

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

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

НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
ТА ЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є.О. ПАТОНА



НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ  
В МАШИНОБУДУВАННІ

МАТЕРІАЛИ

XIV Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2022

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ**

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

**НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
ТА ЗВАРЮВАННЯ ІМ. Є.О. ПАТОНА**



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ  
В МАШИНОБУДУВАННІ**

**МАТЕРІАЛИ**

XIV Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2022

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

Н73

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

XIV Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2022: матеріали науково-технічної конференції, 28...29 квітня 2022 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2022. – 221 с.

Відповідальність за інформацію у наданих матеріалах несуть автори.

Технічний редактор: М. М. Ямшинський

Комп'ютерна верстка: І. В. Лук'яненко

УДК 621.74-027.31(082)

ББК 34.61я43

ISSN 2524-0544

© КПІ ім. Ігоря Сікорського, НН ІМЗ ім. Є.О. Патона, 2022

## ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Голова – Ямшинський М.М., д.т.н., доцент, завідувач кафедри ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського

Шинський О.Й., д.т.н., проф., Президент Асоціації ливарників України, м. Київ

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

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

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

Нарівський А.В. д.т.н., чл.-кор. НАН України, директор ФТІМС НАН України, м. Київ

Наумік В.В., д.т.н., проф., Проректор з наукової та міжнародної роботи, НУ «Запорізька політехніка»

Турчанін М.А., д.х.н., проф., Проректор з наукової роботи, управління розвитком і міжнародних зв'язків ДДМА, м. Краматорськ

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

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

Верховлюк А.М., д.т.н., проф., ФТІМС НАН України, м. Київ

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

Хричиков В.С., д.т.н., проф., зав. кафедрою ЛВ, УДУНТ, м. Дніпро

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

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

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

Федоров Г.Є., к.т.н., доцент, ФТІМС НАН України, м. Київ

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

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

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

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

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

Доