкості при його певному процентному вмісті.

Модельна суміш «Велен-дослідна» та запропоновані технологічні вирішення покращення її властивостей знайшли широке застосування на вітчизняному підприємстві «ЗОРЯ-Машпроект» та можуть бути реалізовані на існуючому обладнанні без додаткових фінансових вливань.



**Верес І.А., Шейченко Ю.І.**  
*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

## **ОПТИМІЗАЦІЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЖАРОСТІЙКИХ ХРОМОАЛЮМІНІЄВИХ СТАЛЕЙ ЗАЛЕЖНО ВІД УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ВИГОТОВЛЕНИХ ІЗ НИХ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ**

Жаростійка сталь – це різновид сталі, яка відзначається жаростійкістю. Характеризується стійкістю проти інтенсивного окислення на повітрі або в інших газових середовищах при температурі понад 1000°C, що зумовлено наявністю на її поверхні щільної і тонкої плівки оксидів (переважно хрому, кремнію й алюмінію) легувальних елементів. Механічні властивості жаростійких сталей поліпшують термообробкою.

Головною експлуатаційною характеристикою жаростійких сплавів є їх опір різним видам корозії і, в першу чергу, високотемпературній газовій корозії.

У роботі були поставлені такі завдання:

1. На підставі теоретичних основ легування, мікролегування і модифікування сплавів на основі заліза дослідити вплив титану і вуглецю на ливарні і механічні властивості та структуру хромоалюмінієвих сталей.

2. Визначити співвідношення титану і вуглецю в хромоалюмінієвих ливарних сталях залежно від умов експлуатації литих деталей, їх розмірів та геометрії.

3. Вивчити вплив титану і вуглецю на окалиностійкість хромоалюмінієвих сталей в різних агресивних середовищах.

Отже, виконавши дослідження, встановлено, що при збільшенні вмісту Ti від 0% до 0,6% структура подрібнюється.

Підвищення концентрації алюмінію в сталях до 2,8% трохи знижує рідкотекучість, порівняно з вмістом алюмінію 1,0...1,5%.

Зниження рідкотекучості сталей після додавання алюмінію до 3% пояснюється утворенням значної кількості плівок оксидів і нітридів, які істотно підвищують в'язкість розплаву.

Підвищення вмісту алюмінію понад 2% збільшує лінійну усадку сталей внаслідок спотворення кристалевих ґраток фериту в результаті подальшого легування металу алюмінієм і різницею коефіцієнтів термічного стискання, оскільки збільшується розчинність алюмінію у фериті (може досягати 30%).

Таким чином, для зменшення лінійної усадки хромистих сталей вміст у них алюмінію не повинен перевищувати 2%.

Підвищення вмісту хрому й алюмінію в досліджених сталях супроводжується зниженням їхньої щільності, оскільки і хром і алюміній мають меншу в порівнянні із залізом щільність.

Після збільшення концентрації хрому сталі змінюють структуру: так після додавання більше 25% хрому сталі стають повністю феритними, при цьому спостерігається зростання зерен від 87 до 120 мкм внаслідок зниження теплопровідності металу під час кристалізації.

Додавання титану до 0,4% трохи підвищує практичну рідкотекучість досліджених сталей. Така дія титану очевидно обумовлена його високою розкиснювальною здатністю і зниженням температури початку кристалізації сталей.

Подальше підвищення вмісту титану сприяє зниженню рідкотекучості сталей внаслідок утворення великої кількості плівок оксидів титану й інших неметалевих включень, які підвищують в'язкість сталі.

Додавання невеликої кількості титану в хромоалюмінієві сталі трохи збільшує лінійну усадку.

Вміст у сталях понад 0,2% титану зменшує схильність до утворення гарячих тріщин, що пов'язано із збільшенням характеристик міцності в період можливого утворення гарячих тріщин внаслідок додаткового мікролегування хромоалюмінієвого фериту титаном.

Тому, дослідивши вплив вуглецю і титану на технологічні властивості жаростійкої хромоалюмінієвої сталі можемо рекомендувати покращений варіант ливарного матеріалу для виробництва виливків, які працюють в умовах високих температур і агресивних середовищ – хромоалюмінієву сталь, леговану титаном, такого складу, %: C = 0,30...0,40; Cr = 28...32; Al = 1,2...2,0; Ti = 0,25...0,60; Si < 1,0; Mn < 0,8; P < 0,025; S < 0,025.

**Верещагин Д.А.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### **ЭКОЛОГИЯ И ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОТХОДОВ ПРИ ПРИМЕНЕНИИ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ**

Технологический процесс изготовления литья по газифицируемым моделям (ЛГМ) является одним из самых современных технологий получения точных заготовок в широком диапазоне развеса литья, сплавов, габаритных размеров и конфигурации отливок.

Суть технологии сводится к получению отливок путем замещения жидким металлом заформованной в песок-наполнитель разовой пенополистироловой модели, газифицируемой в процессе заливки (рис.1).

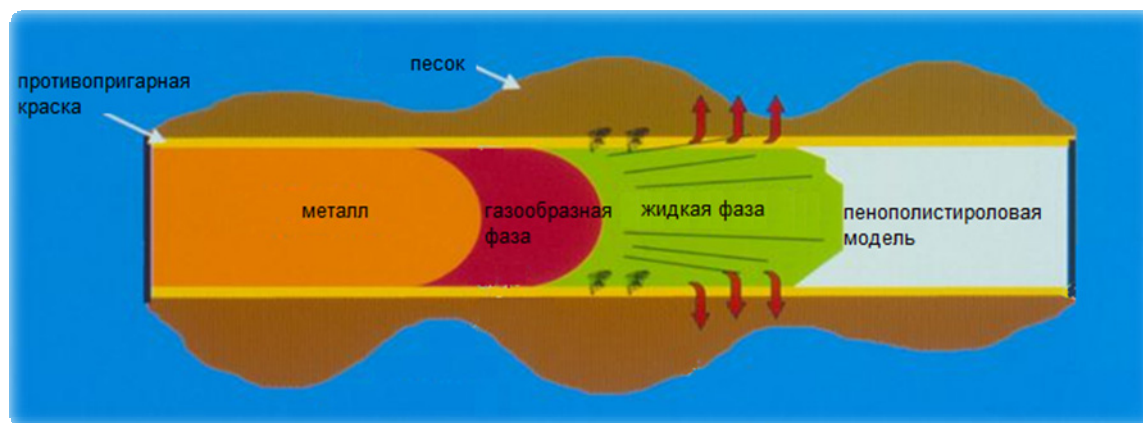


Рис. 1 – Технологический процесс ЛГМ

Преимущества вспениваемого полистирола в энергетическом плане и в отношении воздействия на окружающую среду в течение его жизненного цикла зафиксированы на различных стадиях в секторе строительства и упаковки.

Вспениваемый полистирол не классифицируется как ODS – озоноразрушающая субстанция. Кроме того, озоноразрушающие субстанции, такие как CFC's, HFC's и HCFC's не используются в его производстве.

Вспенивающий агент, используемый во вспениваемом полистироле INEOS NOVA, пентан, имеет озоноразрушающий потенциал равный нулю (ODP). Оценка

рисков ЕС в отношении пентана (2003) включает в себя требование дополнительного мониторинга окружающего воздуха Государствами-членами до момента получения каких-либо выводов в отношении потенциала пентана – в совокупности с другими не метановыми углеводородами – его следует рассматривать как продукт – предшественник озона. По существу, в данный момент применение пентана не подлежит жесткому законодательному ограничению в Европе.

Отходы вспениваемого полистирола, там, где они более не могут быть повторно использованы в процессе производства пены, могут быть безопасно использованы повторно для других целей или утилизированы путем сжигания, если есть соответствующие условия. Устранение отходов посредством захоронения должно рассматриваться как последнее средство утилизации, так как этот метод не позволяет использовать энергетический потенциал, имеющийся в отходах этого продукта.

**Могилатенко В.Г., Ямшинський М.М., Бурлака Т.В., Власюк І.А.  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

### **ДОСЛІДЖЕННЯ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ОБМАЗКИ ДЛЯ ПОВЕРХНЕВОГО ЛЕГУВАННЯ ВИЛИВКІВ У ФОРМІ**

Питанням поверхневого легування в ливарній формі дослідники та практики останнім часом приділяють все більшу увагу в зв'язку з перспективою отримання виливків для особливо напружених умов експлуатації: гідроабразивного зносу, кавітації, корозії і т. д.

Поверхнєве легування виливків можна віднести до одного з найбільш економічно вигідних і перспективних способів поверхневого зміцнення деталі. Проте через недостатньо повну технологічну і теоретичну розробку способу поверхневого легування його використання вельми обмежено. Тому роботи, направлені на вдосконалення цього технологічного процесу вкрай необхідні та своєчасні.

При визначенні оптимального зв'язувального компонента обмазки для поверхневого легування виливків у формі потрібно враховувати, що він повинен мати мінімальну газотвірну здатність, бути недорогим та недефіцитним, хімічно інертним, нетоксичним, мати хороші адгезійні властивості, добре наноситись на поверхню ливарної форми та утворювати мінімальну кількість продуктів розпаду, які можуть призвести до утворення шлакових дефектів у виливку.

В якості основи обмазки було обрано 3 речовини – ЛСТ, клей ПВА та картопляний крохмаль, розведений з водою у співвідношенні 1:1.

В якості наповнювача використано феромарганець ФМн 78 фракцій <02, 02, 0315. До кожної фракції наповнювача додавали по 1, 3, 5, 7, 9% зв'язувальної речовини. До обмазки додавали 20% води від маси зв'язувального компонента.

Товщина шару обмазки становила 4 мм.

Обмазку наносили на піщані стрижні на рідкоскляній основі. Стрижнева суміш складалась із кварцового піску, 3...6% рідкого скла та до 5% глини. Перед встановленням стрижнів у форми їх висушували при температурі 200°C протягом 1 год.

Сталь 30Л виплавляли в індукційній сталеплавильній печі ІСТ 0,06 з кислотою футерівкою. Температура заливання металу – 1680±10 °C.

Зразки з обмазкою на основі ЛСТ мають незначну товщину легувального шару або покриття взагалі відсутнє. Середня товщина становить до 2 мм. У більшості зразків, у яких використовували ЛСТ, з величиною фракції наповнювача <02 покриття часто не було зовсім. Це можна пояснити тим, що загальна площа поверхні наповнювача фракції <02 більша, ніж інших двох фракцій (02 і 0315). Тому були проведені розрахунки площ поверхонь частинок ЛСТ та феромарганцю.

Зразки шліфів, які виготовлені з використанням обмазки на основі ПВА, мають середню товщину шару близько 4,2 мм, проте на межі метал-покриття спостерігаються численні дефекти у вигляді газових раковин та продуктів розпаду зв'язувального компонента, покриття не щільно прилягає до металу основи. Це можна пояснити утворенням досить щільної плівки зв'язувального компонента на поверхні зразків, що затрудняє вихід газів на поверхню і сприяє їх затримці на межі розділу легований шар – основний метал .

Зразки на основі крохмалю мають покриття, яке достатньо щільно прилягає до основного металу, лише іноді зустрічаються окремі невеликі сферичні газові раковини та шлакові включення. Товщина покриття нерівномірна по всій поверхні зразка, хвилеподібна і сягає від 2 до 15 мм. Середня товщина – 6 мм.

Зразки з фракцією феромарганцю 0315 мають трохи більшу товщину легованого шару, ніж з <02 та 02, незалежно від зв'язувального компонента, що використовувався. Можливо, це пов'язано з тим, що сумарна площа поверхні частинок наповнювача фракції 0315 менша, ніж двох других і потребує менших витрат компонента для їхнього обволікання плівкою зв'язувального.

Кожний з досліджуваних зв'язувальних компонентів має свої недоліки і потребує подальшого вивчення, а з точки зору товщини покриття перевагу слід віддати крохмалю.

**Гавалешко Н.С., Кочешков А.С., Демидов Д.С.  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

### **ВИЗНАЧЕННЯ МІЦНОСТІ ПЕРЕХІДНОГО ШАРУ У БІМЕТАЛЕВОМУ ВИЛИВКУ**

Найважливішим фактором при утворенні біметалевого виливка є поверхня розподілу між двома сплавами. Наші дослідження направлені на визначення оптимальних умов для утворення перехідного шару і дослідження його властивостей.

У продовження наших робіт [1], щодо визначення мікротвердості перехідного шару зразків біметалу «Ag – Cu» проведено розрахунки показників міцності. Авторами роботи [2] запропоновано такий взаємозв'язок між мікротвердістю та міцністю:

$$HV = 3.2 \sigma_{\square}$$

де:  $HV$  – ютвердість за Вікерсом, кгс/мм<sup>2</sup>;

$\sigma_{\square}$  – міцність при розриві, МПа.

Результати розрахунків міцності зображені на рис. 1.

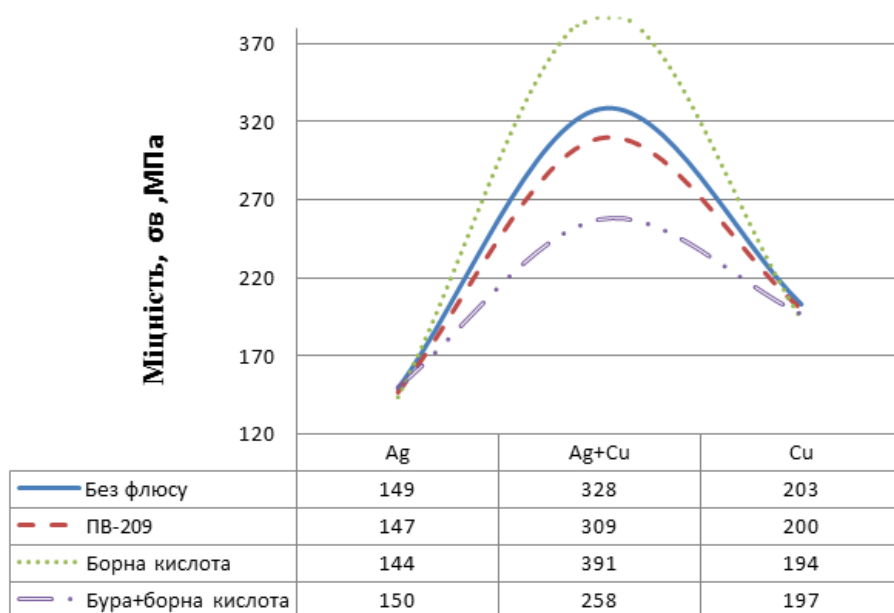


Рис. 1 – Значення міцності у різних зонах зразків

Як показано раніше [1], найкраща взаємопроникність металів у перехідному шарі спостерігалась у випадку офлюсовування борною кислотою, співвідношення складає 47,88% Ag та 52,12% Cu.

Проведені розрахунки показали, що в дифузійній зоні спостерігається найбільше значення мікротвердості, яке становить 120...125 кгс/мм<sup>2</sup>, встановлена міцність 385...395 МПа.

#### Література:

1. Гавалешко Н.С., Кочешков А.С., Демидов Д. Дослідження мікротвердості перехідного шару у біметалевих виливках / Матеріали Междунар. конф. «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология». – Київ: ФТІМС НАНУ, 2012. – С. 63 – 65.
2. Глезер А.М., Утевская О.Л. Разработка методики измерений механических свойств тонких ленточных материалов.–М: Металлургия, 1983.–100 с.

**Гарячий М.О., Радченко К.С.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### ВПЛИВ ТИТАНУ НА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОХРОМІСТОГО БІЛОГО ЧАВУНУ

На сьогодні промисловість має накопичений значний досвід з використання високохромистих, хромомарганцевих та інших білих чавунів як зносостійких матеріалів для виготовлення литих деталей машин та механізмів, які працюють в умовах абразивного та гідроабразивного тертя. Однак проблеми застосування та отримання таких матеріалів досі актуальні.

Відомо, що опір металу гідроабразивному та абразивному зношуванню залежить від стану металу – його хімічного складу, структури, режимів термічного оброблення, які надають йому високої твердості і зносостійкості, з однієї сторони, та умов експлуатації деталей, з іншої.

Одним з напрямків підвищення експлуатаційних характеристик литих деталей є керування процесами утворення структури та властивостей металу у виливках з білих чавунів шляхом комплексного легування, мікролегування та модифікування.

Значний вплив на експлуатаційну стійкість виливків з білого чавуну має кількість та форма карбідів, та структура продуктів розпаду аустеніту.

Легування білих чавунів збільшує дисперсність продуктів перетворення аустеніту та, внаслідок цього, підвищує твердість та зносостійкість чавуну. Однак, збільшення вмісту Сг та особливо Mn призводить до утворення крупних первісних та грубих евтектичних карбідних включень, значної транскристалізації структури виливків. Такі зміни структури викликають зниження рівня експлуатаційної міцності.

Титан є сильним карбідоутворювальним та розкиснювальним елементом, він сприяє подрібненню карбідної фази вже при вмісті 0,2%. Карбіди титану утворюються в металевій матриці та ефективно протистоять зростанню кристалів карбіду хрому. Титан має більшу спорідненість до вуглецю, ніж хром, та при кристалізації чавуну утворює дисперсні карбіди, які є центрами зародкоутворення, що сприяє подрібненню структурних складових чавуну та сприятливо позначається на зносостійкості. Крім того, утворення карбідів титану призводить до збільшення концентрації хрому у твердому розчині, що також підвищує зносостійкість.

Найбільш високі властивості можна очікувати при комплексному легуванні та модифікуванні оптимальними кількостями хрому та титану, за рахунок зміни балансу вуглецю між аустенітом та евтектичним розплавом.

Для отримання дрібнодисперсної структури, підвищення механічних властивостей та зносостійкості білих чавунів проводяться дослідження модифікування титаном у кількості 0...2%.

**Глазова М.А., Скідін І.Е.**  
*(ДВНЗ «КНУ», м. Кривий Ріг)*

## **ВНЕПІЧНЕ ОТРИМАННЯ БЕЗНІКЕЛЕВОЇ ЖАРОСТІЙКОЇ СТАЛІ ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ АЛЮМОТЕРМІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ**

*Проблема і її зв'язок з науковими і практичними завданнями.* В даний час у промислових технологіях литва приділяється увага розробці і дослідженню нових методів отримання розплаву з метою вдосконалення якості готового вилівка та економічності його виробництва.

Таким чином, розглядається можливість внепічного виробництва жаростійкої сталі з відходів машинобудівної галузі та механічних цехів, за допомогою екзотермічних реакцій, що сприяє зниженню собівартості литва, за рахунок економії енергоресурсів, вогнетривів для футерування плавильних агрегатів електропечей, та їх обслуговування.

Значна кількість металевих відходів виникає при механічній обробці вилівка, у середньому це 16,8 %: окалина, металева стружка та ін., а беручи до уваги те, що металева стружка значно дешевша за великоваговий металобрухт, застосовуючи її в якості шихти, витрати на виробництво готової продукції помітно зменшуються.

До складу шихтових матеріалів відносимо: металеву стружку, оксид заліза (окалина прокатного та ковальського виробництва), оксид титану (титаномагнетит), алюміній, феросплави та інші матеріали.

Властивості жаростійкої сталі отримують за рахунок наявності в ній легувальних елементів, які визначають її характеристики, а саме: опір високотемпературній газовій корозії (окалиностійкість).

Роль легувальних елементів в жаростійких сплавах перш за все полягає в тому, що вони змінюють склад і будову окалини, а також кінетику окиснення металу. Технологічні властивості жаростійких сталей визначають вмістом в них хрому, алюмінію, титану, азоту та інших елементів.

Розплав планується отримати шляхом запалу алюмотермічної шихти в інтервалі температур 500...700°C, що призведе до подальшого виникнення високотемпературної екзотермічної реакції між алюмінієм та оксидами заліза і титану, сплавлення спресованої шихти та відокремлення шлаку.

В процесі алюмотермічної реакції розплав насичується алюмінієм на 1...2%, що сприяє підвищенню жаростійких властивостей високохромистих марок сталі, за рахунок виникнення, при експлуатації, на поверхні виливків тугоплавких оксидів алюмінію, що може дати змогу значно знизити кількість хрому у хімічному складі сталі як легувального елемента.

Встановлено, що вміст алюмінію в жаростійких сталях визначається тим мінімумом, при якому зберігається висока їх жаростійкість, і тим максимумом, при якому істотно погіршуються ливарні та механічні властивості.

Також при виготовленні термічної шихти можна додавати карбамідний матеріал (азот) для засвоєння його у розплаві. Легування розплавів азотом дозволить:

- зменшити в сплавах кількість нікелю та взагалі виключити аустенітоутворювальні елементи, при збереженні заданої аустенітної структури;
- поліпшити характеристики технологічної пластичності в результаті розширення інтервалу існування аустеніту у високотемпературній області;
- збільшити вміст у сплавах елементів феритоутворювальних, які позитивно впливають на механічні та корозійні характеристики сплавів;
- підвищити термічну стабільність аустеніту і знизити ймовірність його розпаду при нагріванні з утворенням нітридів та інших фаз;
- підвищити міцність сплавів шляхом використання деформаційного зміцнення при наклепі [1].

Присадки титану до 0,35% сприяють зменшенню розмірів зерна з 82 до 48 мкм, що поліпшує як міцнісні, так і пластичні властивості жаростійкої хромоалюмінієвої сталі.

Дослідженнями встановлено, що найкращий комплекс ливарних і механічних властивостей має середньовуглецева високохромиста сталь із вмістом до 2,0% алюмінію і 0,6% титану.

Жаростійкі хромоалюмінієві сталі володіють високими окалиностійкістю, термостійкістю і зносостійкістю. Вони в 6...8 разів перевершують по окалиностійкості хромонікелеві сталі при температурах експлуатації вище 1200°C, по термостійкості – в 1,5...2,0 рази, по зносостійкості – в 2,0...3,0 рази.

**Висновок:** Виготовлення литих деталей із безнікелєвих жаростійких сплавів внепечним алюмотермічним методом дозволить зберегти їх задовільні ливарні властивості і зменшити затрати на їх виробництво.

### **Література:**

1. Костіна М.В. Розвиток принципів легування Cr-Ni сталей і створення корозійно-стійких сталей нового покоління зі структурою азотистого мартенситу і аустеніту для високонавантажених виробів сучасної техніки. – Дис. Д-ра техн. наук. – М.: ИМЕТ РАН, 2003. – 231 с.
2. Самарін А.М. Заміна нікелю азотом в жаротривкої сталі. // Известия АН СРСР. ОТН – 1944. – № 1 – 2.
3. Просвірін В.І., Агапова Н.П. Вплив азоту на властивості сталі з високим вмістом хрому / Зб. праць ЦНИИТМАШ «Азот в стали». – М.: Машгіз, 1950. – № 29.
4. [www.nglib.ru](http://www.nglib.ru). Бородулін Г.М. <<Нержавіюча сталь>>Глосарій, буква «А» Пропозиції в тексті з терміном «Азот»
5. [http://steelcast.ru/nitrogen\\_in\\_steel](http://steelcast.ru/nitrogen_in_steel). Влияние азота на свойства стали.

**Гресс А.В., Стороженко С.А., Стороженко Т.И.**

*(ДГТУ, г. Днепродзержинск)*

### **МОДЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ГИДРОДИНАМИКИ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ МЕТАЛЛА В КОВШАХ МАЛОЙ ВМЕСТИМОСТИ**

На современном этапе развития литейного производства Украины особенно актуальным становится вопрос повышения конкурентной способности литой продукции. Выходом из создавшегося положения может быть усовершенствование технологий, направленных на повышение качества отечественного литья, в частности использование современных методов внепечной обработки литейных расплавов, которое определяет необходимость поиска рациональных решений, направленных на обеспечение ресурсо- и энергосбережения.

Специфика литейных ковшей вызывает необходимость увеличения интенсивности конвективных потоков посредством продувки металла аргоном через специальные фурмы, установленные в их днище. Кроме того, повышенная скорость теплоотдачи в ковшах малой вместимости, целесообразность вывода из эксплуатации миксеров и переноса операций доводки металла в ковши, предполагают внедрение в эксплуатацию в литейном производстве агрегатов типа ковш-печь. В силу указанной выше специфики литейных ковшей и отсутствия или застарелости соответствующих исследований, для оптимизации гидродинамических потоков металла в таких агрегатах необходима информация об основных их динамических характеристиках. Для ее получения целесообразно использовать различные виды моделирования, в частности – физическое.

Поскольку моделируемая среда является гетерофазной (жидкость, газ), масштаб модели определяли с помощью числа Лапласа. Масштаб времени определяли из условия постоянства критерия гомохронности. Для пересчета количественных характеристик скоростей перемещения моделирующей гетерофазной среды на реальные использовали число Архимеда

Физическое моделирование осуществляли с помощью созданной прозрачной экспериментальной установки (в масштабе 0,6 реального ковша). Исследовали поведение металла в литейных ковшах при их продувке нейтральным газом, для чего в днище модели был предусмотрен продувочный узел, расположение которого можно менять в зависимости от задач эксперимента. Для продувки жидкости (вода) приме-



няли сжатый воздух. В процессе холодного моделирования исследовали гидродинамику металлической ванны при подаче в агрегат газа с интенсивностью 1,2...3,2 л/(мин·т). Имитацию работы трех электродов производили с помощью полых трубок, через которые подавали сжатый воздух с расчетным расходом, моделирующим давление дуги (пинч-эффект).

В качестве индикаторов движения жидкостных потоков использовали полистироловые шарики, имеющие нулевую плавучесть и диаметр 1...1,5 мм (метод «трассеров»). При определении скоростей потоков жидкости по вертикальным сечениям модели ковша использовали метод «светового ножа». Полученную картину фиксировали на цифровую видеокамеру и обрабатывали на ПЭВМ.

Анализ результатов экспериментов позволил установить, что при работе электродов происходят достаточно существенные изменения в гидродинамической обстановке стальной ванны. В приповерхностной зоне появляются дополнительные гидродинамические потоки в районе горения дуг, способствующие интенсификации перемешивания металла. Так, время полного перемешивания жидкой ванны при использовании электродов и нижней продувке газом уменьшилось, по сравнению с вариантом только лишь нижней продувки, в среднем, на 6 %.

Расположение нижнего продувочного узла относительно электродов также существенно влияет на гидродинамику ванны. Определено, что не рекомендуется устанавливать электроды непосредственно над продувочным узлом ввиду нестабильного поведения лунки жидкого металла в месте горения дуги.

Кроме того, проведенные исследования позволили определить качественные и количественные характеристики поведения металла в объеме литейных ковшей при продувке их газом и одновременном воздействии электрической дуги, расположение активных зон, что предполагает возможность обеспечения высокой степени усвоения различных присадок.

**Грядовський І.О.**

**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

## **ВПЛИВ ЦИНКУ НА ГУСТИНУ ТА ПОРИСТІСТЬ ПІНОАЛЮМІНІЄВИХ ВИЛИВКІВ**

На даний час не існує чітких описів ливарного способу виготовлення піноалюмінієвих деталей, які мають складну форму. Так само немає чітких відомостей щодо впливу хімічного складу алюмінієвого сплаву на процес спінення та властивості отриманих виробів. Літературні джерела повідомляють, що виготовлення виливків з пористого алюмінію можливе, але на практиці виготовляють лише листовий матеріал, шляхом спінення металу у тиглі та подальшого розрізання на плити. Метод замішування пороутворювача у розплав дає досить непогані показники рівномірності порового простору, тому подальше його вдосконалення для виготовлення виливків є актуальним завданням.

На якість замішування пороутворювача та стабілізуючих добавок значною мірою впливають такі легувальні елементи як Zn, Mg, Cu та Si. Але дані щодо впливу цих елементів на сам процес спінювання та формування пор відсутні, як відсутні й дані щодо комплексного впливу одразу кількох легувальних елементів на ці показники.

Використовуючи ливарну технологію виробництва виливків із піноалюмінію, експериментально визначено вплив легувального елемента – цинку, на густину та пористість виливків (рис. 1). На густину впливають наступні параметри: температура форми, температура металу, кількість та фракція пороутворювача та наповнювача (піску). Ці параметри були незмінними. Варіювали лише хімічним складом сплаву (вміст цинку від 0% до 2%).

При додаванні цинку в діапазоні від 0% до 1,2% загальна густина виливка зменшується, при подальшому збільшенні вмісту цинку значення густини підвищується. Такий характер залежності корелює з літературними даними.

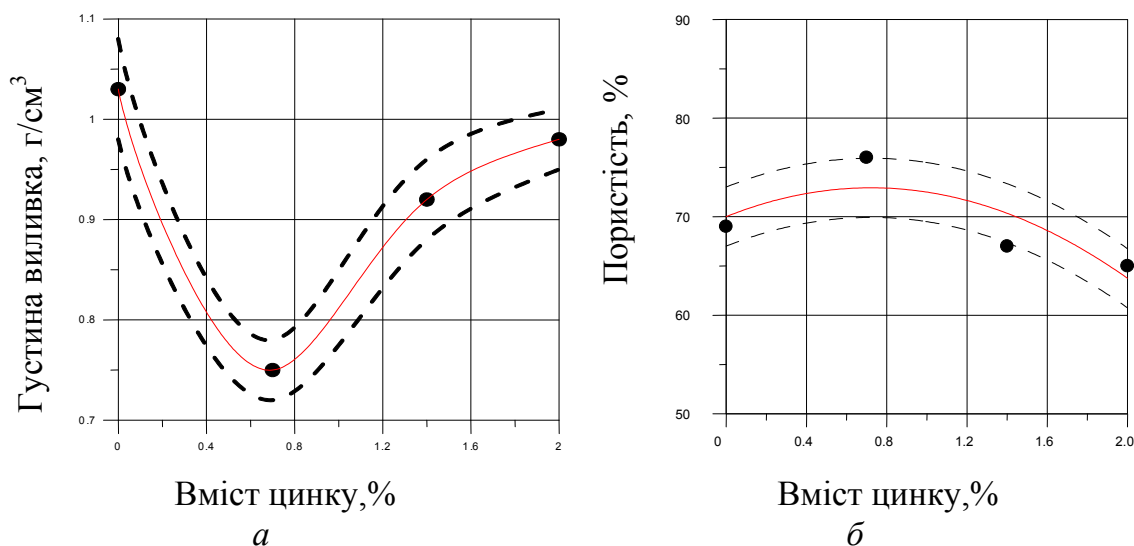


Рис. 1 – Залежність густини (а) та пористості (б) виливків від вмісту цинку

Загальна пористість виливка з додаванням цинку підвищується, але при додаванні цинку у кількості, більшій ніж 1%, значення пористості знижується. Максимум пористості досягається при додаванні 0,7...1% цинку.

На основі проведених досліджень були зроблені наступні висновки:

1. Додавання цинку має суттєвий вплив на процес спінювання алюмінієвих сплавів лише в кількості до 1%: підвищується в'язкість розплаву, що позитивно впливає на розподілення пор по висоті виливка, також з додаванням цинку збільшується засвоюваність розплавом пороутворювача.

2. При вмісті цинку більше 1% у виливках виникають дефекти у вигляді газових раковин, або товстого шару металу в нижній частині виливка.

3. Доцільно застосовувати цинк не як легувальний елемент, а як добавку, для покращення показників поруватості та засвоєння пороутворювача.

**Грядовський І.О.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

## ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ПОРИСТОГО АЛЮМІНІЮ

В останні роки розроблення нових технологій процесу спінювання алюмінію набуло широкого спектру. Це обумовлюється наявністю у виробів із цього матеріалу нових властивостей: низька густина, низьке значення коефіцієнтів теплопровідності та електропровідності, високий коефіцієнт звукопоглинання, високий опір дії вогню, нетоксичність, здатність ефективно поглинати енергію удару.

В даний час існують два основних напрямки одержання пінометалів – ливарні та порошкові технології.

На основі цих двох технологій існує ряд способів отримання пінометалів:

- замішування пороутворювача, який виділяє газ, у розплавлений метал;
- шляхом вдування газу у розплавлений метал;
- використання наповнювача, який після тверднення вилітка видаляється;
- створення надлишкового тиску в формі;
- нагріванням і пресуванням металевої суміші.

В Японії фірмою ALPORAS розроблена ливарна технологія, яка доведена до промислового рівня. В розплавлений метал вводять (замішують) пороутворювач: частинки гідриду титану або карбонату кальцію, температура розкладу яких (963...1023 К) є близькою до температури фазового переходу тверда фаза – рідина алюмінію та його сплавів (рис. 1).

Суміш перемішують механічними мішалками. Газова складова, яка виділяється при розкладанні пороутворювача, спінує метал. Після закінчення перемішування, отриманий розплав витримують у формі, щоб він розширився і повністю заповнив форму. В результаті комірчасту структуру, яка утворюється, фіксують швидким охолодженням.

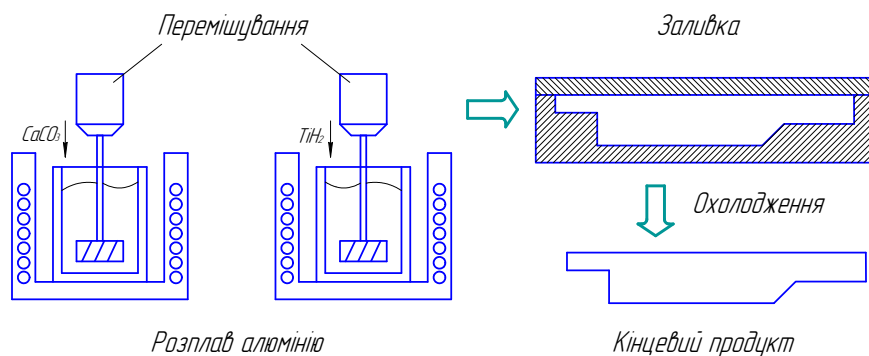


Рис. 1 – Виготовлення піноалюмінію за допомогою ливарної технології

За порошковою технологією для отримання деталей складної форми, яка близька до кінцевого виробу, використовують полісталеві розбірні форми, в які закладають певну кількість відпресованої заготовки з порофором. При нагріванні до необхідної температури піна заповнює вільний простір форми, і після охолодження отримується бажана деталь із закритою пористістю. Схематично цей метод показано на рис. 2.

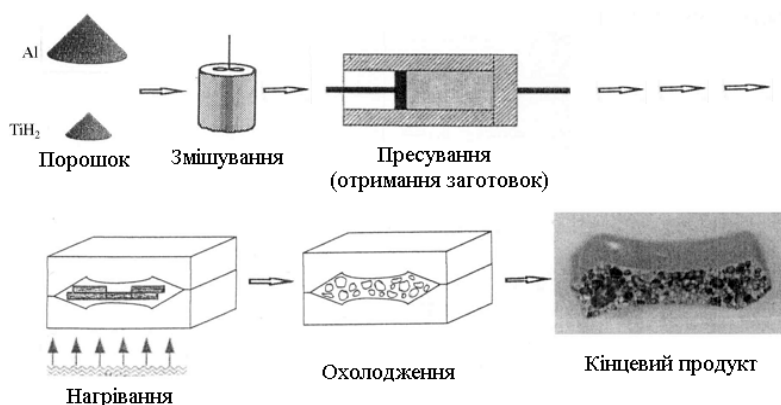


Рис. 2 – Отримання деталей з піноалюмінію порошковою технологією

**Гулько И.И., Порохня С.В., Чернышов М. Ю.**  
*(ДГМА, г. Краматорск)*  
**УЛЬТРАЗВУКОВАЯ РЕГЕНЕРАЦИЯ ОТРАБОТАННЫХ  
ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ**

Отходами литейного производства являются отработанные формовочные смеси. Поэтому целесообразно их рационально утилизировать и, по возможности, восстанавливать начальные рабочие свойства песка. Однако острой проблемой является морально и физически устаревшее оборудование для регенерации песка.

Целью работы является создание современного регенерационного комплекса, работающего на основе использования ультразвука, с широким диапазоном применения к различным смесям, малыми габаритами, экономичностью и экологичностью.

На рис.1 представлен разработанный комплекс регенерации, в основе которого лежит обработка регенерата ультразвуковыми волнами в жидкой среде (вода).

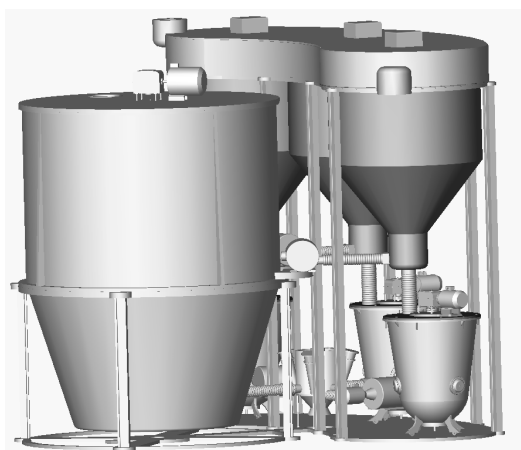


Рис.1 – Комплекс ультразвуковой регенерации формовочной смеси

Отработанный материал передается в спиральный классификатор, в котором проходит первичная обработка регенерата: комья смеси измельчаются, и затем песок разделяется на фракции. Пылевые составляющие в виде пленок остаются на дне корпуса машины и удаляются через сливной патрубков, а более крупная песчаная фракция перемещается в верхнюю часть классификатора к выходному патрубку. Далее суспензия попадает в промежуточный бак-сборник. В этом баке песок

разбавляется водой до образования пульпы необходимой плотности, и затем пульпа под давлением идет на обработку в основной регенерационный комплекс машин – многокамерную гидрокласификационную установку. Здесь пульпа окончательно разделяется на более крупные зерна песка, пригодные для дальнейшей обработки ультразвуком, и более легкую и мелкую фракцию, уносимую потоком воды на слив. Пригодный материал оседает в нижней части классификатора и находится там, пока плотность материала не достигнет требуемой (соотношение жидкой и твердой фазы регенерата), после чего открывается выходной клапан и пульпа сливается для дальнейшей обработки ультразвуком. Попадая в установку ультразвуковой регенерации, пульпа подвергается обработке ультразвуком. Для предотвращения оседания твердой фазы предусмотрено постоянное перемешивание песчаной пульпы. Регенерат в течение 3 минут подвергают ультразвуковой обработке с колебаниями частотой 20кГц. Ультразвуковая очистка песка и является основной новизной данного комплекса регенерации.

Кавитация является определяющим фактором воздействия ультразвука на технологические процессы, протекающие в ультразвуковой установке. После этого пульпа перекачивается насосами в гидроциклон для обезвоживания регенерата. Отфильтрованная вода поступает опять в бак-сборник, а обезвоженный песок высыпается из гидроциклона на ленточный конвейер.

Таким образом, предлагаемое решение комплекса регенерации смесей ПСС и ХТС действительно будет обладать требуемыми свойствами:

- 1) высокая степень очистки отработанных смесей (достигается за счет применения высокоэффективного ультразвукового способа обработки регенерата);
- 2) широкий диапазон применения относительно различных смесей (достигается за счет увеличения микроударных процессов в жидкой среде изменением давления в рабочей камере).

**Гурія І.М., Ковальчук О.Г.**  
**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**  
**НІТІНОЛ**

Нітінол – сплав титану (45%) і нікелю (55%) – володіє високою корозійною і ерозійною стійкістю. Даний сплав володіє властивістю «пам'яті форми»: якщо взяти злиток нітінолу заданої форми, деформувати його, а потім розігріти, то він прийме початкову форму і відновить її.

Термін нітінол складений з перших букв елементів, які входять в сплав, і місця відкриття (Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory).

Ефект пам'яті форми, оборотної пам'яті форми і надпружності в нітінолу обумовлені макроскопічними відображеннями мікро- та наноструктурних трансформацій кристалічної решітки при поліморфному аустеніто-мартенситному фазовому перетворенні першого роду, і тому ці властивості зберігаються назавжди.

Якщо обмежити зовнішній вплив на спеціально оброблених нітінолових елементах лише нагріванням і охолодженням в температурному інтервалі завершених аустенітно-мартенситних перетворень, то елемент стане мимовільно згинатися, як при нагріванні, так і при охолодженні, реалізуючи ефект оборотної пам'яті форми.

Ефект пам'яті форми в сплавах на основі Ni-Ti чітко виражений, причому діапазон температур можна з більшою точністю регулювати від кількох до десятків градусів, вводячи в сплав різні домішки. Крім того, нітінол зручний в обробленні.

Поверхня нітінолових елементів, як і в елементів з багатьох титанових сплавів, покрита діоксидом титану, що зумовлює їх високу корозійну стійкість до впливу морської води, більшості кислот і лугів. Виняток становлять розчини плавикової кислоти і нагрітого їдкого натрію.

Все це, разом узятє, робить нітінолові елементи ідеальними для вирішення багатьох традиційних проблем нафтогазової галузі, таких як герметичне з'єднання труб високого тиску, особливо з композиційних матеріалів, виготовлення еластичних муфт, надгнучких валів, демпфувальних прокладок для підшипників та ін.

Електронні мускули з мікронних нітінолових ниток використовують в робототехніці. При пропусканні через ці нитки слабких струмів, «м'язи» розвивають зусилля, які в сотні разів перевищують людські.

Нітінол використовують в цілому ряді пристроїв, конструкції яких припускають переміщення, викликані теплом, наприклад, в пристроях протипожежного захисту. Його застосовують також для герметизації стиків літальних апаратів, підводних човнів і запобігання витоку радіації на атомних електростанціях.

В космічній промисловості розроблені «саморозкривні» компактні антени, спочатку, на землі, щільно упаковані для зручності транспортування у відкритий космос.

Широке застосування нітінол отримав і в медицині. Сьогодні добре відомі брекет-системи для вирівнювання зміненого прикусу в стоматології. Розроблено унікальні стенти для судинної хірургії, різні ортопедичні коригувальні елементи з дозованим навантаженням на область ураженої кісткової тканини.

**Гурия И.М., Лукьянец В.В.**

*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

## **КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

Понятие «композиционный материал» относится к любому материалу с гетерогенной структурой. Это неоднородный сплошной материал, состоящий из двух или более компонентов с четкой границей раздела между ними: высокопрочного или высокомодульного армирующего элемента и непрерывной во всем объеме матрицы.

Существует ряд преимуществ композиционных материалов над традиционными видами материалов (металлов, керамики, дерева и т.п.):

- уникальное сочетание свойств, нехарактерное для других материалов (прочностных, деформационных, ударных, упругостных, температурных, адгезионных, электрических, фрикционных, теплопроводных и других);

- возможность управления свойствами путем простого изменения состава и условий получения;

- сравнительная легкость переработки;

- низкая плотность.

Применение композитов – один из наиболее перспективных путей обеспечения производства конструкционными материалами, решения задач повышения эксплуатационных параметров техники, экономии ресурсов. Их использование в

машинах и оборудовании позволяет снизить массу конструкции на 25...50%, трудоемкость их изготовления – в 1,5...3 раза. За счет применения композитов можно в несколько раз увеличить эксплуатационный ресурс технического объекта, снизить до минимума потери от коррозии, расход топлива, и т. д.

В настоящее время можно определить два основных направления эффективного использования композиционных материалов:

- в качестве заменителей дефицитных традиционных материалов (цветных металлов, натуральных тканей и др.), когда используют недефицитное или вторичное сырье: древесные опилки, отходы синтетических волокон и тканей, сельскохозяйственного и химического производств. Из них изготавливают древесно-полимерные, волокнисто-армированные листовые материалы для отделки интерьера кабин и кузовов автомобилей, утеплительные и звукоизоляционные панели, разнообразные малонагруженные детали агрегатов и механизмов;

- в качестве конструкционных материалов с уникальными эксплуатационными свойствами. Их наиболее широко используют для изготовления ответственных изделий, в первую очередь в авиации, автомобилестроении и электронике. Доля композиционных материалов в автомобилях в ближайшие годы может достигнуть 65 %. Из композитов изготавливают рамы, рессоры, бамперы, узлы трения, которые не подвержены коррозии.

**Гурія І.М., Михалевич Д.О.**  
*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИЕ И АДИАБАТНЫЕ ВСТАВКИ ДЛЯ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИИ ПРИБЫЛЕЙ ОТЛИВОК**

Для устранения брака литья по дефектам усадочного характера применяют экзотермические смеси и вставки. Действие экзотермических смесей заключается в подогреве металла в прибыли и увеличении времени воздействия атмосферного давления на жидкий металл, что способствует повышению эффективности работы прибыли и предотвращает образование вторичных усадочных раковин.

Экзотермические смеси – порошки на основе оксидов металлов и алюминия, обеспечивающие выделение значительного количества тепла в результате протекания окислительно-восстановительных реакций при контакте с жидким металлом в прибыли. Их можно использовать в качестве присыпок на поверхность крупных открытых прибылей и в виде фасонных изделий. В современных литейных цехах применяют широкий ассортимент таких изделий, которые изготавливают как в виде оболочек, оформляющих полость прибылей, так и вставок различной формы (геометрии), закрепленных в форме.

Особый интерес представляют «всплывающие вставки», изготовленные из смесей с легкими наполнителями. Технология KALMINEX 2000 была разработана компанией Fosco для тех формовочных систем, в которых нет доступа к верхней полуформе. После изготовления полуформ вставку размещают в нижней полуформе, а затем накрывают верхней с подготовленным гнездом. Во время подачи металла за счет более низкой плотности вставка всплывает в подготовленное гнездо.

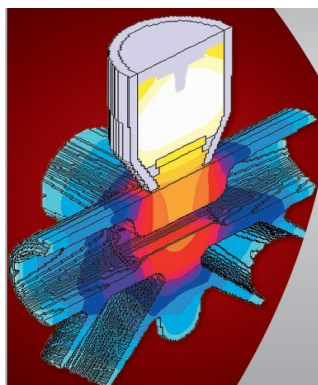
Адиабатные вставки предназначены для теплоизоляции прибылей при производстве крупногабаритных (массивных) отливок из всех марок сталей, чугунов и цветных металлов. Вставки обеспечивают увеличение времени кристаллизации

сплава в питающей бобышке и создание направленного затвердевания литой заготовки.

Адиабатные вставки изготавливают из материала на основе муллитокремнеземного волокна, сформированного в виде объемного холста и раскроенного по лекалам необходимой конфигурации. По необходимости вставку сшивают и покрывают с рабочей стороны огнеупорной краской.

Может устанавливаться как на модели прибыли верхней полуформы перед формовкой, так и оформляют полость формы прибыли верхней опоки после формовки. Эластичность материала АВ позволяет оформлять питающие бобышки любой конфигурации.

Система KALPUR – это сочетание технологии утеплительных вставок и пенокерамических фильтров. Эта система полностью заменяет стандартную литниковую систему. Металл заливают непосредственно в систему KALPUR и дальше прямо в отливку. Технологию можно применять для чугуна и стали, подбирая соответствующую вставку и фильтр. Подходит для ручной и автоматической формовки как с горизонтальным, так и с вертикальным разъемом. Система KALPUR полностью устраняет необходимость применения литниковой системы, а заливка в прибыль усиливает эффект направленной кристаллизации, что повышает качество отливки.



*a*



*б*

Рис. 1 – Система KALPUR: моделирование теплового процесса (*a*), отливка соединительного элемента конструкции Берлинского Олимпийского стадиона (*б*)

**Доценко Ю.В., Селиверстов В.Ю., Иванютина Н.Е.**

*(НМетАУ, г. Днепрпетровск)*

**ПЕРСПЕКТИВА ПРИМЕНЕНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ  
ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ  
ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВА  
АК7ч**

Повышенное содержание железа в сплавах системы Al-Si является причиной резкого снижения механических и эксплуатационных свойств отливок. Фазы, содержащие железо ( $FeAl_3$ ,  $Al_2SiFe$ ,  $Al_4Si_2Fe$ ,  $Al_5SiFe$  и др.), как правило, имеют грубокристаллическое строение и поэтому негативно влияют, в первую очередь на относительное удлинение сплава.

Нейтрализация вредного влияния железа на свойства сплавов возможна при условии получения железосодержащих фаз в компактном виде, что достигается легированием, модифицированием, а также применением внешних воздействий на



расплавы (электрические и магнитные поля, высокотемпературные перегревы, ультразвук). Многочисленные экспериментальные и теоретические исследования по влиянию внешних воздействий на расплавы в процессе кристаллизации и в период плавки показали, что они позволяют существенно измельчить структурные составляющие сплавов с повышением технологических и механических свойств.

Эффективный способ изменения морфологии кристаллизующихся фаз – затвердевание их в резко неравновесных условиях. При этом создаются условия для измельчения зерна, значительного расширения растворимости в твердом состоянии, подавления роста грубых включений первичных интерметаллидов. Поэтому целесообразно использовать этот процесс затвердевания для устранения формирования грубых первичных железосодержащих фаз. Причем, если обеспечить мелкодисперсное их формирование, то они смогут выступать в качестве упрочняющей фазы.

Эксперименты проводили в производственных условиях ОАО «Днепропетровский агрегатный завод». Расплав АК7ч готовили в электрической печи сопротивления САТ-0,25. Заливали расплав при температуре 993 К в кокиль (подогретый до температуры 523 К) три цилиндрических отливки (высота 500 мм, диаметр 150 мм) по режимам:

1 – без обработки;

2 – с предварительной деформацией чушки (степень деформации 25%) при температуре 573 К;

3 – с предварительной деформацией чушки (степень деформации 25%) при температуре 573 К и добавлением 0,2 % модификатора («Таблетка дегазирующая с модифицирующим эффектом комплексная для доэвтектических и эвтектических силуминов» ТУ РБ 14744129.004-98).

В табл. 1 приведены результаты испытаний по определению механических свойств металла отливок из сплава АК7ч, полученного с применением комплексной технологии.

Таблица 1 – Механические свойства металла отливок из сплава АК7ч до и после применения комплексной технологии

№	Предел прочности( $\sigma_B$ ), МПа	Относительное удлинение ( $\delta$ ), %	Твердость (НВ)
1	165	2,2	501
2	182	2,5	503
3	201	3,6	504

В результате проведенных исследований удалось достигнуть изменения формы и размеров железосодержащей фазы, повысить уровень механических свойств на 10...30%.

Комплексная обработка, включающая деформационную обработку шихты, модифицирование и кристаллизацию в неравновесных условиях позволила резко снизить негативное влияние железа и, как следствие, повысить уровень эксплуатационных свойств отливок.

**Дробязко В. М., Анісімова О. А., Смольська В. С.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### **ПОКРАЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ТА МІЦНОСТІ ПІЩАНО-ГЛИНИСТИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ**

В роботі досліджено вплив різних домішок на основні властивості піщано-глинистих формувальних сумішей – газопроникність, міцність в сирому стані, текучість та обсипаємість. В якості вихідної використали суміш на основі кварцового піску 2K<sub>1</sub>O<sub>3</sub>03 з 10% вогнетривкої глини марки ПГОСА Положського родовища. Вологість суміші складає 4%, а її властивості, визначені за стандартними методиками (табл. 1).

Таблиця 1 – Властивості формувальних сумішей

№ п/п	Суміш	Газопроникність, од.	Міцність при стисканні, кПа	Текучість, %	Обсипаємість, %
1	Вихідна	>300	101	9,8	0,14
2	З крохмалітом	>300	107	20,5	0,24
3	З альгінатом натрію	>300	116	34,3	0,98
4	З натрій-карбоксиметилцелюлозою	>300	114	21,5	0,073

В ливарних цехах для покращення текучості формувальних сумішей використовують крохмаліт, який вводять в кількості 0,2...0,5%. Нами встановлено, що оптимальний вміст крохмаліту в досліджуваній суміші складає 0,3%, а її властивості наведені в таблиці. Як бачимо, введення крохмаліту сприяє підвищенню текучості і міцності суміші.

Як відомо, для покращення зв'язувальної здатності глини їх оброблюють содою для досягнення заміщення обмінних катіонів на катіони Na<sup>+</sup>. З цією метою до складу формувальної суміші ввели високомолекулярні речовини – альгінат натрію та натрій-карбоксиметилцелюлозу (Na-КМЦ) у вигляді водних розчинів з умовною в'язкістю 15...25 с по ВЗ-4, попередньо встановили, що набухання глини ПГОСА у воді за ГОСТ 3594.10-93 складає 18%, а у згаданих розчинах досягає 100%. Найбільш оптимальний комплекс властивостей сумішей з альгінатом натрію та Na-КМЦ досягнутий при умовній в'язкості їх розчинів 15с по ВЗ-4 і наведений у таблиці.

Аналіз представлених результатів показує, що введення до складу піщано-глинистої суміші домішок альгінату натрію та Na-КМЦ сприяє підвищенню міцності і текучості суміші.

Приймаючи до уваги, що альгінат натрію має більш високу вартість, а також застосовується в харчовій промисловості, для практичного використання в ливарних цехах з метою покращення властивостей піщано-глинистих сумішей слід рекомендувати Na-КМЦ у вигляді водного розчину з умовною в'язкістю 15с по ВЗ-4.

**Дробязко В.М., Савіцька Н.Б.**  
*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **ВЛАСТИВОСТІ ПРОТИПРИГАРНИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ МОДЕЛЕЙ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

Притипригарні покриття для моделей, що газифікуються, повинні мати гарну криючу здатність, високу зносостійкість та достатню міцність при заливанні металу.

Досліджені властивості водних покриттів на основі аморфного (25%) та кристалічного (10%) графіту з використанням органічних та неорганічних зв'язуючих (ЛСТ, рідкого скла, ортофосфорної кислоти), які вводили в кількості 5...10%. В якості стабілізатора застосували високомолекулярну речовину – карбоксиметилцелюлозу, яку вводили в вигляді водного розчину з умовною в'язкістю 20 с по ВЗ-4.

Всі покриття гарно змочують поверхню пінополістиролової моделі. Крайовий кут змочування, визначений за методом лежачої краплі, знаходиться в межах 66...82°. Це забезпечує повне відтворення поверхні моделі, включаючи тонкі елементи. При одноразовому нанесенні методом занурення покриття утворюють суцільний та рівномірний шар товщиною 0,34...0,50 мм. Тривалість висихання шару покриття при 50°C складає 100...200 хв. При повторному фарбуванні товщина шару зростає до 0,61...1,38 мм, що є достатнім при виробництві важких виливків.

Всі покриття мають високу зносостійкість, яка перевищує 2,37 кг/мм (ГОСТ 10772-78). Це виключає руйнування покриття при транспортуванні блоків моделей та їх формуванні.

Міцність при згині покриттів визначали на плоских зразках товщиною 1,27...1,94 мм за розробленою методикою.

Встановлено, що покриття з органічними зв'язуючими (ЛСТ) втрачають міцність при температурах 200°C. При використанні неорганічних зв'язуючих (рідке скло, ортофосфорна кислота) міцність зберігається до 400°C. Висока міцність при згині покриттів з неорганічними зв'язуючими сприятиме попередженню їх деформації при заливанні рідкого металу та підвищенню точності виливків.

**Дунайчук В.В., Кіщенко О.М.**  
*(ДВНЗ «КНУ», м. Кривий Ріг)*

### **СУЧАСНІ МЕТОДИ УПРАВЛІННЯ ЛИТОЮ СТРУКТУРОЮ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИЛИВКІВ З КОЛЬОРОВИХ СПЛАВІВ**

Найбільший інтерес для сучасної металургії представляє розробка ефективних методів теплосилового впливу на дифузійні, теплофізичні і гідродинамічні процеси твердіння сплавів. За допомогою вібрації, перемішування, накладення електромагнітних полів, які впливають: на стійкість межі кристалізації і формування кристалічної структури литва; переміщення центрів кристалізації і плаваючих кристалів із зони двофазного стану в об'єм розплаву, що твердіє; спливання неметалевих включень і газів; змивання ліквідаційних елементів з межі фаз і перерозподіл їх в об'ємі відливання; гальмування і управління характером конвективного руху розплаву в замкненому об'ємі відливання, що твердіє; гомогенізація хімічного складу металевого розплаву.

Систематизація різних зовнішніх дій, з допомогою яких можна управляти

литою структурою (рис. 1).

Хімічний метод об'єднує сукупність методів управління, пов'язаних зі зміною складу сплаву, тобто додатковим введенням компонентів (легування і модифікування), або видаленням шкідливих домішок (рафінування).

Фізичні методи включають дії, здійснювані за рахунок енергетичної взаємодії системи (сплавів) з довкіллям без зміни хімічного складу сплаву.

У особливу допоміжну групу віднесені захисні методи, які безпосередньо не впливають на литу структуру, а лише сприяють стабілізації якості шляхом збереження результатів дії. Наприклад, витримка розплаву в атмосфері аргону, гелію і азоту в автоматичних дозувальних пристроях дозволяє усунути негативний вплив окислювальної атмосфери і тим самим понизити газовміст в розплаві; підвищує стабільність технологічного процесу отримання якісних відливань.

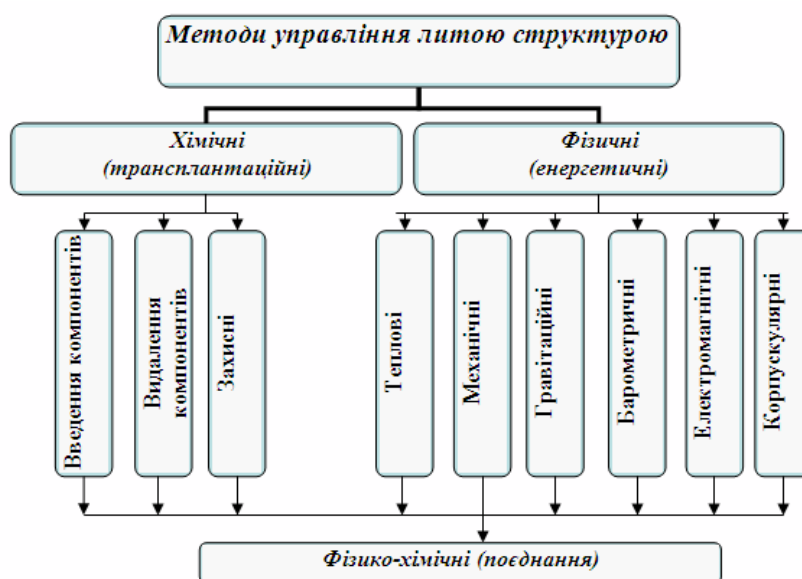


Рис. 1 – Класифікація методів управління литою структурою

Широко вживані в практиці фізичні методи впливу залежно від виду енергоносія можна розділити на наступні групи: теплові; барометричні; гравітаційні; механічні; електромагнітні, високоенергетичні (корпускулярні).

Теплові методи включають термо-тимчасову і термо-швидкісну обробку розплаву, а також управління литою структурою шляхом зміни швидкості твердіння і градієнта температури. Барометричні методи полягають у створенні зовнішнього тиску, відмінного від атмосферного (від глибокого вакууму до кристалізації під надвисоким тиском – вибухом).

У гравітаційних методах впливають на структуру за рахунок зміни сили тяжіння (від невагомості до високошвидкісного центрифугування, включаючи відцентрове литво).

Різні механічні методи полягають в дії на розплави шляхом механічного переміщення одних мікрооб'ємів матеріалу відносно інших (перемішування, фільтрація, продування газами, обробка ультразвуком і вібрацією).

Електромагнітні методи полягають в обробці розплаву або відливання, що твердіє, електричним струмом і електромагнітними полями. З аналізу літературних даних випливає, що сучасні методи управління литою структурою впливають на рідкотекучість, зменшують усадку і вміст газу, підвищують однорідність розплаву і

подрібнюють кристали. Все це призводить до поліпшення властивостей. Проте є дані про укрупнення кристалів, особливо в модифікованих сплавах, і посиленні сегрегації первинного елементів сплавів, що потребує додаткових досліджень для окремих сплавів, особливо легуваних.

#### **Література:**

1. Леках С.Н. Внепечная обработка высококачественных чугунов в машиностроении / С.Н. Леках, Н.И. Бестужев.–Минск: Наука и техника, 1992. –226 с.
2. Баум Б.А. Взаимодействие жидкого и твердого состояний сплавов / Б.А.Баум, Е.А.Клименков, Г.В. Тягунов, Ю.А. Базин // *Металлы*, 1986. – №3. – С. 19–24.
3. Жутаев Л.И. Исследование взаимосвязи жидкого и твёрдого состояний алюминиевого сплава / Л.И. Жутаев, Е.Е.Третьякова, Р.К.Мысик, Б.А.Баум.// *Литейное производство*, 1994. –№1. – С.22–24.

**Ершов П.О.**

*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ЖАРОСТОЙКОСТЬ ФЕРРИТНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ**

Все эксплуатационные и технологические свойства, а также физические константы сталей во многом определяются как химическим составом, так и структурой. В определенных случаях, для конкретных условий эксплуатации допускается взаимозамена материалов, что обусловлено, прежде всего, экономическими факторами. Так проведенные сравнительные исследования жаростойкости (окалиностойкости) сталей 12X18H10T, 08X14CЮTч, 08X8CЮTч при 700°C в течение 100 часов показали, что на образцах сталей 12X18H10T, 08X14CЮTч, 08X8CЮTч после испытаний образуется относительно плотная, равномерно расположенная на поверхности окалина. При этом средняя скорость коррозии сталей 12X18H10T, 08X14CЮTч, 08X8CЮTч составляет соответственно 0,086; 0,112; 0,147г/см. Причины различий в коррозионной стойкости обусловлены разным химическим составом сталей, и, прежде всего, содержанием хрома, а также их структурным классом. Приведенные результаты свидетельствуют, что для конкретных условий эксплуатации экономически целесообразно и возможно использование хромистых ферритных сталей 08X14CЮTч, 08X8CЮTч вместо хромоникелевой аустенитной стали 12X18H10T. Это может дать существенную экономию в виду значительной стоимости никеля и хрома. Например, при производстве целого ряда изделий для пищевой промышленности и товаров народного потребления. Поэтому исследования, направленные на разработку и внедрение ферритных хромистых сталей являются очень актуальными.

Хром – главный легирующий элемент, определяющий жаростойкость и коррозионную стойкость углеродистых сталей. Кроме того, хром еще и основной ферритостабилизирующий элемент. Такое влияние он оказывает при содержании не менее 6...8 %. Высокая коррозионная стойкость сталей может быть достигнута также за счет получения стабильной структуры.

Для предварительной оценки фазового состава сталей при корректировке химического состава или разработке новых сталей обычно используют структур-

ные диаграммы. Наиболее распространенной среди них является диаграмма Шеффлера для нержавеющей хромоникелевых сталей. Однако ее применение затруднено при разработке ферритных хромистых сталей. Хром, алюминий, кремний и титан способствуют увеличению ферритной составляющей в сталях. Для оптимизации легирования сталей этими элементами и выбора химического состава стали, содержащей 7...8 % хрома с условно гомогенной ферритной основой, провели полный факторный эксперимент.

Основным параметром оптимизации была выбрана жаростойкость, представленная как глубина проникновения коррозионных повреждений, а контролирующими параметрами служили значения относительного удлинения и твердости. Исследование структуры, фазового состава и оценку степени гомогенности структуры проводили с помощью металлографического анализа. В литом состоянии микроструктура всех сплавов, содержащих 7...8 % хрома и легированных по среднему уровню алюминием, кремнием и титаном или хотя бы двумя из этих трех элементов на верхнем уровне, представлена условно однородной ферритной структурой с выделениями мелкодисперсных фаз карбонитридного типа. Причем суммарное содержание хрома, алюминия, кремния и титана в этом случае превышало 11%. Полученная ферритная структура сохраняется и в интервале температур 800...1200°C. При меньшей сумме этих элементов наблюдается дополнительное выделение мартенситной фазы.

**Жижкина Н.А., Гутько Ю.И.**

*(Восточноукраинский национальный университет имени*

*В. Даля, г. Луганск)*

### **ФОРМИРОВАНИЕ МАССИВНЫХ ОТЛИВОК В УСЛОВИЯХ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ**

Изготавливать двухслойные массивные отливки из разнородных материалов, отличающихся уровнем физико-механических свойств, стало возможным благодаря центробежному литью, регулирование параметров которого расширило возможности в управлении качеством таких изделий.

Технологический процесс такого литья заключается в заполнении сначала высоколегированным металлом части вращающейся формы, образующей рабочую поверхность отливки, а затем расплавом высокопрочного материала – полости, формирующей сердцевину изделия. При этом процессы заполнения форм расплавами и последующего затвердевания таких заготовок происходят под влиянием изменяющихся во времени центробежных сил и теплового потока, образующегося между кристаллизующимся металлом и внутренней поверхностью кокиля.

На формирование массивных отливок центробежные силы влияют путем повышения плотности вращающегося расплава и распределения внутри него давления, изменения геометрии свободной поверхности горячего металла, скорости движения его потока и неметаллических частиц в нем. Изучение каждого из этих явлений имеет важное практическое значение. Изменение геометрии свободной поверхности влияет на равномерность намораживания слоев массивных отливок и их напряженное состояние, а, следовательно, эксплуатационную стойкость таких изделий. В зависимости от усилия гидростатического давления, развиваемого во вращающемся расплаве, рассчитывают прочность формы. С другой стороны, вра-

щающийся расплав, действуя на корочку мгновенно затвердевшего у поверхности формы металла, определяет формирование трещин на поверхности отливок. Изучение законов вращения жидкого металла и движения неметаллических включений в нем под действием центробежных сил способствует описанию процесса заполнения формы и кристаллизации бездефектной отливки.

Результаты исследований плотности различных типов отливок показали, что в процессе формирования массивного изделия в поле действия центробежных сил на увеличение плотности расплавов оказывают наибольшее влияние радиус вращения частицы жидкого металла и угловая скорость ее движения. При этом установлено, что на начальном этапе заливки скорость вращения отличается относительной стабильностью, и увеличение плотности в большей степени зависит от радиуса движения частицы расплава. Вместе с тем при заливке металла сердцевины, в условиях значительного изменения частоты вращения формы, более интенсивное влияние на такую характеристику оказывает именно величина угловой скорости.

Изучение влияния центробежных сил на геометрию свободной поверхности расплава показало, что она зависит от массы заливаемого металла, скорости вращения литейной формы, радиуса и высоты той ее части, в полости которой происходит движение рассматриваемого расплава. Показано, что вследствие параболической формы расплава, движущегося под действием центробежных сил, его величина вдоль отливки неравномерная. При этом выявлено, что увеличение расстояния между анализируемым участком формируемого слоя и центром параболоида вращения способствует повышению давления внутри движущегося расплава, а, следовательно, более равномерному распределению металла вдоль изделия.

Наряду с изменением вышеперечисленных явлений под действием центробежных сил, физические свойства расплавов остаются в условиях вращения неизменными. В связи с этим значительный интерес представляет изучение процесса охлаждения и затвердевания массивных изделий, отливаемых центробежным методом. Работа в этом направлении продолжается.

**Зеленюк Ю.О., Шаломеєв В.А., Цивірко Е.І.**  
*(ЗНТУ, м. Запоріжжя)*

### **КОРОЗИЙНА СТІЙКІСТЬ ЛИТОГО МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МЛ5 З НЕОДИМОМ**

В авіаційній і автомобільній промисловості знайшли широке використання магнієві сплави завдяки їхній легкості й добрій міцності. Вироби із магнієвих сплавів експлуатуються в різних середовищах і умовах навантаження, але їх корозійна стійкість вивчена недостатньо, що потребує проведення спеціальних експериментів.

В даній роботі вивчали вплив неодиму на структурні складові литого магнієвого сплаву МЛ5 та його корозійну стійкість.

Корозійні випробування проводили в водних розчинах з вмістом 0,7; 0,9; 3,0% NaCl при температурі  $36 \pm 1,0$  °C, стабільність якої забезпечувалась ультратермостатом УТ-15. Через 10, 20, 30 діб зразки виймалися з розчину. Визначали середню швидкість корозії зразків для кожного варіанту випробування, використовуючи вимірювання на базі 3 зразків.

Металографічні дослідження показали, що структура стандартного сплаву МЛ5 складалася з  $\delta$  - твердого розчину, інтерметалідів ( $\gamma$  - фази  $Mg_{17}Al_{12}$ ) та евтектики типу  $\delta+\gamma(Mg_{17}Al_{12})$ , яка розташовувалася по межах зерен. При додаванні неодиму у сплав МЛ5 зменшувалися кількість евтектики, розмір мікрозерна та відбувалося подрібнення інтерметалідної фази. При зростанні вмісту неодиму присутність евтектичної фази в сплаві поступово збільшувалась. Мікрорентгеноспектральним аналізом встановили наявність Nd у складі інтерметалідної фази. Так, при вмісті 1,0%(мас) Nd у сплаві його вміст у інтерметалідах складав  $\approx 30,0\%$ (мас.).

Встановили, що в зразках із сплаву МЛ5 розміри інтерметалідів не перевищували 15 мкм. При збільшенні вмісту неодиму з 0,05 до 1,0%(мас) середній розмір інтерметалідів змінювався від 2,2 до 3,9 мкм (середній розмір інтерметалідів стандартного сплаву складав 3,2 мкм). В сплаві при вмісті 0,05%(мас) Nd в порівнянні із стандартним складом доля інтерметалідів з розмірами менше 4 мкм збільшувалася майже в 2 рази. В той же час з підвищенням концентрації неодиму в сплаві спостерігалось збільшення кількості інтерметалідів з розмірами від 8 до 15 мкм.

Порівняльний аналіз швидкості корозії зразків вивчених варіантів магнієвого сплаву показав, що з підвищенням вмісту неодиму в сплаві МЛ5 з 0 до 0,05%(мас) швидкість корозії в усіх розчинах зменшувалася у 2,5 рази. Збільшення вмісту Nd до 0,1%(мас) помітно не змінювало швидкість корозії. Подальше зростання вмісту Nd до 1,0%(мас) значно зменшувало швидкість корозії в усіх розчинах майже у 10 разів. Спостерігається певна залежність між кількістю, хімічним складом інтерметалідної фази та швидкістю корозії. Так, зменшення швидкості корозії можна пов'язати з суттєвою зміною хімічного складу інтерметалідів, які у гальванічній парі  $\delta$ -твердий розчин – інтерметалідна фаза відіграють роль катода. Збільшення кількості інтерметалідної фази з неодимом зменшує шкідливий вплив алюмінію в сплаві на швидкість корозії.

На швидкість корозії литих зразків із магнієвого сплаву МЛ5 у водних розчинах хлористого натрію суттєво впливають його структурні складові, які обумовлені хімічним складом металу.

Введення неодиму в сплав МЛ5 помітно зменшувало його швидкість корозії в водних розчинах хлористого натрію, за рахунок зміни складу, розмірів та кількості інтерметалідів.

**Ігнатська Я.В., Шейко О.І., Клименко В.А.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### **ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ГРАНУЛОМЕТРИЧНОГО СКЛАДУ КВАРЦОВИХ ПІСКІВ НА ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ФОРМУВАЛЬНИХ І СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ**

Незважаючи на бурхливий розвиток новітніх методів формоутворення при виробництві деталей з металів та сплавів, традиційний спосіб їх формоутворення методом лиття в піщано-глинисті форми залишається не тільки актуальним, але й дуже перспективним. Тому формувальні суміші повинні мати необхідні технологічні властивості.

Основною складовою формувальних і стрижневих сумішей, які використовували у ливарному виробництві, є кварцовий пісок різних родовищ. Важливою



характеристикою кварцових пісків є розмір зерен, який визначається гранулометричним складом. На технологічні властивості формувальних і стрижневих сумішей суттєво впливає форма зерен піску, яка може бути від округлої до кутастої [1].

Відомо, що розмір зерен кварцового піску впливає на технологічні властивості формувальних і стрижневих сумішей [1]. Так, при використанні пісків дрібних фракцій підвищується міцність і щільність формувальної суміші та одночасно спостерігається зниження її газопроникності за рахунок зменшення поруватості. Застосування крупних фракцій пісків призводить до зворотнього ефекту. Тому, на практиці, для отримання оптимальних технологічних властивостей формувальних і стрижневих сумішей використовують кварцові піски із розгалуженою структурою, яка виражається масою та видом лиття. Для приготування формувальних сумішей найчастіше використовують кварцові піски фракцій від 0.1 до 0.4.

Метою магістерської роботи є дослідження впливу гранулометричного складу кварцових пісків на технологічні властивості формувальних сумішей, визначення співвідношення зерен наповнювача в об'ємі піщано-глинистої суміші та її оптимального складу.

Для проведення досліджень використовували дніпровський кварцовий пісок фракцій: 0.4, 0.315, 0.2, 0.16, 0.1.

Дослідження по визначенню оптимального співвідношення фракцій кварцового піску в об'ємі формувальної або стрижневої сумішей проводили із використанням плану на основі ЛПт послідовностей із наступним отриманням та аналізом математичних моделей процесів.

Для визначення впливу гранулометричного складу кварцових пісків на технологічні властивості формувальних і стрижневих сумішей в роботі проводилося дослідження по визначенню в сирому та сухому стані міцності на стискання, обсяємості, газопроникності, поруватості та щільності.

Для визначення вказаних властивостей формувальних сумішей використовували стандартні методи досліджень відповідно чинних ГОСТів [2, 3].

Проведені дослідження дозволили встановити оптимальне співвідношення різних фракцій наповнювача в об'ємі суміші, розробити склад формувальної суміші та визначити її технологічні властивості.

### **Література:**

1. Берг. П. П. Формовочные материалы. – М.: Машгиз, 1963. – 408 с.
2. ГОСТ 23409.6-78. Пески формовочные, смеси, формовочные и стержневые. Метод определения газопроницаемости – Взамен ГОСТ 2189-62 в части разд. III, VI, VIII, IX, X – Введ.: 01.01.1980. – М.: Изд-во стандартов, 1979. – 32 с.
3. ГОСТ 23409.7-78. Пески формовочные, смеси формовочные и стержневые. Методы определения прочности при сжатии, растяжении, изгибе и срезе. – Взамен ГОСТ 2189-62 в части разд. I – Введ.: 01.01.1980. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 6 с.

**Калашникова А.Ю., Иванова Л.Х., Белый А.П.**  
**(НМетАУ, г. Днепропетровск)**  
**ЛЕГИРОВАНИЕ ВАЛКОВОГО ЧУГУНА НИОБИЕМ**

Ниобий – химический элемент V группы периодической системы, порядковый номер 41, атомный вес 92,91. Он относится к тугоплавким металлам ( $T_{пл}=2415^{\circ}\text{C}$ ). Он обладает высокой жаропрочностью, стоек в кислотах.

Ниобий – сильный карбидообразующий элемент. Его сродство к углероду выше, чем у любого из металлов, применяемых для легирования черных сплавов. По возрастающей степени влияния на карбидообразование в черных сплавах легирующие элементы располагаются в следующий ряд: Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb. Так же увеличивается и их склонность концентрироваться в карбидной фазе. С углеродом ниобий образует весьма тугоплавкий ( $T_{пл} = 3500^{\circ}\text{C}$ ) и твердый (микротвердость  $2400 \text{ кг/мм}^2$ ) карбид NbC, имеющий гранцентрированную кубическую решетку. Добавки ниобия к железоуглеродистым сплавам сужают и сдвигают к более высоким температурам аустенитную область, а также перемещают эвтектоидную точку в сторону больших содержаний углерода.

Как легирующий элемент ниобий применяют преимущественно в сталях. Добавка его в нержавеющие стали устраняет межкристаллитную коррозию, а в жаропрочные сплавы – повышает сопротивление ползучести этих сплавов. Отмечается также положительное влияние присадок ниобия на прочностные свойства углеродистых сталей: уже при небольших концентрациях (0,02...0,04%) ниобий способствует повышению прочностных свойств углеродистых сталей за счет измельчения зерен феррита и увеличения его микротвердости, упрочнения твердого раствора, наличия сетки карбидов по границам зерен, а также выявленных в феррите при электронномикроскопическом исследовании очень мелких ( $\sim 50 \text{ E}$ ) частиц Nb(C,N), отстоящих друг от друга на  $\sim 1000 \text{ E}$ . Известно, что ниобий, также как и молибден и титан, увеличивает межатомные связи и в соответствии с этим повышается длительная прочность сплавов при легировании этими элементами.

При производстве чугуновых отливок ниобий применяют не часто, поэтому сведения о влиянии ниобия на свойства чугуна неоднозначны: в одних случаях он способствует или в крайнем случае нейтрален по отношению к графитизации вследствие образования зародышей графита при его взаимодействии с углеродом, азотом и кислородом, в других – при больших концентрациях он может препятствовать графитизации. Учитывая, что ниобий образует карбиды более стойкие, чем карбид железа, и имеет, хотя и весьма ограниченную, растворимость в карбиде железа, следует ожидать его отбеливающего влияния.

Целью работы было определение влияния легирования ниобием чугуна для литья прокатных валков с целью увеличения его механических свойств.

Проведенные лабораторные исследования на половинчатых валковых чугунах показали, что легирование чугуна ниобием, при вводе его в виде чистого металла (от 0,10 до 0,70%) способствовало увеличению чистого отбела, при вводе феррониобия, в состав которого входили алюминий и титан, также глубина чистого отбела увеличивалась, однако интенсивность влияния была меньшей.

Металлографический анализ показал, что при вводе чистого ниобия и феррониобия спецкарбиды имеют разную форму: в первом случае – разветвленную под углом  $120^{\circ}$  форму, во втором – кубическую форму, что, по-видимому, связано с вводом небольшого количества титана, присутствовавшего в ферросплаве. Макси-

мальное количество цементита было получено при содержании 0,2...0,3% ниобия при вводе чистого металла и 0,3...0,5% – при вводе феррониобия. Строеение перлита становилось менее тонким при содержании 0,3...0,7% ниобия, а при меньших концентрациях перлит не изменялся по сравнению с перлитом в исходном чугуна. Ниобий растворялся в матрице в небольшом количестве, при этом микротвердость перлита возрастала.

Механические свойства (твёрдость, предел прочности при изгибе) и износостойкость чугуна, легированного ниобием, по сравнению с нелегированным чугуном возрастали. Рекомендуемые концентрации ниобия в половинчатом валковом чугуна 0,2...0,35%.

**Карпенко Е.М., Васильев А.В.**  
(ГГУ им. Ф.Скорины, г. Гомель)

### **ОЦЕНКА ЧЕЛОВЕЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА ПРЕДПРИЯТИЙ МЕТАЛЛУРГИИ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ**

Исходя из сущности человеческих ресурсов и их роли в процессе реализации потенциала предприятий металлургии, можно выделить следующие три основные компоненты человеческих ресурсов: способность человека к труду (совокупность физиологических способностей работников к осуществлению целенаправленной деятельности); квалификация (совокупность знаний работников); мотивация.

По мнению многих исследователей, например, Э. Карневейла, Козлова А.А., Рощина С.Ю. основными качественными характеристиками человеческих ресурсов, обуславливающими их физиологические способности к целенаправленной деятельности, являются: их половозрастной состав и состояние здоровья. Сюда же в качестве экстенсивного источника роста потенциала предприятия может быть отнесено отработанное время.

Определено, что поскольку взаимосвязь между возрастом и физиологической способностью к труду работника не является линейной, как в случае состояния здоровья, то целесообразно осуществлять приведение (редукцию) возрастного состава работников к одному возрастному диапазону, физиологическая способность к труду работников из которого принимается равной 1:

$$BЗ = \sum_{i=1}^n BЗ_i * k_i,$$

где  $BЗ_i$  – численность работников  $i$ -го возрастного диапазона, чел.;  $k_i$  – коэффициент редукции величины физиологической способности к труду  $i$ -го возрастного диапазона.

Взаимосвязь между совокупностью возможностей предприятия, порождаемых наличием у него человеческих ресурсов, обладающих определённой физиологической способностью к труду, как их источника, и качественными характеристиками данного источника может быть представлена в виде:

$$V_{\text{чр}}^{\text{фст}} = f(Ч, СЗ, ВР),$$

где  $Ч$  – редуцированная численность работников;  $СЗ$  – характеристика состояния здоровья человеческих ресурсов (удельный вес неявок вследствие болезни);  $ВР$  – величина отработанного времени.

Основные результаты оценки человеческого потенциала предприятий металлургии (Центролит – Гомельский литейный завод «Центролит», ЗЛиН – РУП «Гомельский завод литья и нормалей», БМЗ – РУП «Белорусский металлургический завод», РМЗ – РУП «Речицкий метизный завод», ММЗ – ОАО «Могилевский металлургический завод», МЗОО – ОАО «Минский завод отопительного оборудования») представлены в табл. 1, 2.

Оценка параметров физиологической способности к труду персонала предприятий металлургии Республики Беларусь показала следующее. Отраслевым лидером по рассматриваемому источнику потенциала предприятий отрасли в проанализированном периоде стабильно оставалось БМЗ. Данное предприятие в 1996 – 2001 годах сумело обеспечить устойчивую положительную динамику собственной обеспеченности трудовыми ресурсами и превышение темпов роста объемов собственного трудового потенциала над среднеотраслевым уровнем в среднем на 84 %. Основной причиной этого является стабильность рыночных позиций этого предприятия, стимулирующая приток нового персонала и минимизирующая отток уже имеющихся кадров.

Таблица 1 – Редуцированная численность персонала, чел.

Годы	Предприятия						Среднее по отрасли
	Центролит	ЗЛиН	БМЗ	РМЗ	ММЗ	МЗОО	
1996	316	870	1723	262	203	297	612
2000	331	886	1921	262	208	326	656
2001	318	847	1986	300	232	314	666
2002	300	888	2148	257	225	312	688
2003	295	888	2316	249	216	306	712
2004	295	888	2373	229	212	311	718
2006	269	795	2369	229	205	304	695
2008	276	662	2182	256	190	295	643
2010	268	704	2032	277	188	291	627

Таблица 2 – Удельный вес неявок по болезни, %.

Годы	Предприятия						Среднее по отрасли
	Центролит	ЗЛиН	БМЗ	РМЗ	ММЗ	МЗОО	
1996	8,9	7,8	6,8	4,0	6,8	6,0	6,7
2000	9,2	8,9	7,5	5,6	6,9	7,8	7,7
2001	11,1	11,0	9,3	7,1	7,1	9,4	9,2
2002	12,0	11,6	10,3	7,1	8,2	10,4	9,9
2003	11,2	10,5	13,0	8,0	7,3	8,1	9,7
2004	11,7	11,4	11,2	8,3	7,0	16,4	11,0
2006	10,6	11,2	6,9	8,0	7,4	10,4	9,1
2008	10,7	10,9	8,9	8,7	8,1	12,6	10,0
2010	11,4	10,3	10,4	8,8	7,9	11,8	10,1

Все прочие предприятия отрасли в проанализированном периоде продемонстрировали либо высокую степень неустойчивости объемов своих трудовых ресур-

сов (как например РМЗ, МЗОО и ММЗ), либо достаточно стабильное сокращение таких объемов (Центролит и ЗЛиН). Основной причиной указанных негативных тенденций является нестабильное рыночное положение перечисленных предприятий, не дающее им возможность эффективно реализовывать кадровую политику и приводящее к повышению степени текучести кадров.

**Кеуш Д.В., Лютий Р.В.**  
**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

**СУМІШІ ДЛЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ З НОВИМИ  
ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМИ КОМПОНЕНТАМИ,  
ЯКІ ЗМІЦНЮЮТЬСЯ ПРИ НАГРІВАННІ**

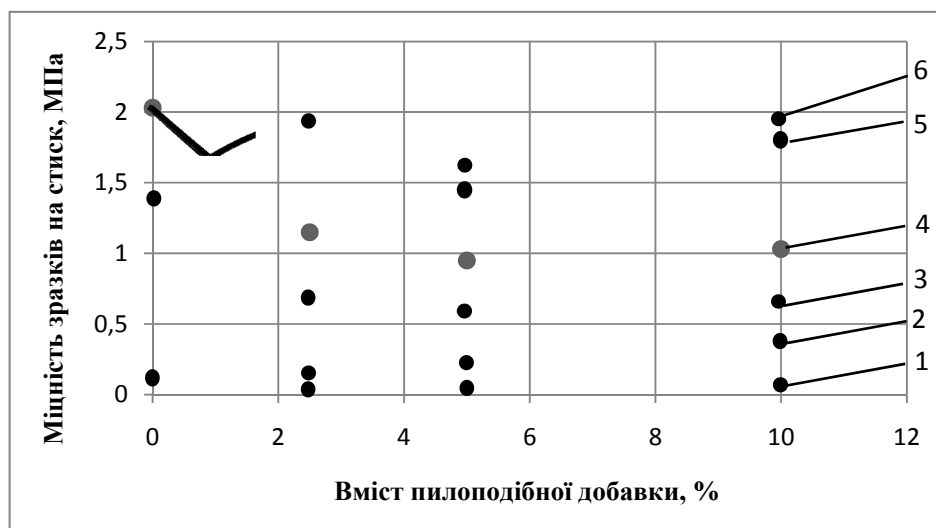
Неорганічні зв'язувальні компоненти забезпечують високий рівень фізико-механічних, технологічних та робочих властивостей формувальних і стрижневих сумішей для сталевого литва. Найбільш поширеними є рідке скло, глинясті зв'язувальні компоненти, а також солі металів. Відомий ряд сумішей на основі фосфорнокислих солей, які зміцнюються при нормальних умовах, але вони не задовольняють вимогам щодо швидкості зміцнення та стабільності основних властивостей, що дозволило би вдало застосовувати їх у технології «холодних ящиків».

Термічна дія на ці зв'язувальні компоненти призводить до прискорення їх зміцнення, і в такому разі за умови забезпечення стабільно високого рівня властивостей суміші на перший план виходить простота складу та доступність компонентів.

Раніше нами встановлено, що зв'язувальні компоненти з ортофосфорною кислотою можуть утворювати не лише оксиди основних металів, а і такі поширені в технологіях ливарного виробництва матеріали, як кварцові і алюмосилікатні наповнювачі. Зв'язувальна здатність заснована на взаємодії глинозему ( $Al_2O_3$ ) та кремнезему ( $SiO_2$ ), які складають основу цих наповнювачів, з ортофосфорною кислотою. Утворені фосфати алюмінію або кремнію забезпечують високу адгезійну і когезійну міцність у структурі суміші.

При цьому очевидно, що властивості сумішей знаходяться у великій залежності від гранулометричного та мінералогічного складу наповнювачів. Адгезійна міцність у першу чергу залежить від форми та стану поверхні зерен, а когезійна – від розмірів зерен і кількості вільного зв'язувального компонента, а також безпосередньо від міцності його полімерної структури. В експериментах вирішували питання утворення зв'язувальних компонентів на основі ортофосфорної кислоти з різними вогнетривкими матеріалами, а також досліджували залежність властивостей готових сумішей від типу вогнетривкого наповнювача.

Були використані такі наповнювачі, як річковий кварцовий пісок  $2K_5O_2O_3$ , подрібнений пірофіліт з переважною фракцією 0,2 мм та цирконовий концентрат. В суміші додавали ортофосфорну кислоту разом із пилоподібними матеріалами – кварцом і пірофілітом. Із сумішей виготовляли стандартні циліндричні зразки, які зміцнювали протягом 1 години при  $250...300^{\circ}C$ . Результати визначення міцності сумішей представлені на рис. 1.



- 1 – пірофіліт + пилоподібний пірофіліт; 2 – пірофіліт + пилоподібний кварц;  
 3 – кварцовий пісок + пірофіліт; 4 – кварцовий пісок + пилоподібний кварц;  
 5 – циркон + пірофіліт; 6 – циркон + пилоподібний кварц.

Рис. 1 – Міцність сумішей з різними вогнетривкими наповнювачами

Встановлено, що зміцнення сумішей можливе і без додавання пилоподібного матеріалу за рахунок взаємодії кислоти з найбільш дрібними зернами наповнювача, а також так званою глинястою складовою, яка міститься у кварцовому піску. Тому більш високі показники міцності спостерігаються у сумішах на основі кварцового піску.

Пилоподібний пірофіліт в поєднанні з кислотою забезпечує меншу міцність сумішей в порівнянні з пилоподібним кварцом, що пояснюється меншою структурною впорядкованістю фосфатів алюмінію.

Усі суміші, в яких наповнювачем є пірофіліт, мають незадовільні властивості через неправильну форму зерен цього наповнювача, що призводить до погіршення адгезійних зв'язків.

Циркон навіть без додавання інших пилоподібних вогнетривів взаємодіє з кислотою та забезпечує високу міцність, яка може бути підвищена при додаванні пилоподібного кварцу. Добавка пірофіліту навпаки забирає на себе частку кислоти і знижує загальну міцність.

Як було встановлено нами, активна взаємодія кислоти з утворенням міцних фосфатів відбувається: з пірофілітом при  $300^{\circ}\text{C}$ , з пилоподібним кварцом – при  $320^{\circ}\text{C}$ , з цирконом – при  $360^{\circ}\text{C}$ .

Отже, підвищення властивостей сумішей може бути досягнуто через оптимізацію температури їх зміцнення.

Досліджені суміші мають максимально простий склад та високі фізико-механічні властивості, а термічна стійкість отриманих зв'язувальних компонентів дозволяє виготовляти із них форми і стрижні для сталевого литва.

Із суміші на основі кварцового піску з пилоподібним кварцом виготовлено роз'ємну ливарну форму у двох опоках, яку заливали сталлю 20Л при  $1560^{\circ}\text{C}$ , а також оболонкову форму за гарячим оснащенням, яку заливали тією ж сталлю при  $1700^{\circ}\text{C}$ . Якість поверхонь виливків очікувано хороша.

**Клок О.В., Литвинець Є.А., Чайковський О.А.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### **ВПЛИВ МАГНІЮ НА СТУПІНЬ СФЕРОЇДИЗАЦІЇ ГРАФІТОВИХ ВКЛЮЧЕНЬ, ЇХ КІЛЬКІСТЬ ТА РОЗМІРИ**

Високоміцний чавун є широко використовуваним матеріалом, який має хороші ливарні (висока рідкотекучість, мала усадка та схильність до гарячих тріщин) та механічні властивості (підвищена міцність, ударна в'язкість, пластичність та стійкість до ударних навантажень). Високий рівень механічних характеристик забезпечується сферичною формою графітових включень, яка забезпечує вищу суцільність графітової матриці, ніж пластинчаста.

Метою проведеного дослідження є визначення впливу кількості модифікатора на ступінь сфероїдизації графіту, його кількість та форму.

Чавун плавилі в індукційній тигельній печі марки ІСТ-0,06, ємність тигля 60 кг. Хімічний склад чавуну наступний: 4,36...4,42% С; 0,60...0,80% Si; 0,5...0,6% Mn ; до 0,03% S; до 0,1 % P. Сфероїдизувальне модифікування здійснювалося в ковші ємністю 10 кг з використанням комплексного модифікатора марки ФСМг 7 (ТУ 14-5-134-861). Кількість модифікатора становила 2; 2,2; 2,4 та 2,6% від маси металу, що модифікується. Температура чавуну при модифікуванні становила 1400...1420°C. Модифікований чавун заливався у сухі піщано-глинисті форми. Після охолодження залитих проб виготовляли зразки розміром 10x10x40 мм для проведення металографічного аналізу.

Ступінь сфероїдизації було визначено за методикою ІПЛ НАН України. Кількість графітових включень у чавуні визначали за допомогою комп'ютерної програми Calculation of the structure, в основу якої покладено метод Глаголева. Середній розмір графітових включень було визначено за допомогою комп'ютерної програми Image Pro.

При вказаній зміні кількості введеного модифікатора встановлено, що кількість графітових включень зменшується з 13,3 до 9,6%. Це пов'язано з тим, що зі збільшенням кількості модифікатора збільшується і кількість кремнію, що сприяє повному проходженню процесів графітизації чавуну. Тобто, створюються умови для повнішого проходження дифузії вуглецю, результатом чого є збільшення розмірів графітових включень від 25 до 29,9 мкм.

Таким чином, зі збільшенням кількості введеного модифікатора від 2 до 2,6% ступінь сфероїдизації графіту збільшується від 0,75 до 0,95%, розміри графітових включень збільшуються від 25 до 29,9%, а їх кількість зменшується від 13,3 до 9,6%.

**Кравченко М.А.**  
(НТУУ «КПІ», г. Київ)

### **ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИЕМЫ СТАБИЛИЗАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Сплавы системы медь-алюминий-никель с эффектом запоминания формы (ЭЗФ) используются в технике ответственного назначения только в виде монокристаллов. Применяя поликристаллические материалы, можно значительно расширить номенклатуру изделий. Основным недостатком поликристаллических об-

разцов является анизотропность термомеханических характеристик (ТМХ). Высокая дисперсность характеристик обусловлена тем, что при кристаллизации образуются разновеликие зерна, размеры которых отличаются друг от друга примерно на порядок.

Наиболее перспективным способом стабилизации ЭЗФ в сплавах медь-алюминий-никель, как показали опыты, является модифицирование. Вероятно, улучшить термомеханические характеристики изучаемой группы сплавов можно при системном подходе: модифицированием и специальной термической обработкой.

Объектом исследования был выбран сплав Cu-14,2Al-4,0Ni (% по массе) с  $A_{\kappa}=0^{\circ}\text{C}$ . В качестве модификаторов использовали В, V, Zr, количество которых варьировали от 0,03% до 0,4%.

Эффективное решение задачи стабилизации и улучшения ТМХ сплава возможно лишь при помощи экспериментально-статистического подхода с использованием математической теории планирования эксперимента.

К основным факторам, наиболее сильно влияющим на систему, были отнесены вид модификатора ( $F_1$ ), его количество ( $F_2$ ), температура отжига ( $F_3$ ), закалочная среда ( $F_4$ ), температура ( $F_5$ ) и время старения ( $F_6$ ). В виде рабочей матрицы использовали план вида  $3^6/9$  с двукратным повторением опытов и их рандомизацией. Перечисленные факторы согласно плану изменялись на следующих уровнях:

вид модификатора -	В, V, Zr
количество модификатора -	В - 0,03; 0,06; 0,1 % по массе
	V - 0,1; 0,2; 0,4
	Zr - 0,05; 0,1; 0,2;
температура отжига -	600; 750; 900 $^{\circ}\text{C}$
закалочная среда -	масло; воздух; вода
температура старения -	50; 70; 100 $^{\circ}\text{C}$
время старения -	20; 40; 60 мин.

Оценкой качества сплава с ЭЗФ служили ТМХ: предельная, полностью устраняемая при нагреве в условиях свободного восстановления формы, деформация ( $\varepsilon^{100}_{\text{н}}$ ) и реактивное напряжение ( $\sigma_p$ ), возникающее в сплаве, имеющем определенную степень деформации, при его нагревании, если внешнее сопротивление полностью исключает восстановление формы.

В результате исследований установили, что все модификаторы стабилизируют свойства, благодаря равноосной поликристаллической структуре; в разной степени измельчают зерно; воздействуют на структурные составляющие и границы зерна индивидуально. Бор является наиболее сильным модификатором, он активнее других воздействует на метастабильную фазу, на эвтектоид, на величину и размеры зерна.

Анализируя полученные адекватные и информативные математические модели вида

$$y_1(\varepsilon^{100}_{\text{н}}) = 3,8 + 0,8x_1, \text{ где } x_1 = F_1 - 1;$$

$$y_2(\sigma_p) = 367 + 67z_4, \text{ где } z_4 = 1,5[(F_4 - 1)^2 - 0,7],$$

можно утверждать, что управление деформационными характеристиками предпочтительно осуществлять, изменяя вид модификатора, а специальная термическая обработка позволяет влиять на силовые характеристики.



Необходимо отметить, что значительное улучшение ТМХ модифицированных сплавов с ЭЗФ происходит в результате низкотемпературного старения.

Таким образом, модифицированные и специально термообработанные поликристаллические материалы системы медь-алюминий-никель следует рекомендовать для широкого применения в технике.

**Кужель Д.Г., Бурлака Т.В., Ямшинський М.М.  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

### **ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ З ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ**

Одним із способів підвищення спеціальних властивостей литих деталей є поверхнєве легування виливків або окремих їх частин безпосередньо в ливарній формі. Процес легування здійснюють шляхом нанесення на поверхні ливарних форм паст, фарб, облицьовувальних сумішей або вставок, наповнювачами яких є легувальні компоненти.

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

Установлено, що максимальна твердість легованого шару має місце після використання феромарганцю фракції 0315 і досягає 68 HRC. Це майже вдвічі більше, ніж твердість основи. Дещо менші значення твердості мають місце після використання фракцій 02 і 04.

Вивчена доцільність використання феротитану як наповнювача легувального покриття фракцій 02; 0315; 04. Установлено, що максимальну твердість має шар, який утворений після використання феротитану ФТi30А фракції 0315. Твердість легованого шару досягає 58 HRC, що більше у 1,5 рази у порівнянні з твердістю основи металу.

Установлено, що найбільшу товщину легованого шару можна одержати при використанні як наповнювача легувального покриття високовуглецевого феромарганцю ФМn78А. При товщині легувального покриття 7 мм товщина легованого шару досягає 12 мм. Підвищення гранулометричного складу легувального покриття призводить до зменшення товщини легованого шару, очевидно температури розплаву не вистачає для повного розплавлення легувального покриття на основі більш крупних фракцій.

Для вивчення процесів жаростійкого поверхневого легування відповідно до умов експлуатації жаростійких деталей та з урахуванням впливу легувальних елементів на жаростійкість виробів використовували алюмінієвий порошок і високовуглецевий ферохром марок ФХ650А і ФХ800.

Алюміній, незважаючи на утворення оксидних плівок в процесі взаємодії розплаву з матеріалом покриття, позитивно впливає на утворення легованого шару, товщина якого має максимальне значення 5 мм при товщині покриття 6 мм. Проте подальше збільшення товщини легувального покриття призводить до зменшення товщини легованого шару, очевидно, внаслідок втрати з часом температури металом основи і різкого зниження теплопровідності легованого алюмінієм шару.

Такий же характер зміни товщини легувального шару від товщини легувального покриття має і ферохром ФХ650А. Незважаючи на підвищення температури плавлення легувального покриття, товщина легованого шару не перевищує 4 мм,

що у повній мірі задовольняє вимогам, які пред'являються до жаростійких литих деталей. Для ферохрому марки ФХ 800А спостерігається така ж сама залежність, що пов'язано із зниженням температури плавлення ферохрому.

Вивчений вплив алюмінію та високовуглецевого хрому різних фракцій на утворення жаростійкого легованого шару. Товщина легувального покриття в усіх дослідах дорівнювала 3 мм.

Незважаючи на різні температури плавлення легувальних покриттів, кращі результати в обох випадках одержані при використанні фракції 0315, причому товщина легованого шару більша при використанні ферохрому.

Цікавим фактом було дослідження механічних сумішей із різним вмістом ферохрому і алюмінію у таких співвідношеннях:

- 1 – 70%A99 + 30%ФХ800А;
- 2 – 50% А99 + 50% ФХ800А;
- 3 – 30% А99 + 70% ФХ800А.

Встановлено, що найкращі результати має суміш №1, що пояснюється низькою температурою плавлення. Суміш №2 та №3 мають аналогічні залежності, але результати трохи гірші, але їх можна рекомендувати для виливків, які працюють при менших температурах і невеликою товщиною жаростійкого покриття.

**Лиман Г.М., Санькова Є.О.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### **ПОВЕРХНЕВО-АКТИВНІ РЕЧОВИНИ ДЛЯ ФОРМУВАЛЬНИХ ТА СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ**

Для переведення формувальної та стрижневої сумішей з сипкого у рідкий стан, що дозволяє уникнути ущільнення суміші, використовують спеціальні добавки для піноутворення – поверхнево-активні речовини.

Поверхнево-активні речовини (ПАР) — хімічні сполуки, які, концентруючись на поверхні розділу фаз, викликають зниження поверхневого натягу. Для приготування рідкорухомих самотвердних сумішей (РСС) використовують досить значну кількість піноутворювачів.

Контакт Петрова складається з сульфонафтоєвих кислот, домішок масла, сірчаної кислоти та води. Перед введенням в суміш він підлягає нейтралізації. Проте нейтралізований контакт Петрова не забезпечує необхідної стійкості піни у суміші, через це додатково необхідно вводити стабілізатор – асідол, милонафт тощо. Контакт Петрова має ряд недоліків, які значно обмежують його використання: низька стабільність властивостей, схильність до розшарування при зберіганні, відносна дефіцитність.

Змочувач НБ (Некаль) – монобутилнафталінсульфонат натрію – це натрієва сіль сульфированого продукту конденсації нафталіну з бутиловим спиртом, з їх наступною нейтралізацією розчином гідроксиду натрію. Змочувач НБ добре розчиняється у воді, рН розчину змочувача НБ складає 9...10. У зв'язку з цим немає необхідності його нейтралізувати при виготовленні РСС, що спрощує процес його використання у порівнянні з іншим. Перед введенням змочувача НБ в рідку композицію його попередньо розчиняють у воді, підігрітій до 60°C, але не вище 90°C, так як стійкість піни різко падає при підвищенні температури.

КЧНР – контакт чорний нейтралізований рафінований – являє собою водний розчин кислого гудрону, нейтралізованого содою чи їдким натром і рафінованого від мастил, смол та сульфату натрію, що отримується сульфуванням контактним газом  $SO_3$  прямогонних чи гідроочищених керасиногазойлевих фракцій чи легкого газойля каталітичного крекінгу. Це малов'язка рідина від темно-коричневого до чорного кольору з рН 7...10; з вмістом сульфату натрію не більше 5%; не сульфонованих речовин (смол та мастил) не більше 1%; сульфосолей не менше 40%. Температура зберігання КЧНР повинна бути не нижче  $+20^{\circ}C$ .

При виконанні умов зберігання та транспортування КЧНР забезпечує якісне піноутворення та оптимальну стійкість піни в сумішах з різноманітними зв'язувальними компонентами. Досвід київських заводів "Більшовик" і "Стройдор-маш", "Волгоцеммаш" (м. Тольятті) та інших показав, що КЧНР забезпечує високі механічні та технологічні властивості РСС.

Однак виробництво КЧНР на території України припинено.

У технології приготування пінобетонів використовують органічні екологічно чисті речовини, які не мають шкідливого впливу на людину та навколишнє середовище – білково-миловий концентрат (БМК).

БМК – піноутворювач на основі каніфольного мила (натрієві чи калієві солі каніфолі) та білкового концентрату. Зовнішній вигляд – пастоподібна речовина кольору від світло-коричневого до темно-коричневого, водневий показник 0,75%-го водного розчину (рН) – не більше 8, щільність піни, яка може бути виготовлена на піноутворювачі БМК, становить 50...250 г/л. Температура зберігання піноутворювача БМК не більше  $20^{\circ}C$ . Технологія приготування піни складається з двох етапів: приготування робочого розчину піноутворювача та безпосередньо приготування піни. БМК не поступається відомим синтетичним піноутворювачам за якісними показниками та має значні переваги за економічністю та екологічністю.

Інформація про використання цієї ПАР у ливарному виробництві відсутня, тому є доцільність дослідження ефективності застосування як піноутворювача при приготуванні формувальних та стрижневих сумішей.

**Лисенко Т.В., Шинський В.О.,\* Евтіхіїв О.Л.**

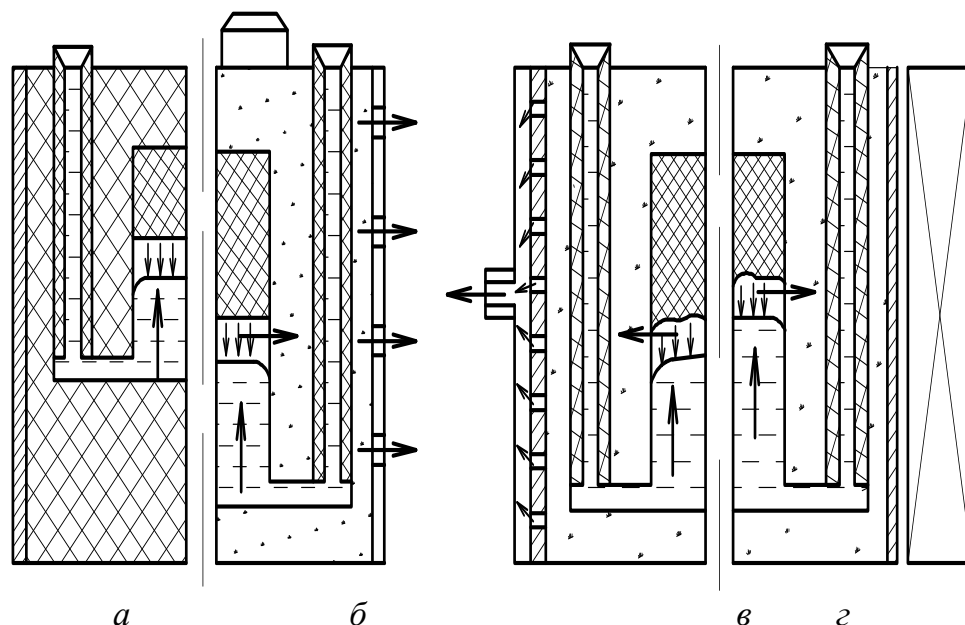
**(ОНПУ, м. Одеса), (\*«Феррома», м. Київ)**

### **АНАЛІЗ ТРАДИЦІЙНИХ МЕТОДІВ ЛИТТЯ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ, ТА МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЇХ РЕАЛІЗАЦІЇ**

На підставі проведеного аналізу науково-технічної та патентної літератури, ЛГМ-процеси можна класифікувати за типом формувального матеріалу і методом зміцнення форм, а також способом підведення металу. На рис. 1 у схематичному вигляді представлені різні типи форм із заформованими газифікованими моделями.

Форми із зв'язаного матеріалу використовують в умовах одиничного виробництва при виготовленні великогабаритних виливків. Основними вимогами, які пред'являються до сумішей, є висока газопроникність – не менше  $180...200 \text{ м}^4/\text{Н}\cdot\text{с}$  і висока пластичність. До недоліків цього виду форм слід віднести низьку якість литва, високу енерго- і матеріаломісткість; високу трудомісткість вибивки; наявність дефектів, обумовлених термодеструкцією газифікованих моделей (ГМ).

Застосування як формувального матеріалу сипкого незв'язаного наповнювача дозволяє отримати значний техніко-економічний ефект завдяки поліпшенню якості лиття за рахунок оптимізації газового режиму форми і зниження дефектів з вини ГМ, скорочення виробничих площ, зменшення енерго-, матеріало- і трудомісткості процесу.



*a* – зв'язаний формувальний матеріал (піщано-глинисті суміші, ХТС);  
*б* – сипкий незв'язаний матеріал;  
*в* – сипкий матеріал, ущільнений вакуумуванням;  
*г* – сипкий матеріал, ущільнений магнітним полем.

Рис. 1 – Різні типи форм, які застосовуються в ЛГМ-процесі

У той же час, широкому розповсюдженню цього різновиду форм перешкоджає обмеження за габаритами виливків через небезпеку обвалу форм і значне забруднення навколишнього середовища продуктами термодеструкції ГМ. Використання фізичних методів зміцнення – вакуумування і магнітного поля – дозволяє запобігти обвалам і руйнуванню форм при заливанні металу, а також підвищити розмірну точність виливків на 2...3 класи.

Вакуумування форм з ГМ призводить до збільшення опору піску зрушенню і зміцненню форм, а також збільшенню умов евакуації газів через пісок, внаслідок чого форма заповнюється без виділення диму і пилу, підвищується ефективна рідкотекучість металу, який заливається, що дозволяє знизити температуру заливання [1].

Для зміцнення форм з піску при отриманні великих і складних виливків (від 5 до 2000 кг) використовують вакуум порядку (0,04...0,05) МПа. Фахівці Scratia стверджують, що вакуум збільшує металостатичний тиск розплаву. За даними MercuryMagineCorp., вакуум зменшує поглинання газів, опір повітря у формі і окислення поверхні виливка [2].

Магнітне поле пов'язує феромагнітний матеріал форми, усуваючи обвали і подуття виливків. Феромагнітний матеріал має більш високий коефіцієнт теплової акумуляції, ніж кварцовий пісок, що підвищує швидкість кристалізації виливків, щільність і міцнісні характеристики на 10%...20%. Ця особливість магнітних форм

дозволяє значно зменшити обсяг надливів на сталевому литті, а в деяких випадках повністю виключити їх, і тим самим підвищити вихід придатного без шкоди для якості лиття [5].

За умовами заповнення форми металом можна виділити три різновиди ЛГМ-процесу: гравітаційне заливання з нижнім підведенням металу (*a*); гравітаційне заливання з верхнім підведенням металу (*b*); заливання і кристалізація під регульованим надлишковим тиском (*в*).

Нижнє (сифонне) підведення металу створює найбільш сприятливі умови для спокійного і рівномірного заповнення форми. У той же час, він не завжди дозволяє досягти надійних результатів при отриманні виливків з протяжними порожнинами і тонкими перетинами, вимагає підвищеної витрати металу на ливничкову систему і додаткового перегріву металу. Для таких виливків і при литті низькотемпературних сплавів доцільно використовувати верхнє підведення металу. Для запобігання можливого обвалу форми швидкість підйому металу у формі повинна бути не менше 30 мм/с [3].

### **Література:**

1. Литье по газифицируемым моделям деталей для военной промышленности / Turner Paul C., Hansen Jeffrey S. // Rept. Invest / Bur. Mines US Dep. Inter, 1993. – №9460. – С.1–9.
2. Заполнение форм для тонкостенных отливок / VanderCraaf G. //60-th World Foundry Congr. The Hague, 26 sept. – 1 oct. 1993; Congr. Pap.-Zoetermeer, 1993. – P.16.3-19.2.
3. Процесс заполнения форм тонкостенных отливок / Обзор зарубежной информации // Литейное производство, 1994. – №7. – С.33–34.

**Лоскутова Т.В., Левашов С.С., Чорний В.С., Лиховой Д.І.**  
**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**  
**ДИФУЗІЙНЕ ХРОМОТИТАНОАЛІТУВАННЯ СТАЛІ У8А**

Аналіз причин виходу з ладу деталей та інструменту показує, що за значну більшість експлуатаційних властивостей несе відповідальність, насамперед, поверхневий шар матеріалу, застосований для їх виготовлення. Тому у вирішенні вищевказаної проблеми найважливіша роль повинна належати основному виду поверхневого зміцнення – хіміко-термічній обробці. Змінюючи фазовий склад і структуру поверхні матеріалу шляхом формування захисних покриттів, можна домогтися істотного підвищення її експлуатаційних властивостей. Більш високий комплекс властивостей досягається при формуванні багат шарових покриттів, при експлуатації яких кожний шар або фазова складова виконують свої функції. Рациональний тип покриття визначається умовами експлуатації виробу. Алітування сприяє підвищенню жаростійкості, корозійної стійкості. Дифузійні шари, які утворюються при насиченні подвійними композиціями, що містять алюміній, мають жаростійкість, притаманну алітованому шару, але більш стабільні при підвищених температурах та менш крихкі [1]. Дифузійне хромування та титанування сталі У8А призводить до утворення на її поверхні карбідів і, як наслідок, підвищення мікротвердості [2]. Таким чином, викликає певний інтерес можливість створення комплексних багат шарових покриттів за участю карбідів хрому, титану та алюмінію.

Покриття наносили на зразки сталі У8А газовим методом в два етапи. На першому етапі отримували шари на основі карбідів хрому. Процес проводили в закритому реакційному просторі при зниженому тиску активної газової фази, температурі 1050°C, впродовж 4 годин. На другому етапі проводили комплексне титаноалітування попередньо хромованої сталі порошковим методом у насичувальній суміші наступного складу, %мас.: 12,0 Al, 38,0 Ti, 47,0 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 3,0 NH<sub>4</sub>Cl. Процес проводили за умов зниженого тиску газової фази, при температурі 1050°C, протягом 2 годин.

Мікроструктурним аналізом встановлено, що отримані за даною технологією покриття складаються з трьох зон, які розташовані паралельно фронту дифузії. Загальна товщина покриттів складає 34,0...37,0 мкм. Мікрорентгеноспектральним та рентгеноструктурними аналізами встановлено, що на зовнішній зоні покриття утворюється фаза на основі сполуки типу Ti(Cr,Al,Fe), товщиною 16,0...18,0 мкм, в якій розчиняється 11,2...8,4% мас. Al, 56,2...83,6% мас. Ti, 23,3...5,3% мас. Cr, 9,2...2,6% мас. Fe. Формування шару з підвищеним вмістом Al та Cr на поверхні призводить до підвищення жаростійкості, корозійної стійкості сталі У8А з покриттями даного типу. Безпосередньо під нею розташовується шар на основі карбіду титану TiC, товщиною 6,0...7,0 мкм, який містить 99,6...99,8% мас. Ti, вміст Al та Cr в ньому різко знижується і складає 0,2% мас., 0,1% мас., відповідно. Далі, по мірі просування вглиб покриття, спостерігається шар товщиною 12,0...13,0 мкм на основі карбідів хрому Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, в якому титан зникає, а вміст Cr та Fe різко підвищується і складає 59,1...46,5% та 40,6...53,3% мас., відповідно. При прийнятих умовах насичення спостерігається дифузія хрому в основу (5,8% мас. на границі поділу зона сполук – матриця). Мікротвердість зони на основі Ti(Cr, Al,Fe) складає 7,5...7,7 ГПа, зони на основі карбіду титану – 36...38 ГПа, зони на основі карбідів хрому – 15,7...20,0 ГПа. Плавний розподіл мікротвердості по перерізу покриттів сприяє зменшенню внутрішніх напружень в покритті і відповідно підвищенню зносостійкості. Дифузія хрому в основу – підвищенню ступеню адгезії покриття.

Таким чином, отримані запропонованим способом покриття можна рекомендувати для практичного використання в умовах одночасного впливу на вироби, які виготовлені з вуглецевих сталей, навантажень та підвищених температур.

#### **Література:**

1. Земсков Г.В. Коган Р.Л. Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 208 с.
2. Лоскутов В.Р., Хижняк В.Г., Погребова Т.С. та ін. Карбідні покриття на сталях і твердих сплавах. – Тернопіль: Лілея, 1998. – 144 с.

**Лук'яненко І.В., Слепцова А.Д., Прокопчук М.А., Косячков В.О.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### **ВПЛИВ КРЕМНІЮ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЧАВУНУ ПІД ЧАС ЕВТЕКТИЧНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ**

З метою доповнення і розширення достатньо дискусійного сучасного уявлення про механізм і кінетику формоутворення графіту в залізо-вуглецевій евтектиці досліджували вплив кремнію, а також комплексного сфероїдизувально-графітизувального модифікування магнієм і кремнієм на первинне структуроутворення чавуну.

Опосередкованим гартівно-структурним методом досліджували мікроструктуру не модифікованих і модифікованих сплавів з 0,68...7,40% Si, у дрібних виливках, охолоджених у кокіллі з максимально можливою технологічною швидкістю, і у масивних виливках, охолоджених у підігрітій піщаній формі з мінімальною швидкістю. В першому випадку фіксували структуру чавуну, наближену до початку його евтектичної кристалізації і формоутворення графіту, а в другому – до її закінчення.

У ледебуритній евтектиці не модифікованого повністю вибіленого низькокремнистого (0,68%Si) чавуну вже на початку твердіння виявлено до 12...18 мм<sup>-2</sup> включень компактного графіту діаметром 2...6 мкм. Подібні включення не мали часу утворитися шляхом дифузійного розпаду цементиту ледебуриту. Вони частково збереглися у вигляді спадкової графітової спелі з переплавленого в індукційній печі чушкового чавуну шихти. З поступовим підвищенням вмісту кремнію до 6,20% кількість таких включень збільшується до 120...140 мм<sup>-2</sup>, а їх діаметр зменшується до 1...2 мкм. При цьому навкруги кожного включення в оточенні евтектичного цементиту у формі секторних колоній групуються кулясті надзвичайно дрібнодисперсні (кластери < 0,1 мкм) включення графіту, секторне розташування яких наявно співпадає з контуром розірваного у радіальному напрямі зіркоподібного графіту у високоміцному чавуні та розірваного компактного пластівцевого графіту відпалу у ковкому чавуні. Подібні колонії утворюються не тільки навкруги графітової спелі, але і у вільних від неї частинах матриці навкруги найбільшого за розміром (0,5...1,0 мкм) включення графіту. Чим більший розмір графітового зародка і вміст кремнію, тим чіткіше колонії дрібнодисперсного графіту нагадують майбутні кінцеві контури включень компактного графіту.

У підігрітій піщаній формі умови експерименту дозволили продовжити період евтектичного перетворення до повного закінчення процесу графітизації і отримати структуру феритного сірого чавуну. За цей період у не модифікованому чавуні частина найближчих один до одного кластерів встигає скоагулювати між собою у залишковій рідині у вигляді пелюстків пластинчастого графіту різної довжини, товщини та ступеню розгалуженості від зародка. Чим більший вміст кремнію і більша кількість секторних колоній кластерів графіту на початку твердіння, тим коротше пластини графіту, менша їх довжина, товщина і прямолінійність.

У модифікованому чавуні на початку евтектичної кристалізації графітова спель відсутня. Кластери графіту утворюють у залишковій рідині компактні угруповання, в середині яких формуються ланцюжки з 10...20 і більше включень кулястого графіту діаметром 1...5 мкм. Наприкінці евтектичної кристалізації частина таких включень шляхом дифузії дисоційованого з цементиту вуглецю і коагуляції кластерів між собою збільшуються до 30...40 мкм, а частина – збільшується в діаметрі до 8...10 мкм, але при цьому зберігають початкове ланцюжкове вишукування. Чим більший вміст кремнію, тим більша кількість кулястих включень і менший їх діаметр у кінцевій структурі чавуну.

**Маймур Я.С., Иванова Л.Х., Колотило Е.В.**

*(НМетАУ, г. Днепропетровск)*

## **ЭКОЛОГИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ ИЗ КОМПЛЕКСНОМОДИФИЦИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ**

С позиции экологии и охраны труда литейное производство является одним из главных источников загрязнения атмосферы среди промышленных предприятий. При традиционном литье на каждую тонну отливок из сплавов черных металлов выделяется около 50 кг пыли, 250 кг оксида углерода, 1,5...2 кг окиси серы и до 1,5 кг других вредных веществ (фенолов, формальдегидов, ароматических углеводородов, аммиака, цианидов). Кроме того, литейное производство связано с выбросом твердых отходов, которые тоже загрязняют окружающую среду. В водный бассейн поступает до 3 куб. м сточных вод и вывозится в отвалы до 6 т отработанных смесей. По степени ущерба, наносимого окружающей среде, литейно-металлургический комплекс занимает второе место среди отраслей промышленности после топливно-энергетического.

Основой современных технологий получения высококачественного чугуна является модифицирование. При модифицировании происходит нагрев, плавление, растворение, химическое и физическое взаимодействие компонентов модифицирующего сплава с жидким чугуном.

Для предприятий Украины, применяющих ковшовое модифицирование, практически все технологии получения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом основаны на применении сфероидизирующего модифицирования расплава магниевыми лигатурами или чистым магнием. Модифицирование жидкого чугуна чистым магнием связано с рядом технологических и экологических проблем и применяется, главным образом, в производстве крупных отливок, таких как прокатные валки.

Процесс модифицирования валковых чугунов магнием сопряжен с опасностью для работающих. При вводе металлического магния в жидкий чугун он бурно вскипает, образуются вредные для здоровья пары окислов магния; создается опасность выброса наружу жидкого металла и паров окиси магния, а также сильный световой эффект горения. Образующийся дым, содержащий оксид магния, вызывает явления, напоминающие литейную лихорадку – потеря аппетита, усталость, сонливость, сухой кашель, озноб. Норм не установлено, однако описанные явления возникают при вдыхании воздуха, содержащего 4...6 мг/м<sup>3</sup> окиси магния в течение 12 мин.

В связи с вышеизложенным, использование существующего способа модифицирования валковых расплавов имеет следующие недостатки: 1) значительный пироэффект и газовыделения; 2) низкий процент усвоения и связанный с этим повышенный расход магния; 3) необходимость применения специального устройства для обработки и вытяжки; 4) низкая экологичность процесса; 5) ухудшение служебных и механических свойств белого чугуна; 6) дополнительные затраты на изготовление магниевых баллонов.

Исходя из этого, были проведены исследования и разработана технология литья валков исполнения ЛШ-57 с использованием для модифицирования основного металла – комплексного модификатора (КМ) на базе РЗМ, а для металла “полупромывки” – КМ на базе магния, ферросилиция и феррогафния.



Применение КМ значительно упрощает технологию получения модифицированного валкового расплава и сокращает продолжительность плавки за счет более низкой температуры выпуска расплава из плавильного агрегата, а также в отличие от модифицирования металлическим магнием не требует дополнительных устройств и не сопровождается пироэффектом и газовыделениями. Кроме того, уменьшался процент брака по пластинчатому графиту.

Таким образом, модифицирование, как наиболее эффективный метод управления металлургическим качеством отливок, сокращает продолжительность плавки и процент брака литых заготовок, и в результате положительно сказывается также и на экологии литейного производства.

**Малинов В.Л., Чингарев В.В.**  
*(ПГТУ, г. Мариуполь)*

### **НОВЫЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО И УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ**

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%. Технологическую прочность наплавленного металла оценивали количеством трещин, образовавшихся на длине 250 мм при наплавке опытных образцов. Структура наплавленного металла в зависимости от степени легирования являлась доэвтектической, эвтектической или заэвтектической. Металлическая основа во всех случаях представляла метастабильный аустенит. При легировании ниобием в ней также имелись дисперсные карбиды NbC.

Установлено, что по мере увеличения содержания в наплавленном металле углерода твердость и абразивная износостойкость возрастают, а ударно-абразивная износостойкость и технологическая прочность снижаются. Трещины в количестве от 1 до 5 имелись во всех составах наплавленного металла на Fe-Cr-Mn-C основе.

Увеличение содержания марганца от 6 до 8 % снижает абразивную и повышает ударно-абразивную износостойкость. При этом повышается технологическая прочность. Так, например, в наплавленном металле, содержащем 1,8 %C и 13 % Cr, количество трещин уменьшается с 2 до 1.

Дополнительное легирование ниобием повышает твердость, абразивную, ударно-абразивную износостойкость и технологическую прочность наплавленного металла. При легировании 1% Nb в наплавленном металле, содержащем 1,8% C и 13 % Cr, трещины отсутствовали.

В исследованном диапазоне содержания легирующих элементов влияние хрома на структуру наплавленного металла обусловлено смещением влево точки предельной растворимости углерода в аустените. В наплавленном металле, содер-

жасем 2,4 % С, 6 % Мп, 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.

**Малинов Л.С., Бакума А.О.**

*(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)*

### **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ**

Существенно повысить износостойкость сталей удастся получением в их поверхностном слое метастабильного аустенита, претерпевающего динамическое деформационное мартенситное превращение.

Обычно для этого используют цементацию и последующую термообработку, оптимизирующую количество и стабильность остаточного аустенита в поверхностном слое. Недостатком известного способа является большая длительность процесса цементации и сравнительно небольшая глубина упрочненного слоя.

Показана возможность существенного устранения этих недостатков за счет применения электродуговой обработки (ЭДО) с использованием наплавных углеродсодержащих элементов, например в виде проволоки, порошковой ленты, дроби, пластин и т.п. Они могут быть изготовлены из широко применяемых в промышленности материалов.

Способ ЭДО позволяет использовать нанесение на поверхность упрочняемых объектов различных паст, порошков, в том числе ферросплавов. Могут быть применены автоматические и полуавтоматические режимы обработки.

Их расплавление электрической дугой с применением угольного электрода позволяет получить наплавленный слой заданной толщины и химического состава, причем содержание углерода в нем можно варьировать, изменяя режимы технологического процесса, а легирующие компоненты, содержащиеся в наплавных элементах, почти полностью сохраняются в наплавленном слое. Последующая закалка

и отпуск позволяют получить в структуре необходимое количество метастабильного аустенита и степень его стабильности.

Применение наплавных элементов из углеродсодержащих легированных сталей дает возможность исключить закалку, поскольку аустенит в этом случае образуется при охлаждении наплавленного металла на воздухе. В этом случае управлять количеством и стабильностью аустенита можно за счет соответствующих режимов отпуска.

В качестве наплавных элементов использовались СЧ15, 60С2А, 70ХЛ, ДИ-42, 100Х2Г5Н2СФ и др. Подложкой служили стали 09Г2С и 45.

В результате проведенных обработок были получены разнообразные структуры: мартенситно-аустенитно-карбидная, мартенситно-аустенитно-графитная, аустенитная.

Во всех случаях абразивная износостойкость была существенно повышена. ЭДО в сочетании с последующей термообработкой и применением различных по составу наплавных элементов открывает широкие возможности для упрочнения деталей и инструментов небольших размеров, когда затруднена наплавка. Достоинством разработанного способа ЭДО являются простота, малая продолжительность. Для получения износостойкого слоя, возможность использования в качестве наплавных элементов сталей и чугунов, применяемых на производстве, в том числе их отходов.

**Малинов Л.С., Малышева И.Е.**

*(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)*

### **ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ МАРГАНЦЕМ СТАЛИ ЗА СЧЕТ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА**

В настоящее время перспективным является направление по повышению свойств сплавов за счет получения многофазной структуры, одной из основных составляющих которой является метастабильный аустенит, количеством и стабильностью которого необходимо управлять применительно к конкретным условиям нагружения. Широкое применение в промышленности в качестве износостойкого материала в условиях ударного нагружения нашла сталь Гадфильда, однако область применения этой стали ограничена вследствие исключительно плохой обрабатываемости резанием и низкой исходной твердости ( $HB \leq 200$ ), что приводит к смятию поверхности в условиях больших контактных нагрузок. Сталь Гадфильда используется главным образом для литых деталей, не подвергающихся дальнейшей механической обработке. В связи с этим представляется важным изучить возможность устранения указанных недостатков при сохранении высокой износостойкости. В последнее время ведутся разработки по созданию материалов, способных заменить сталь Гадфильда. Однако большинство из них содержат большое количество дорогих и дефицитных легирующих элементов (никель, молибден, ниобий и др.). По результатам проведенных исследований была разработана экономнолегированная высокоуглеродистая сталь с содержанием марганца 7 %.

Для исследования возможности повышения износостойкости стали образцы подвергали закалке в интервале температур 900...1000 °С и низкому отпуску. Изучение микроструктуры литой стали показало, что она состоит из троостита и

аустенита. После закалки с температуры 900 °С в структуре наряду с аустенитом присутствуют карбиды. По мере повышения температуры нагрева под закалку количество карбидов в структуре уменьшается, и после закалки от 1000 °С структура становится аустенитной.

Испытания на абразивный износ показали, что после закалки от 900 °С относительная износостойкость экспериментальной стали выше, чем у 110Г13Л в 1,8 раза. По мере повышения температуры нагрева износостойкость снижается, но даже после закалки с 1000 °С она превышает таковую у стали 110Г13Л в 1,5 раза. Этому соответствует снижение твердости (табл. 1), что обусловлено более полным растворением карбидов в аустените и, соответственно, уменьшением доли их в структуре, а также повышением стабильности аустенита по отношению к деформационному мартенситному превращению, протекающему под действием абразивных частиц.

Таблица 1 – Влияние температуры нагрева под закалку на твердость, количество аустенита, прирост мартенсита деформации и износостойкость стали

Температура закалки, °С	Твердость, HRC	Количество остаточного аустенита, $A_{ост}$ , %	Прирост мартенсита деформации, $\Delta M$ , %	Относительная износостойкость, $\epsilon$	
				абразивная	ударно-абразивная
900	24	98	20	1,8	0,7
950	22	100	13	1,6	0,8
1000	20	100	8	1,5	0,9

Ударно-абразивная износостойкость по мере повышения температуры нагрева под закалку изменяется в противоположном направлении – наименьшее значение соответствует закалке с 900 °С, а наибольшее от 1000 °С.

Полученные данные свидетельствуют о том, что количество и стабильность аустенита по отношению к мартенситному деформационному превращению необходимо регулировать с учетом условий изнашивания. Проведенные исследования показали, что разработанная экономнолегированная сталь может заменить сталь Гадфильда для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания.

**Малинов Л.С., Харлашкин В.А.**

*(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)*

**ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ И УДАРНО-АБРАЗИВНОЙ  
ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ  
МАРГАНЦОВИСТЫХ СТАЛЕЙ ЗА СЧЕТ ЦЕМЕНТАЦИИ  
И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

В промышленности для изготовления деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного и ударно-абразивного изнашивания зачастую применяются марганцевые стали с повышенным содержанием углерода, однако в ряде случаев стойкость деталей, изготовленных из них, недостаточна, что вызывает дополнительные затраты на их частую замену и ремонт оборудования [1,2]. В данной работе объектом исследования служили широко применяемые стали 55Г, 65Г и 75Г,

химический состав которых приведен в табл. 1. Важно подчеркнуть, что в сталях 55Г, 65Г и 75Г стремятся для достижения наибольшей износостойкости после закалки и низкого отпуска получить максимальную твердость за счет получения высокоуглеродистого мартенсита отпуска. Однако в ряде работ приводятся данные, что наиболее высокая абразивная износостойкость достигается получением в структуре наряду с мартенситом и карбидами метастабильного аустенита, претерпевающего динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП) [1-3].

Для изучения возможности повышения абразивной и ударно-абразивной износостойкости сталей 55Г, 65Г и 75Г за счет получения в их структуре метастабильного аустенита проводили закалку от 750...1050 °С с последующим низким отпуском при 180 °С. Образцы предварительно подвергали цементации в течение 8 часов для увеличения доли остаточного аустенита в структуре поверхностного слоя. Эталоном для оценки относительной износостойкости сталей служила отожженная сталь 45.

Установлено, что с повышением температуры нагрева под закалку до 950 °С для сталей 55Г, 65Г и 75Г происходит повышение абразивной износостойкости в 2,65, 2,82 и 3,13 раз соответственно, судя по всему, за счет получения оптимального количества и стабильности аустенита по отношению к ДДМП. Дальнейшее повышение температуры нагрева обеспечивает снижение абразивной износостойкости за счет растворения карбидной фазы, что приводит к обогащению твердого раствора углеродом и марганцем и, как следствие, стабилизирует аустенит по отношению к ДДМП [1-3]. Значения ударно-абразивной износостойкости, напротив, повышаются с увеличением температуры нагрева под закалку, достигая максимального значения для всех сталей после закалки от 1050 °С и последующего низкого отпуска и составили 2,74, 2,93 и 3,45 для сталей 55Г, 65Г и 75Г соответственно.

#### **Литература:**

1. Малинов Л.С. Экономнолегированные сплавы с мартенситным превращением и упрочняющие технологии / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 259 с.
2. Малинов Л.С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. – Мариуполь: Рената, 2009. – 259 с.
3. Малинов Л.С. Получение метастабильного аустенита в поверхностном слое сталей и реализация эффекта самозакалки при нагружении для повышения их абразивной износостойкости сталей / Л.С. Малинов // Металл и литье Украины, 2010. – № 8. – С. 19–23.

**Малинов Л.С.**

*(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)*

### **ИЗНОСОСТОЙКИЕ ЭКОНОМНО ЛЕГИРОВАННЫЕ МАРГАНЦЕМ СТАЛИ, САМОЗАКАЛИВАЮЩИЕСЯ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Широкое применение в промышленности в качестве износостойкого материала нашла аустенитная сталь 110Г13Л. Ее преимущество (повышенная износостойкость) перед сталями других структурных классов обнаруживается лишь в условиях больших динамических или статических нагрузок, обеспечивающих наклеп

поверхностного слоя. В условиях абразивного износа и сравнительно небольших динамических и статических нагрузок применение стали 110Г13Л не оправданно, что делает необходимым разработку и внедрение в производство более эффективных сталей. На кафедре "Материаловедение" ПГТУ разработаны экономно легированные марганцем самозакаливающиеся в процессе эксплуатации стали. В основу их разработки положен принцип получения метастабильного аустенита, способного под влиянием нагрузки в процессе испытания механических свойств или эксплуатации превращаться в мартенсит деформации (эффект самозакалки при нагружении). Впервые этот принцип был предложен И.Н. Богачевым еще в 50-е годы применительно к созданию кавитационно-стойких сталей, в которых превращение аустенита в мартенсит осуществлялось под воздействием гидравлических ударов. В данной разработке этот принцип реализован для повышения износостойкости в условиях абразивного воздействия. Состав разработанных сталей подобран с таким расчетом, чтобы после термообработки получить метастабильный аустенит. Отличие этих сталей от стали 110Г13Л заключается в том, что в последней при деформации происходит лишь наклеп аустенита, а мартенсит деформации не образуется. Между тем, деформационное мартенситное превращение играет важную роль не только в упрочнении стали, но и в релаксации микронапряжений, что повышает работоспособность микрообъемов. На образование мартенсита деформации расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая ее доля идет на образование и развитие микротрещин, приводящих к разрушению металла. Разработанные стали имеют значительно более низкое содержание марганца, чем широко применяющаяся сталь 110Г13, превосходят ее в 1,5...2 раза по абразивной износостойкости и после специальной термообработки значительно лучше обрабатываются резанием. Однако, после термообработки, аналогичной той, которая применяется для известной стали, новые стали имеют более низкую ударную вязкость. Для ее повышения разработан способ измельчения зерна, включающий разложение аустенита на ферритно-карбидную смесь, и последующую перекристаллизацию. Такая обработка существенно улучшает комплекс механических свойств. Дополнительное повышение пластичности и ударной вязкости может быть получено проведением низкого отпуска после закалки. Наиболее эффективно применение разработанных сталей в том случае, если учитываются конкретные условия эксплуатации, определяемые коэффициентом динамичности ( $K_d$ ), предложенным И.В. Петровым. Так, при чисто абразивном изнашивании ( $K_d \approx 1$ ) режимы термообработки должны быть направлены на получение минимальной стабильности аустенита. Напротив, при интенсивном ударно-абразивном воздействии ( $K_d \geq 2,5$ ) за счет обработок необходимо повышать до оптимального уровня стабильность аустенита. Новые стали могут быть использованы для быстро изнашивающихся деталей оборудования аглофабрик, броне-футеровочных плит, молотков дробилок для измельчения кокса и известняка, деталей скиповых подъемников и др. Выплавка новых сталей не требует изменения технологии по сравнению с таковой для сталей 110Г13Л и легко может быть осуществлена в условиях литейного цеха, где выплавляют высокомарганцевую сталь. Сокращение расхода марганца и повышение долговечности быстроизнашивающихся деталей машин делает перспективным широкое применение новых сталей в промышленности и позволяет получить значительный экономический эффект.

Разработанные стали внедрены в производство и показали свое преимущество по сравнению с 110Г13Л.

**Малинов Л.С.**

**(ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)**

## **ЦЕМЕНТИРУЕМЫЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЕ МАРГАНЦЕВЫЕ СТАЛИ (ЦНИМС)**

В работе приведены данные о новом классе цементируемых сталей ЦНИМС, содержащих  $\leq 0,2$  % С, 4...16 % Мп. Они дополнительно в небольших количествах легированы сильными карбидо- и нитридообразующими элементами. При необходимости в них могут быть введены и другие элементы. Их отличительной особенностью является то, что после цементации и термообработки в их поверхностном слое получают повышенное количество метастабильного аустенита, армированного карбидами (карбонитридами), претерпевающего при абразивном воздействии динамические деформационные мартенситные превращения и старение. Следует подчеркнуть, что в применяемых в промышленности цементируемых сталях в поверхностном слое стремятся получать мартенситно-карбидную структуру, в которой количество остаточного аустенита не должно превышать 10...15 %. В сталях 12ХН3А, 20Х2Н4А, 18Х2Н4МА, подвергнутых цементации, специально проводится термообработка, разлагающая остаточный аустенит. ЦНИМС после упрочняющей обработки по износостойкости превосходят сталь 110Г13Л, широко применяемой в промышленности. Они хорошо обрабатываются резанием и имеют более высокие прочностные свойства. В не цементированных сталях с 4 и 8 % Мп после закалки и низкого отпуска присутствует лишь  $\alpha$ -фаза. Структура этих сталей – отпущенный мартенсит. При содержании 10 % марганца наряду с  $\alpha$ -фазой образуется небольшое количество  $\gamma$ - и  $\epsilon$ -фаз. При увеличении содержания марганца до 14 % количество последних существенно возрастает, а доля  $\alpha$ -фазы – снижается. Сталь при 16 % Мп является двухфазной ( $\epsilon + \gamma$ ) с преобладанием  $\epsilon$ -фазы. После нагрева в межкритический интервал температур в сталях с 4...14 % Мп наряду с  $\alpha$ -появляются  $\gamma$ - и  $\epsilon$ -фазы, количество которых увеличивается с повышением концентрации марганца. Это обусловлено перераспределением марганца и углерода между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами и обогащением последней этими элементами, поскольку температура отпуска лежит в межкритическом ( $\alpha + \gamma$ ) интервале температур. В стали с 16 % Мп высокий отпуск увеличивает количество  $\epsilon$ - и уменьшает долю  $\gamma$ -фазы. Это может быть следствием выделения карбидов из аустенита, вызывающего его дестабилизацию по отношению к  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращению, протекающему при охлаждении. В низкоотпущенном состоянии (без цементации) стали, с 4...10 % Мп имеют хороший комплекс механических свойств. При увеличении содержания марганца до 10 % прочностные свойства возрастают, а пластичность несколько снижается. В рассматриваемых сталях пластичность и ударная вязкость могут быть увеличены термообработкой с нагревом в межкритический интервал температур. Существенное снижение всех механических свойств происходит при концентрации марганца 12...14 %. Это может быть объяснено увеличением доли ковалентной составляющей межатомной связи в решетке  $\alpha$ -мартенсита, что охрупчивает стали, а также большой интенсивностью мартенситного превращения, протекающего при испытаниях механических свойств. Сталь с 16 % Мп, в структуре которой отсутствует  $\alpha$ -мартенсит и имеются лишь ( $\gamma + \epsilon$ ) – фазы, обладает значительно более высоким уровнем пластичности и ударной вязкости.

Наиболее высокую абразивную и наименьшую ударно-абразивную износостойкость после цементации, закалки от 900 °С и низкого отпуска имеет сталь, содержащая 4 % Mn, в поверхностном слое которой присутствует ~ 60 % метастабильного аустенита (остальное – отпущенный мартенсит и карбиды). По абразивной износостойкости она превосходит в 1,5 раза сталь 110Г13Л. Увеличение содержания марганца до 16 % снижает абразивную и повышает ударно-абразивную износостойкость, что обусловлено ростом стабильности аустенита по отношению к мартенситному превращению. Цементированная сталь с 16 % Mn после закалки и низкого отпуска имеет ударно-абразивную износостойкость на 30 % более высокую, чем сталь 110Г13Л.

ЦНИМС в ряде случаев могут заменить более дорогие никельсодержащие цементируемые стали, а также сталь 110Г13Л, если детали для получения точных размеров подвергаются механической обработке.

**Малинов Л.С.**

*(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)*

### **ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ (ЭЛО) НА СТРУКТУРУ И АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИССЛЕДОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

Одним из перспективных направлений повышения износостойкости деталей машин и инструментов, работающих в условиях абразивного воздействия, является использование источников концентрированной энергии, в частности ЭЛО. В данной работе объектом исследования служили стали 5ХНМ, 6ХС, 7Х3 и 9ХС. Определялись фазовый состав, микроструктура, микротвердость, размеры упрочненной зоны и абразивная износостойкость после ЭЛО. Она проводилась на установке У250А. Ускоряющее напряжение составляло 60кВ, сила тока фокусирующей линзы  $I_{\phi} - 700$  мА, сила тока электронного луча  $I_{л} - 2$  и 3 мА, скорость его перемещения – 50 м/час. Перед ЭЛО исследованные стали подвергались объемной закалке по типовому для каждой из них режиму и отпуску при 200 °С 1 ч. ЭЛО позволяет получить значительно более высокую (в 1,4...2,3) микротвердость поверхности, чем типовая объемная термообработка. Это проявляется тем в большей степени, чем выше содержание углерода в стали и сила тока луча. Размеры упрочненной зоны в основном зависят от степени легирования, соответственно, прокаливаемости и силы тока луча. Самая высокая микротвердость после ЭЛО ( $I_{л} = 3$  мА) у сталей У10 ( $H_{0,980} = 14000$  МПа), 9ХС ( $H_{0,980} = 14500$  МПа), а размеры упрочненной зоны наибольшие у 5ХНМ. После объемной термообработки в сталях 7Х3 и 9ХС наряду с мартенситом и нерастворившимися карбидами в структуре присутствует остаточный аустенит. В сталях 5ХНМ и 6ХС рентгеновским методом он не обнаружен. После ЭЛО остаточный аустенит образуется во всех исследованных сталях. При увеличении тока луча с 2 до 3 мА заметно возрастает его количество. Оно наибольшее в сталях У10 (27 %), 9ХС (25 %) и 7Х3 (20 %). Под действием ЭЛО происходит разогрев материала в зоне ее воздействия до оплавления поверхности. Это обуславливает в сталях 7Х3 и 9ХС растворение в жидкой фазе значительной части карбидов. Образующийся из нее при охлаждении аустенит обогащен углеродом, легирующими элементами и имеет более низкую мартенситную точку, чем при объемной термообработке. При типовой объемной термообработке стремятся по-



лучить мартенситно-карбидную структуру при минимальном количестве остаточного аустенита или без него для достижения наиболее высокой твердости. Определение абразивной износостойкости рассматриваемых сталей показало, что она у них выше после ЭЛО, чем после объемной термообработки. Увеличение силы тока луча с 2 до 3 мА позволяет получить наибольший эффект увеличения абразивной износостойкости у всех исследованных сталей: 5ХНМ в 1,60, 6ХС в 1,44, 7Х3 1,40, 9ХС в 1,30 раза (эталонем служила отожженная сталь 45). Это является следствием не только повышения микротвердости после ЭЛО по сравнению с объемной термообработкой, но и протекающими при изнашивании структурными и фазовыми превращениями. Образовавшиеся в поверхностном слое сталей остаточный аустенит метастабилен и при абразивном изнашивании происходит существенное уменьшение его количества за счет превращения в мартенсит деформации. На развитие динамического деформационного мартенситного превращения (ДДМП) расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая ее доля идет на разрушение. ДДМП является не только важным механизмом упрочнения, но и релаксации микронапряжений, что повышает работоспособность микрообъемов металла. Положительная роль метастабильного аустенита, полученного после оплавления поверхности, на износостойкость показана также в работе В.С. Карпошина. После нагрева ЭЛО вследствие большой скорости охлаждения за счет теплоотвода вглубь металла, исключающей самоотпуск, образуется мартенсит с более высоким содержанием углерода, чем после объемной термообработки. При абразивном воздействии происходит динамическое деформационное старение мартенсита и остаточного аустенита, что также повышает абразивную износостойкость.

**Малинов Л.С.**

*(ГВУЗ «ПГТУ», г. Мариуполь)*

### **ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПОСОБЫ ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ**

В промышленности широко применяется закалка с использованием в качестве охлаждающих сред масла и расплавов солей, щелочей, которые загрязняют окружающую человека воздушную среду. В связи с этим разработка способов закалки без их применения является актуальной задачей. Наиболее просто это может быть реализовано охлаждением на воздухе после аустенитизации. Однако углеродистые и низколегированные стали с малой устойчивостью переохлажденного аустенита закалить на спокойном воздухе, в том числе осуществить ступенчатый или изотермический режимы, невозможно. В связи с этим показана целесообразность применения прерывистой закалки, предусматривающей охлаждение после аустенитизации вначале в воде, чтобы исключить распад аустенита с образованием ферритно-карбидной смеси, а затем с регулируемой скоростью на воздухе или по схеме вода – печь, имеющей заданную температуру. Эффективны эти способы охлаждения также и в случае предварительного нагрева сталей в межкритический или подкритический интервалы температур. Указанные способы закалки сталей позволяют получить хорошее сочетание прочностных и пластических свойств. Аналогичные данные по изотермической закалке высокопрочного чугуна с использованием схемы вода – печь, подтверждающие полученные нами данные для ста-

лей, приведені в літературі. Важним направленням в створенні екологічно чистої способи закали і інших видів термообробки являється використання газового (в частині повітряного) потоку, швидкість якого і температуру можна варіювати в широких інтервалах. Піонером застосування газового потоку для закали являється П.П. Аносов, пріоритет якого общепризнан. Возможность використання інтенсивного потоку повітря для зниження температури превращення аустеніта до 500 °С в сталій вуглеродистій проволочці діаметром менше 1 мм і отримання трооститно-сорбитної структури з високими механічними властивостями показана ще в 40-х роках минулого століття Штейнбергом С.С.

Автором в початку 70-х років запропоновано і спільно з Сорокіним В.Г. реалізовано термообробку різних сталей газовим (повітряним) потоком, швидкість якого варіювалася від дозвукової до надзвукової (0,7; 1,4; 1,6 М; М – число Маха). Закалити на мартеніт вуглеродисті сталі вдасться при швидкості 1,6 М. Для легірованих сталей з підвищеною стійкістю переохолодженого аустеніта швидкість повітряного потоку може бути значно нижче. При цьому швидкісний повітряний потік був використаний не тільки для охолодження, але і для наклепу поверхні за рахунок введення частинок наповнювача. Существенний вклад в використання швидкісного газового потоку при вакуумній термообробці зроблено в ННЦ ХФТИ В.М. Шулаєвим з колегами. Іми запропоновано спеціальні газові спреєри, дозволяють забезпечити високу швидкість газу при порівняльно невеликому тиску. Ісключительно перспективно використання швидкісного газового потоку не тільки для закали, але і патентування проволочки. В літературі повідомляється, що це було реалізовано на новій лінії охолодження катанки сталі 150 Белоріцького металургійного комбінату. Лінія включає ділянку інтенсивного охолодження, дозволяючого швидко знизити температуру катанки до 425...550 °С, і ділянку конвективного термостатирования, забезпечуючого ізотермічну підтримку при потрібній температурі. Захист поверхні сталі від окислення швидкісним газовим потоком дозволяє виключити з технологічного процесу екологічно шкідливу операцію – кислотне травлення для видалення з поверхні окалини.

В подальшому повинні бути створені установки, в яких швидкісний газовий потік зможе використовуватися для ізотермічної, ступінчастої закали, хіміко-термічної, деформаційно-термічної обробки і др.

**Малинов Л.С.**

**(ГВУЗ «ЛГТУ», г. Мариуполь)**

## **ИННОВАЦИОННОЕ НАУЧНО-ПРИКЛАДНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИИ**

В даній роботі обобщены результати досліджень в перспективному науково-прикладному напрямку, запропонованому і розвиваєму автором по створенню економічно легірованих сплавів багатоцільового призначення і упрочнюючих технологій. При цьому використаний принцип, що полягає в тому, що в сплавах створюється метастабільна структура, управляється самоперетворюючись при охолодженні на повітрі і/або при навантаженні в процесі випробувань механічних властивостей і експлуатації. Основним во багатьох випадках являється превращення аустеніта в мартеніт (ефект самозакали). Могут також протікати інші струк-

турные 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 мартенситным превращением реализуются другие различные факторы упрочнения (изменение плотности дислокаций, диспергирование структуры, динамическое старение и др.) а также сопротивления разрушению (создание прослоек вязкой составляющей на границе фаз высокой прочности, в ряде случаев уменьшение блокировки дислокаций, двойникование и др.). Реализация указанного выше принципа позволяет создавать сплавы и наплавочные материалы различных структурных классов и назначения, не содержащие 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, повысить производительность действующего оборудования, а в ряде случаев улучшить экологию. 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, прерванная 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 разложение с образованием мартенсита; использование источников концентрированной энергии для упрочнения поверхности и получения в ней метастабильного аустенита.

**Мартынов Ю.П., Шатоха В.И., Соценко О.В.**

*(НМетАУ, г. Днепропетровск)*

## **ТЕХНОЛОГИЯ ЛИТЬЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ ИЗ ДОМЕННОГО ЧУГУНА**

Улучшение технико-экономических показателей металлургии может быть осуществлено посредством повышения уровня готовности конечной продукции, выпускаемой отраслью. Одним из путей реализации этого направления может быть расширение номенклатуры, увеличение объема выпуска и реализации уже готовой к использованию продукции взамен традиционно поставляемых полуфабрикатов.

Экономическая целесообразность такой концепции в развитии металлургии определяется возможностью реализации несложных технологических пределов, например производства готовых к реализации литых деталей из передельного доменного чугуна первой плавки. При незначительных капитальных затратах на техническое переоснащение действующего оборудования на производство «не профильной» готовой продукции может быть экономически рентабельным.

В условиях доменного цеха № 1 МК «Криворожсталь» выполнены промышленные испытания технологического процесса литья износостойких мелющих тел параболоидной формы из передельного доменного чугуна первой плавки. Заливку параболоидов осуществляли в стальные (сталь 35Л) вытряхные мульды – кокили, устанавливаемые на одну из ветвей разливочной машины.

На мульдах для литья параболоидов с диаметром у основания 30 мм размещены 88 литейных полостей, для литья параболоидов с диаметром у основания 55 мм – 33 литейные полости. В качестве теплозащитного покрытия рабочей поверхности мульд-кокилей использован известковый раствор, обычно применяемый для мульд разливочных машин. Заливку осуществляли из восьмидесятитонного чугуновозного ковша, устанавливаемого на заливочный стенд через специальный заливочный желоб, обеспечивающий подачу чугуна одновременно на обе ветви разливочной машины.

Температуру начала разливки чугуна выдерживали в пределах 1280...1250 °С. Скорость перемещения заливаемых мульд составляла 11...15 м/мин. При разливке чугуна в чушки машина обычно работает на пониженной скорости перемещения мульд. При полной комплектации одной из ветвей мульдами-кокилями для литья параболоидов скорость их перемещения при заливке следует повышать до 15 м/мин.

Такая мера позволяет сохранить продолжительность разливки чугуна примерно на прежнем уровне, несмотря на снижение суммарной металлоемкости мульд-кокилей. Продолжительность разливки чугуна при комплектации одной из ветвей мульдами-кокилями в зависимости от типоразмера заливаемых параболоидов практически увеличивается всего на 10...40%.

Испытания параболоидов с диаметром у основания 30 мм, отлитых в мульды-кокили чугуноразливочной машины, свидетельствуют, что передельный доменный чугун первой плавки обеспечивает необходимый уровень требований к качеству, предъявляемых к износостойким мелющим телам, используемым на третьей стадии измельчения железных руд, а также в сырьевых мельницах цементной промышленности. Твердость на поверхности параболоидов опытно-промышленной партии 49...52 HRC. В осевых зонах твердость снижается до

42...39 HRC. Это объясняется выделением в структуре чугуна осевых зон до 1,2% графита в виде включений компактной формы. Твердость чугуна на поверхности параболоидов с диаметром у основания 55 мм составляет 43...47 HRC. В осевой зоне она снижается до 35 HRC. Выделение графита в осевых зонах в этом случае достигает 2,8%. Поэтому при литье параболоидов такого размера применяли дополнительные технологические приемы, препятствующие графитизации чугуна.

**Мошковський Д.В., Верес І.А., Федоров Г.Є., Ямшинський М.М.**  
**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

### **МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ СТАЛЕЙ ІЗ СПЕЦІАЛЬНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ НА ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ**

Методика визначення полягає в визначенні ваговим методом за збільшенням маси зразків. Зміну маси зразків під час витримування у газовому середовищі при високих температурах фіксується методом безперервного зважування на устаткуванні, а також зважуванням зразків до і після випробування.

Головним кількісним показником окалиностійкості ( $q$ ) є величина, яка характеризує збільшення маси зразка на одиницю його поверхні,  $\text{мг/см}^2$ , протягом певного часу.

Для випробувань використовують шліфовані циліндричні зразки діаметром  $10 \pm 0,2$  мм та висотою  $20 \pm 0,5$  мм.

Після відповідної підготовки зразки розташовують у спеціальні алундові човники, відпалені до сталої ваги при температурі на  $100 \dots 150^\circ\text{C}$  вищій, ніж температура випробувань, тобто при температурі  $1400^\circ\text{C}$ .

Розмір і матеріали човників вибрані такими, щоб вони сприяли вільному доступу повітря до поверхні зразка, забезпечували зберігання окалини та попереджували можливість взаємодії матеріалу човника з оксидами.

Визначення окалиностійкості сталей здійснювали на експериментальній установці, яка дозволяє випробовувати зразки при високих температурах у газовому середовищі заданого складу. Установка змонтована на базі трубчастой силітової печі, в алундовій трубі, в якій розташовують човники із зразками досліджуваних сталей.

З метою стабілізації температурного режиму у робочій зоні, установка оснащена підігрівачем, в якому відбувається підігрівання газової суміші перед її подаванням у реакційну зону. Дозування та вимірювання витрат компонентів газової суміші здійснювали ротаметрами і змішувачами через пальчикові крани. Необхідний розрахунковий потік повітря створюється компресором з ресивером. Установка забезпечена блоками для контролю і управління роботою печі, підігрівача та компресора.

Швидкість газового потоку у робочій зоні печі складає  $0,10 \dots 0,15$  м/с.

Для отримання пароповітряної суміші використовували спеціальний генератор водяної пари, зволоження повітря в якому відбувається внаслідок пропускання його частини дзеркалом води з визначеною ( $90 \pm 3^\circ\text{C}$ ) температурою.

Випробування проводять за безперервним графіком протягом 100 год. при температурах  $1200^\circ\text{C}$  та  $1250^\circ\text{C}$ . Початком випробування є момент досягнення у робочій зоні печі заданої температури.

Для сталей кожного хімічного складу випробують одночасно три зразки з подальшим усередненням результатів випробувань.

За різницею маси зразків до та після випробування визначають приріст маси  $\Delta P$ , за якою, з урахуванням площі поверхні зразка, за формулою:

$$q = \frac{\Delta P}{\tau \cdot S}$$

де  $\Delta P$  – різниця маси зразка до та після випробування, г;

$\tau$  – час витримування зразка при температурі випробування, год.;

$S$  – площа поверхні зразка, м<sup>2</sup>.

Розраховують питоме збільшення маси  $q$ , яке є характеристикою окалинотійкості сталей.

**Нейма О. В.**

*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **КОНТАКТНА ВЗАЄМОДІЯ МЕТАЛ-ФОРМА ПРИ ЛИТТІ ЛОПАТОК ГТД**

Критерієм працездатності керамічних вогнетривких матеріалів, зокрема плавильних тиглів, форм, стрижнів є, крім міцнісних характеристик, ступінь контактної взаємодії між вогнетривом і металевим розплавом. Особливо актуальною стає хімічна стійкість вогнетривів при отриманні литих деталей з орієнтованою структурою, оскільки оснащення тривалий час знаходиться при високих ступенях перегріву відносно температури ліквідус в контакті з металевим розплавом, який містить такі активні компоненти, як алюміній, титан, хром.

Для покращення експлуатаційних властивостей вогнетривів на основі корунду та плавленого кварцу у ФТІМС НАНУ на основі багаторічних досліджень було запропоновано введення активних модифікаторів у вигляді дисперсних металевих порошків: алюмінію – АСД-4, кремнію (Кр-1), бору (аморфний). Зразки кераміки виготовляли методом термошлікерного лиття із застосуванням в якості пластифікаторів парафіну (14...17% мас.), поліетилену та олеїнової кислоти.

З метою відбору перспективних систем була проведена серія експериментів по дослідженню міжфазної взаємодії вищезазначених модифікованих вогнетривких сумішей з розплавами жароміцних сплавів типу ХН60МЮВТ (серійна марка ЧС88У). Виплавлення модельних сплавів з рівновісною структурою, використовуваних в якості литої заготовки, проводилось у ФТІМС НАНУ на промисловій вакуумноіндукційній печі УППФ-2 (тиск в печі 1,2...2,5 Па, температура заливання в форми 1560...1580 °С, температура керамічної оболонкової форми – 800 °С). Отримання деталей з орієнтованою структурою здійснювали на підприємствах-виробниках лопаток ГТД по регламентованому для цієї марки сплавів технологічному режиму на ливарному агрегаті УВНК-8В (промислова піч для отримання орієнтованих структур, Росія).

В якості основного параметра, який характеризує ступінь взаємодії, була вибрана глибина зони зміненого шару вилівка (так звана «зона контакту»), яка вимірюється металографічно. Структурно-хімічні особливості зони контакту вивчали методами мікрорентгеноспектрального аналізу, Оже-спектроскопії, оптичної металографії, виміряли мікротвердість вилівка впродовж поперечного перерізу зразків-свідків і натурних деталей. Дослідження показали, що глибина зони складала в се-

редньому 5...8 мкм при кристалізації в формі, виготовленій по раніше діючому на підприємстві технологічному регламенту.

Аналіз структурних змін контактної зони виявив практичну відсутність у ній виділень карбідів, що доводить збіднення вуглецем зони взаємодії, а при мікrorентгеноспектральному аналізі виявлено зниження вмісту в приповерхневій зоні таких елементів, як алюміній, титан, хром. Ймовірно, механізм взаємодії сплаву з формою обумовлений окисненням компонентів сплаву – вуглецю, алюмінію і титану киснем, який виділяється при дисоціації  $\text{SiO}_2$  із форми, і перерозподіленням цих елементів в приповерхневій зоні виливків.

Дослідження зразків на короткочасну і тривалу міцність показали, що при температурах нижче 800 °С глибина контактної зони в межах 40 мкм не надає істотного впливу на величину значень цих механічних характеристик. Проте, значення втомної міцності зразків, залитих у форми з різних матеріалів, мають явну залежність від глибини зони контакту. Так межа витривалості на базі  $2 \cdot 10^7$  циклів при температурі 800 °С сплаву ХН60МЮВТ склала для зразків, залитих у форму без модифікатора – 40...42 кгс/мм<sup>2</sup>, а з використанням модифікатора – 43...44 кгс/мм<sup>2</sup>.

**Оніщук Р.С.**

*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **ПОРИСТІ СИСТЕМИ ДЛЯ ПОГЛИНАННЯ ЗВУКУ**

Звук – коливальний рух частинок пружного середовища, який поширюється у вигляді хвиль у газі, рідині чи твердому тілі. При поширенні звуку у певному середовищі його інтенсивність з відстанню зменшується. В ідеальних матеріалах звуковий тиск просто зменшується за рахунок поширення хвилі. В натуральних матеріалах звук додатково послаблюється за рахунок розсіювання і поглинання. Поєднаний ефект розсіювання і поглинання називають послабленням. Звукопоглинальні матеріали широко застосовують в промисловості для пониження рівня шуму. Звукова хвиля відбивається, засвоюється і передається при потраплянні на тверду поверхню (рис. 1).

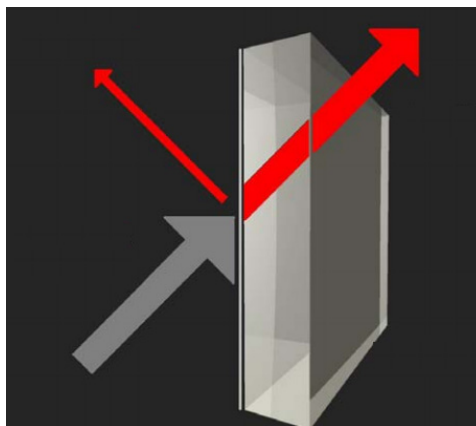


Рис. 1 – Звукове поглинання і відбивання

Одиницею звукопоглинання є себін, його визначають та оцінюють за коефіцієнтами поглинання звуку та шуму.

Коефіцієнтом поглинання звуку вважають кількість енергії, яка поглинута одиницею площі поверхні і залежить від типу матеріалу.

Таким чином, поверхня, яка може поглинати 100% звуку, буде мати коефіцієнт звукопоглинання 1, а у випадку, коли поверхня поглинає 35% звуку і відбиває 65%, коефіцієнт звукопоглинання дорівнює 0,35. Коефіцієнт поглинання звуку матеріалів, які широко використовують у промисловості, приведені в табл. 1.

Матеріали, які мають гладку поверхню, мають низький коефіцієнт поглинання звуку, в той час як матеріали пористого типу здатні поглинати енергію звуку та розсіювати її, тому мають відносно великий коефіцієнт поглинання.

В останній час широке розповсюдження у будівництві отримали поглинальні конструкції з піноалюмінію (рис. 2), коефіцієнт поглинання звуку знаходиться в межах 0,96...0,99.

Таблиця 1 – Звуковий коефіцієнт поглинання деяких матеріалів

Матеріал	Коефіцієнт поглинання звуку
Пластик	0,01...0,03
Фанера (товщина 3 мм)	0,01...0,02
Гума (товщина 6 мм)	0,1...0,2
Бетон (товщина 25 мм)	0,6...0,7
Скловолокно 50 мм	0,8...0,9
Деревина	0,3

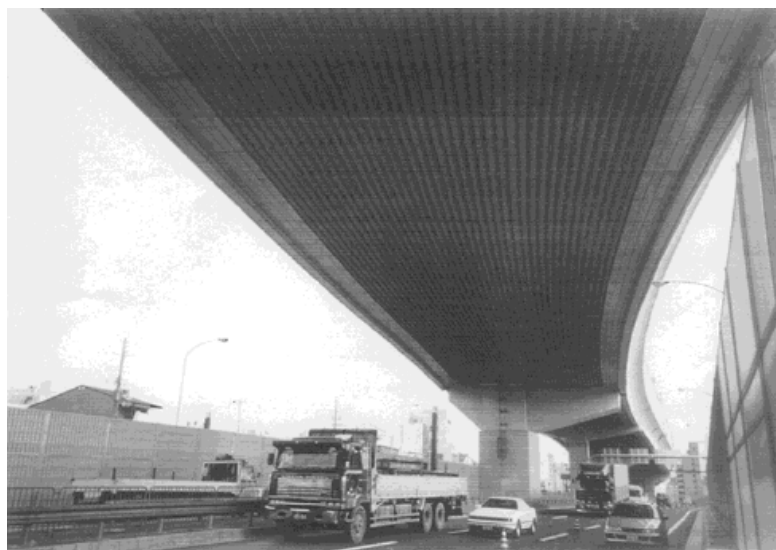


Рис. 2 – Конструкції для пониження шуму



**Панасюк І.І., Афанашенко Ю.М., Сиропоршнєв Л.М.**  
**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

## **РОЗРОБКА КОМБІНОВАНИХ ПІНОПОЛІСТИРОЛОВИХ МОДЕЛЕЙ**

Лиття по газифікованим моделям (ЛГМ) є одним з новітніх способів виробництва виливків, але перш ніж ЛГМ-Процес став промисловою технологією, був зроблений значний обсяг науково-дослідних і дослідно-конструкторських робіт, у результаті яких були створені спеціальні модельні матеріали й протипригарні покриття, технологія й устаткування для виготовлення моделей, інженерна методика проектування технологічного процесу, устаткування для виготовлення форм і т. д.

Полістирол і отриманий з нього пінополістирол є матеріалами, які не взаємодіють з водою й не піддаються біологічному розкладанню. Їх не можна спалювати подібно іншим матеріалам у зв'язку з тим, що при такому температурному впливі відбувається деструкція високополімера з утворенням дуже токсичних газоподібних продуктів, тому відходи пінополістиролу прогресивно накопичуються у великих об'ємах, що створює певні екологічні проблеми в навколишньому середовищі.

Є відомості про те, що полістирол може бути використаний в якості клейкого матеріалу, зв'язуючого, яке в подальшому використовують для виготовлення формувальних і стрижневих сумішей, покриттів ливарних форм при виготовленні виливків із чорних та кольорових сплавів.

Зв'язуюче являє собою розчин полістиролу в органічному розчиннику, який може затвердівати при кімнатних температурах, а також при температурах підсушування до 200°C.

В якості розчинника пінополістиролу використовують вуглеводень рослинного походження – живичний скипидар (ГОСТ 1571-82).

Метою даної роботи є дослідження впливу кількості зв'язуючого на характеристики твердіння стрижневої суміші для подальшого використання її в комбінованих пінополістиролових моделях.

Зразки виготовлялись із чотирьох складів суміші (з різною концентрацією зв'язуючого та різною кількістю розчину у суміші):

- 1) суміш із трьома відсотками 20-% розчину відходів пінополістиролу в живичному скипидарі;
- 2) суміш із п'ятьма відсотками 20-% розчину відходів пінополістиролу в живичному скипидарі;
- 3) суміш із трьома відсотками 30-% розчину відходів пінополістиролу в живичному скипидарі;
- 4) суміш із п'ятьма відсотками 30-% розчину відходів пінополістиролу в живичному скипидарі.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити такі задачі:

1. Дослідити вплив кількості зв'язуючого на міцність стрижневих сумішей.
2. Визначити оптимальний режим спікання з різною кількістю зв'язуючого.
3. Визначити механічні властивості стрижневої суміші.
4. Оптимізувати склад стрижневої суміші.

При проведенні дослідів використовувалися зразки – «вісімки». Для визначення впливу температури на міцність стрижневої суміші зразки просувалися в

лабораторній печі опору моделі СНОЛ-1,6.2,5/11-42 при температурах у межах 150...250°C (суміш із трьома і п'ятьма відсотками 20%- розчину відходів пінополістиролу в живичному скипидарі) протягом 10, 20, 40 хв, з подальшою витримкою на повітрі 1, 3, 24 год. Зразки з сумішшю із трьома і п'ятьма відсотками 30%- розчину відходів пінополістиролу в живичному скипидарі витримувалися в печі при температурі 200...250°C протягом 10, 30, 60, 120 хв, з витримкою на повітрі 1, 3, 24 год. Міцність зразків на розрив визначається за стандартною методикою на розривній установці моделі 081. Для визначення твердості суміші використовували голку Віка.

При температурах печі в межах 150...300°C та витримці в печі протягом 4, 6, 8, 15, 45 хв. величина проникнення зменшується, тобто збільшується твердість зразка. При температурі витримки 150°C зразки мають найбільше значення величини проникнення від 25 мм до 1 мм в залежності від часу витримки в печі та кількості зв'язуючого. При температурі 300°C проникність поступово зменшується. Максимальна проникність сумішей із 3% і 5% зв'язуючого складає 1 мм, з подальшою витримкою в печі величина проникнення в зразках зменшується (у суміші із 5% зв'язуючого) і становить 0,4 мм, тобто збільшується твердість зразка. З додаванням у суміш п'яти відсотків 20%-розчину твердість зразків протікає швидше, ніж у суміші із трьома відсотками 20%-розчину.

При підвищенні температури та кількості зв'язуючого міцність стрижнів зростає. При температурі 200°C суміш із п'ятьма відсотками 20%- розчину відходів пінополістиролу в живичному скипидарі міцнісні характеристики зростають від 0,85 МПа до 1,23 МПа при витримці на повітрі 24 години. Суміш із п'ятьма відсотками 30%-розчину відходів пінополістиролу в живичному скипидарі при температурі 200°C і витримці в печі 60 хв міцність збільшується від 1,17 МПа до 1,68 МПа протягом доби. При температурі 250°C відбувається термодеструкція зв'язуючого з виділенням газоподібних речовин.

У суміші із трьома відсотками 30%-розчину відходів пінополістиролу в живичному скипидарі обсіпаємість становить 0,11%, а у суміші із п'ятьма відсотками – 0,8%.

Газопроникність суміші збільшується із часом витримки на повітрі і досягає свого максимуму 405 од. при температурі спікання 200°C (витримка в печі 30 хв. та витримка на повітрі 24 год).

Таким чином, дослідження показали, що оптимальним зв'язуючим є розчин 20...30% розчину пінополістиролу в живичному скипидарі. Додаток 3...5% зв'язуючого в складі стрижневих сумішей з наступним термічним сушінням при температурі 200°C протягом 30...60 хв забезпечує високі показники міцності (1,15...1,67 МПа). Подальша витримка стрижнів на повітрі від 3 до 24 год. сприяє підвищенню міцності від 1,75 до 2,02 МПа.

**Парфентьєв О.В., Федоров Г.Є., Платонов Є.О., Ямшинський М.М.**  
*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

**ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК  
ХРОМОМАРГАНЦЕВОГО ЧАВУНУ ЗА РАХУНОК  
МІКРОЛЕГУВАННЯ ТА РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ**

У світі, як зносостійкий матеріал, який працює при інтенсивному гідроабразивному зносі, часто використовують високохромисті чавуни, які містять у своєму складі дорогі та дефіцитні матеріали (мідь, молібден, нікель та ін.). Хоча дані чавуни не мають відносно високих механічних властивостей, мають підвищену здатність до утворення гарячих та холодних тріщини у виливках. Тому виникає цікавість щодо вивчення процесів легування, мікролегування, модифікування або технологічних процесів виготовлення виливків, термічного оброблення тощо з метою підвищення експлуатаційних характеристик сплавів.

Вивчено дію хрому на властивості хромомарганцевого чавуну в діапазоні його концентрацій від 4,5 до 30%.

Установлено, що суттєво покращуються експлуатаційні властивості при вмісті хрому 18...21%.

Досліджено вплив марганцю на твердість та зносостійкість хромистого чавуну.

Визначено, що кількість марганцю повинна знаходитись у кількості 4,5...5,0%.

Таким чином, для одержання білих чавунів з високою зносостійкістю, вони мають вмістити в своєму складі від 8 до 20% хрому.

Досліджено вплив титану на характеристики хромомарганцевого сплаву. Враховуючи значну спорідненість титану до кисню, його вводили в сплав після розкислення рідкого металу алюмінієм. Підвищення концентрації титану до 0,1...0,5% сприяє покращанню механічних характеристик сплаву, подальше підвищення кількості титану знижує як твердість, так і зносостійкість. Хоча вони залишаються вищими за характеристики базового (290X19Г4) чавуну.

Вивчено дію ванадію на структуру та властивості чавуну в діапазоні концентрацій до 1%. Зі збільшенням вмісту ванадію в чавуні до 0,8% підвищуються твердість, мікротвердість і зносостійкість сплаву.

Отже, для підвищення властивостей базового 290X19Г4 чавуну, його доцільно додатково мікролегувати ванадієм у межах 0,5...0,8%.

Для підвищення властивостей та покращання оброблюваності даного чавуну вивчено вплив режимів термічного оброблення чавунів, мікролегованих титаном і ванадієм. Досліджено наступні режими термічного оброблення: відпуск при температурі 300 °С; відпуск при температурі 680 °С; відпал при температурі 770 °С; відпал при температурі 860 °С.

Тривалість перебування зразків у печі – 4 години для кожного досліджу.

Низькотемпературний відпуск проведено з метою зниження енергоємності термічного оброблення деталей, які не піддають механічному обробленню, а дослідження високотемпературного відпалу ґрунтувались на можливості високих показників твердості, в'язкості і зносостійкості. Паралельно оцінювали структурний стан чавунів, як наслідок перетворень під час термічного оброблення.

Рекомендовано наступні режими термічного оброблення для виливків, окремо мікролегованих титаном і ванадієм: відпуск при 680°С для литих деталей, які не

піддають механічному обробленню, для зняття ливарних напружин і гомогенізації структури; для деталей, які піддають механічному обробленню, слід використовувати низькотемпературний відпал при 770°C для зменшення поверхневої твердості і покращання оброблюваності.

Таким чином, розроблено хромомарганцевий чавун марки 290X19Г4, який є більш дешевим, ніж ті, які використовувались раніше, та має кращі експлуатаційні характеристики. Для підвищення властивостей даний чавун можна додатково мікролегувати титаном або ванадієм.

**Писаренко В.М., Дуляницька Ю.Е.**  
*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*  
**БОРУВАННЯ СТАЛЕЙ В ОБМАЗЦІ**

Підвищити зносостійкість і працездатність борованих виробів в умовах ударних навантажень можна в тому випадку, коли замість достатньо крихкого суцільного боридного покриття вдається отримати в дифузійному шарі боридну евтектику.

Евтектичну структуру можна отримати різними способами. В даній роботі борування з метою отримання боридної евтектики проводили за допомогою спеціальної установки, яка забезпечує електроконтактне нагрівання зразка у боровальній обмазці зі швидкістю 100...120 град/с до температур ізотермічної витримки. Температуру контролювали за допомогою термодари, яка приварювалась до зразка. Коливання температури при ізотермічній витримці не перевищували  $\pm 5^\circ\text{C}$ .

На першому етапі даного дослідження необхідно було розробити оптимальний склад насичувальної обмазки, простої в приготуванні, яка не виділяє при нагріванні токсичних речовин і не змінює в'язучі властивості при зберіганні. В якості боровальної складової випробовували буру, борний ангідрид та технічний карбід бору, в якості флюса – криоліт, плавиковий шпат, фтористий натрій, фтористий алюміній, а в якості зв'язуючої речовини – рідке скло, столярний клей, декстрин і розплавлену буру. Ці компоненти в різних комбінаціях і пропорціях змішували і наносили на поверхню зразків шаром товщиною 1,5...2,0 мм.

При відборі обмазки керувались такими критеріями, як міцність зчеплення обмазки з поверхнею зразка та стабільність результатів борування. Як показали результати дослідження, таким вимогам задовольняє обмазка складу: 60% технічного карбиду бору, 35% плавикового шпату і 5% декстрину, розчиненого в воді.

Дослідження формування боридних покриттів при насиченні зразків із сталі У8 і технічного заліза в обмазці розробленого оптимального складу проводили при температурах 900...1200 °С і часі витримки від 1 до 5 хвилин.

Як було встановлено, електроконтактне нагрівання зразків з обмазкою до температур 900...1050 °С не супроводжується утворенням дифузійного шару. При підвищенні температури до 1100...1200 °С мало місце борування зразків, причому із зростанням температури збільшувалась і товщина дифузійного покриття до 100...350 мкм на сталі У8 відповідно.

Борування сталі в обмазці зазначеного складу відбувається з газової фази, причому бороносієм є фтор. Сполука  $\text{BF}_3$ , яка утворюється при нагріванні обмазки, дисоціює на поверхні зразка з виділенням атомарного бору, який адсорбується цією поверхнею і в подальшому дифундує вглиб металу.

Як показали дослідження, утворенню в дифузійному покритті боридної евтектики передують виникнення на поверхні зразків бориду  $Fe_2B$ . У подальшому відбувається розплавлення ділянок дифузійної зони, які при охолодженні кристалізуються у вигляді боридної евтектики, яка складається із включень боридів (часто дендритної будови) і м'якої складової. При цьому мікротвердість евтектичних боридів, отриманих як на технічному залізі, так і на сталі У8, має однакове значення і складає 11...12 ГПа. Мікротвердість м'якої складової не перевищує 3,5...4,0 ГПа.

При підвищенні температури борування до 1150 °С товщина дифузійного шару і розмір включень боридів збільшується, але розподіл боридів у м'якій складовій стає менш рівномірним.

При збільшенні часу витримки товщина покриття збільшується, але до певної межі, що пов'язано з невеликим об'ємом нанесеної на поверхню зразка обмазки і, відповідно, швидкою втратою її борувальної здатності.

Треба зазначити, що борування сталі в обмазці погіршує якість робочої поверхні оброблених таким чином виробів. Тому в тих випадках, коли якість поверхні визначає експлуатаційні характеристики виробу, їх треба після борування додатково шліфувати.

**Прокопчук М.А.**  
**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

### **ВПЛИВ TEMПЕРАТУРИ ТА ТРИВАЛОСТІ СПІНЕННЯ НА ЗБІЛЬШЕННЯ РОЗМІРІВ ГРАНУЛ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ**

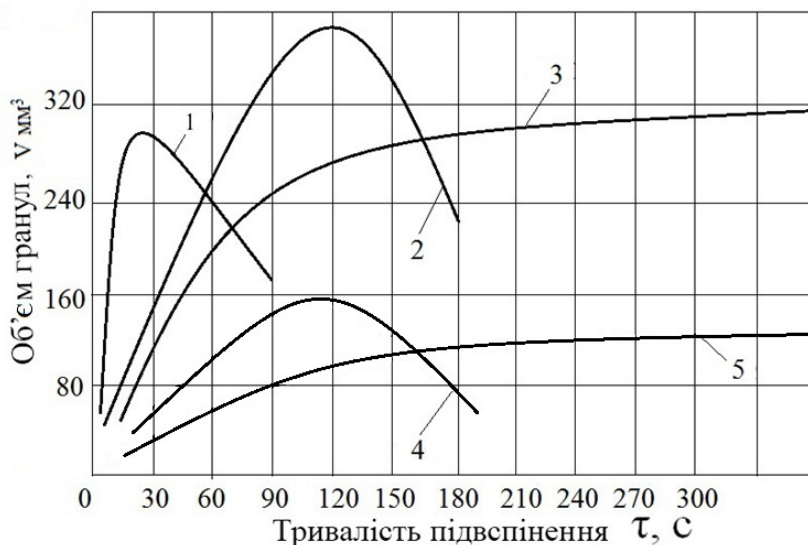
Процес отримання моделей в масовому і великосерійному виробництві складається з двох стадій: попереднє спінення вихідних гранул спінюваного полістиролу у вільному стані і остаточне спінення гранул в замкненій порожнині прес-форми – отримання моделі.

Попереднє теплове оброблення полістиролу, який спінюється, необхідне для отримання згодом газифікованої моделі з заданою об'ємною масою (густиною), яка визначає міцність моделі і якість поверхні. Спінювальна здатність гранул заданої дисперсності (2,5 мм і 1,5 мм) визначається температурою і часом теплового оброблення (рис. 1).

Зі збільшенням тривалості теплового оброблення обсяг гранул збільшується і, відповідно, зменшується насипна маса підспіненних гранул пінополістиролу. Підвищення температури оброблення призводить до скорочення часу, при якому гранули досягають максимального обсягу. Але при температурах вище 95°C процес стає нестабільним і перетримка гранул призводить до втрати їх активності і усадки. Це пов'язано зі збільшенням швидкості деформації полістирольної оболонки гранул при підвищенні температури, в результаті чого стінки окремих осередків гранул руйнуються і відбувається втрата пороутворювача.

На підприємствах з невеликим обсягом виробництва попереднє спінення доцільно проводити в гарячій воді. Для цього вихідні гранули полістиролу поміщають у воду при температурі 95...100 °С і витримують протягом 1...10 хв при постійному перемішуванні, щоб забезпечити рівномірність теплового оброблення і виключити злипання гранул. Після витримки, необхідної для підспінення гранул до заданої насипної маси, їх витягують і засипають на стелажі з сітчастим дном для просушування і витримки на повітрі. Для нагрівання гранул при поперед-

ньому спінненні застосовують також оброблення парою і струмами високої частоти. В умовах великосерійного і масового виробництва найчастіше використовують перегрітий пар.



1 – 110°C (2,5 мм); 2 – 100°C (2,5 мм); 3 – 95°C (2,5 мм); 4 – 100°C (1,5 мм);  
5 – 95°C (1,5 мм)

Рис. 1 – Збільшення об'єму гранул пінополістиролу (V) в залежності від температури і тривалості підспіннення (t)

Після попереднього спінювання гранули витримують на повітрі від 6 год до 2 діб. В цей період їхня оболонка, охолоджуючись, знову переходить до склоподібного твердого стану, а пари ізопентану конденсуються, що призводить до виникнення вакууму в гранулах. В процесі витримки відбувається дифузія повітря всередину гранул, і тиск вирівнюється. Для скорочення часу витримання підспінених гранул можна використовувати витримку їх при підвищеному до 0,2...0,3 МПа тиску.

**Радченко І.О.**

*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

## **ВЛАСТИВОСТІ ТА ЗАСТОСУВАННЯ ПІНОМЕТАЛІВ**

Пінометали, зберігаючи основні переваги вихідного матеріалу – корозійну стійкість, зварюваність, високу питому міцність, набувають нових властивостей – легкість, звукопоглинання та гасіння енергії удару (табл. 1).

Механічні властивості пінометалів залежать від розміру, кількості та однорідності пор у виливку. Механічні властивості можна підвищити термообробкою, але найбільший ефект досягають при введенні в пінометали армувальних волокон.

Теплопровідність і електропровідність піноматеріалів залежать від їх густини. Пориста мідь і пористий нікель з густиною 4 % вихідного металу мають електропровідність і теплопровідність ~ 1 %. Таким чином, пінометали можуть ефективно використовуватися як теплоізолювальні матеріали. Вони мають високу теплостійкість, не плавляться при температурі плавлення вихідного сплаву. Ще одною

основною властивістю пінометалів є проникливість, що дозволяє використовувати їх для фільтрування і послаблення шуму.

Таблиця 1 – Властивості металів

Вміст		Нікель	Мідь	Ніхром	Алюміній	Сталь
		Ni 99,9 %	Cu 99,9 %	Ni 75 %, Cr 25 %	Al 96 % Si 4 %	Fe – 0,8 C
Густина, кг/ м <sup>3</sup>	мін.	350	450	400	160	400
	макс.	700	800	600	600	600
Поруватість, %	мін.	85	85	90	88	90
	макс.	97	95	95	97	95
Модуль Юнга, ГПа	мін.	0,40	0,17		0,06	0,50
	макс.	1,00	0,37		0,30	1,50
Коефіцієнт Пуассона	мін.	0,32				
	макс.	0,34				
Температура плавлення, К		1718	1353	1673	933	1788
Теплопровідність, Вт/м·К		3	15		7	2

Застосування піноматеріалів безперервно зростає в різних галузях промисловості, а саме: в авіа-, транспортній, машинобудівній, будівельній, архітектурній, хімічній, електрохімічній та ін.

Піноматеріали також застосовують в легких конструкціях, які працюють при підвищених температурах. Пористий алюміній при достатній міцності може бути в 5 разів легшим за воду і мати таку ж відносну вагу, як сама легка деревина – бальза. Міцність обтисненого пористого алюмінію така, як і у литого металу при вдвічі меншій відносній вазі. Цей матеріал застосовують в будівництві, з нього виготовляють дверні панелі, віконні рами, стіни та стелі. Пористий алюміній не має недоліків деревини: не боїться вологи, не гниє і не горить. Його легко розпилити, просвердлити, зігнути, склеювати, паяти, зварювати, в нього можна забивати цвяхи. Якщо міцність дерева на розтяг впоперек волокна інколи в 30 разів менша, ніж при розтягуванні вздовж, то в пористого алюмінію однакова міцність по всім напрямкам.

В хімічній промисловості як пористий алюміній, так і інші піноматеріали відіграють роль матеріалу з високою адсорбувальною властивістю, які поєднують в собі одночасно легкість, міцність та хімічну інертність.

В електрохімічній промисловості пінометали використовують при виготовленні електродів для лужних акумуляторних батарей та для паливних елементів.

**Радченко І.О.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

## ВПЛИВ КІЛЬКОСТІ МАГНІЮ НА ГУСТИНУ ТА РІВНОМІРНІСТЬ РОЗПОДІЛЕННЯ ПОР ПО ВИСОТІ ПІНОАЛЮМІНІЄВОГО ВИЛИВКА

Піноалюміній – поруватий матеріал із закритими порами, розмір яких, в залежності від технології отримання, може змінюватись від долей міліметра до 20...30 мм и більше.

Спінений алюміній ефективно поглинає енергію удару, має високий коефіцієнт звукопоглинання, низьку теплопровідність, при порівняно високій питомій міцності. Піноалюміній корозійностійкий, негігроскопічний, не тоне у воді.

При додаванні магнію густина алюмінієвого сплаву знижується (рис. 1, а). При додаванні 12 % магнію, густина сплаву наближається до густини стабілізатора, яким виступає певна кількість і фракція мінеральних часточок SiO<sub>2</sub>. Якщо розплав характеризується достатнім ступенем змочуваності і його густина близька до густини часточок, які замішуються, то такі часточки будуть рівномірно розподілятися по всьому об'єму розплаву, не утворюючи флуктуацій. Рівномірне розподілення часточок забезпечує стабілізацію піни по всьому об'єму виливка, тобто не допускає спливання бульбашок газу, утворених при дисоціації порофору.

Одним з найважливіших параметрів пористого алюмінію є рівномірність густини по об'єму виливка, тобто відношення густин верхньої та нижньої частин виливка (рис. 1, б).

З додаванням до розплаву магнію рівномірність густини по об'єму виливка підвищується. Максимум відповідає 12 % магнію. При цьому деякі значення лежать вище 1 (лінія однакової густини у верхній та нижній частинах виливка), тобто нижня частина виявляється легшою за верхню.

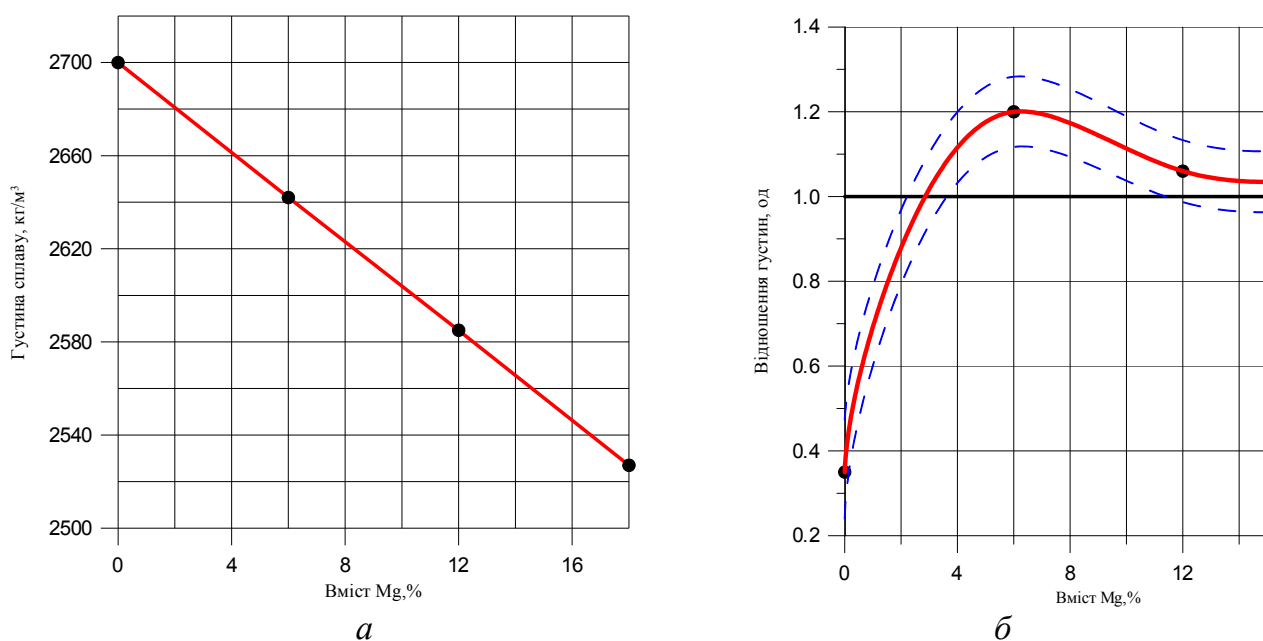


Рис. 1. – Залежності густини сплаву від вмісту магнію (а); залежність відношення густин верхньої та нижньої частин виливка від вмісту магнію (б)



На основі проведених досліджень були зроблені наступні висновки:

1. Додавання магнію має суттєвий вплив на процес спінювання алюмінієвих сплавів: підвищує в'язкість розплаву, що позитивно впливає на стабілізацію порового простору пористих виливків, також з додаванням магнію збільшується засвоюваність розплавом порофору.

2. Зменшення густини розплаву при додаванні магнію впливає на розподіл пор наступним чином: густина самого розплаву наближається до густини  $\text{SiO}_2$  (рис. 1, а), часточки не спливають та не осідають у розплаві. Як результат, бульбашки газу, які знаходяться між піщинками, стабілізуються і не підіймаються у верхню частину вилівка, а рівномірно розподіляються у всьому об'ємі вилівка. Тому метал не стікає в нижню частину форми.

3. Чим ближча густина розплаву до густини речовини, яка замішується, тим рівномірніше розподіляються пори. У випадку з магнієм покращення пористості відбувається лише за рахунок збільшення кількості пороутворювача, котрий засвоївся при замішуванні.

**Радченко К.С., Писаренко В.М., Ямшинський М.М., Левін В.А.**  
*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ, МІКРОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОМ, БОРОМ І СУРМОЮ**

Абразивний знос є основною причиною виходу з ладу значної кількості литих деталей машин, які працюють в теплоенергетичній, гірничовидобувній, металургійній, будівельній та інших галузях промисловості. Правильний підбір сплавів для виготовлення швидкозношуваних деталей визначає економічну ефективність роботи тієї чи іншої машини, установки або цілої системи.

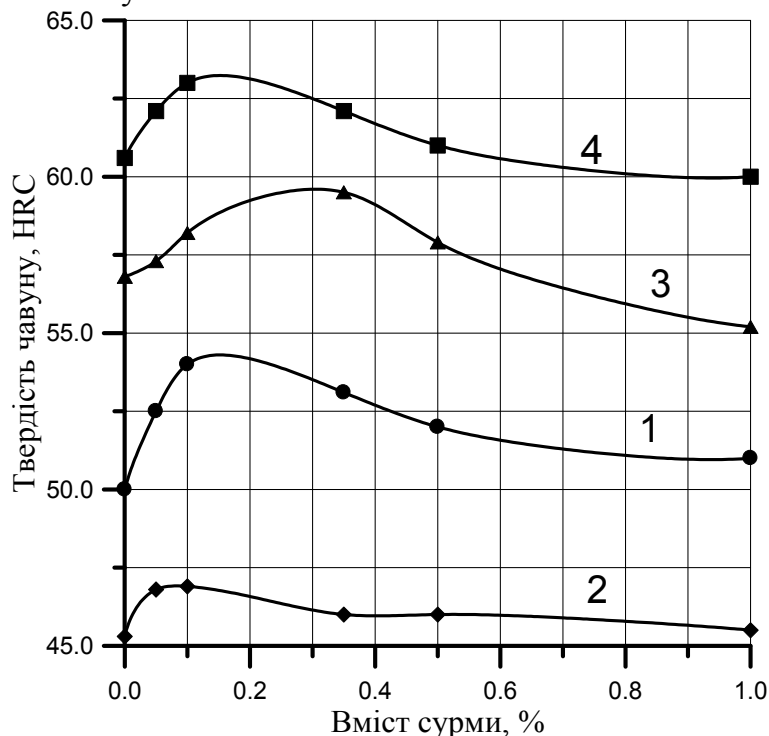
На теплових електростанціях в тяжких умовах абразивного і гідроабразивного зношування працюють литі деталі систем підготування палива та гідрозоловидалення, до яких належать футерівки кульових млинів, шнекові транспортери, корпуси, бронедиски, робочі колеса багерних насосів, коліна пульпопроводів тощо. Зменшення товщини стінки деталей внаслідок зносу або ж утворення наскрізних отворів призводить до необхідності їх заміни, при цьому втрата маси деталі може становити всього 5...10 % від початкової маси.

Для виготовлення литих деталей машин, які працюють в умовах абразивного, гідроабразивного та ударноабразивного зношування, в промисловості широко використовують високохромисті, і, зокрема, хромомарганцеві білі чавуни.

Метою даної роботи було дослідження впливу термічного оброблення (відпал при 900 °С і гартування при 900 °С та 1050 °С на повітрі) на структуру і твердість базового хромомарганцевого чавуну з різним вмістом сурми (від 0 до 1 % за присадкою). В якості базового сплаву для дослідження використовували високохромистий білий чавун хімічного складу, %: 2,90...3,25 С, 19,40...21,85 Cr, 3,50...4,15 Mn, 0,60...0,95 Si,  $\leq 0,09$  P,  $\leq 0,05$  S, додатково оброблений 0,15...0,25 % Ti та 0,002...0,02 % В.

Хромомарганцевий чавун, вибраний для дослідження в якості базового, показав високі експлуатаційні властивості при роботі в гідроабразивних середовищах, проте має недоліки, характерні для високохромистих чавунів.

Твердість сплаву у литому стані становила 50...53 HRC (рис. 1), після пом'якшувального відпалу при 900 °С твердість знизилась до 45...46 HRC. Максимальна твердість (60...63 HRC) отримана при гартуванні з 1050 °С, при гартуванні з 900 °С твердість сплаву становила 50...58 HRC.



1 – у литому стані; 2 – після відпалу при 900°С; 3 – після гартування з 900°С; 4 – після гартування з 1050°С

Рис. 1 – Вплив присадок сурми та твердість хромомаганцевого чавуну після різних режимів термічного оброблення

Структура металевої матриці сплавів після гартування була мартенсито-аустенітною, а після відпалу складалась із продуктів розпаду аустеніту. Максимальні твердості сплаву як в литому, так і в термообробленому станах, отримані при вмісті сурми 0,05...0,40 %. Це пояснюється тим, що сурма у високохромистому чавуні діє як поверхнево-активний елемент, який гальмує ріст дендритів аустеніту і таким чином подрібнює структуру.

**Рудик А.М., Лютий Р.В.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### **ЗВ'ЯЗУВАЛЬНІ КОМПОНЕНТИ ДЛЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ І СТРИЖНІВ НА ОСНОВІ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І СОЛЕЙ МЕТАЛІВ**

Відомо, що серед неорганічних зв'язувальних компонентів високий рівень властивостей забезпечують солі основних або перехідних (амфотерних) металів з рядом кислот. Найбільше використання в ливарних цехах свого часу набули солі ортофосфорної кислоти, або її частково нейтралізованих розчинів – так званих фосфатних зв'язувальних компонентів.

На даний момент використання таких матеріалів майже зведено до нуля через дефіцитність компонентів та нестабільність їхнього хімічного складу. В своєму дослідженні ми пропонуємо замість промислових матеріалів з нестабільним

хімічним складом вводити у суміш широко використовувані та недефіцитні хімічні сполуки: хлориди, сульфати, нітрати тощо.

Вказаний ряд сполук схильний до взаємодії з ортофосфорною кислотою, але тільки деякі з них можуть утворювати продукти, які мають зв'язувальну здатність. Отже, загальною метою дослідження є розроблення нових формувальних сумішей із зв'язувальними компонентами на базі ортофосфорної кислоти і солей металів. Для досягнення вказаної мети поставлені такі завдання:

- дослідження хімічних процесів, які відбуваються при взаємодії солей металів з ортофосфорною кислотою;
- визначення ряду речовин, які забезпечують утворення зв'язувального компонента;
- встановлення оптимальних умов здійснення реакцій;
- вимірювання основних фізико-механічних властивостей сумішей з отриманими зв'язувальними компонентами;
- проведення лабораторних випробувань.

Згідно загальних правил неорганічної хімії, солі металів вступають в реакцію із сильними кислотами. Оскільки ортофосфорна кислота відноситься до середніх за силою, то взаємодія більшості солей металів з нею з першого погляду неможлива. Але, як відомо, будь-яка хімічна реакція відбувається у напрямку утворення нерозчинного продукту. Фосфати переважно нерозчинні, і тому ми вважаємо, що ортофосфорна кислота здатна утворювати продукти реакції з набагато більшим числом речовин – таких, як навіть сульфати і хлориди. З іншого боку, спонукати до взаємодії може нагрівання системи.

В дослідженні виготовляли формувальні суміші на основі кварцового піску. Вміст кислоти у кожній суміші знаходився на рівні 3%, вміст досліджуваної солі металу – також 3%. Вимірювали міцність зразків після витримки протягом 1 год при температурі 200 °С, а також після витримки на повітрі протягом 24 год.

В результаті проведених експериментів встановлено, що максимальну міцність забезпечують при взаємодії з ортофосфорною кислотою водорозчинні солі калію і натрію (для КВr понад 2,5 МПа), дещо нижчий рівень міцності – сульфат магнію (біля 2,0 МПа) і солі алюмінію (близько 1,8 МПа). Інші солі, окрім сульфату марганцю і карбонату літію, забезпечують міцність в межах 1 МПа.

При нормальних умовах зміцнюється суміш лише з фосфатом кальцію і карбонатом кальцію. Їх міцність складає 0,5 МПа.

За нашим припущенням, утворення нерозчинних продуктів взаємодії не є вирішальним чинником при зміцненні даних сумішей. В першу чергу, це пов'язано з активністю катіона і можливістю утворення міцних просторових полімерів, які широко відомі для натрію і, скоріш за все, можуть утворюватися і у калію. Таким чином, утворені фосфати з високою зв'язувальною здатністю можуть бути водорозчинними, і тому суміш для зміцнення потребує нагрівання. Фосфати кальцію, в свою чергу, нерозчинні у воді, і тому зміцнення суміші з ними можливе при нормальних умовах.

Проаналізувавши теоретичні температури плавлення зв'язувальних компонентів у наших сумішах, можна зробити висновок, що за термічною стійкістю суміші відповідають вимогам сталевого литва.

**Селиверстов В.Ю., Доценко Ю.В., Бура Ю.Н.**  
(НМетАУ, г. Днепропетровск)

### ВЛИЯНИЕ КЛАСТЕРНОЙ АДсорбЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ПРИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

В соответствии с природой адсорбции кластеров, на поверхности дисперсных включений могут преимущественно адсорбироваться либо кластеры жидкости (при положительной кластерной адсорбции), либо атомы разупорядоченной зоны (при отрицательной кластерной адсорбции). В обоих вариантах неметаллическое включение оказывается заключенным в оболочку расплава со структурой и свойствами, значительно отличающимися от таковых в объеме металла. Поэтому, при условии сохранения состояния диспергированности, а также равномерного распределения в объеме расплава, с одной стороны, и регулируемого роста – с другой, такие частицы способны обеспечивать условия модифицирования и возможность, в конечном итоге, влияния на физико-механические свойства металла. Как видно из таблицы сводных данных известных работ, толщины кластерных слоев на оксидных суспензиях значительны и по порядку величины совпадают с толщинами пристеночных кластерных слоев в металлических расплавах, наблюдаемых при изучении в них диффузии с применением тонких капилляров. Учитывая размеры кластеров в жидких металлах (величина порядка нескольких десятков ангстремов), адсорбция кластеров на поверхности данных дисперсий в жидкой стали оказывается многослойной и устойчивой по сравнению со временем жизни кластера в жидком металле.

Кластерные оболочки на оксидных дисперсиях устойчивы к разрушению до температуры около 2000 °С. При этом известные данные свидетельствуют о том, что положительная всплываемость появляется лишь у кремнезема при размере частиц более 46 мкм и у корунда при диаметрах частиц свыше 95 мкм.

Для наблюдаемых на практике размеров оксидных дисперсий в жидких сталях в пределах 3...30 мкм, всплываемость соответствующих им мицелл всегда отрицательна, что способствует равномерному распределению включений в объеме затвердевающего расплава. С учетом плотности и температуры плавления других неметаллических включений можно предположить образование подобным образом мицелл на основе сульфидов и нитридов.

Таблица 1 – Расчетные значения эффективных толщин кластерных слоев ( $\delta$ ) на оксидных частицах

Химическая формула дисперсии	Значения $\delta$ , мкм, для температур, °С					
	1450	1500	1550	1600	1650	1700
SiO <sub>2</sub>	32	31	29	27	25	24
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	51	48	46	43	42	40
MgO	61	58	54	51	48	45
ZrO <sub>2</sub>	70	66	63	59	55	52

В условиях изостатического сжатия в наибольшей мере будут напряжены слои металла, контактирующие с твердыми неметаллическими включениями, которые в зависимости от их природы могут выступать по отношению к кристаллизующемуся расплаву в роли изоморфных или анизоморфных примесей. Повышая

напряжения в контактирующем с поверхностью анизоморфных частиц слое затвердевающего металла, давление способствует формированию в зоне их контакта активного переходного слоя из кластеров, благодаря которому эти частицы приобретают способность в последующем выступать в роли активных центров при гетерогенной кристаллизации.

Анализ экспериментальных данных показал, что при использовании газодинамического воздействия в процессе кристаллизации цилиндрической отливки из стали 35Л с увеличением давления количество сульфидных включений возрастает, а средний размер включения уменьшается в 1,2...20,6 раза. При этом временное сопротивление стали возрастает на 10...12 %, относительное удлинение – на 30...40%. Увеличивается также твердость и плотность металла.

Таким образом, актуальной представляется, в том числе, разработка технологического обеспечения процесса деформационного ускорения роста кристаллов, реализуемого наиболее эффективно при условии передачи нарастающего давления непосредственно через жидкую фазу к фронту кристаллизации.

**Соценко О.В., Мартынов Ю.П., Посыпайко И.Ю. Самойленко А.Г.**

*(НМетАУ, г. Днепрпетровск)*

### **СТРОЕНИЕ ГРАФИТНЫХ АГРЕГАТОВ В РАБОЧЕМ СЛОЕ КРУПНЫХ ВАЛКОВ ИЗ ЧШГ**

Исследовали особенности морфологии и габитуса включений графита в периферийной зоне крупных валков из ЧШГ диаметром до 1,02 м и массой до 80 т. В областях отливки, удаленных на 2...5 мм от поверхности кокиля и затвердевающих с максимальной скоростью, размеры включений графита не превышают 0,08 мм. Такие включения являются в основном компактными образованиями квазишаровидной или полисферической формы с небольшим количеством «дефектов» строения – признаков агрегатирования. Они проявляются в случайных сечениях включений в виде блочности, субструктурной разориентированности, полицентричности, наличия участков или характерных цепочек матрицы, пор, неметаллических включений, пластин карбидов и др.

С удалением от поверхности теплоотвода на 30...40 мм отдельные включения, преимущественно компактной формы, объединяются в более крупные образования с четко выраженными признаками агрегатирования. Средний размер таких образований составляет 0,10...0,20 мм.

Дальнейшее замедление скорости эвтектической кристаллизации, связанное с удалением от поверхности кокиля более, чем на 100 мм, приводит к образованию обычных квазисферических агрегатов. При этом формируются и крупные коагуляционные структуры, состоящие преимущественно из каплеобразных (рис. 1, а) или пирамидальных (рис. 1, б) элементов, имеющих весьма сложные топологические характеристики.

Все исследованные типы включений свидетельствуют о присущей процессу агрегации графита тенденции к образованию плотных агрегатов независимо от геометрии и размеров составляющих их элементарных блоков. Вероятный механизм процесса состоит в следующем. В результате потери графитной фазой агрегативной устойчивости под воздействием глобуляризатора происходят взаимные эффективные контакты элементарных частиц, приводящие к образованию «рыхлых» коагуляционных агрегатов.

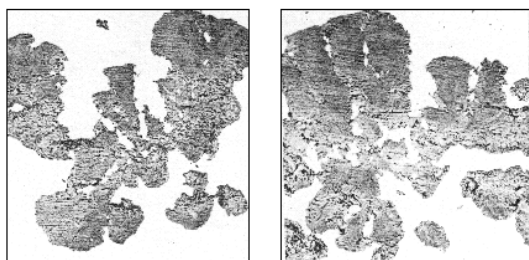


Рис. 1 – Структура графитовых агрегатов с преобладанием: бесформенных каплеобразных (а) и пирамидальных (б) элементов

Под воздействием ближнедействующих вандер-ваальсовых сил межчастичного притяжения из зоны контакта частично или полностью вытесняются остатки расплава, и контактная межблочная поверхность увеличивается. При полном выдавливании матричной жидкости из межблочной контактной зоны на ее месте образуются четкие радиальные границы независимо от исходной формы блоков. Эти границы между блоками графита с различно ориентированной субструктурой отчетливо выявляются в поляризованном свете. Если рельеф поверхности исходных блоков имеет неровности, то матричная жидкость полностью не вытесняется, и вдоль межблочных границ образуются характерные цепочки локализованных участков матрицы, пористости и других несовершенств структуры графита.

Впадина между двумя смежными дугами является неперменным признаком начала границы, по которой происходила стыковка и сжатие смежных блоков. Независимо от формы блоков – шаровых секторов, пирамид, квазисфер и т. п. – граница между ними выявляется достаточно четко по указанным выше морфологическим несовершенствам. Окончательное формирование агрегата происходит под воздействием всестороннего ферростатического давления и в процессе усадки матрицы.

**Соценко О.В.**

*(НМетАУ, г. Днепропетровск)*

### **О НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ ФОРМИРОВАНИЯ ШАРОВИДНОГО ГРАФИТА В РАСПЛАВЕ**

Разработка рациональных режимов глобуляризирующего и инокулирующего модифицирования чугунов для получения отливок из ВЧШГ в значительной мере предопределяется точностью исходных представлений о реальном механизме формирования графитной фазы в расплаве. В связи с этим значительный теоретический и практический интерес представляют экспериментальные исследования ранних стадий формирования графитных включений в расплавленном чугуне.

В работе исследовали объемно-пространственную морфологию диффузионных потоков дисперсной графитной фазы в расплавах железо-углеродистых сплавов, модифицированных магнием. Плавку проводили в кварцевых тиглях лабораторной индукционной ВЧИ-10 и силитовой печи. В качестве шихты использо-

вали структурно белую высокоуглеродистую дробь и 75%-ный ферросилиций. Применение безграфитной шихты позволило устранить влияние остаточного графита на процесс формирования графита выделения. Заэвтектический состав чугуна опытных плавок (4,2% C, 2,0% Si, 0,3% Mn, 0,03...1,05% P) дал возможность изучить процесс формирования графитных включений до начала затвердевания матричной жидкости.

После расплавления чугун нагревали до 1400°C. Глобуляризирующее модифицирование чугуна проводили никельмагниевого лигатурой при температуре 1350 °C. Методом капиллярно-вакуумной высокоскоростной закалки (щелевой капилляр 0,3...0,8 мм в цилиндрическом медном холодильнике диаметром 10 мм) фиксировали состояние расплава на разных этапах его медленного охлаждения с тиглем в предкристаллизационный период.

Многочисленной послойной сошлифовкой (25...50 слоев с шагом 2...3 мкм) закалочных образцов с последующей угловой и плоскостной ориентацией и совмещением контуров (изогипс) последовательных сечений по реперным точкам произведена стереологическая реконструкция микрообъемов сплава. Такая методика позволила получить последовательные временные срезы объемно-пространственного состояния и развития процессов формирования габитуса высокоуглеродистой фазы и диффузионного массопереноса вблизи межфазной границы графит-расплав.

Установлено, что массоперенос графитной фазы в расплаве в предкристаллизационный период может осуществляться посредством четко выраженных и выявляемых методами световой микроскопии диффузионных потоков дисперсных частиц. Форма и траектории движения этих потоков координируются пространственным распределением компактных включений формирующегося графита. В приграничной зоне поверхностей раздела расплав-графит проявляется тенденция к избирательно-концентрическому размещению графитной фазы вокруг квазисферических образований графита с повышенной концентрацией ее в зоне щелевых дефектов поверхности. Рентгеноспектральным анализом (микроанализатор МС-46 КАМЕКА) установлено, что одновременно с графитом происходит массоперенос и неграфитовой дисперсной фазы, инициирующей выделение графита из расплава.

Показано, что формирование включений происходит не путем постепенного увеличения объема и уплотнения центрального ядра, а посредством достраивания квазисферы субструктурными графитовыми телами. При этом графитовый агрегат может замыкать в себе матричную жидкость. Имобилизованный расплав связан с окружающей жидкостью соединительными каналами, через которые в формирующийся агрегат поступает дисперсная графитная фаза.

**Соценко О.В., Белич А.В., Посыпайко И.Ю.**

*(НМетАУ, г. Днепропетровск)*

## **ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ ДРОБЯЩИХ ПЛИТ ИЗ СТАЛИ 110Г13Л**

В производстве дробящих плит различных конфигураций, работающих в условиях высоких ударно-абразивных нагрузок на предприятиях горнометаллургического комплекса, применяют сталь 110Г13Л. При работе с этой сталью необхо-

димо уделять особое внимание минимизации образования усадочных дефектов в сравнении с обыкновенными углеродистыми сталями.

С целью сокращения материальных затрат на стадии разработки и освоения технологии литья таких изделий применили метод совмещения компьютерного моделирования и оптимизации основных параметров процесса. С использованием пакетов SolidWorks и LVMFlow проведено 3D-моделирование различных вариантов технологического процесса изготовления отливки «Плита дробящая» массой 600 кг и габаритными размерами 1210x1170x125 мм (рис. 1).

Для оптимизации технологического процесса использовали процедуру полного факторного эксперимента на основе компьютерного пакета STATGRAPHICS

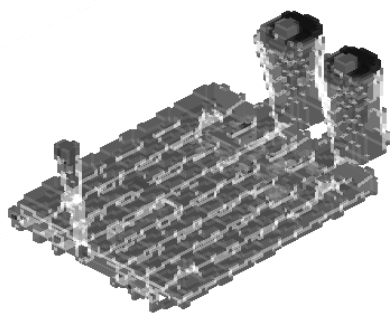


Рис. 1 – 3D-модель «плиты дробящей» с литниковой системой

Plus for Windows. Такое планирование позволяет оценить как вклад (эффект) каждого фактора, так и эффекты взаимодействий. В работе исследовали влияние основных технологических факторов на эффективность конструкции литниково – питающей системы.

В компьютерном эксперименте использовали  $2^4$  факторный план – четыре фактора, на двух уровнях: высота прибыли (A), подвод металла (B), наличие прибыли (C), угол наклона плиты (формы) в процессе заливки (D). Для

оценки влияния отдельных факторов и их парных взаимодействий на образование усадочных дефектов использовали Парето-карту (рис. 2, а). Наличие прибыли (C), угол наклона (D), подвод металла (B), высота прибыли (A) и взаимодействие факторов CD, BC, AC, имеют статистически значимые эффекты.

Графический анализ экспериментальных данных (рис. 2, б, в) подтвердил выводы, полученные с помощью карты Парето.

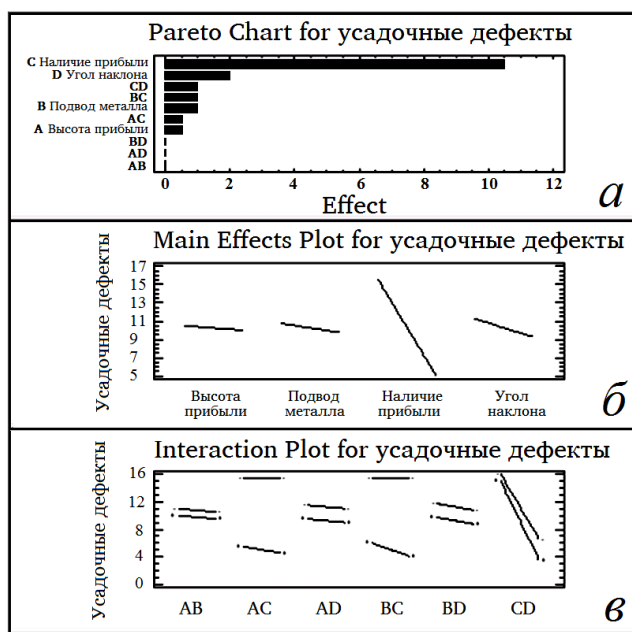


Рис. 2 – Графические окна анализа данных: карта Парето (а); графики главных эффектов (б) и эффектов взаимодействий (в) для усадочных дефектов



Результаты оптимизации позволяют сделать вывод, что подвод металла через прибыль с наклоном формы, так чтобы прибыль находилась вверху, и увеличенная высота прибыли обеспечивают оптимальное сочетание исследованных технологических параметров процесса.

Об интенсивности влияния исследованных параметров можно судить по наклону соответствующих линий на графиках, представленных на рис. 2, б, в. Этот вывод получил практическое подтверждение при использовании данной технологии в условиях реального производства.

**Соценко О.В., Мартынов Ю.П.**  
*(НМетАУ, г. Днепропетровск)*

### **МОДИФИЦИРОВАНИЕ БОЛЬШИХ МАСС ЭЛЕКТРОПЕЧНОГО ЧУГУНА ДЛЯ ЛИТЬЯ ВАЛКОВ**

Для плавки и накопления легированного никелем, молибденом и ниобием чугуна при литье массивных (55...65 т) валов с компактной формой графита в прочностных зонах использовали различные сочетания из 2 – 3 индукционных печей промышленной частоты LFD-25 и одной – LFD-8.

В шихте использовали 35...45% валкового чугуна ЧВ-1, 25...35% лома валов, 10...15% литейного чугуна, 4...5% гранулированного никеля и ферросплавов. В качестве «пускового» объема использовали 12...15% жидкого чугуна предыдущей плавки, содержащего не менее 3,5% углерода и не более 2,0% кремния.

По мере поступления в расплав шихта вследствие высокой теплопроводности быстро нагревается и плавится, что сокращает продолжительность пребывания ее в температурном интервале «красного каления» (540...1110 °С) и заметно снижает газонасыщенность металла. После полного расплавления шихты и доводки чугуна по химическому составу для гомогенизации и обеспечения необходимого уровня физико-химических свойств производили термовременную обработку расплава в течение 30...50 мин при температуре 1430...1450 °С.

Глобуляризирующее модифицирование чугуна осуществляли с использованием жидкой железо-магний-цериевой лигатуры (35...50% заливочной массы). Такую лигатуру получали при выпуске чугуна из первой печи (1380...1390 °С) в заливочный ковш с загруженными на его дно никель-магний-цериевой лигатурой (0,75%) и ферроцерием марки МЦ-40 (0,15%). В ковш с жидкой лигатурой последовательно сливали перегретый до 1400...1420 °С чугун из остальных печей.

Для усреднения чугуна по химическому составу и физико-химическим свойствам металл, выплавленный в печи LFD-8, сливали в заливочный ковш с помощью вспомогательного 10-тонного ковша в промежутке между выпусками расплава из печей LFD-25.

Необходимую протяженность макроструктурных зон в периферийных частях бочек валов обеспечивали инокулирующим модифицированием металла (0,04...0,10% ферросилиция ФС75) за 20...25 мин до заливки формы. Установлено, что эффективным приемом увеличения конструкционной прочности и повышения дифференциации макроструктуры валов в радиальном сечении является также внутриформенное инокулирующее модифицирование чугуна с использованием вихревой воронки и экзотермических замедлителей.

Разработанный метод накопления и модифицирования больших масс легированного валкового чугуна позволяет устойчиво получать в расплаве перед заливкой остаточное содержание магния 0,05...0,07% и церия 0,02...0,03%, что обеспечивает формирование в чугуне столь массивных отливок включений компактного и шаровидного графита со средними значениями факторов формы и компактности 0,3...0,6. Минимальные значения этих величин соответствуют включениям максимальных размеров, имеющим форму разделенных матрицей графитных агрегатов, которые располагаются на удалении 40...50 мм от литой поверхности бочки вала.

Механические свойства периферийных зон отливок находятся в пределах: НШ – 72...76,  $\sigma_u$  – 400...500 МПа, КС – (0,15...0,25)  $\times 10^5$  Дж/м<sup>2</sup>, Е – (19,0...17,5)  $\times 10^3$  МПа. В чугуне сердцевины эти свойства имеют следующие значения:  $\sigma_u$  – 515...625 МПа, КС – (0,30...0,40)  $\times 10^5$  Дж/м<sup>2</sup>, Е – (18,0...16,5)  $\times 10^3$  МПа, что обеспечивает высокую эксплуатационную стойкость и надежность крупногабаритных валов.

**Соценко О.В.**

*(НМетАУ, г. Днепрпетровск)*

### **КОАГУЛЯЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАФИТА В ОТЛИВКАХ ИЗ ЧШГ**

Известно, что кристаллизация эвтектики в чугуне, модифицированном глобуляризирующими элементами, сопровождается уменьшением количества включений графита. Некоторые исследователи объясняют это явление тем, что при кристаллизации ЧШГ параллельно с образованием новых зародышей в расплаве идет процесс растворения мелких включений графита, захваченных аустенитом растущих эвтектических ячеек. Такой механизм процесса, базирующийся на явлении коалесценции, не может быть использован для объяснения аналогичного явления, наблюдавшегося в наших исследованиях при затвердевании низкокремнистых ЧШГ, в которых графитные включения полностью сформировались без аустенитной оболочки. Кроме того, рассматриваемая гипотеза не дает объяснения ряда морфологических особенностей и характерных признаков агрегирования включений графита, как в закалочных пробах, так и в крупных отливках из ЧШГ («недостроенность» включений, находящихся в непосредственном контакте с пластинами цементита; наличие на периферии крупных графитных образований элементов с большой кривизной поверхности; существование компактных полисферических многоцентровых образований графита и др.).

Для ответа на указанные вопросы с учетом количественных особенностей процесса графитизации проведено исследование структуры цилиндрических образцов из ЧШГ, залитых с помощью общей сифонной литниковой системы в сухие песчано-глинистые формы диаметром 15, 25, 60 и 100 мм. Количественный стереометаллографический анализ показал, что в процессе эвтектической кристаллизации модифицированного серого чугуна происходит не только уменьшение количества включений графита, но и закономерное увеличение их размеров, а также ухудшение формы (компактности).

Установлено, что отмеченное явление связано с процессами коагуляции включений графита низших порядков (размеров) с образованием меньшего коли-

чества более крупных агрегатов с различной степенью компактности. Изменение количества включений графита связано с продолжительностью (скоростью) эвтектической кристаллизации четко выраженной экспоненциальной зависимостью.

Размеры включений графита связаны с их количеством для серого ЧШГ балансовым уравнением постоянства количества графита для разной продолжительности эвтектической кристаллизации:

$$V_{гр} = V_{ti} n_{ti} \Phi_{3ki} = \text{const} \text{ или } F_{гр} = S_{ti} n_{ti} \Phi_{2ki} \quad (1)$$

где  $V_{гр}$  – объем графита в единице объема отливки;

$V_{ti}$  – средний объем графитного включения;

$F_{гр}$  – площадь, занимаемая графитом на единице площади шлифа;

$n_{ti}$  – среднее количество включений графита в единице объема сплава или среднее количество их сечений на единице площади шлифа;

$S_{ti}$  – средняя площадь сечения графитного включения;

$t_i$  – продолжительность эвтектической кристаллизации при  $i$ -той скорости охлаждения отливки;

$\Phi_{2ki}$  и  $\Phi_{3ki}$  – соответственно двух- и трехмерный фактор компактности графитных включений.

Балансовые соотношения в соответствии с формулой (1), например, для плавок № 41 и № 52 имеют вид:

$$535 \times 10^{-6} \times 130 \times 1 = 1256 \times 10^{-6} \times 65 \times 0,85 = 1017 \times 10^{-6} \times 0,8 = 0,07 \text{ мм}^2/\text{мм}^2;$$

$$663 \times 10^{-6} \times 115 \times 1 = 2369 \times 10^{-6} \times 38 \times 0,85 = 0,08 \text{ мм}^2/\text{мм}^2.$$

Коагуляционный механизм процесса формирования графита в ЧШГ хорошо согласуется с результатами исследования морфологии и особенностей полисферического габитуса включений графита методом стереометрической реконструкции.

**Становский А.Л., Прокопович И.В., Желдубовский Д.А.**

*(ОНПУ, г. Одесса)*

## **ЭВОЛЮЦИОННЫЙ МЕТОД ОПТИМИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ ЛИТЬЯ**

Во многих работах литейщиков, теоретических и практических, экспериментальных употребляется термин «оптимизация». Под этим термином, в основном, понимают поиск приемлемых технологических режимов, параметров эксплуатации оборудования и даже выбор того или иного вещества: добавок в сплав, формовочную смесь и т.п.

Действительно устраняя многие проблемы литейного производства, такой подход, однако, не может претендовать на решение задачи оптимизации в строго математическом аспекте. В этом случае можно говорить лишь о модификации системы для улучшения её эффективности.

Хотя целью модификации является получение оптимальной системы, истинно оптимальная система в процессе модификации достигается далеко не всегда. Модифицированная система обычно является оптимальной только для одной задачи или группы пользователей: где-то может быть важнее уменьшение времени, требуемого техпроцессу для выполнения работы, даже ценой потребления больше-

го количества энергии и материалов; в приложениях, где важнее энергия, могут выбираться более медленные процессы с меньшими запросами к материалам и т.п.

Более того, зачастую не существует универсального решения, которое работает хорошо во всех случаях, поэтому инженеры-литейщики используют компромиссные решения для оптимизации только ключевых параметров. К тому же, усилия, требуемые для достижения полностью оптимальной системы, которую невозможно дальше улучшить, практически всегда превышают выгоду, поэтому, как правило, процесс оптимизации завершается до того, как достигается полная оптимальность.

В то же время, существует множество методов решения многоэкстремальных, многокритериальных задач оптимизации, но все они непригодны для процессов литья, состоящих, как правило, из связанных между собой подпроцессов, имеющих разные цели, но общие параметры.

Для решения этой задачи разработали метод комплексного генетического алгоритма (КГА). В рамках разработки этого метода определены математические выражения для задач многоцелевой оптимизации процессов литья различных классов: последовательных, с частичным и полным распараллеливанием, а также при наличии обобщенных параметров. Приведены примеры технологических процессов литья для каждого класса. Дано геометрическое представление особи в КГА, состоящей из двух независимых и одного обобщенного признаков, и на этой основе разработана схема формирования символьной модели (генотипа) процесса литья в виде звездообразной хромосомы с обобщенным геном.

Для звездообразных хромосом КГА разработаны операторы скрещивания, мутации и инверсии, предложены методы свертки целевых функций в единый скалярный показатель приспособленности, позволяющий выполнить отбор особей для последующей эпохи эволюции. Критерием общего останова является отсутствие увеличения всех значений функции  $P$  для всех особей текущей и предпоследней популяций после очередной эпохи для всех особей, принимающих участие в работе алгоритма. Такой останов считается штатным для алгоритма, т.к. в этом случае он сходится, сходится на оптимуме и сходится за приемлемое время.

На основании разработанной модели и операторов предложена общая схема КГА оптимизации процессов литья. Предложенные подходы использованы при создании эволюционного метода проектирования слабосвязанного технологического процесса термической обработки композиционных материалов в литейном производстве. Положительный технико-экономический эффект достигнут за счет создания условий для нахождения глобальных субоптимумов параметров процессов, состоящих из слабосвязанных операций.

**Ступаченко М.В. Затуловський А.С.\***

**(НТУУ «КПІ», \* ФТІМС НАН України)**

### **СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПЕРЕХІДНОГО ШАРУ БІМЕТАЛУ СТАЛЬ-ЛКМ ПРИ ПІЧНІЙ НАПЛАВЦІ**

Виробництво біметалевих заготовок, труб, прутків і ін. біметалевої металопродукції в цей час дає можливість промисловості одержати нові поліпшені матеріали й одночасно значну економію міді, нікелю, вольфраму, олова і інших дефіцитних металів. Розроблення нових складів, раціональних технологічних про-

цесів одержання заготовок дозволить розширити сортамент і обсяг виробництва економнолегованих і високоміцних біметалевих деталей. Актуальним науково-технічним напрямком є подальший розвиток теорії й удосконалення структури, технології одержання й застосування біметалів нових оригінальних складів для широкої номенклатури типорозмірів біметалевих деталей з поліпшеними експлуатаційними характеристиками.

Проведений аналіз показав, що сьогодні немає універсальних матеріалів, які задовольняють одночасно всім вимогам, пропонованим до підшипникових матеріалів сучасною й перспективною технікою. Перспективним напрямком розв'язку проблеми є композиційні матеріали.

У рамках магістерської роботи поставлена задача дослідити процеси формування й структуроутворення перехідного шару біметалів з метою покращення стійкості та робочих характеристик виробу.

У процесі досліджень була встановлена наявність дифузії заліза, марганцю й кремнію зі сталевому шару в мідний сплав матриці ЛКМ (BrO5Ц5C5, BrA9Ж4). А із матриці ЛКМ і бронзи – мідь, олово, алюміній. На границі з'єднання металів утвориться зона взаємодії, яка розташовується в сталевій основі. Ширина її різна й визначається складом плакувального шару і температурно-часовими параметрами процесу консолідації. Границя зчеплення матричного сплаву ЛКМ із сталлю, як правило, хвиляста з безліччю сталевих “крапель”, які відходять від сталі в матрицю. Встановлено, що чим вище температурно-часові параметри ізотермічної витримки зразка, тим більше утвориться таких “крапель”. Була виявлена наявність орієнтації продуктів диспергованої частини сталевих гранул ЛКМ у напрямку сталевій основі двошарового композиту. При цьому “краплі” сталевому шару, поєднуючись із “краплями”, які відходять від сталевих гранул, утворюють перемички, протяжні утворення, “мости” між сталеву обічайкою та гранулами. Таке явище має місце, якщо гранула перебуває на відстані менше 250 мкм від сталевій основі. У випадку перевищення цієї відстані краплі, які утворюються, спрямовані лише у бік основного сталевому шару. Структура зони консолідації шарів сталі та литого композиційного матеріалу формується як в твердо-рідкій області, так і в області твердофазної дифузії. На процес формування перехідних структур зони консолідації біметалу активний вплив здійснює вуглець, джерелом якого є перлітні включення сталі.

На основі виконаних досліджень було встановлено, що визначальну роль процесів структуроутворення консолідації біметалу сталь – ЛКМ буде грати виникаючий градієнт концентрацій вуглецю на границі рідке – тверде. У мідному розплаві поблизу гранул внаслідок монотектичного перетворення в потрійній системі Fe – Cu – C формуються зони розшарування рідини, збагаченої залізом і вуглецем, що при зниженні температури (1150...1084 °C) призводить до утворення залізних фаз біля границі з'єднання шарів біметалу. Це у свою чергу зумовлює перерозподіл заліза в мідному розплаві і зменшує інтервал кристалізації.

У результаті комплексного дослідження процесів структуроутворення перехідного шару біметалевих матеріалів систем сталь + мідний сплав і сталь + ЛКМ, вивчено закономірності утворення консолідувального шару. Результати дослідження можуть бути основою для розроблення технологічних режимів твердої консолідації біметалевих ЛКМ виробів триботехнічного призначення.

**Тошева О.Ю., Чайковський О.А.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### **ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА УТВОРЕННЯ ДЕФЕКТІВ ЮВЕЛІРНИХ ВИЛИВКІВ**

В загальному, підвищення якості виливків та зменшення браку залежить від правильного, достовірного та ефективного проведення проектування методів лиття.

Поставлена задача дослідити вплив технологічних факторів на утворення дефектів ювелірних виробів. Оскільки виконання досліджень із сплавів дорогоцінних металів є досить дорогим, то було вирішено проводити досліди на сплавах-імітаторах, а саме латуні.

Латуні широко використовуються для отримання ювелірних виливків методом лиття. Найчастіше використовують 2-х та 3-х компонентні сплави. Порівнювались механічні та фізичні властивості 3-х компонентної латуні системи Cu-Zn-Al, яка найкраще підходить для імітації сплаву золота системи Au-Ag-Cu. Дані зведено у табл. 1.

Таблиця 1 – Механічні характеристики сплавів латуні та золота

Властивості	Сплави латуні	Сплави золота
Температури плавлення, °С	895...1070	830...1027
Твердість, НВ	390...880	69...150
Відносне подовження, %	38...60	33...53
Густина, г/см <sup>3</sup>	8,3...8,5	13,2...13,7
Тимчасовий опір під час розтягування, кгс/мм <sup>2</sup>	25...47	30...51
Рідкотекучість, мм	270...600	250...700

Ці сплави являють собою  $\alpha$ -твердий розчин на основі міді. Добавка алюмінію підвищує їх рідкотекучість, дає можливість добре заповнювати форму, отримувати виливки з чистою поверхнею з високою щільністю. Латуні зі структурами  $\alpha$  та  $\alpha$ - $\beta$ , які мають у складі до 5% алюмінію, мають кольорову гаму, що змінюється від жовтого до золотисто-жовтого кольору.

В системі Cu-Zn-Al фігуративна точка латуні розташована в області первинної кристалізації  $\beta$ -фази, в цій області проходить вторинна кристалізація, що дає двофазний розчин  $\alpha$ + $\beta$ .

В системі Au-Ag-Cu в області евтектичного «каналу», який простягається від точки евтектики системи Ag-Cu до точки К, утворюються евтектичні сплави при одночасному виділенні  $\alpha$  та  $\beta$ -твердих розчинів. Це також дає можливість хорошому заповненню форми та хорошим механічним властивостям.

Воскові моделі зразків виготовлялись з воскової композиції виробництва фірми Castaldo Super Cera. Для виробництва форм використовувались гіпсокристобалітові суміші виробництва фірм Kerr (USA) та Goldstar.

Вимірювали температуру металу перед заливанням, визначали якість поверхні отриманих виливків, наявність дефектів. Досліди проводились на устаткованні: ливарна машина УПІ-120-2, прожарювальна піч виробництва фірми «Рундист», формувальна машина Кауа Cast.

В результаті проведених дослідів були отримані зразки, загальний вигляд яких показано на рис. 1. На зразках визначали кількість наступних дефектів: плівкоутворення, неметалеві включення, пригар, складчатість поверхні.

Для визначання дефектів використовували такі способи контролю: візуальний контроль, метод капілярного контролю, використовували шкалу поруватості еталонів.

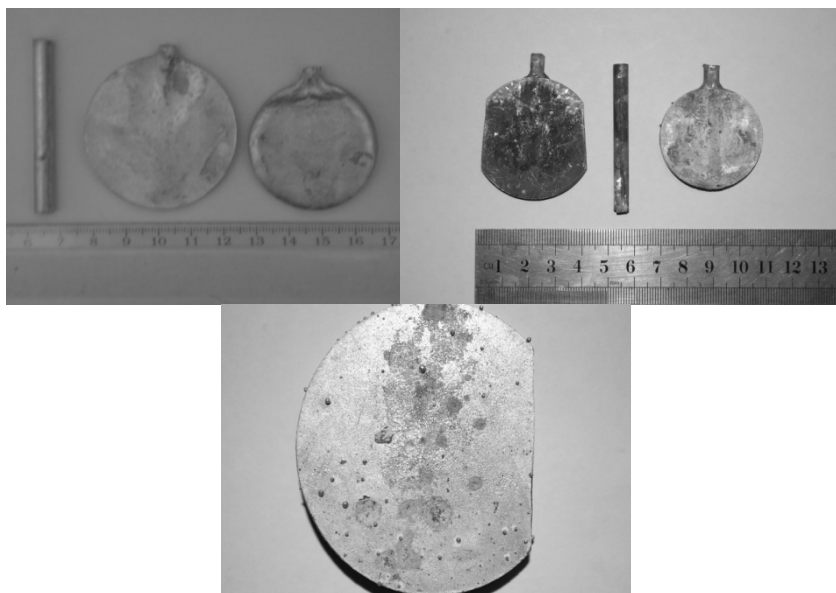


Рис. 1 – Загальний вигляд отриманих виливків-зразків

Діапазон температури заливання металу становить від 850 °С до 1023 °С, при цьому температура форм становила 350...550 °С.

Проведені дослідження дозволили встановити те, що дефекти в основному утворюються в центральній частині виливків, найбільше на зовнішній стінці виливків (зі сторони опоки), із зменшенням температури форм їх кількість зменшується.

**Трамана М. В.**  
*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ПОРИСТОГО АЛЮМІНІЮ**

Пористий алюміній має цілий ряд відмінних властивостей: теплоізоляційних і звукопоглинальних. При деформації він поводить себе нелінійно, що характерно для пористих структур. Ця властивість може бути використана для демпфування удару.

Пористий алюміній успішно використовується для захисту від удару, підвищення жорсткості порожнистих профілів, виготовлення незаймистих фасадних елементів будівель, легких і вогнетривких кабін ліфтів, у виробництві теплостійких демпфувальних матеріалів, для зміцнення анкерів у бетонних стінах.

Термічне оброблення є потужним засобом дії на структуру і властивості алюмінієвих сплавів. Велика різноманітність структур, які можуть бути отримані в алюмінієвих сплавах після різного термічного оброблення, – результат різної міри відхилення сплавів від термодинамічно рівноважного стану при кімнатній температурі.

Рівноважна структура промислових алюмінієвих сплавів, сумарний зміст легувальних компонентів в яких, за рідкісним винятком, не перевищує 15...18%, є твердим розчином з низьким вмістом легувальних компонентів з включеннями інтерметалідних фаз  $Al_2Cu$ ,  $Al_2CuMg$ . При такому фазовому складі сплави мають низьку міцність і дуже високу пластичність. Найменш стійкою при кімнатній температурі структурою в алюмінієвих сплавах, які мають фазові перетворення в твердому стані (термічно зміцнюваних сплавах), являється пересичений твердий розчин легувальних компонентів в алюмінії, концентрація яких може перевищувати рівноважну. При такій структурі алюмінієві сплави також пластичні, але значно міцніші, ніж в рівноважному стані.

Для досягнення максимальної міцності термічно зміцнюваних сплавів необхідно за рахунок регламентованого нагрівання отримати деяку проміжну структуру, яка відповідає початковим стадіям розпаду пересиченого твердого розчину.

Для алюмінієвих сплавів широкого використання в металургійному виробництві набули три основні види термічного оброблення: відпал, загартування, старіння.

**Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л.**  
(ИПМ НАНУ, г. Киев)

### **ВЛИЯНИЕ ТУГОПЛАВКИХ ИНОКУЛЯТОРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧУГУННЫХ ОТЛИВОК**

В условиях лабораторного эксперимента проведено исследование влияния ввода тугоплавких инокюляторов на свойства отливок из серого чугуна (C–3,53 %, Si–1,90%, Mn–0,56%, Cu–0,12%, Cr–0,36 %, P–0,014%, S–0,009%). Размеры опытных отливок: цилиндры диаметром 50 мм и высотой около 100 мм. Разливка производилась в формы из песочноглинистой смеси, помещённой в стальную опоку при температуре расплава 1200°C. Модифицирующая добавка помещалась на дно формы перед заливкой металла. Модификатор состоял из смеси порошков TiC (1...3 мкм, 40% масс.) и SiC (2...4 мкм, 60% масс.). Модифицирование производилось из расчёта 0,20 г порошка TiC и 0,30 г SiC на 1 кг металла, т.е. в отливку массой около 1,4 кг было введено порядка 0,7 г указанной смеси. Масса вводимого модификатора, его тип и размер частиц определялись на основе результатов работ [1, 2].

Готовые отливки разрезались на продольные темплеты для изучения параметров литой структуры (ГОСТ 3443–77) и измерения твёрдости (ГОСТ 9012–59). Кроме того, из них были изготовлены образцы для определения механических свойств (предела прочности по ГОСТ 1497–73).

В немодифицированной отливке продольный размер графитных пластин составил  $\approx 80$  мкм; отмечается наличие осевой зоны шириной 14...16 мм, размер первичного зерна в которой достигает 700 мкм. Размер зерна в остальном объёме отливки 600...620 мкм. Расстояние между ветвями дендритов второго порядка изменяется от максимального (в верхней части осевой зоны) 79...85 мкм до минимального (в нижних углах отливки) 17...30 мкм. Матрица чугуна содержит 61...72% перлита и 28...39 % феррита. Механические свойства: твёрдость 180...190 НВ, предел прочности  $\sigma_b = 270...280$  Н/мм<sup>2</sup>.

Параметры литой структуры в отливке из модифицированного чугуна следующие. Продольный размер графитных включений заметно меньше, чем в немо-



дифицированной отливке и составляет в среднем 60 мкм. Структура достаточно однородна без выраженной осевой зоны. Размер дендритного зерна матрицы 240...260 мкм. Можно выделить слабовыраженную корковую зону (~5 мм от края отливки, в нижней части до 10 мм), размер зерна в которой составляет 180...200 мкм. Расстояние между ветвями дендритов второго порядка изменяется от 40...45 мкм в центре отливки до 10...13 мкм на её краях. Матрица модифицированного чугуна содержит несколько меньше перлита – 57...66% и немного больше феррита – 34...43 % феррита. Механические свойства отливки из модифицированного чугуна несколько возросли: твёрдость 210...220 НВ,  $\sigma_b = 305 \dots 315 \text{ Н/мм}^2$ .

Таким образом, проведенные в лабораторных условиях исследования подтверждают результаты теоретических разработок авторов [1, 2] по определению оптимальных параметров модифицирования железоуглеродистых расплавов дисперсными тугоплавкими инокуляторами. В частности, показано заметное измельчение и повышение однородности литой структуры серого чугуна в результате модифицирования смесью порошков TiC (1...3 мкм, 40% масс.) и SiC (2...4 мкм, 60% масс.). Размер графитных включений уменьшился в 1,3...1,4, размер дендритного зерна в 2,5...3,0 раза, расстояния между ветвями дендритов второго порядка в 1,9...2,3 раза. Также отмечается повышение механических свойств (твердости и предела прочности) на 10...15%.

#### **Литература:**

1. Троцан А. И. Влияние распределения и размеров частиц модификатора на эффективность его действия в расплаве / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий, Я.П. Карликова // Вісник приазовського державного технічного університету. – Маріуполь, 2011. – вип. 2 (23). – С.131 – 138
2. Троцан А.И. Модифицирование чугуна тугоплавкими инокуляторами / А. И. Троцан, В.В. Каверинский, И.Л. Бродецкий, Я.П. Карликова // Материалы 3-ей Межд.науч. техн. конф «Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве». – Краматорск, 2011. – ДГМА. – С.189 – 191.

**Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л.  
(ИПМ НАНУ, г. Киев)**

### **КРИТЕРИИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ВВОДА ДИСПЕРСНЫХ ТУГОПЛАВКИХ ИНОКУЛЯТОРОВ**

В работе [1] отмечается, что модификаторы второго рода должны обладать следующими свойствами: иметь сходство кристаллической структуры с кристаллизующимся металлом, быть тугоплавкими и малорастворимыми в расплаве, обладать металлической проводимостью, а также частицы модификатора должны быть ультрадисперсными. В работах [2, 3] показана возможность использования в качестве инокуляторов более крупных частиц размером ~ 1...5 мкм, способных растворяться до размеров центров кристаллизации к моменту начала затвердевания. Однако остаётся открытым вопрос о систематизации критериев определения оптимальных параметров ввода таких модификаторов.

Первым из критериев является тип соединения-модификатора. Применимыми для железоуглеродистых расплавов модификаторами являются дисперсные порошки карбидов и нитридов Ti, Nb, Zr. Они имеют высокую температуру плавления

ния, обладают металлической проводимостью и способны становиться центрами кристаллизации. Вторым критерием является масса частиц модификатора, которая будет находиться в равновесии с расплавом, определяя расход модификатора, вводимого в расплав для обеспечения достаточной устойчивости его частиц и, в то же время, отсутствия их заметной коагуляции. С одной стороны, соединение должно быть малорастворимым и устойчивым в расплаве, даже будучи введенным в малых количествах; с другой – обладать некоторой растворимостью, чтобы размер частиц уменьшался до размеров эффективных подложек (десятки нанометров), а частицы не образовывали крупных неметаллических включений, и мы имели возможность ввести более крупную фракцию, изготовление которой менее затратно. Третий критерий – количество вводимых частиц модификатора, необходимое для эффективного измельчения структуры. При этом следует учитывать, что не каждая из частиц становится центром кристаллизации, и количество эффективных частиц составляет доли процента [3]. Важной задачей является подбор параметров модифицирования, обеспечивающих максимальную долю частиц, образующих центры кристаллизации.

Таким образом, применение соединения в качестве модификатора следует считать рациональным, если его расход, обеспечивающий устойчивость частиц, не превышает 0,5 кг/т, что не приводит к существенному удорожанию продукции и выхода по химическому составу за пределы действующих ТИ и ТУ. Согласно [3, 4] для эффективного модифицирования требуется ввести в расплав  $10^{12} \dots 10^{13} \text{ т}^{-1}$  частиц при варьировании размеров  $\leq \pm 1 \dots 2 \text{ мкм}$  и температуре, близкой к кипению [4]. Их размер должен составлять  $\sim 1 \dots 3 \text{ мкм}$  [2]. Частицы меньших фракций с одной стороны дорогостоящи, с другой стороны, имеют низкую устойчивость в расплаве. Оптимальными инокуляторами для низкоуглеродистых сталей являются TiN, NbN; для среднеуглеродистых NbC, для высокоуглеродистых ZrN, для доэвтектических чугунов ZrN, TiC [2].

#### Литература:

1. Гаврилин В. И. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов / В.И. Гаврилин.–Владимир: Изд.- во Владимирского гос. университета, 2000.–260 с.
2. Троцан А. И. Модифицирование расплава дисперсными частицами с учетом их разброса по размерам / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий, Я.П. Карликова // Вісник приазовського державного технічного університету. – Мариуполь, 2011. – вип. 22. – С. 144 – 150.
3. Троцан А.И. Оценка числа дополнительных центров кристаллизации для получения заданной степени дисперсности структуры /А.И.Троцан, В.В.Каверинский, И.Л. Бродецкий //Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. научн. трудов. – Днепропетровск. – ПГАСА, 2011. – Вып. 62. – С. 690 – 693.
4. Троцан А.И. Анализ распределения вводимых в жидкий металл дисперсных частиц модификатора по типу их действия в расплаве / А. И. Троцан, В. В. Каверинский, И. Л. Бродецкий // Материалы 8-й Межд. научно-техн. конф. «Тепло- и массообменные процессы в металлургических системах». – Мариуполь. – ПГТУ, 2010. – С. 211 – 215.

**Федоров Н.Н., Сотников Д.Ю., Катрушенко В.А.**  
(ДГМА, г. Краматорск)

## **ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НОВОЙ ПРОТИВОПРИГАРНОЙ ДОБАВКИ NAYVOC®**

Известно, что для получения качественной поверхности чугунных отливок в песчано-бентонитовые смеси (ПБС) добавляют противопригарные углеродсодержащие материалы или комплексные связующие на их основе. Следует учитывать, что при добавлении традиционных углеродсодержащих материалов (каменноугольных порошков, органических смол, каменноугольного пека) в процессе операций заливки и охлаждения в атмосферу литейного цеха выделяется значительное количество вредных газов, а в процессе последующей выбивки имеет место повышенное пылеобразование.

В настоящее время скандинавское подразделение промышленной группы Сибелко – компания Sibelco Nordic – производит и поставляет в страны СНГ новую углеродсодержащую добавку NAYVOC®, назначением которой является замена традиционных угольных порошков с целью уменьшения загрязнений окружающей среды летучими органическими соединениями и снижения уровня пылеобразования при работе с отработанными смесями.

В данной работе поставлена задача изучить эффективность использования добавки NAYVOC® в сравнении с известным формовочным компаундом ANTRAPUR®.

В ходе эксперимента установлены следующие характеристики NAYVOC®: выход блестящего углерода – 6,9%; потери при прокаливании – 22,8%; характер коксового остатка, образующегося после прокаливания – прочный, спеченный на 70...80%, с высокой механической прочностью. Показатели механических свойств смеси с NAYVOC® соответствуют всем требованиям, предъявляемым к ПБС для формовки на автоматических линиях.

Показано, что материалы NAYVOC® и ANTRAPUR® в составе лабораторных смесей обеспечивают практически сходные высокие противопригарные свойства – шероховатость стенок технологических проб в зависимости от их толщины – низкая и стабильная: для стенок проб толщиной от 5 до 20 мм – 3,2...6,3 мкм; для стенок от 20 до 40 мм – 6,3...12,5 мкм.

При визуальном наблюдении за залитыми формами было установлено, что газовыделение из форм, изготовленных из смеси с NAYVOC® на 30...40% меньше по сравнению с формами, изготовленными из смеси с ANTRAPUR®.

Сравнивая изменения гранулометрических характеристик смесей после неоднократных циклов их заливки жидким чугуном, установлено, что смесь с материалом NAYVOC® более стабильна в плане сохранения своих первоначальных гранулометрических характеристик: с увеличением циклов литья в исследуемые смеси количество пылевидных фракций (сумма фракций 0,063+0,050+тазик) растет, однако увеличение общего количества пылевидной фракции для смеси с NAYVOC® более чем в 2 раза меньше по сравнению со смесью с ANTRAPUR® (рис. 1).

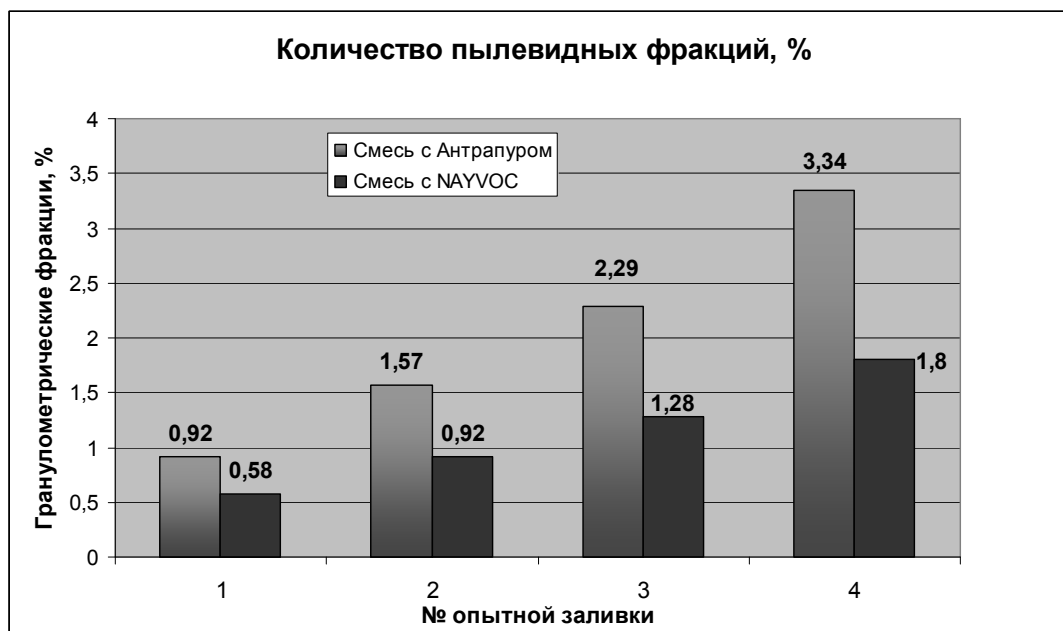


Рис. 1 – Выход пылевидных фракций из опытных смесей в зависимости от количества циклов заливок

Таким образом, экспериментальным путем была подтверждена технологическая эффективность применения новой противопопригарной добавки NAYVOC® в составе ПБС при формовке по-сырому. В настоящее время полученные результаты находят применение при разработке рецептур комплексных противопопригарных добавок на основе углеродсодержащих материалов отечественного производства.

**Федорова Н.В.**

*(ДДМА, м. Краматорськ)*

### **СУЧАСНІ ПРОБЛЕМИ ВСТАНОВЛЕННЯ ЦІН НА ВИРОБИ ПІДПРИЄМСТВА В РИНКОВИХ УМОВАХ ГОСПОДАРЮВАННЯ**

На підставі раніше проведених розрахунків можна сказати, що для виробника визначити ціну по витратному принципу не складно, тому що він має повну інформацію про свої витрати. Але при встановленні такої ціни в розрахунки не приймається сформований рівень попиту на пропонований товар, ігнорується вплив цін конкурентів на попит по даній товарній позиції.

В умовах становлення ринкових відносин цінова політика повинна бути орієнтована на кінцевого споживача й, відповідно, на забезпечення комбінації ціни й властивостей продукції, яка випускається. Виробникові необхідно з'ясувати, яку цінність уявляє для покупця його товар і переконати його в тому, що ціна відповідає цій цінності. У зв'язку із цим пропонується розглянути ефективність такого методу формування ціни як ціннісне ціноутворення.

Базовою ланкою процесу ціннісного ціноутворення, від якого багато в чому залежить вірогідність розрахунків цін, є процес накопичення й обробки інформації про потреби, конкурентів, про асортименти продукції, її технологічних і конструкторських розробках, загалом, про ринок у цілому.

Уся зібрана інформація про товари конкуруючих виробників і аналізованому товарі міститься в матрицю ціннісних властивостей, яка являє собою інформацій-

ний масив, що дозволяє обґрунтувати конкурентоспроможність товару й розрахувати його досяжну ціну на певному ринку. Найбільший інтерес представляють показники призначення, довговічності й надійності, які характеризують виріб у процесі експлуатації, і ціна придбання, складова обов'язкового інформаційного мінімуму про товар.

Щоб виріб задовольняв потреби й становив інтерес для споживача, він повинен мати набір відповідних ознак, які формують його конкурентоспроможність.

Розрахунки рівня конкурентоспроможності товару є необхідним елементом методики ціннісного ціноутворення. Розрахунки проводяться за допомогою методу, заснованого на використанні функції бажаності. Пропонований метод дозволяє досить просто й наочно одержувати кількісні оцінки технічного рівня різних об'єктів по всій сукупності розглянутих параметрів, а також гнучко реагувати на навіть незначні зміни кожного з них.

Маючи оцінки рівнів окремих параметрів виробу, рівень конкурентоспроможності всього виробу розраховується за допомогою узагальненої функції бажаності  $F$  за формулою (1):

$$F = \sqrt[n]{f_1 \times f_2 \times \dots \times f_i \times \dots \times f_n}, \quad (1)$$

де  $f_i$  – значення функції бажаності для  $i$ -го параметра виробу;

$n$  – кількість аналізованих параметрів виробу.

Ціна товару з урахуванням рівня його конкурентоспроможності може бути розрахована за наступною формулою (2):

$$Ц = Ц_a \times \frac{F}{F_a}, \quad (2)$$

де  $Ц$  – ціна аналізованого товару;

$Ц_a$  – ціна товару-аналога (товару-конкурента), що максимально задовольняє запити споживачів;

$F$  – рівень конкурентоспроможності аналізованого товару;

$F_a$  – рівень конкурентоспроможності товару-аналога.

В наступний час проводиться робота з доцільності застосування даного методу визначення ціни на машинобудівному підприємстві.

**Франчук Л.В., Лютий Р.В.**

*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **ОТРИМАННЯ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ ДЛЯ ЛИВАРНИХ ФОРМ НА ОСНОВІ ОРТОФОСФОРНОЇ КИСЛОТИ І ВОДОРОЗЧИННИХ СОЛЕЙ МЕТАЛІВ**

Однією з найважливіших задач у ливарному виробництві є забезпечення високої якості формувальних матеріалів та стабільних властивостей формувальних сумішей. Незадовільні властивості сумішей для виготовлення форм і стрижнів є однією з основних причин браку виливків.

Відомо, що серед неорганічних зв'язувальних компонентів високий рівень властивостей забезпечують солі основних або перехідних (амфотерних) металів з рядом кислот. Найбільше використання у ливарних цехах свого часу набули солі

ортофосфорної кислоти або її частково нейтралізованих розчинів – так званих фосфатних зв'язувальних компонентів.

Одним із негативних чинників, які стримують застосування подібних зв'язувальних компонентів, є необхідність введення кислоти в суміш. Це створює додаткові складнощі, пов'язані з корозійною дією на оснащення, а також із необхідністю підвищення вимог по техніці безпеки. Тому метою дослідження є розроблення формувальних сумішей, які базуються на зв'язувальній дії фосфатів, але не потребують введення ортофосфорної кислоти. Для цього необхідно вирішити наступні питання:

- встановити загальні закономірності поведінки хімічно чистих солей металів при взаємодії з ортофосфорною кислотою;
- визначити можливість утворення водорозчинних або нерозчинних продуктів, які проявляють зв'язувальну здатність;
- дослідити характер зміцнення сумішей, приготовлених із таких продуктів;
- виміряти основні властивості отриманих сумішей;
- провести лабораторні випробовування.

Для приготування формувальних сумішей, в які не буде вводиться ортофосфорна кислота, необхідною є наявність готового або частково готового зв'язувального компонента на її базі. Такі зв'язувальні компоненти можливо отримати через проведення попередньої реакції між кислотою і активною до неї сіллю металу. Активною в даному випадку може вважатися будь-яка сіль, здатна до взаємодії. Відомо, що при нормальних умовах з ортофосфорною кислотою можуть взаємодіяти ті солі, які утворюють в результаті нерозчинні продукти. Але в нашому випадку нерозчинні продукти можуть не проявити зв'язувальних властивостей, тому що ми вводимо їх у суміш разом із водою. Тому, більшу увагу в експериментах ми приділили тим матеріалам, які взаємодіють з кислотою при нагріванні.

До складу зв'язувальної композиції входило 80...85% досліджуваної солі металу, та 15...20% ортофосфорної кислоти. Композицію витримували при 200 °С, а після охолодження використовували у складі сумішей. До суміші входило 5% зв'язувальної композиції та 3% води. Вимірювали міцність зразків після витримки протягом 1 години при температурі 200 °С, а також після витримки на повітрі протягом 24 годин.

Отримані позитивні результати по ряду сумішей. В першу чергу це стосується тих, де застосовані солі сірчаної кислоти з Mn та Mg. Фосфати цих металів нерозчинні, що, однак, не перешкоджає їм забезпечувати належну міцність (0,5...0,7 МПа). В порівнянні із вже відомим в ливарному виробництві фосфатом магнію, марганцева сіль забезпечує вищу міцність, а також холодне зміцнення.

Подібні зв'язувальні компоненти застосовують для виготовлення форм і стрижнів у сталевому литві, тому припускаємо, що отримані нами суміші повинні мати весь комплекс властивостей, в першу чергу термічну стійкість для отримання якісних сталевих виливків.

Дослідження зв'язувальних композицій та пошук оптимальних поєднань компонентів триває.

**Харченко Л.С.**  
**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

## **ПРИМЕНЕНИЕ ЖАРСТОЙКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ**

Способность стали или сплава сопротивляться окислению при высоких температурах называется жаростойкостью (окалиностойкостью). Жаростойкость характеризуется температурой начала интенсивного окисления в воздушной среде.

Жаростойкая сталь должна легироваться элементами, способствующими образованию на поверхности изделия при высоких температурах плотной и прочной пленки огнеупорных оксидов, препятствующей дальнейшему окислению. Основными легирующими элементами, повышающими жаростойкость сталей, являются хром, кремний и алюминий. Чем больше сталь содержит хрома, кремния и алюминия, тем выше ее жаростойкость и рабочая температура. Однако стали с высоким содержанием кремния и алюминия нетехнологичны, они трудно обрабатываются давлением. Поэтому алюминий и кремний добавляют в жаростойкую сталь в небольших количествах (Al – 0,7...1,8%; Si – 1,2...3%).

Наиболее часто в качестве жаростойких сталей применяются хромистые стали, но наилучший результат достигается одновременным легированием хромом, алюминием и кремнием. Стали, легированные кремнием и хромом, получили название силхромов, а легированные кремнием, хромом и алюминием, силхромали.

В качестве жаростойких материалов с температурой окисления 1050...1250 °С используются сплавы на железоникелевой и никелевой основах. Стали, легированные хромом, кремнием и алюминием (марки 12Х13, 15Х25Т, 10Х13СЮ, 15Х18СЮ, 40Х9С2 и др.), устойчивы в серосодержащих средах. Стали (марки 08Х18Н10, 12ХН18Н9, 08Х18Н10Т и др.) и сплавы (марки ХН78Т, ХН60ВТ, ХН70Ю) с высоким содержанием никеля неустойчивы в серосодержащих средах из-за образования легкоплавких сульфидов никеля.

В металлургии жаростойкую сталь используют для изготовления тиглей для соляных и металлических ванн. Эти тигли изнутри подвергаются действию расплава, а снаружи – окислению при нагреве. Кроме того, из этой стали изготавливают изделия, подвергающиеся в процессе эксплуатации воздействию металла или солей.

Жаростойкие стали применяются в паровых котлах, в моторостроении, газотурбинных установках, авиационных двигателях, печах и печных конвейерах, котлотурбиностроении – всюду, где температура может составлять 400...1400 °С. Жаростойкие сплавы предназначены для использования в машиностроении, самолетостроении, ракетостроении, теплоэнергетике, металлургии и многих других отраслях промышленности.

**Чернега Д.Ф., Сороченко В.Ф., Кудь П.Д.**  
**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

## **ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ БІМЕТАЛЕВИХ БАЛОНІВ ЗБЕРІГАННЯ ВОДНЮ**

При створенні біметалевих балонів зберігання водню ставилось завдання розробити раціональну і досить просту технологію створення литих бар'єрних оболонок на внутрішній поверхні сталюї стінки балонів, яка поєднувала б у собі процеси алітування і нанесення захисної бар'єрної оболонки товщиною 2...3 мм. Складність реалізації даного завдання полягає в тому, що на внутрішню поверхню

сталю стінки балону відомими способами нанести якісний дифузійний шар досить проблематично, оскільки вузька горловина ємності заважає це зробити.

Розроблена технологія повинна забезпечити повну відсутність проникнення водню через стінки балонів за рахунок наявності на внутрішній поверхні металевої стінки ємності захисної бар'єрної оболонки, яка виготовлена з алюмінієвого корозійностійкого сплаву типу АК9 і характеризується достатньою герметичністю і корозійною стійкістю, та надійним зчепленням зі сталюю стінкою з аустенітної сталі 08X18H10T, що дозволить виготовляти балони для зберігання водню принципово нової конструкції.

Технологічною особливістю алітування деталей із аустенітної сталі, яка базується на зануренні деталей у розплавлений алюміній з вмістом 6...8 % заліза при температурі 1073 К і витримкою 35...45 хвилин, є те, що з метою зниження розчинення сталюї матриці алюмінієвий сплав додатково містить 2,0...3,0 % хрому, 2,5...3,0 % нікелю, 3,0...4,0 % кремнію та підвищену кількість заліза до 9 %. Для зменшення налипання рідкого алюмінію на поверхні виробів – алітовані деталі циліндричної форми (в даному випадку малогабаритні балони) після видалення їх із розплаву миттєво піддають круговому обертанню зі швидкістю 300...350 об/хв, а алітовані деталі несиметричної форми – обдуванню нагрітим повітрям до температури 773...873 К під тиском 0,4...0,6 МПа. Застосування вищеприведеного сплаву і даної технології суттєво знижує інтенсивність розчинення сталюї матриці у розплаві алюмінію і не супроводжується утворенням «корозійних канавок».

В результаті досягається рівномірне формування дифузійного шару товщиною 600...700 мкм без суттєвих приливок по периметру поверхні балону, що, особливо, важливо при подальшому нанесенні захисної бар'єрної оболонки на дифузійний шар внутрішньої поверхні стінки ємності зберігання водню.

Для створення бар'єрної оболонки товщиною 2...3 мм на внутрішній поверхні балону використовується корозійностійкий сплав типу АК9, який по вмісту легувальних компонентів суттєво відрізняється від сплаву для алітування. Перед нанесенням бар'єрної оболонки на дифузійний шар ємність опускається у розплав з поступовим заповненням порожнини балону рідким металом, витримується у розплаві 6...8 хвилин з метою прогрівання ємності до 973...993 К. Після короткочасної витримки балон видаляється із розплаву, встановлюється в захисний контейнер і закріплюється донною частиною з допомогою пружинних фіксаторів в затискній обоймі. Горловина балону закривається шамотною вставкою, і ємність після нетривалої витримки на повітрі, яка визначається температурою розплаву і габаритними розмірами балону, негайно піддається круговому обертанню зі швидкістю 300...350 об/хв. Через 10...12 секунд привід обертання вимикається і балон сумісно з контейнером кантується на 180°, з горловини ємності видаляється шамотна вставка і метал зливається у підведену знизу виливницю.

Поздовжній розріз балону показав, що на внутрішній його поверхні сформована суцільна бар'єрна оболонка товщиною 3 мм. Потовщення її спостерігаються у зоні горловини і в місцях стикання останніх порцій розплаву. Незважаючи на ці недоліки і шорсткість поверхні, бар'єрна оболонка виконує свою функцію в повній мірі, усуваючи «водневу деградацію» аустенітної сталі і забезпечуючи відсутність проникнення водню через стінку балону.

Отже, дана технологія може бути рекомендована до впровадження в технологічний процес при виготовленні біметалевих балонів для зберігання газоподібного водню.



**Шаломеев А.В.**

*(НТУУ «КПІ», г. Київ)*

## **ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА МЛ5 НА ЕГО АКУСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА**

В современной радиотехнике широко применяют различные магниевые сплавы со специальными акустическими свойствами, позволяющими получить малое ослабление проходящих через них сигналов. Преимущество применения магниевых сплавов для этих целей состоит в дешевизне их производства, легкости механической обработки и достаточном уровне механических свойств.

Повышение механических свойств изделий из магниевых сплавов в ряде случаев достигается за счет изменения химического состава сплава путем легирования различными металлами. При этом происходит изменение структуры сплава за счет изменения фазового состава, что может привести к изменению его акустических характеристик и требует дальнейшего изучения.

Исследовали влияния редкоземельных элементов (Y, Nd и Sc) на структурное состояние литого магниевых сплава МЛ5 и его коэффициент затухания ультразвуковых волн.

Сплав МЛ5 выплавляли в тигельных индукционных печах, в которые вводили возрастающие присадки исследуемых элементов в виде лигатур (0,05; 0,1 и 1,0 %) и заливали образцы для металлографического контроля структуры металла и определения коэффициента затухания. Структуру исследуемых сплавов изучали методами световой микроскопии («Neophot 32»), а также с использованием программно-аппаратного комплекса «Видеотест-Структура 5.0» на базе металлографического микроскопа Axiovert 40MAT. Коэффициент затухания ультразвука определяли методом непосредственного отсчета на ультразвуковом дефектоскопе УД 2-70.

Микроструктура сплава МЛ5 стандартного состава представляла собой  $\delta$ -твердый раствор с наличием эвтектики типа  $\delta+\gamma$ , располагающейся по границам зерен, и отдельных интерметаллидов  $\gamma$ . С введением в сплав 0,05 % иттрия, неодима и скандия каждого, происходило увеличение количества интерметаллидов в структуре сплава. Причем, увеличение содержания исследуемых элементов в сплаве способствовало увеличению объемного процента интерметаллидов и снижению коэффициента затухания ультразвука (табл. 1). Снижение коэффициента затухания ультразвука в данном случае может объясняться увеличением количества дислокаций, закрепленных дополнительно образованными интерметаллидами при легировании сплава, и уменьшением дислокационной составляющей затухания, а также измельчением зерна.

Таким образом, акустические свойства магниевых сплава МЛ5 существенно зависят от его структурного состояния. Добавки в сплав Y, Nd и Sc (до 1,0 %) способствуют снижению коэффициента затухания ультразвуковых волн в сплаве МЛ5 за счет увеличения количества интерметаллидной фазы.

Таблица 1 – Объемный процент (V) интерметаллидов и коэффициент затухания ( $\alpha$ ) ультразвука в сплаве МЛ5 с Y, Nd и Sc

Элемент	Содержание, %	$V \cdot 10^{-3}$ , %	$\alpha$ , дБ/м
стандартный сплав		246	84
Y	0,05	348	70
	0,1	444	57
	1,0	540	44
Nd	0,05	396	64
	0,1	432	59
	1,0	513	48
Sc	0,05	312	76
	0,1	366	67
	1,0	492	54

**Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., \*Лукинов В.В., \*Великий В.И.  
(ЗНТУ, г. Запорожье), (\*ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье)  
ВЛИЯНИЕ КАЛЬЦИЯ И БАРИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
И ЖАРОПРОЧНОСТЬ СПЛАВА МЛ5**

Развитие современного авиадвигателестроения, где наряду с обычными требованиями к конструкциям, работающим в большом температурном диапазоне, становится все более важным уменьшение их веса, что делает применение легких материалов на основе магния перспективным.

Применение отливок из магниевых сплавов позволяет существенно снизить массу агрегатов, что обеспечивает повышение скорости, дальности пробега и снижение расхода топлива летательных аппаратов. Постоянно растущие требования к эксплуатационной надежности и долговечности авиационной техники обуславливают необходимость повышения свойств отливок из магниевых сплавов.

Исследовали отдельное и совместное влияние кальция и бария (в пределах 0,05...1,0 %) на механические свойства и жаропрочность сплава МЛ5. Установлено, что при введении в сплав 0,05 % кальция и бария каждого измельчалось его микрочерно. Увеличение присадки бария способствовало дополнительному измельчению зерна, а кальция – практически не влияло. При этом размер дендритной ячейки уменьшился.

Следует отметить, что после введения 1,0 % Ва в сплаве образовались плены и наблюдалось неравномерное распределение интерметаллидной фазы в структуре. При введении в исследуемый сплав кальция до 1,0 %, пленообразования в металле не обнаружено.

Микрорентгеноспектральный анализ металла с Са и Ва показал, что они входили в состав включений, содержащих Si, Fe и другие примеси. Данные включения, располагаясь внутри зерна, могли быть дополнительными центрами кристаллизации и измельчать его.

Модифицирование сплава МЛ5 барием способствовало повышению пластичности при сохранении прочности на достаточно высоком уровне. Кальций повышал прочность металла при неизменной пластичности. Совместное модифицирование этими элементами повышало как прочность, так и пластичность сплава (табл. 1).

Таблица 1 – Механические свойства и жаропрочность сплава МЛ5 с Ca и Ba

Содержание элементов, % расчетн.	Механические свойства				$\tau_{150}^{80}$ , час.
	без т/о		после т/о		
	$\sigma_{B2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{B2}$ , МПа	$\delta$ , %	
--	160,8	2,5	228,4	3,2	141,6
0,05% Ca	167,0	2,8	235,4	3,4	147,9
0,1% Ca	177,0	2,6	246,0	3,7	208,4
1,0% Ca	188,0	3,0	253,0	3,5	190,0
0,05% Ba	161,0	3,6	236,0	3,8	145,4
0,1% Ba	160,9	4,2	237,0	4,6	177,2
1,0% Ba	163,0	4,8	230,0	5,3	151,2
0,1% Ca + 0,1% Ba	185,8	4,7	250,5	5,1	210,5

Модифицирование кальцием и барием улучшало жаропрочность сплава МЛ5. Большие значения жаропрочности получены при содержании 0,1% кальция и бария каждого. Повышение содержания модификаторов до 1,0% снижало жаропрочность сплава. Лучшее сочетание механических свойств и жаропрочности сплава МЛ5 было достигнуто при модифицировании его 0,1% Ca + 0,1% Ba.

**Шапиро А.Л.**

*(ООО «НТЦ промышленных технологий», г. Санкт-Петербург)*

### **СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА**

В современном литейном производстве важнейшую роль играют технологии уменьшения литейного брака и повышения выхода годного литья, имеющие особую актуальность в период мирового экономического кризиса.

Повышения экономической эффективности производства можно достичь путём применения современных расходных материалов, что не требует существенного изменения технологического процесса, принятого на литейном предприятии, даёт возможность их внедрения в короткие сроки и позволяет избежать капитальных затрат.

При заливке сплавов в форму эффективно применять пенокерамические фильтры, которые не допускают проникновения механических примесей, шлаковых включений и плён в тело отливки. Кроме этого, турбулентный поток металла до фильтра преобразуется в ламинарный поток после него, что способствует спокойному заполнению формы и предотвращает захват газов металлом внутри формы.

Фильтры серии «FCF» позволяют:

- уменьшение брака по включениям – более чем на 50%;
- сокращение времени на механическую обработку – более чем на 30%;
- повышение механических свойств изделий – более чем на 10%;
- увеличение выхода годного – более чем на 10%.

Общие рекомендации по выбору и установке фильтров:

1. Расположение: Фильтр может устанавливаться в любом месте литниковой системы, но оптимальным считается наиболее близкое его расположение к телу отливки.

2. Пористість: Выбор пористости фильтра зависит от вида фильтруемого расплава, массы отливки и предъявляемых к ней требований. Рекомендуется использовать фильтры пористостью 6 и 10 PPI для стали, 10, 15 и 20 для чугуна, 15, 20 и 30 PPI для цветных сплавов.

3. Размер: Площадь сечения фильтра должна быть в 2,0...4,5 раза больше, чем площадь сечения применяемой литниковой системы в месте установки. Это позволяет обеспечить плавное заполнение полости формы и эффективную очистку расплава. На рис. 1 показаны способы установки фильтров.

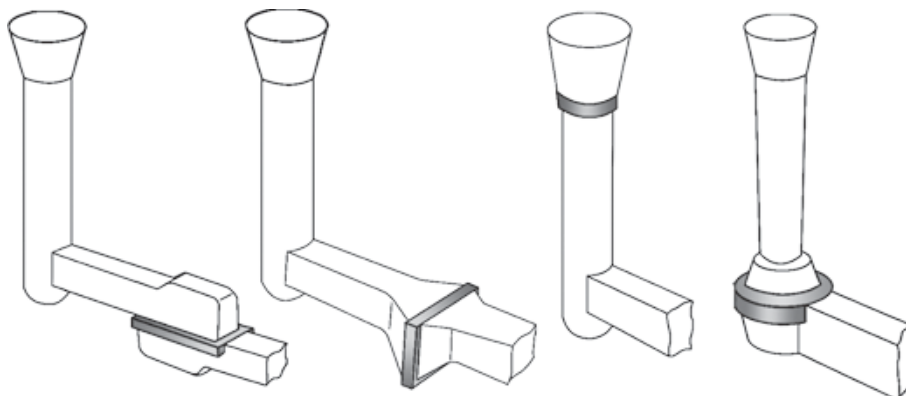


Рис. 1 – Способы установки фильтров

**Шатоха В.И., Соценко О.В., Мартынов Ю.П.**  
*(НМетАУ, г. Днепрпетровск)*

### **ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ И ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЛИТЬЯ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ ИЗ ДОМЕННОГО ЧУГУНА**

Одним из реальных путей улучшения технико-экономических показателей металлургии является повышение уровня готовности конечной продукции, выпускаемой отраслью. Для реализации этого направления необходимо взамен традиционно поставляемых полуфабрикатов всемерно расширять выпуск и реализацию уже готовой к употреблению в народном хозяйстве товарной продукции.

Экономическая целесообразность такой концепции в развитии металлургии определяется возможностью реализации несложных технологических пределов при незначительных капитальных затратах на техническое переоснащение действующего оборудования. Цена же готовой продукции по сравнению с полуфабрикатом, реализуемым в настоящее время отраслью, значительно возрастает.

Производство литых деталей простейшей геометрической формы – износостойких мелющих тел – параболоидов и цельпесков из доменного чугуна первой плавки было опробовано на чугуноразливочной машине в доменном цехе КМК «Криворожсталь». Такие мелющие тела успешно используют на мельницах цементной промышленности, а также на третьей стадии измельчения железных руд на горно-обогатительных комбинатах.

В результате исследований при литье цельпесков с диаметром у основания до 30 мм из доменного передельного чугуна первой плавки установлено, что для этих целей вполне приемлем низкокремнистый доменный чугун с концентрацией углерода и кремния, соответственно, не более 4,5% и 0,9%. Чугун такого химического состава при скоростях затвердевания, обеспечиваемых стальными вытрях-

ними кокилями на разливочних машинах, позволяет устойчиво получать отбел даже в осевых зонах. Твердость параболоидов на глубине 3 мм от литой поверхности составляет 47...50 HRC. Это значительно превышает требования по твердости литой поверхности согласно действующим техническим условиям (ТУ 14-2-763-87). На глубине 8 мм она снижается до 42...39 HRC. Такое понижение твердости объясняется наличием в структуре чугуна осевых зон параболоида 0,6...1,5% графита. Наличие его объясняется высокой суммарной концентрацией углерода и кремния в чугуне. В этой связи представляет практический интерес для литья мелющих тел такого размера некондиционный доменный чугун, т. е. чугун с пониженным содержанием кремния и высоким содержанием серы. Использование такого чугуна целесообразно не только с экономической точки зрения, но и с целью повышения качества мелющих тел. Снижение концентрации кремния позволяет увеличить отбеливаемость чугуна. Повышенная концентрация серы также благоприятно влияет на увеличение отбела.

На второй стадии измельчения руд необходимы параболоиды с диаметром у основания  $55 \pm 2$  мм. Для получения высокой твердости и отбела в осевых зонах таких мелющих тел использовали чугун с внепечными добавками сильных карбидизаторов – магния и хрома, либо реагентов-окислителей, позволяющих снизить концентрацию углерода и кремния в расплаве.

Наряду с решением экономических проблем, литье износостойких мелющих тел позволяет значительно улучшить экологические условия в регионе. Это объясняется тем, что при организации производства литых деталей – мелющих тел из жидкого доменного чугуна на чугуноразливочной машине – отпадает необходимость в дополнительных энергоёмких переделах, например, ваграночном или электропечном переплаве, с большим количеством пыли-, газо- и тепловыделений в окружающую среду чугунолитейными цехами.

**Шевчук Т.В.**

*(НТУУ «КПІ», м. Київ)*

### **ДЕЯКІ МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ГЕРМЕТИЧНОСТІ ТА МІЦНОСТІ ВИЛИВКІВ ПРИ ЛИТТІ ПІД ТИСКОМ**

Один із методів підвищення міцності та герметичності виливків складної конфігурації є підпресовка, тобто передача надлишкового тиску на розплав, який знаходиться в порожнині прес-форми. Оптимальний час дії підпресування – від моменту закінчення заповнення розплавом порожнини прес-форми до моменту повного затвердіння вилівка. Але на практиці закінчення підпресування зазвичай настає набагато раніше, і пов'язано це з тим, що живильник твердне швидше, ніж вилівок. У зв'язку з цим збільшення часу затвердіння живильника – актуальна задача, що дозволяє істотно підвищити міцність і герметичність виливків.

На час затвердіння живильника впливає багато факторів, серед яких можна виділити основні: величина наведеного розміру живильника; довжина живильника; місце підведення живильника до вилівка; конфігурація підвідного каналу. Розглянемо декілька методів підвищення часу затвердіння живильника, використовуючи положення теплової теорії лиття, в розробці якої активну участь брав професор Г.Ф. Баландін.

Перший метод – збільшення.

Одна з причин різного часу затвердіння живильника і вилівка – наведений розмір живильника менше, ніж наведений розмір вилівка. Пов'язано це з тим, що товщину стінки живильника рекомендують зазвичай в межах 0,3...0,5 від товщини стінки вилівка, а поперечний переріз живильника має прямокутну форму.

Можна підвищити розмір живильника за рахунок збільшення стінки живильника, але більша товщина живильника викликає труднощі при обрубці і зачищенні вилівоків, а також змінює характер заповнення розплавом порожнини прес-форми і тому рідко застосовується на практиці.

Для того, щоб збільшити час кристалізації живильника, конфігурація поперечного перетину повинна бути одною з трьох типів: квадратна, стрічкова або перфорована. На рис. 1 вилівок умовно показаний у вигляді плити, підвідний канал не зображено.

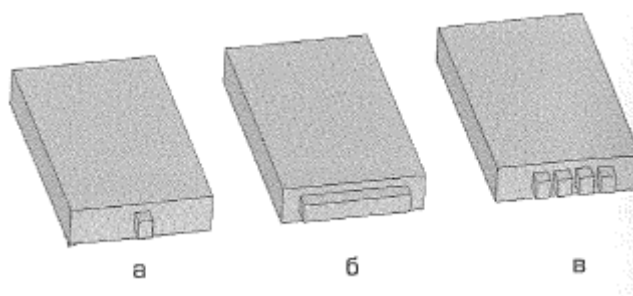


Рис. 1 – Типи живильників: а – квадратний живильник; б – стрічковий живильник; в – перфорований живильник

Другий метод – вибір положення живильника відносно стінок вилівка.

Сформулюємо правило, згідно з яким потрібно вибирати розташування живильника відносно стінок вилівка: живильник повинен бути з усіх боків оточений стінками вилівка і підвідного каналу. Правило це очевидне і пов'язано з тепловим ефектом від близько розташованих тіл. Розташування живильника і зміна конфігурації підвідного каналу дозволяє збільшити час затвердіння живильника.

Загальні висновки

Для збільшення часу затвердіння живильника пропонується наступне:

1. Перетин живильника повинен бути одним з трьох типів: квадратним, стрічковим або перфорованим.
2. Нова конфігурація підвідного каналу та співвідношення для вибору довжини, ширини та площі поперечного перерізу підвідного каналу.

**Шинський І.О., Леонтьєва К.М.,\* Майданчук О.Б.\***

**(ФТІМС НАН України, \*НТУУ «КПІ», м. Київ)**

## **ОСОБЛИВОСТІ ВАКУУМОВАНОЇ ФОРМИ З ПІНОПОЛІСТИРОЛОВОЮ МОДЕЛЛЮ ТА РОЗРОБЛЕННЯ КОНСТРУКЦІЇ ЛИВНИКОВИХ СИСТЕМ**

Наявність в пінополістироловій моделі, в порожнині або стінці форми макроармованої фази (МАФ) видозмінює умови заповнення форми, інтенсивність теплообмінних процесів в системі «метал – модель – МАФ – форма», що й зумовлює структуру та споживчі характеристики одержуваних литих виробів.

В той же час, аналіз і узагальнення літературних даних, присвячених створенню, розробці елементної бази для конструювання ливникових систем лиття за моделями, що газифікуються, і удосконаленню технологій отримання показав, що

традиційні методи їх отримання мають до теперішнього часу досить обмежене застосування і є методи їх поліпшення.

При вакуумному всмоктуванні тиск камери менше атмосферного, що, в свою чергу, створює ліпші умови для видалення газів із зазорів (між розплавом і моделлю), ніж при гравітаційному заливанні, таким чином забезпечуючи повну екологічну чистоту процесу, так як при заливанні форма знаходиться всередині герметичної камери.

В основі дослідження використані методики фізичного моделювання процесів заповнення форми з армованою фазою (АФ) та розрахунку технологічних параметрів ливникових систем з урахуванням наявності порового простору або армованої фази, які видозмінюють умови теплообміну і гідродинаміки, знижуючи масу моделей. До того ж збільшуються тепловтрати металу на нагрівання і розплавлення армованої фази, яка знаходиться безпосередньо в газифікованій моделі, а остання в вакуумованій формі під час заливання її металом.

Проведена оптимізація і вибір швидкості підйому металу  $W_1$  заповнення форми з газифікованими моделями для вуглецевих і легованих сталей, розраховані коефіцієнти втрат швидкостей  $\varphi_r$ , тепловтрати на нагрівання рідкого металу та твердого сплаву (армованої фази (АФ)), визначення температури металу, який заливається.

Враховано під час розрахунку рівнянь, що при збільшенні пористості газифікованих моделей знижується їх маса, тобто зменшується кількість накопичення продуктів термодеструкції полістиролу, а значить і знижується вірогідність наявності дефектів у литві, які утворюються при литті за газифікованими моделями; разом з тим, наявність пористості або АФ, знижуючи масу, зменшує обсяг парогазової фази і відповідно протитиск у формі.

Як результат, на основі отриманих даних побудовані залежності швидкості підйому металу в формі  $W_1$  від товщини  $R_1$ , що дозволяє в подальшому передбачити якість вилівка. Максимально допустима швидкість підйому металу в формі – 0,7 м/с. Також побудовано номограму визначення коефіцієнта втрат швидкості при заповненні форми з пінополістироловою моделлю. Було встановлено залежність тепловтрат від наявності порового простору в газифікованій моделі.

На основі методики фізичного моделювання були визначені умови і закономірності впливу складових систем «метал – модель – МАФ – форма» і «метал – армована фаза – форма», встановлено вплив надлишкового тиску на матричний сплав на умови його переміщення в формі з МАФ.

В результаті аналізу побудованих номограм бачимо, що можемо передбачити вплив гідродинамічних і теплофізичних параметрів на заповненість форми з поровим армованим каркасом, так як зі збільшенням щільності збільшується швидкість заповнення форми металом. Значення коефіцієнта втрат швидкості близьке до 1, а це означає, що пінополістирол не впливає на швидкість заповнення форми.

До того ж, встановлено, що виробництво армованих виливків за моделями, що газифікуються, при накладанні високого тиску на рідкий метал практично не має обмежень по їх геометрії, розмірам і масі, а це дозволяє значно розширити використання в промисловості армованих литих конструкцій різного призначення.

**Шипіцин С.Я., Басих В.А., Фігурна О.В.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

## **ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ І ЗНОСОСТІЙКОСТІ СТАЛЕЙ ПАРИ РЕЙКА-КОЛЕСО МЕТОДОМ НІТРИДНОГО ЗМІЦНЕННЯ**

Перед залізничним транспортом України стоїть вирішення головним чином двох задач: введення в експлуатацію шляхів із швидкісним і змішаним рухом і створення вантажних вагонів нового покоління з навантаженням на вісь до 300 кН при допустимих сьогодні навантаженнях не більш як 235 кН [1]. Це потребує збільшення міцності і зносостійкості як рейок, так і коліс, причому в більшій мірі коліс, тому що вже фіксується суттєвий дисбаланс між їх властивостями. Такий дисбаланс викликає підвищення сумарного зношування пари рейка-колесо, бо відомо, що оптимальне співвідношення твердості колеса і рейки повинно складати 0,9...1,0 (рис. 1).

Попередніми дослідженнями доведено, що максимальна ефективність дисперсійного нітридного зміцнення сталей різних класів досягається при високому відпуску загартованого чи нормалізованого металу. Відпуск на рівні 550...600°C забезпечує на сталях з нітридною фазою одночасне підвищення статичної і циклічної міцності, статичної і циклічної в'язкості руйнування, шпариностійкості, втомлюваної витривалості, тепло- і термостійкості, зносостійкості, а також усунення деформаційного і теплового окрихчування.

Але при суттєвому зменшенні вмісту вуглецю і високому відпуску в сталях з нітридною фазою характеристики міцності ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_T$ , НВ) можуть не досягати потрібного рівня для стандартних високоміцних рейок і коліс. Тому потрібне додаткове легування сталей.

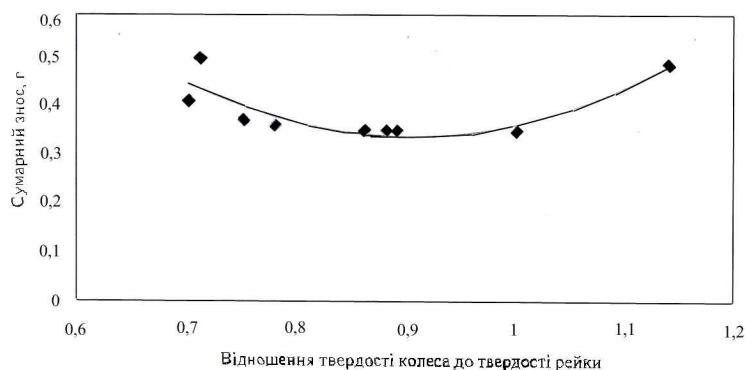


Рис. 1 – Вплив відношення твердості колеса до твердості рейки на їх сумарний знос (діапазон зміни твердості колеса та рейки 250...400 НВ і 350...450 НВ відповідно; вміст вуглецю в колісній сталі 0,53 і 0,60%; в рейковій сталі – 0,74 і 0,76%)

За техніко-економічними показниками раціональне делегування сталей марганцем, який присутній у всіх марках, і хромом, який присутній в деяких марках рейкових і колісних сталей. Запланований склад дослідних рейкових і колісних сталей з нітридним зміцненням наведений в табл. 1.

При гартуванні всі сталі мають структуру середньоголчастого мартенситу і залишкового аустеніту. Після нормалізації колісна сталь 50ГАФ має ферито-перлітну з пластинчастим перлітом структуру з сіткою вільного фериту по границях зерен, а рейкові сталі – перлітну пластинчасту без вільного фериту.



Таблиця 1 – Запланований хімічний склад (мас. доля, %) дослідних рейкових і колісних сталей з нітридним зміцненням

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	V	N	Al	S	P
							не більше		
колісні сталі									
50ГАФ	0,50	0,35	0,80	≤0,35	0,11	0,0130	0,02	0,035	0,035
50ХГАФ	0,50	0,35	1,20	0,80	0,11	0,0130	0,02	0,035	0,035
рейкові сталі									
60ГАФ	0,60	0,35	0,90	≤0,40	0,11	0,0150	0,020	0,030	0,035
60ХГАФ	0,60	0,35	1,20	0,80	0,11	0,0150	0,020	0,030	0,035

Виключення складає колісна сталь 50ХГАФ, яка після нормалізації на повітрі має троститно-мартенситну структуру. Тобто, додаткове її легування марганцем і хромом підвищує стабільність аустеніту до  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення в перлітній області, що дозволяє зменшувати швидкість охолодження при нормалізації для утворення високодисперсної пластинчастої перлітної структури, що позитивно для промислового виробництва коліс.

#### Література:

1. Узлов И.Г., Узлов К.И., Перков О.Н. Высокопрочные железнодорожные колеса из микролегированной ванадием стали // *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 2004. – №1. – С. 84 – 88.

**Шляпін І.В., Кірія Г.Ш., Іванова Л.Х.**

*(НМетАУ, м. Дніпропетровськ)*

#### КОРЕКЦІЯ СТРУКТУРИ ЧАВУННОГО ВИЛИВКА

Відомі можливості корекції структурних характеристик різних матеріалів шляхом діяння на них торсійних випромінювань на характеристичній частоті, що дає можливість змінювати властивості металів для отримання заданих фізико-механічних характеристик. Наприклад, оброблення хімічно чистих кольорових металів торсійним випромінюванням може призводити до впорядкованої мікропористості.

*Метою* досліджень було покращення структури металу виливка без використання додаткових матеріалів.

Об'єктом випробувань були чавунні зразки діаметром 32 і висотою 10 мм, вирізані із середньої частини двох відлитих заготовок діаметром 35 і висотою 100 мм. Виливки отримували способом лиття в піщану форму одночасно з одного металу. Причому метал одного виливка з моменту початку заповнення форми чавунним розплавом і до видобування виливка із форми піддавали енергоінформаційному випромінюванню за допомогою конденсаторів випромінювання.

Представлена методика порівняння зразків забезпечує чистоту експеримента, виключивши неконтрольований вплив на досліджуваний метал таких технологічних параметрів лиття як хімічний склад і перегрів металу перед заливанням форми, швидкість і тривалість заливання, швидкість охолодження виливка у формі та температуру виливків при видобуванні їх з ливарної форми.

Виливки одержували з електропічного чавуну наступного складу (мас. %): 2,47 – вуглець; 1,94 – кремній; 0,16 – марганець; 0,15 – сірка; 0,07 – фосфор; 0,21 – хром; 0,015 – нікель; 0,031 – молібден; 0,023 – титан; 0,02 – вольфрам; тисячні доли % сурми, свинцю і ванадію. Хімічний склад чавуну визначали методом спектрального аналізу на приладі «Лесо».

Зразки для досліджень обирали в центральній та приповерхневій зонах виливків. В цих же зонах вимірювали твердість за Шором та мікротвердість окремих структурних складових чавуну (перліту і цементиту). Мікротвердість цементиту та перліту вимірювали приладом моделі ПМТ-3 при навантаженні 0,49 Н і збільшенні  $485^{\times}$ . Величину мікротвердості визначали за результатами 51 заміру, точність заміру діагоналі відбитку та індентора становила  $\pm 0,07$  мкм.

Мікроструктуру чавуну дослідних плавок досліджували за допомогою оптичного мікроскопу моделі Neophot 21 при збільшеннях  $100^{\times}$  та  $200^{\times}$ . Структуру чавунних зразків оцінювали за ГОСТ 3443-87. Кількість структурних складових визначали точковим способом Глаголева О.О. із застосуванням окуляру Гюйгенса  $7^{\times}$  з квадратною сіткою (289 вузлових точок) у 25 полях зору при збільшенні  $420^{\times}$ . За цього абсолютна похибка становила  $\pm 1$  при надійній імовірності  $P = 0,5$ .

В результаті проведених досліджень встановлено, що досліджуваний спосіб корекції структури металу вилівка забезпечував у структурі чавунного вилівка в 1,82 рази більше графіту та у 1,4 рази цементиту, а також зменшення мікротвердості цементиту на 28,5%.

Ці зміни можна пояснити наступним.

В результаті дії на метал енергоінформаційного випромінювання відбуваються специфічні зміни його фізичних властивостей і характеристик, що пояснюється змінюванням спінового стану системи вільних атомів у розплаві. В такому вигляді через спін-торсійну взаємодію атоми взаємно притягуються. За рахунок цього взаємного притягування розплав, як спінова система, набуває внутрішньої стійкості. Як наслідок, кількість структурних складових змінюється, і вилівок після кристалізації буде мати ліпший комплекс фізико-механічних властивостей.

*Висновок.* Результати проведених досліджень дозволяють вважати перспективним застосування енергоінформаційної дії на метастабільні сплави, які тверднуть, з метою поліпшення їх фізико-механічних властивостей.

## 2. РОЗДІЛ МОДЕЛЮВАННЯ ТА АВТОМАТИЗАЦІЯ ВИРОБНИЦТВА

**Антоневич Я.К.**

*(НТУУ, «КПІ», м. Київ)*

### **ПРИНЦИПИ ПОБУДОВИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ АСУТП МАШИН ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ**

Процес лиття під тиском (ЛПТ) – найбільш перспективний спосіб виробництва виливків, що піддається автоматизації, так як все технологічне устаткування повністю механізоване і підготовлене для функціонування у складі АСКТП. Головні його переваги – можливість отримання заготовок з мінімальними припусками на механічне оброблення і мінімальною шорсткістю поверхонь, які не оброблюються, забезпечення високої продуктивності і низької трудомісткості виготовлення деталей.

Передовими закордонними і вітчизняними фірмами розроблено багато моделей систем керування машин ЛПТ. Закордонні розробки орієнтуються на високу якість вихідних матеріалів, що практично недосяжно для підприємств України. Тому впровадження таких розробок не призводить до позитивних результатів. Вітчизняні розробки, як правило, орієнтовані на стабілізацію окремих параметрів процесу лиття. Комплексна модель, яка працює за єдиним оптимальним критерієм, відсутня. Це призводить до низької ефективності керування, підвищує брак виробництва виливків.

Зміна якості виливків пов'язана з коливанням параметрів технологічного процесу. Нестабільність параметрів призводить до браку. Аналіз процесу ЛПТ показує, що брак виливків з'являється, в основному, по двох причинах: не оптимізовані режими лиття, або вони порушуються в процесі виробництва [1].

Якщо режими лиття не оптимізовані, тобто не знайдені такі параметри технологічного процесу, при яких якість виливків задовольняє вимогам, що пред'являються до них, то необхідно провести дослідження по оптимізації.

Якщо ж оптимальні режими відомі, а брак у виливках виникає через порушення режимів лиття, то це може відбуватися з вини ливарника або унаслідок збою устаткування. Ливарник, який працює на машині ЛПТ, не може протягом всієї зміни виконувати операції з виготовлення виливків в одному і тому ж темпі і підтримувати на заданому рівні технологічні параметри. Для стабілізації змінних параметрів, які залежать від роботи устаткування в умовах випадкових збурень, необхідно автоматизувати процес.

Вирішення поставлених завдань дозволяє істотно знизити кількість браку виливків. Проте при роботі устаткування в автоматичному режимі за жорсткою програмою можливі зовнішні збурення (поповнення розплавом роздавальної печі, підливання розплаву в зазор між прес-поршнем і стаканом і ін.), які порушують оптимальні режими лиття і призводять до браку. Для нормального ходу технологічного процесу необхідні контроль якості виливків і коректування режимів лиття. Ці функції зазвичай виконує оператор, який обслуговує АСУ і фактично підтримує зворотний зв'язок між вхідними і вихідними параметрами технологічного процесу [2, 3].

Щоб автоматизувати операції контролю якості виливків і коректування режимів лиття, необхідно розробити засоби контролю показників якості продукції, створити математичну модель, яка пов'яже показники якості зі змінними парамет-

рами технологічного процесу, розробити і реалізувати алгоритм управління процесом на керувальному обчислювальному комплексі.

### Література:

1. *Богушевский В.С., Иванов В.Н.* АСУТП машин литья под давлением // НПК «Киевский институт автоматики», 1994. – 239 с.
2. *Моисеев Ю.В., Личак А.И.* Автоматизация специальных способов литья // Процессы литья, 2008. – № 1. – С.12 – 15.
3. *Беккер М.Б., Заславский М.Л., Игнатенко Ю.Ф. и др.* Литье под давлением. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.

**Богушевский В.С., Сухенко В.Ю.**  
(НТУУ «КПИ», г. Киев)

### ОПТИМАЛЬНЫЙ АЛГОРИТМ УПРАВЛЕНИЯ МНЛЗ

Одним из направлений повышения эффективности работы МНЛЗ является увеличение выхода годного металла за счет оптимизации раскроя непрерывнолитого слитка и тем самым уменьшения немерных остатков.

Необходимость оптимизации раскроя непрерывнолитого слитка возникает при образовании в слитке “поясов” и при окончании разливки. При образовании “пояса” необходимо удалить участок слитка, включающий “пояс” с минимальными немерными отходами. То есть, участки непрерывного слитка от “головы” слитка до начала “пояса” либо между “поясами” должны быть порезаны на заготовки заданных длин с минимальным остатком.

Критерием образования “пояса” является снижение более чем на 30 с скорости разливки до величины менее 0,05 м/мин. В соответствии с длительностью перерыва струи определяются границы “пояса”. Продвижение “пояса” от кристаллизатора к линии реза в процессе разливки отслеживается на основании показаний датчика ПДФ-5, с помощью которого измеряется длина слитка.

Известны следующие основные способы задания длины заготовок:

- 1) задание основной и одной или нескольких дополнительных мерных длин;
- 2) задание одного диапазона допустимых длин заготовок;
- 3) задание нескольких непересекающихся диапазонов допустимых длин заготовок с указанием приоритетов диапазонов.

Оптимальный раскрой в случаях первого и второго способов задания длин заготовок хорошо известен из литературы. При этом разработаны алгоритмы, основанные на использовании методов целочисленного линейного программирования.

Задачу об оптимизации раскроя для третьего случая можно сформулировать следующим образом. Минимизировать:

$$\Delta = L_{\text{раскр}} - \sum_{j=1}^K (l_j + \delta) \quad (1)$$

при ограничениях:

$$\sum_{j=1}^K (l_j + \delta) \leq L_{\text{раскр}}; \quad (2)$$

$$l_{\min}^1 \leq l_j \leq l_{\max}^1 \dots l_{\min}^n \leq l_j \leq l_{\max}^n \quad (j = 1, 2, \dots, K), \quad (3)$$

где  $n$  – количество диапазонов допустимых длин заготовок;

$l_{\min}^i$  – минимальная длина заготовки в  $i$ -том диапазоне ( $i = 1, 2, \dots, n$ );

$l_{\max}^i$  – максимальная длина заготовки в  $i$ -том диапазоне;

$L_{\text{раскр}}$  – длина слитка, которую необходимо раскроить;

$\delta$  – толщина реза (при использовании в качестве режущего агрегата ножниц или машин импульсной резки  $\delta = 0$ , при использовании машины газовой резки  $\delta > 0$ , и для получения высокой точности раскроя в этом случае величину  $\delta$  необходимо учитывать).

Задачу (1)...(3) можно записать в следующем виде. Минимизировать:

$$\Delta(N) = L_{\text{раскр}} - \sum_{i=1}^n N_i l_i \quad (4)$$

$$N = \{N_1, N_2, \dots, N_n\}$$

при ограничениях:

$$\sum_{j=1}^K N_j (l_j + \delta) \leq L_{\text{раскр}}; \quad (5)$$

$$l_{\min}^1 \leq l_i \leq l_{\max}^1 \dots l_{\min}^n \leq l_j \leq l_{\max}^n \quad (i = 1, 2, \dots, n); \quad (6)$$

$$N_i \geq 0, \quad (7)$$

Задача (4)...(7) по своей формулировке внешне похожа на задачу целочисленного линейного программирования. Однако существенно отличается тем, что коэффициенты минимизируемой линейной формы также неизвестны, а заданы только диапазоны их изменения. Решение этой задачи можно получить методами целочисленного линейного программирования.

**Богушевський В.С., Меженський О.М., Сирбу Ю.І.**

**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

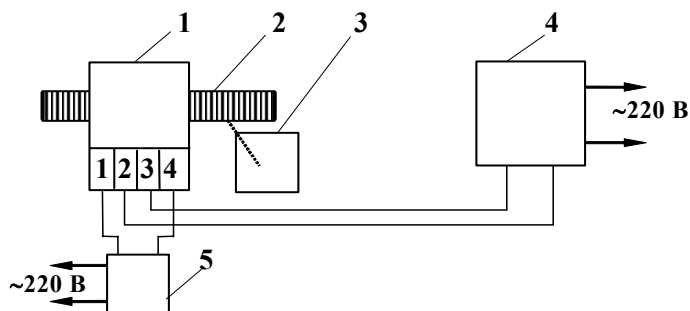
### **КОНТРОЛЬ ШВИДКОСТІ ПРЕСУВАННЯ В МАШИНАХ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ**

Швидкість пресування – один із головних параметрів, який характеризує технологічний режим ЛПТ. По відомій величині швидкості пресування на основі напівемпіричних залежностей можливо визначити такі параметри процесу, як тривалість заповнення порожнини форми й швидкості впуску металу у форму. При пресовці металу у форму величина швидкості пресування спочатку зростає від нуля до максимуму, а потім падає до нуля. Таким чином за значенням максимальної величини швидкості можна встановити режим пресування [1, 2].

На практиці часто швидкість пресування установлюють за числом обертів вентиля швидкості (для зручності відліку використовують лічильники й індикатори). Але швидкість пресування залежить також від інших факторів: в'язкості речовини, зусилля поршня, стану манжет, маси вилівка тощо [3].

Нами для контролю швидкості прес-поршня розроблений щільовий фотоелектричний вимикач (ФЕВ) (рис. 1), який складається із корпусу з пазом, в якому може вільно пересуватися діафрагма-світлоперервник, яка механічно з'єднана із

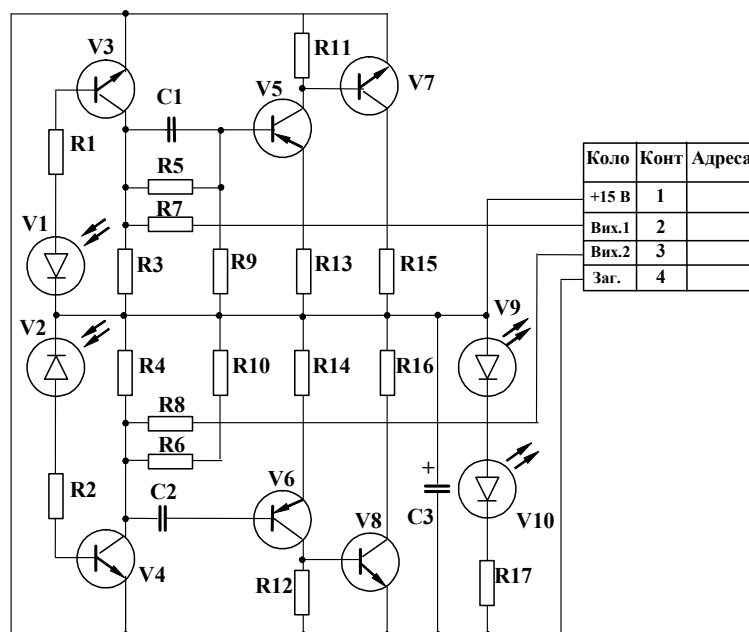
прес-поршнем. В корпусі ФЕВ розташовано блок із двох нерухомих оптронних пар (світлодіод – фотодіод) і плати електронної схеми для перетворення й підсилення сигналу. ФЕВ виконано двохканальним, і при русі діафрагми з прорізами в середині пазу на виходах з’являється послідовність електричних імпульсів, які здвинуті за фазою один відносно одного (рис. 2).



1 – фотоелектричний датчик; 2 – діафрагма-світлоперервник; 3 – прес-поршень; 4 – інтегратор імпульсів Ш-301; 5 – блок живлення

Рис. 1 – Пристрій вимірювання швидкості прес-поршня

При вмиканні напруги живлення світлодіоди V9, V10 випромінюють світловий потік, який через паз корпусу потрапляє на фотодіоди V1, V2. Кожний фотодіод підключено до формувача-підсилювача імпульсів. При переміщенні вздовж пазу корпусу діафрагми-перервника із прорізами утворюються дві незалежні серії імпульсів (Вих. 1, Вих. 2), пропорційні переміщенню прес-поршня.



Коло	Конт	Адреса
+15 В	1	
Вих.1	2	
Вих.2	3	
Заг.	4	

Рис. 2 – Електрична схема ФЕВ

Наявність двох каналів не тільки підвищує вирішувальну здатність датчика швидкості, але й дозволяє ліквідувати невірні сигнали при зупинці прес-поршня в момент закінчення пресування (коливання діафрагми в цей момент не сприймаються, так як фіксуються тільки почергові сигнали від двох каналів). Другий канал можна використовувати для визначення реверса діафрагми.

### Література:

1. Дембовский В.В. Автоматизация литейных процессов: Справ. – Л.: Машиностроение, 1989. – 264 с.
2. Заславский М.Л., Антонов В.А. Автоматизированные и программируемые комплексы литья под давлением. – М.: НИИмаш, 1982. – 56 с.
3. Богушевський В.С. АСКТП комплексу лиття під тиском //Автоматизація виробничих процесів, 2001. – № 2 (13). – С. 53 – 55.

**Богушевський В.С., Астахов А.О., Забайрацький М.І.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

## КОНТРОЛЬ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРЕС-ФОРМИ МАШИНИ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ

*Вступ.* Отримання виливків у машинах ЛПТ – процес із циклічним режимом роботи (підготовка прес-форми, заливання металу, запресовка і формування виливка). Ця обставина обумовлює періодичний характер теплової роботи прес-форми.

Теоретичний аналіз теплової роботи прес-форми з урахуванням реальних умов однозначності зробити неможливо, тому доводиться шукати наближене вирішення задачі, зберігаючи при цьому її практичне значення.

Ціллю досліджень є вивчення процесу теплового режиму в стінці форми при ритмічній роботі машин ЛПТ.

*Результати досліджень.* В момент впуску металу в прес-форму на поверхні, яка омивається, установлюється так звана температура контакту, яку можна розраховувати за формулою

$$t_k = \frac{t_p}{\sqrt{\frac{c_\phi \lambda_\phi \rho_\phi}{c_p \lambda_p \rho_p} + 1}}, \quad (1)$$

де  $t$  – температура, °С;

$c$  – середня питома теплоємність, Дж/(кг·К);

$\lambda$  – теплопровідність, Вт/(м·К);

$\rho$  – густина, кг/м<sup>3</sup>.

Тут індекси “к”, “р” та “ф” відносяться до параметрів відповідно контактної поверхні, рідкого металу та прес-форми.

Температурне поле прес-форми знаходимо з умови ненаскрізного одномірного нагріву напівобмеженої плоскої стінки при граничних умовах першого роду у вигляді осцилюючого функціоналу:

$$\begin{cases} \partial(\Delta t) / \partial(\Delta \tau) = a_\phi \partial^2(\Delta t) / \partial x^2; (\Delta \tau > 0; 0 \leq x \leq \infty); \\ \Delta t|_{x=0} = \Delta t_*|_{x=0} \cos(\pi + 2\pi\Delta \tau / \tau_\pi) \\ \partial(\Delta t) / \partial x|_{x \rightarrow \infty} = 0 \\ \Delta t|_{x \rightarrow \infty} = 0 \end{cases} \quad (2)$$

де  $\Delta t$  – поточне значення періодичної складової температури прес-форми по ходу ливарного циклу, °С;

$\Delta\tau = \tau - n\tau_{\text{ц}}$  – поточний час ливарного циклу, який відраховується від моменту впуску металу в порожнину прес-форми, с;

$\tau$  – поточний час, с;

$n$  – кількість ливарних циклів;

$\tau_{\text{ц}}$  – тривалість ливарного циклу, с;

$a_{\text{ф}}$  – температуропровідність матеріалу прес-форми, м<sup>2</sup>/с;

$x$  – лінійна координата в напрямі нормалі до поверхні сполучення виливка і форми, м;

$\Delta t|_{x \rightarrow 0} = 0,5(t_{\text{к}} - \bar{t})$  – амплітуда коливань температури на контактній поверхні протягом ливарного циклу, °С;

$\bar{t}$  – значення незмінної температури прес-форми, °С.

Розв'язання системи (2) має вигляд:

$$\Delta t = \Delta t_* \Big|_{x=0} \exp\left(-\sqrt{\frac{\pi}{Fo_x}}\right) \cos\left(\pi + 2\pi \frac{\Delta\tau}{\tau_{\text{ц}}} - \sqrt{\frac{\pi}{Fo_x}}\right) \quad (3)$$

де  $Fo_x = a_{\text{ф}}\tau_{\text{ц}}/x^2$  – критерій Фур'є, який варіюється в просторовій координаті.

Аналіз виразу (3) показує, що в будь-який момент циклу розподіл температури в шарі, який прилягає до контактної поверхні, набуває форми хвилі, яка коливається відносно неперіодичної складової температурного поля. Амплітуда періодичної частини зменшується з глибиною по експоненціальному закону, який визначається множителем  $\exp\left(-\sqrt{\pi / Fo_x}\right)$ . Частота температурних коливань по товщині прес-форми співпадає з частотою коливань граничної умови, а фаза відстає від фази коливань температури на границі в міру віддалення від неї шару, який розглядається. Температурні градієнти в приграничному шарі прес-форми змінюють свій знак.

Теоретичні розрахунки і експериментальні параметри температурного поля прес-форми показують, що в процесах акумуляції – деакумуляції теплоти бере участь тільки частина товщини прес-форми – активний шар.

**Богушевський В.С., Смашнюк Ю.О., Шматко О.В., Заболотна І.О.**  
(НТУУ «КПІ», м. Київ)

### **ПРОГНОЗУВАННЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО РЕЖИМУ ВАННИ ПЛАВИЛЬНОЇ ПЕЧІ**

*Вступ.* Оскільки потужність теплових втрат на нагрівання футерівки індукційної тигельної печі (ІТП) не може бути виміряна безпосередньо, її визначають розрахунковим шляхом. Втрати енергії на нагрівання ІТП складаються із акумуляції тепла футерівкою тигля, подини й кришки, втрат теплоти у навколишнє середовище теплопровідністю багат шарової футерівки й випромінюванням із дзеркала ванни через відкриту кришку у період допоміжних операцій (завантаження, зливання металу, скочування шлаку тощо). Крім того, до 25 % енергії теплового балансу втрачається в системі водяного охолодження індуктора.

Кожну складову теплових втрат розраховують за відомими співвідношеннями теплообміну. Точність розрахунків залежить від достовірності умов однозначності.



Ціллю досліджень є вивчення процесу теплового режиму в футерівці ІТП.

Результати досліджень. Для розрахунку нестационарного температурного поля в футерівці печі реальну багатошарову стінку приводимо до еквівалентної за термічними властивостями одношарової, прийнявши за базу порівняння внутрішній шар, який контактує з ванною:

$$\delta_e = \delta_1 + \sum_{r=2}^k \delta_r \sqrt{a_r / a_1}, \quad (1)$$

де  $\delta_e, \delta_1, \delta_r$  – товщина відповідно еквівалентної одношарової стінки, першого внутрішнього шару, який контактує з рідким металом, і  $r$ -го шару футерівки, м;  
 $a_r, a_1$  – температуропровідність відповідно  $r$ -го і першого шару футерівки, м<sup>2</sup>/с.  
 Тут  $r = 2, 3, \dots, k$  – порядковий номер шару футерівки.

Рішення задачі має наступний вигляд:

для температурного поля

$$t_\tau = \frac{t_{\text{ж}}^k}{\sqrt{\frac{c_{\text{т}} \lambda_{\text{т}} \rho_{\text{т}}}{c_{\text{ж}} \lambda_{\text{ж}} \rho_{\text{ж}}} + 1}} \left\{ 1 - \frac{\cos[\sqrt{Pd}(1-x/\delta_e)]}{\cos \sqrt{Pd}} \exp(-PdFo) - \sum_{n=1}^{\infty} A_n \frac{Pd}{Pd - \mu_n^2} \cos[\mu_n(1-x/\delta_e)] \exp(-\mu_n^2 Fo) \right\}, \quad (2)$$

для середньоінтегральної за товщиною температурою еквівалентної донної стінки тигля

$$\bar{t}_\tau = \frac{t_{\text{ж}}^k}{\sqrt{\frac{c_{\text{т}} \lambda_{\text{т}} \rho_{\text{т}}}{c_{\text{ж}} \lambda_{\text{ж}} \rho_{\text{ж}}} + 1}} \left\{ 1 - \frac{1}{\sqrt{Pd}} \operatorname{tg} \sqrt{Pd} \exp(-PdFo) - \sum_{n=1}^{\infty} B_n \frac{Pd}{Pd - \mu_n^2} \exp(-\mu_n^2 Fo) \right\}, \quad (3)$$

і для градієнта температури

$$\frac{\partial t_\tau}{\partial x} = \frac{-t_{\text{ж}}^k}{\delta_e \sqrt{\frac{c_{\text{т}} \lambda_{\text{т}} \rho_{\text{т}}}{c_{\text{ж}} \lambda_{\text{ж}} \rho_{\text{ж}}} + 1}} \left\{ \sqrt{Pd} \frac{\sin[\sqrt{Pd}(1-x/\delta_e)]}{\cos \sqrt{Pd}} \exp(-PdFo) - \sum_{n=1}^{\infty} C_n \frac{Pd}{Pd - \mu_n^2} \sin[\mu_n(1-x/\delta_e)] \exp(-\mu_n^2 Fo) \right\}, \quad (4)$$

де  $t_\tau, t_{\text{ж}}^k$  – відповідно температура тигля і кінцева рідкого металу, °С;

$c_{\text{т}}, c_{\text{ж}}$  – середня питома теплоємність футерівки й рідкого металу, Дж/(кг · К);

$\lambda_{\text{т}}, \lambda_{\text{ж}}$  – теплопровідність тигля й рідкого металу, Вт/(м · К);

$\rho_{\text{т}}, \rho_{\text{ж}}$  – густина матеріалу тигля й рідкого металу, кг/м<sup>3</sup>;

$Pd$  – теплообмінний критерій Предводителя;

$Fo$  – критерій Фур'є;

$x$  – перпендикулярна до поверхні футерівки просторова координата, початок відліку якої суміщено з вогневим фронтом, м;

$A_n, B_n, C_n, \mu_n$  – коефіцієнти.

Тут  $A_n = (-1)^{n+1} 2 / \mu_n$ ;  $B_n = 2 / \mu_n^2$ ;  $C_n = (-1)^{n+1} 2$ ;  $\mu_n = (2n - 1)\pi/2$ ,

$n = 1, 2, \dots, \infty$  – натуральний ряд додатних чисел.

Розраховуючи температуру тигля й її градієнт (2...4) визначаємо теплові втрати на акумуляцію футерівки тигля.

Висновки. Наведено розрахунок теплових втрат на акумуляцію футерівки тигля для реальної багатошарової стінки в умовах нестационарного температурного поля.

### Література:

1. Богушевський В.С. АСКТП комплексу лиття під тиском // Автоматизація виробничих процесів, 2001. – № 2 (13). – С. 53 – 55.

**А.В.Гресс, Леончук Ю.В., Горякин С.И.**

*(ДГТУ, г. Днепродзержинск)*

## **ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕПЛОМАССОБМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ В КРИСТАЛЛИЗАТОРАХ СОРТОВЫХ МНЛЗ**

Производительность любой МНЛЗ зависит, в первую очередь, от скорости разливки. Скорость разливки определяется как условиями вторичного охлаждения, так и условиями затвердевания заготовки в пределах кристаллизатора. Большинство эксплуатируемых в настоящее время кристаллизаторов рассчитаны на скорости разливки, превышающие применяемые на практике. Отказ производителей от повышения скорости разливки до максимально допустимых значений вызван желанием обезопасить себя от возможных прорывов металла под кристаллизатором. Как правило, причиной прорывов является недостаточная толщина корочки твердого металла на выходе из кристаллизатора. Для уверенного увеличения скорости разливки необходимо досконально изучить тепломассообменные процессы, протекающие в кристаллизаторах.

Известно, что скорость затвердевания зависит как от термического сопротивления области контакта заготовки с кристаллизатором, так и от подвода теплоты со стороны жидкой фазы. Вдобавок, в местах интенсивного воздействия струи жидкого металла на твердую оболочку, возможно ее размывание, что может привести к прорыву стали. Поэтому полученное распределение толщины затвердевшей оболочки по периметру кристаллизатора необходимо рассматривать с учетом и теплофизических, и гидродинамических процессов, происходящих при затвердевании заготовки.

Нами разработана сопряженная математическая модель одновременного расчета полей скоростей и концентраций газовой фазы в объеме кристаллизатора. Необходимость учета газовой фазы определяется возможным вводом в кристаллизатор через, например, погружные стаканы нейтрального газа. Данная модель построена на основе общего подхода к описанию многофазных систем, изложенного в работе [1]. При разработке модели предположили, что газожидкостная смесь несжимаема, а газовые пузыри движутся с практически теми же скоростями, что и слои окружающей жидкости. Такое допущение справедливо при неглубоком проникновении газа в жидкость, обеспечивает соленоидальность движения смеси и значительно облегчает численное решение уравнений движения.

При разработке модели предполагали, что газожидкостной поток входит в кристаллизатор цилиндрической формы по его оси, что позволило трехмерную задачу свести к двухмерной – в качестве расчетной области выбрали сектор осевого сечения кристаллизатора.

Намерзание корки металла рассчитывается на основе решения известного уравнения теплопроводности Фурье в приближении квазиравновесной двухфазной зоны.

В пределах кристаллизатора задавали граничные условия первого рода, а за пределами кристаллизатора – граничные условия третьего рода.

Численно поставленная задача решалась в естественных переменных методом расщепления по физическим факторам. Адекватность модели проверялась посредством сравнения результатов численных расчетов с данными холодного моделирования.

В результате численных экспериментов определены температурные и ско-

ростные поля в исследуемой области как при подаче в металл газа, так и без него. Установлено, что направление потоков жидкого металла при подаче в кристаллизатор газа через погружной стакан коренным образом меняется. В верхней части кристаллизатора создается устойчивая зона вращения металла, направленная по его свободной поверхности от оси кристаллизатора к стенкам и далее вниз, что, из-за увеличения скорости и температуры жидкого металла, приводит к соответствующему локальному уменьшению скорости нарастания оболочки слитка.

**Литература:**

1. Огурцов А.П., Самохвалов С.Є. Математичне моделювання теплофізичних процесів у багатофазних середовищах. – К.: Наукова думка, 2001. – 409 с.

**Гресс А.В., Стороженко С.А., Леончук Л.В., Пасс И.Г.**

*(ДГТУ, г. Днепродзержинск)*

**ЧИСЛЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ГИДРОДИНАМИКИ МЕТАЛЛА  
В ЛИТЕЙНЫХ КОВШАХ**

В настоящее время перед металлургами Украины остро стоит вопрос существования отрасли как таковой. Это вызвано серьезными кризисными и послекризисными явлениями, которые затронули не только мировое общество, но и промышленность Украины. Выходом из этого положения является усовершенствование существующих и создание новых агрегатов и технологий производства металлопродукции, в том числе и в литейном производстве.

Одним из звеньев производства отливок является доводка металла в литейных ковшах. Известно достаточное количество научных работ, которые довольно широко раскрывают этот вопрос. Но они, главным образом, касаются технологий обработки металла в большегрузных (50 т и более) ковшах на крупных металлургических предприятиях первичной металлургии. Отличие работы литейных ковшей состоит в их малых размерах, что накладывает определенные условия на процессы доводки металла. Известные научные работы по исследованию технологий доводки металла в таких ковшах имеют, как правило, ретроспективный характер и несколько устарели.

Отметим, что одним из наиболее эффективных способов доводки металла в ковшах является его продувка инертными газами с одновременным применением дисперсных материалов. В настоящее время пока не известно, каким образом, в какое место объема литейного ковша необходимо вводить такие материалы. В какой-то мере решение этих вопросов возможно с помощью методов математического моделирования, позволяющих исследовать гидродинамическую картину при внепечной обработке металла. И, поскольку подача газа производится не по оси ковша, задача неизбежно должна быть трехмерной.

Разработанная трехмерная численная модель основана на математической модели [1], которая предполагает использование трехэтапной схемы расщепления при расчете гидродинамических параметров.

При численном моделировании предполагалось, что ковш имеет цилиндрическую форму и задача зеркально симметрична относительно плоскости, проходя-

щей через вертикальну ось ковша и донную фурму. Это дает возможность в качестве расчетной области использовать половину ковша.

При реализации численного моделирования на внутренних поверхностях ковша и оси симметрии выбраны условия непротекания и свободного скольжения. На свободной поверхности ковша выбраны условия свободного протекания. Учет подачи газа через фурму осуществляется путем введения в месте ее расположения источников газовой фазы.

Численное моделирование проводилось при интенсивностях продувки 1,2, 2,2 и 3,2 л/(мин·т), что соответствует используемым на практике режимам.

Определено, что качественная картина движения для всех вариантов обработки металла, в целом, подобна. Отмечено, что более существенно картина движения металла при разных расходах газа отличается у ближней к фурме стенки ковша. Так, при малой интенсивности продувки глобальный вихрь растягивается от поверхности до самого дна ковша, обеспечивая нисходящие потоки жидкости у стенки. С ростом интенсивности продувки глобальный вихрь разбивается на два локальных – один у поверхности, другой – у дна ковша. И, наконец, при наибольшей интенсивности придонный вихрь подавляется и остается лишь приповерхностный вихрь, а на большей части стенки жидкость движется вверх.

#### **Литература:**

1. Математическая модель гидродинамики расплава в двухкамерном ковше / А.Г.Чернятевич, Е.Н.Сигарев, С.Е.Самохвалов и др. // Математичне моделювання, 2000. – №2(5). – С.102 – 106.

**Гуцько І.І., Порохня С.В., Дудченко А.І.**  
*(ДГМА, г. Краматорск)*

#### **МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОПАТКИ ЛОПАСТНОГО СМЕСИТЕЛЯ**

В настоящее время не вызывает сомнений, что для качественного приготовления смеси необходимо выбрать эффективную конструкцию смесителя. Автоматизированное проектирование позволяет упорядочить имеющуюся обширную информацию по данной теме в соответствии с логической схемой построения объекта и системной связью между элементами решаемой задачи.

Целью работы является теоретическое обоснование расчета конструктивных параметров лопаток смесителя ХТС для создания методики автоматизированного расчета смесителя с определённой последовательностью решения задач и переходом к объемному проектированию рассматриваемого объекта.

Представим захватываемую порцию смеси в виде треугольника с отношением высоты к основанию 1:10, хотя более подробный анализ показывает, что объем формовочной смеси, находящийся на валу смесителя в поле центробежных сил, получает более сложное очертание свободной поверхности. Для расчета пакета смеси можно воспользоваться дифференциальным уравнением свободной поверхности. Однако, тогда расчеты носят приближенный характер, поэтому нет необходимости использовать дифференциальное исчисление. Выбираем более простую логическую форму определения порции смеси, захватываемую лопаткой. Для дальнейших расчетов необходимо определить массу и форму порции смеси, находящуюся на лопатке смесителя. Проектируемый смеситель относится к классу вы-

сокоскоростных. При повышенных частотах вращения смешивающего вала смесь в желобе смесителя находится во псевдооживленном состоянии. Предположим, что мгновенная форма порции смеси будет определяться углом естественного откоса материала, который составляет величину порядка  $30^\circ$ , при этом не учитывается влияние на форму пакета центробежных и инерционных нагрузок. Весь пакет смеси на лопатке условно можно разбить на три геометрические фигуры: по краям пакета конус и пирамида, а посередине пакета – призма. Далее, пользуясь простыми геометрическими зависимостями, рассчитали объемы указанных фигур, а сумма объемов представляет общий объем пакета смеси. Затем определили удельное давление смеси. Зная допустимую прочность смеси, подобрали оптимальный угол поворота лопаток смесителя для обеспечения условия неразрушения частиц смеси.

Исследовали зависимость удельного давления на смесь от угла поворота лопаток (рис. 1). Полученная зависимость позволяет определить оптимальный угол поворота лопаток от величины удельного давления смеси.

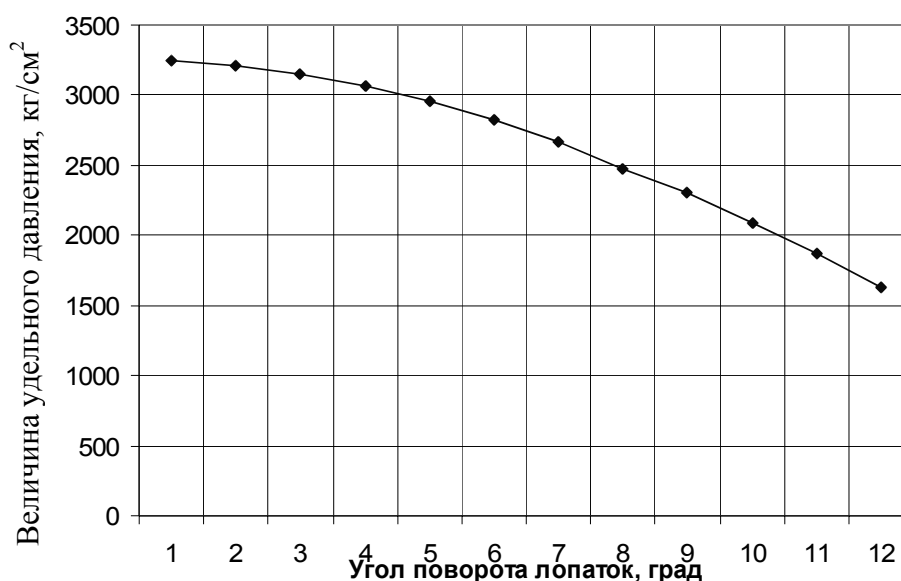


Рис. 1 – Определение оптимального угла поворота лопаток смесителя

Таким образом, проведенные теоретические и конструкторские исследования позволили выработать такую методику автоматизированного расчета параметров лопастных смесителей, которая дает возможность в процессе проектирования производить учет изменяющихся технологических параметров производства приготовления холоднотвердеющих смесей. В результате проделанной работы получен патент Украины.

**Карпенко В.М., Щербин А.А.**

*(ГГУ им. Ф.Скорины, г. Гомель)*

### **АНАЛИЗ КОНСТРУКЦИЙ УСТРОЙСТВ ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО КОНТРОЛЯ ЗА ПРОЦЕССОМ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ФОРМОВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Выделяют несколько типовых конструкций, представляющих группу устройств для непрерывного контроля за процессом смесеприготовления. Эти устройства контролируют механико-технологические параметры формовочных материа-

лов для изготовления форм из песчано-глинистых смесей с использованием высокоактивного органо-минерального связующего: устройства Moldability controller, разработанные фирмой «Georg Fischer, Aktiengesellschaft, Schaffhausen» (Швейцария); устройства, разработанные фирмой «Ditert» (США); АСУ ТП смесеприготовления НИИТракторсельхозмаша; устройства, разработанные фирмой Maschinenfabrik Густав Айрих (DE); система автоматического управления качеством формовочной смеси на основе непрерывного контроля ее диэлектрических параметров, разработанная в УО «БНТУ».

Для обеспечения постоянного высокого качества формовочного песка в течение многих лет используется система регулирования и измерения Айрих QualiMaster AT1. Для определения качества измеряются, оцениваются и документируются в режиме on-line такие параметры, как: уплотняемость; прочность на срез; прочность при сжатии (опция).

Система QualiMaster AT1 устанавливается непосредственно после смесителя на участке готового песка и оснащена обособленной локальной системой управления для простой настройки и контроля. Устройство для отбора проб заполняет встроенные контрольные цилиндры определенным количеством песка. Контрольные цилиндры, вращающиеся в заданном такте, проходят через контрольную станцию. Все измеряемые значения обрабатываются пакетами программного обеспечения SandReport или SandExpert (рис. 1).

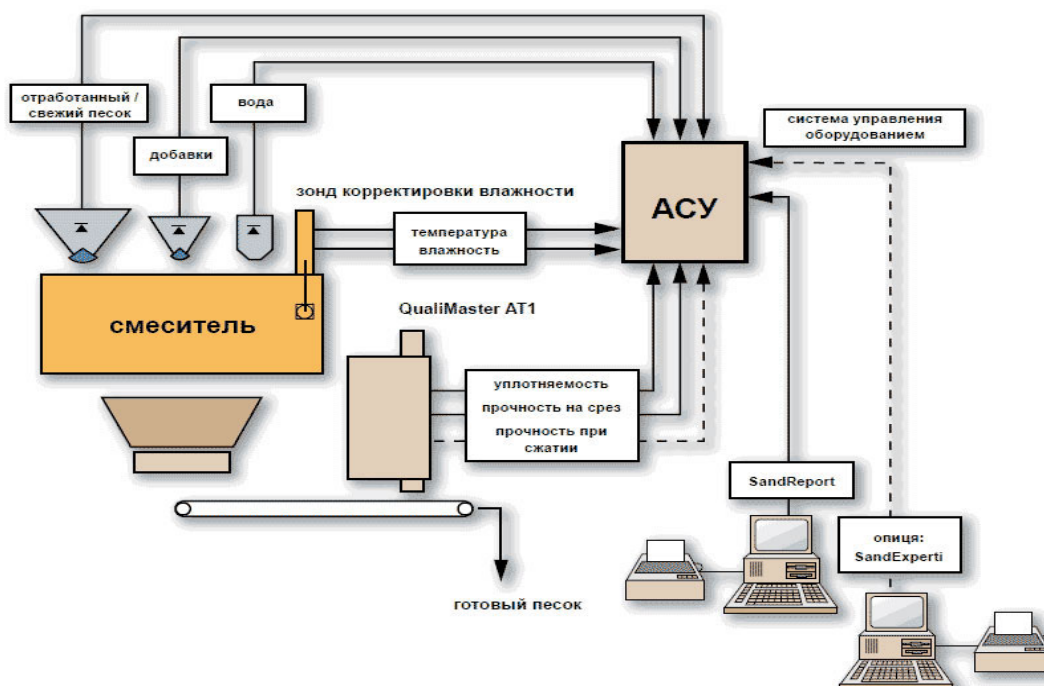


Рис. 1 – Функциональная схема системы QualiMaster AT1/ SandReport/ SandExpert

SandReport используется для статистической обработки и презентации со следующими функциями: учет измеряемых данных; ввод лабораторных данных; графический анализ; статистический анализ. SandExpert используется для статистической обработки и презентации, а также превентивного управления рецептами формовочного песка в зависимости от параметров модели, со следующими функциями: учет измеряемых данных; ввод лабораторных данных; графический анализ; статистический анализ; каталог моделей; расчет рецептов; расчет добавок в зави-

симости от модели. Измеряемые фактические показатели передаются в систему управления через соответствующие интерфейсы. Отклонения от номинальных показателей ведут к автоматической: корректировке влажности в зависимости от уплотняемости; корректировке дозировки добавок (бентонит, углерод, фильтровая пыль) в зависимости от прочности на срез или прочности на сжатие. Описанные модули и концепции регулирования обеспечивают индивидуальные настройки по каждой задаче, независимо от того, о чем идет речь: о расширении, модернизации или о новом оборудовании.

Преимуществами системы QualiMaster AT1/ SandReport/ SandExpert являются: равноценное использование для установок, работающих в циклическом или непрерывном режиме эксплуатации; узкий диапазон отклонений для качества формовочного песка; нет чрезмерного кондиционирования формовочного песка; полное протоколирование качества формовочного песка; гарантия современного обеспечения качества; снижение расходов на персонал.

В результате анализа методов непрерывного автоматизированного контроля механико-технологических свойств формовочных смесей можно сделать следующие выводы.

1. Основной отличительной чертой рассматриваемых методов является то, что они позволяют осуществить непрерывный контроль свойств формовочной смеси, значение которого особенно велико в условиях автоматизации процесса смесеприготовления.

2. Основным преимуществом рассматриваемых методов является то, что они предоставляют возможность управлять в реальном масштабе времени не только процессом формообразования, но и процессом смесеприготовления.

3. Основным недостатком рассматриваемых методов является то, что они основываются на наиболее изученных упругих свойствах формовочных смесей и ее вязкости и не учитывают наименее изученных – пластичности.

**Козачук Є.В., Гурія І.М.**  
**(НТУУ «КПІ», м. Київ)**

### **МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ЛЕГУВАННЯ СПЛАВІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ПІНОАЛЮМІНІЮ**

Піноалюміній завдяки наявності у своїй будові великої кількості газової фази, яка утворює замкнені комірки, відокремлені одна від одної тонкими металевими перегородками, характеризується унікальним поєднанням фізико-механічних властивостей.

Розроблення технології виготовлення піноалюмінію має високу актуальність. Однією з задач є вибір легувальних компонентів для отримання сплаву з максимальним значенням досліджуваної властивості. В більшості випадків такі задачі вирішуються експериментально, при неповному знанні механізму протікання реакції.

Математичні методи планування експерименту дозволяють цілеспрямоване проведення дослідів, а статистичний підхід – швидко проводити оброблення отриманих результатів з витяганням максимально можливої кількості корисної інформації.

На основі аналізу літературних джерел, вивчення методів планування експериментів та попередніх експериментальних досліджень у роботі було поставлене

завдання побудувати математичну модель залежності пористості виливків від кількості Mg, Cu та Zn.

Для проведення експеримента була використана теорія математичного планування, яка передбачає постановку завдання, проведення експеримента та оброблення отриманих даних. Обраний регулярний план забезпечує ефективність корисної інформації, яку отримуємо в процесі дослідження, 97%.

Якість підсумкових результатів та висновків при використанні статистичних методів, у тому числі і теорії планування експеримента, залежить від якості первинної інформації. Тому в роботі були ретельно виконані всі вимоги проведення багатофакторного експеримента.

Досліди проводили суворо у відповідності з розробленим планом та методикою проведення експеримента.

Повторні досліди проводили в номінально однакових умовах. Вони потрібні для розрахунку дисперсії відтворюваності, яку використовують для оцінок адекватності отриманої моделі і визначення значущості коефіцієнтів регресії. Проведення повторних дослідів дозволило проаналізувати аномальні спостереження, які могли істотно спотворити результати моделювання.

Порядок проведення дослідів був рандомізований, тобто досліди проводилися у випадковому порядку. Це дозволило зменшити систематичні помилки.

В план експеримента входить 3 фактори: вміст Mg, Cu і Zn. Вони обрані на підставі аналізу літературних джерел та результатів попереднього дослідження.

В ході моделювання процесу легування сплавів для отримання виливків з піноалюмінію було визначено рекомендований вміст легувальних елементів для оптимальної пористості виливків: 18% Mg, 0% Cu, 0% Zn (рис. 1).

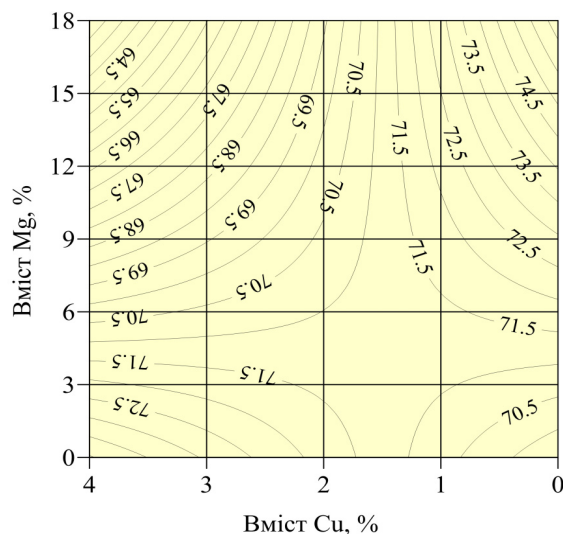


Рис. 1 – Залежність пористості сплаву від вмісту Mg та Cu (Zn = 0%)

Так, як вміст Cu та Zn суттєво не впливають на пористість виливків, то в наступних експериментах їх не доцільно використовувати.



**Панарін В.Є., Свавільний М.Є., Хомінич А.І.,  
Писаренко В.М.\*, Дем'янов В.Р.\*  
(ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України, м. Київ), (\* НТУУ «КПІ», м. Київ)**  
**КІЛЬКІСНИЙ АНАЛІЗ ЗОБРАЖЕНЬ НІКЕЛЕВИХ КАТАЛІТИЧНИХ  
ЦЕНТРІВ ДЛЯ ВИРОЩУВАННЯ ВУГЛЕЦЕВИХ  
НАНОТРУБОК МЕТОДОМ CVD**

Першою стадією процесу вирощування вуглецевих нанотрубок (ВНТ) з використанням методу CVD є реакція дисоціації вуглецьвмісного газу на поверхні металу-катализатора, інтенсивність протікання якої залежить від структури та геометричних розмірів металевих каталітичних центрів (КЦ). Друга стадія: дифузія вуглецю по поверхні КЦ, висадження його в окремих центрах та подальший зріст у вигляді ВНТ. Якщо швидкість поставки вуглецю на робочу поверхню металевої частинки катализатора перевищує швидкість його дифузії, відбувається завуглецювання робочої поверхні катализатора, і зріст трубки припиняється. Тому важливу роль у процесі формування ВНТ відіграють геометричні параметри КЦ, які можна свідомо змінювати шляхом, наприклад, дифузійного відпалу або підбором металу-катализатора.

У нашій роботі кількісна обробка зображень нікелевих каталітичних центрів, отриманих у растровому електронному мікроскопі (РЕМ), здійснювалася за допомогою сучасної спеціалізованої комп'ютерної програми Image-Pro Plus. Більшість зображень, отриманих у РЕМ, містять певну кількість зайвих деталей, яких треба позбутися шляхом свідомої участі оператора, для чого у ручному режимі він видаляє непотрібні елементи. Самостійно програма не може позбутися цих зайвих деталей, оскільки вона реагує лише на контраст зображення, а не на його сенс. Необхідно було також врахувати елементи структури, які маскувалися, наприклад, шляхом накладання непрозорих для вторинних електронів місць зображення, для більш точного визначення кількісних параметрів. Цю обробку було виконано за допомогою спеціальної програми обробки зображень Adobe Photoshop CS3.

Кількісна оцінка зображень КЦ проводилася по таких параметрах: кількість каталітичних центрів, максимальна і мінімальна площа центрів, середня площа центрів, сумарна площа центрів, відносна площа центрів до площі підкладки, середня довжина центрів, середня ширина центрів. Аналізувалися три довільно обрані області із зображенням КЦ на підкладці з  $\text{SiO}_2$ . За результатами обробки побудовано гістограми розподілу КЦ за наведеними вище критеріями в залежності від параметрів їх формування – режимів високотемпературного відпалу. Один з прикладів отриманих гістограм наведено на рис. 1.

Отримані результати кількісної обробки зображень дозволили встановити оптимальні режими високотемпературного відпалу тонкої нікелевої плівки у процесі її коалесценції на підкладці з  $\text{SiO}_2$  для подальшого вирощування ВНТ на сформованих КЦ. У наступних дослідженнях отримані закономірності формування геометричних розмірів КЦ, в залежності від параметрів температурної обробки, будуть використовуватися для вирощування ВНТ заданої структури, щільності та властивостей.

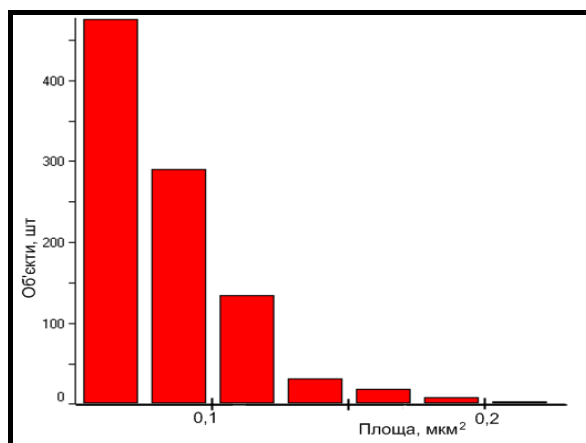


Рис. 1 – Гістограма розподілу кількості нікелевих каталітичних центрів за їх площами. Температура відпалу 700 °С, час відпалу 30 хв

**Прокопович И.В., Коряченко А.А., Духанина М.А.**  
(ОНПУ, г. Одесса)

### **ИНТЕГРАЛЬНЫЕ ДАТЧИКИ ТЕМПЕРАТУРЫ В ПЕСЧАНОЙ ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ**

Как известно, сложные физико-химические процессы в песчаной форме протекают во времени, недостаток которого зачастую приводит к фиксации неравновесных состояний системы. Поэтому при анализе процессов, происходящих в системе «отливка – форма», время является важнейшим фактором. Например, мало нагреть некоторый объект до температуры физического или химического преобразования, – необходимо при этой температуре выдержать этот объект для завершения преобразования.

Это значит, что мало иметь информацию о температуре, которой достигал объект, необходимо также знать, сколько времени длилось такое состояние, измерять некоторую интегральную характеристику температуры во времени, т.е. фактически, измерять энергию, полученную объектом в процессе нагрева.

Аналогично, для диагностики нарушений важно иметь сведения об истории изменения давления газов в форме, т.е. также некоторую его интегральную характеристику.

Это позволяет предложить промежуточные идентификаторы в виде датчиков прошедшего состояния, изменение чувствительных элементов которых позволяет впоследствии (после завершения процесса) интегрально судить о состояниях, в которых находился этот элемент.

Благодаря этому, промежуточные показатели как бы выводятся в список выходных показателей, что, в свою очередь, позволяет отказаться от невыполнимой идеи что-либо измерять в форме в процессе охлаждения отливки в реальном производстве.

В качестве примера такого чувствительного элемента для температуры и времени нагрева в работе служил столбик исходной песчано-смоляной смеси (это удобно, т.к. при литье в песчано-смоляные формы не приходится специально готовить смесь для датчиков) или столбик порошка легкоплавкого стекла.

Порошки находятся в специальной оснастке-датчике, позволяющей с одной

стороны нагревать столбик внутри исследуемого объекта, а с другой, – прикладывать к нему механическое сжимающее усилие.

При поступлении тепла со стороны торцевой поверхности столбик порошка односторонне нагревается, при этом его физико-химическое состояние (размягчение смолы с последующей ее поликонденсацией) изменяется не одновременно, а по мере его прогрева от металлического дна прибора.

Известно, что при торцевом нагреве и сжатии столба песчано-смоляной смеси возможно образование нескольких слоев различной плотности: результат цепочки физико-химических процессов: исходного сжатия «сухой» смеси и «пластичного» сжатия смеси, у которой связующее – новолачная мономерная смола – находится в размягченном от нагрева состоянии.

Дальнейший нагрев за счет поликонденсации смолы фиксирует эти состояния чувствительного элемента. Также два слоя образуются в этих условиях у столбика порошка стекла, только механизм такого расслоения иной – физический процесс уплотнения прогретого слоя стекла из-за его оплавления под механической нагрузкой сжатия.

Изменения в состоянии чувствительного элемента не могут быть легко измерены ни в процессе литья, ни после его окончания, однако существует один показатель прямого измерения – его газопроницаемость, по величине которой можно судить о процессе в целом. Измеряли такую газопроницаемость с помощью стандартного прибора модели 04315 после извлечения датчика из остатков формы, при этом время между извлечением и измерением не влияло на его результат.

Измеренная газопроницаемость элемента является некоторой интегральной функцией температуры и времени нагрева чувствительного элемента.

**Самарай В.П.**

*(МІІ, КуМУ, м. Київ)*

## **СИСТЕМНИЙ АНАЛІЗ У ВИРОБНИЦТВІ І В ОСВІТІ**

Складність різноманітних невирішених виробничих і наукових задач загалом в економіці, а також безпосередньо у машинобудуванні, металургії та у ливарному виробництві потребує від студентів, аспірантів, наукових співробітників, інженерів, викладачів залучатися до найсучасніших кібернетичних і системних методів аналізу. Жорсткі реалії і невизначеність сьогодення потребують системно, планово і постійно вивчати, розробляти, досліджувати, застосовувати і впроваджувати всі шість основних відомих видів моделей і методів моделювання: оптимізаційні, імітаційні, регресійні, евристичні, моделі систем масового обслуговування (СМО), моделі теорії ігор, інші моделі і методи. Результати наукової і практичної роботи працівників і студентів різних ВИШів і кафедр, науководослідних інститутів мають реалізовуватися і відображатися у наступних наукових і освітніх напрямках:

1. Методичні рекомендації; лабораторні роботи; діючі комп'ютерні програми; електронні і дистанційні конспекти лекцій і монографії, створені з урахуванням вимог системного аналізу.

2. Різноманітні динамічні, статичні та імітаційні моделі СМО.

3. Регресійні моделі засобами MS EXCEL для рішення наукових, економічних і виробничих задач за допомогою надбудови «Аналіз даних» і

функцій: “тренди”, “лінійні”, “логарифмічне наближення”, “ріст”, “тенденція”, “ковзне середнє”, “експоненційне згладжування”, “регресія”, матричні операції.

4. «Пошук рішення» засобами MS EXCEL для рішення оптимізаційних задач і перетворених задач теорії ігор.

5. Використання в навчальному процесі евристичних моделей (експертних систем), які дозволяють проводити планування, оптимізацію, моделювання, прогнозування і діагностику оснащення і обладнання, дефектності, технологічних параметрів на всіх етапах виробництва, постачання і зберігання матеріалів, перевезень, розкладів, призначень на посади, розташування підприємств та їх підрозділів, різноманітних станів (виробничих і економічних процесів та відносин, матеріалознавчі дослідження на макро- і мікрорівнях, аналіз і оцінку банкрутства і платіжоспроможності машинобудівних, ливарних і металургійних підприємств і цілих галузей та їх кадрового, фінансового, матеріального, енергетичного планування).

6. Імітаційні моделі для побудови і рішення оптимізаційних задач, які дозволяють прогнозувати весь спектр результатів виробничих процесів, економетричних моделей ливарного виробництва у заданих діапазонах перебору і змін факторів багатовимірного простору, аналізувати і видавати результати обчислень в зручній і зрозумілій табличній і графічній формах.

7. Аналітичні дослідження економік низки країн, їх порівняння і побудова моделей взаємозалежності, моделей прогнозу розвитку країн, галузей економіки і окремих підприємств та моделі прогнозу потенційних можливостей посилення взаємної співпраці між різними країнами, галузями та підприємствами.

8. Використання поточкових моделей математичного програмування для дослідження прикладних економічних задач машинобудування, металургії і ливарного виробництва і оцінки та забезпечення безпеки інформаційних, транспортних і комунікаційних мереж на підприємствах і за їх межами.

9. Застосування алгоритмічних мов (у першу чергу для об’єктного програмування): VB, VBA, Delphi, Assembler, HTML, JAVA, Rubi, LISP, СИ, реляційні, ієрархічні, мережеві бази даних ACCESS, CLIPPER, DBASE, SQL.

10. Студентами і фахівцями мають активно вивчатися, досліджуватися і порівнюватися між собою всі відомі архітектури обчислювальних та комунікаційних систем і мереж та методи їх обслуговування, налаштування, захисту; методи розпаралелювання обчислювальних процесів для задач моделювання. Окремо мають вивчатися і досліджуватися геоінформаційні системи (ГІС), САПР, САУ, САР, прийомі моделювання.

11. Застосування економіко-математичних моделей, Case- та ERP-систем.

Традиційно найбільшим успіхом і попитом всіх науковців, студентів і викладачів у прикладному аналізі користуються статистичні методи, наприклад регресійний, кластерний, дисперсійний, факторний і кореляційний аналіз, які використовуються для прогнозування, діагностики, оптимізації, аналізу, тестування, а також розпізнавання образів, класифікації, ідентифікації і кластеризації, оцінки зв’язку між явищами і окремими факторами і відгуками. Додатково кореляційний аналіз використовується для визначення мультиколінеарності, а дисперсійний аналіз – для перевірки адекватності моделей, серійної та автокореляції і гетероскедастичності тощо (перш за все для економетричних моделей).

Для моделювання, прогнозування, діагностики використовуються: імітаційні моделі, регресійний аналіз, теорія ігор, оптимізація графів, математичне програму-

вання і евристичне прогнозування, методи експертних систем і нейронних мереж, теорія алгоритмів, теорії множин і нечітких множин, прийняття рішень, теорії хаосу, катастроф, теорія масового обслуговування (ТМО). Окрема увага приділяється клітковим автоматам, сінергетиці; дрібно-лінійній, динамічній, стохастичній, параметричній, потоковій, блочній, багатоіндексній, булевій, сепарабельній, цілочисельній, квадратичній, нескінченномірній і багатокритеріальній оптимізації.

Є конче необхідним впровадження в навчальний і науковий процеси, а також у виробництво аналітичних, імітаційних методів моделювання, потужних чисельних методів моделювання – методу кінцевих елементів (МКЕ, FEM), методу кінцевих різниць (МКР, FDM), методу кінцевих об'ємів (МКО, FVM) та відповідних програм моделювання на міцність (NASTRAN, ANSYS, FEMLab і ін.); програм моделювання саме ливарних процесів – LVM-Flow, MOLDCAST, Magma-SOFT, Полигон; універсальних програм трьохвимірного CAD-CAM-CAE моделювання (AutoCAD, SolidWORKS, Pro/Engineer, KATYA, КОМПАС, СПРУТ, Т-ФЛЕКС, PowerShape/PowerMill Unigraphics, Cimatron та інших) із застосуванням технологій стереолітографії і 3D-принтерів для швидкого друку моделей майбутніх виливків, ливарних стрижнів і форм.

Надзвичайно актуальним є залучення в навчальний процес і наукові дослідження методу групового врахування аргументів (МГВА); спеціальних алгоритмічних мов для імітаційного моделювання; універсальних математичних програм для моделювання (MathCAD, MathLAB, LabVIEW, STATISTIKA, MAPLE); новітніх і відомих біокібернетичних методів моделювання і прогнозування; сучасних методів експертних систем діагностики і прогнозування (наприклад теорії Байеса, методів лінійних дискримінантних функцій, Вальда, Генеса, Сано, Тамімото, методів послідовного статистичного аналізу; фазового простору; ідентифікації; пошуку прецеденту; логічного базису) та методів і різноманітних схем та програм нейронних мереж, а також підходів стохастичного, параметричного і динамічного програмування, у т.ч. методами Беллмана та з застосуванням принципу максимуму Понтрягіна. Залишається актуальним впровадження і активне використання багатокритеріальної та дробово-лінійної оптимізації і активне залучення для досліджень оптимального розташування виробництв – геоінформаційних систем (ГІС) та відповідних методів моделювання і статистичного аналізу.

Все вище назване – всі математичні методи, методи кібернетики, системного аналізу, дослідження операцій і моделювання – можуть бути застосовані і використані для побудови дистанційної освіти, якість якої якраз залежить від якнайбільшого і якнайкращого використання вищезгаданих підходів і здобутків та практичних прикладів впровадження і користується попитом в усіх інших галузях промисловості, у медицині, сільському господарстві і багатьох інших. Відповідно для реалізації таких навчальних дистанційних проектів необхідно залучати найсучасніші алгоритмічні мови програмування для INTERNET: DHTML, XML, FLASH, RUBI, JAVA, JAVA SCRIPT, PERL, PHP і інші.

**Худенко Н.П., Лысенко Т.В., Замятин Н.И., Солоненко Л.И.**  
(ОНАПТ, г. Одесса)

**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА АНАЛИЗА ИЕРАРХИЙ ДЛЯ ВЫБОРА ОПТИМАЛЬНОГО СОСТАВА ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ПОКРЫТИЙ ЗАМОРОЖЕННЫХ ФОРМ**

Метод анализа иерархий (МАИ) – один из методов принятия решений в ситуации, когда для оценки предпочтений используется много критериев. Он предложен профессором Томасом Саати в 1970-х гг. и является одним из наиболее популярных методов в своей области [1].

Вкратце, он выглядит так:

- задача формализуется в виде иерархической структуры с несколькими уровнями: цели – критерии – альтернативы;
- лицо, принимающее решение (ЛПР) сравнивает попарно элементы каждого уровня;
- результаты сравнений переводятся в числа;
- вычисляется вектор приоритетов для элементов каждого уровня. При этом проверяется согласованность суждений ЛПР;
- подсчитывается количественный индикатор привлекательности каждой из альтернатив и определяется наилучшая альтернатива.

С использованием стандартных методик было исследовано четыре состава противопригарных покрытий на водной основе для замороженных форм на газопроницаемость, седиментационную стойкость, кроющую способность и оптимальную плотность [2]. Сравнительные характеристики противопригарных покрытий приведены в табл. 1.

При обработке экспериментальных данных произвели попарное сравнение критериев покрытия. Затем была построена нормализованная матрица для попарного сравнения критериев и определен коэффициент согласованности для весов критериев. Завершив нормализацию матрицы, вычислили коэффициент согласованности и проверили его значение. Цель этой операции состоит в том, чтобы убедиться в согласованности задания предпочтений в исходной табл. 1.

Таблица 1 – Сравнительные характеристики противопригарных покрытий

№ покр.	Коэффициент теплопроводности покрытия (Вт/м·°С)	Газопроницаемость (ед.)		Седиментац. стойкость (%)	Плотность покрытия (кг/м <sup>3</sup> )	Газотворность (м <sup>3</sup> /кг)
		Н <sub>с</sub>	Н <sub>т</sub>			
1	0,178	42	43	14,5	1740	0,00664
2	0,115	243	275	5,5	1200	0,025
3	0,162	56	58	7,9	1610	0,0114
4	0,198	19	125	9,4	1690	0,00485

Выполнили попарное сравнение покрытий по всем критериям. Последний шаг состоял в вычислении взвешенных средних оценок для каждого варианта решения. В результате был сделан вывод об оптимальном составе покрытия. Таким покрытием является покрытие №2.

**Литература:**

1. Ларичев О.И. Теория и методы принятия решений.–М: Логос, 2001. – 392с.
2. Лысенко Т.В., Степаненко А.В., Худенко Н.П. Определение коэффициента теплопроводности противопригарных покрытий стержней с использованием регрессионного анализа / Восточно-европейский журнал передовых технологий, 2011. – №4/5 (52). – С.34 – 36.

### 3 РОЗДІЛ. РОБОТИ СЛУХАЧІВ МАН

**Завертайло М. В.**

*(11 клас, спеціалізована школа № 317 Святошинського району, м. Київ)*  
**ПОВЕРХНЕВЕ ЛЕГУВАННЯ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ  
ІЗ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ**

Зношення механізмів починається з поверхні, тому підвищувати зносостійкість потрібно змінюючи структуру поверхні. Метод, за яким можна це зробити, називається поверхнєве легування.

Він здійснюється шляхом нанесення на поверхню вилівка легувального компонента (припилу, пасти, фарби). Рідкий метал, який заливають у форму, вступає у взаємодію з припилом, пастою або фарбою. Останні розчиняються в ньому і утворюють легований шар, властивості якого відрізняються від матричного металу.

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

Дослідження процесів зносостійкого поверхневого легування здійснювали з використанням окремих феросплавів, до складу яких входять карбідоутворювальні елементи.

Марганець сприяє підвищенню зносостійкості сплавів на основі заліза, а тому в досліджах вивчали його поведінку в складі легувального покриття.

Найкращі результати одержані при використанні високовуглецевого феро-марганцю ФМн78А.

Установлено, що максимальна твердість легового шару має місце після використання феро-марганцю фракції 0315 і досягає 68 HRA. Це майже вдвічі більше, ніж твердість основи.

Отже, для одержання максимальної твердості легового шару та його товщини при використанні високовуглецевого феро-марганцю ФМн78А як наповнювач легувального покриття слід брати фракцію 0315.

Відомо, що титан відноситься до елементів, які одночасно утворюють твердий розчин, карбіди, нітриди, оксиди та інші сполуки.

Вивчена доцільність використання феротитану як наповнювача легувального покриття фракцій 02; 0315; 04.

Установлено, що максимальну твердість має шар, який утворений після використання феротитану ФТн30А фракції 0315. Твердість легового шару досягає 58 HRA, що більше ніж в 1,5 рази у порівнянні з твердістю основи металу.

При використанні фракції 02 твердість на поверхні легового шару нижча за основу, очевидно, внаслідок утворення легового фериту. З ростом товщини шару збільшується кількість карбонітридів титану в легованому шарі, і твердість його підвищується. Така ж залежність зберігається при використанні феротитану фракції 0315.

Отже, для одержання максимальної твердості легового шару, утвореного після використання феротитану, легувальне покриття необхідно виготовляти на основі фракції 0315.

Установлено, що найбільшу товщину легованого шару можна одержати при використанні як наповнювача легувального покриття високовуглецевого феромарганцю ФМн78А. При товщині легувального покриття 7 мм товщина легованого шару досягає 12 мм. Це можна пояснити низькою температурою плавлення покриття, що призводить практично до повного його використання, тобто до повного розплавлення і змішування з металом основи.

Отже, можна зробити висновок, а разом із тим і дати рекомендацію: для зносостійкого поверхневого легування з економічного боку краще використовувати дешевий високовуглецевий феромарганець, який забезпечує стабільність процесу поверхневого легування і сприяє утворенню надійного легованого шару значної товщини.

Теоретичний і практичний інтерес представляють дослідження впливу різних фракцій ФМн78А на товщину легованого шару. В усіх дослідах використовували легувальне покриття товщиною 3 мм. Підвищення гранулометричного складу легувального покриття призводить до зменшення товщини легованого шару.

Аналіз одержаних результатів показує, що для зносостійкого поверхневого легування можна використовувати будь-яку із випробуваних сумішей. Вибір її залежить від необхідної товщини зносостійкого шару на деталі і наявності відповідної фракції феросплаву.

При використанні дрібнодисперсних порошоків (< 02; 02) найкращі результати дають усі суміші (особливо №4) в той же час непогані результати дають покриття, виготовлені з використанням фракцій 0315 і 04. Глибина легованого шару залежить переважно від початкової глибини проникнення рідкого металу у пори покриття.

Одержані результати дають право зробити такий висновок: товщина легувального покриття і його гранулометричний склад вибирають залежно від необхідної товщини зносостійкого шару на реальних деталях, можливості перегрівання металу основи і підігрівання форм і стрижнів перед їх заливанням.

Хочу підкреслити, що дана робота є продовженням роботи попереднього року. І якщо в попередній роботі вивчалися зносостійке поверхневе легування, то в теперішній додатково вивчаються жаростійке поверхневе легування. Для вивчення процесів жаростійкого поверхневого легування використовувалися алюмінієвий порошок і високовуглецевий хром марок 650А і 800. Під час дослідження залежності товщини легованого шару від товщини легувального покриття найкраще себе показав алюміній.

В наступному досліді вивчений вплив алюмінію та високовуглецевого хрому різних фракцій на утворення жаростійкого легованого шару.

Найкращою в усіх випадках показала себе фракція 0315.

В даному експерименті досліджували механічні суміші із різним вмістом алюмінію і ферохрому у таких співвідношеннях 1 – 70% А99 + 30% ФХ800А; 2 – 50% А99 + 50% ФХ800А; 3 – 30% А99 + 70% ФХ800А.



**Хасан О.С., \* Русских Ю.О.**

*(НТУУ «КПІ», \* учень 10 класу гімназії №30, м. Київ)*

### **ВИКОРИСТАННЯ ЗАЛІЗО-АЛЮМІНІЄВОГО ТЕРМІТУ ДЛЯ РОЗПЛАВЛЕННЯ ТУГОПЛАВКИХ ФЕРОСПЛАВІВ**

На сьогодні виготовленню виливків з особливими властивостями приділяється дуже велике значення. Зазвичай для отримання вибіленої структури зносостійких чавунів використовують феросплави, які містять стабілізуювальні елементи: хром, бор, титан тощо. Використання таких феросплавів, навіть у незначній кількості, дозволяє отримувати задані вибілені структури чавуну. Ці феросплави відносяться до класу надтугоплавких, які мають температуру плавлення, яка значно перевищує температуру плавлення та заливання чавуну. Розчинення таких феросплавів у потоці чавуну вимагає значного перегрівання чавуну, що призводить до зайвих витрат та підвищує собівартість металопродукції. Для збільшення ефективності розчинення надтугоплавких феросплавів у потоці чавуну запропоновано використовувати термітні суміші для підігрівання чавуну та розплавлення тугоплавких присадок.

В даній роботі досліджували кінетику плавлення надтугоплавкого феросплаву ФХ-0,25 у середовищі залізо-алюмінієвого терміту.

Фактори, які змінювали: фракція ферохрому, щільність терміту, співвідношення площі поперечного перерізу вставки ферохрому до площі поперечного перерізу засипки залізоалюмінієвого терміту.

За результатами проведених досліджень встановлено, що повне розплавлення ферохрому фракції 1...3 мм відбувається при співвідношенні площі поперечного перерізу вставки ферохрому до площі поперечного перерізу засипки залізоалюмінієвого терміту, меншому за 1,77 од.

Для повного розчинення ферохрому доцільно використовувати терміт з щільністю в межах 2000...2200 кг/м<sup>3</sup>.

Ум. друк. арк. 0,9 Формат 60x84/16  
Підписано до друку 12.04.2012 Наклад 60 прим. Замовлення № 144  
Віддруковано на різнографі в видавничому центрі “Принт-центр”  
03056, м. Київ, вул. Політехнічна, 35  
Тел./факс: 486-55-15, 332-41-10, 277-40-16  
[www.printc.com.ua](http://www.printc.com.ua). E-mail [printc@ukr.net](mailto:printc@ukr.net)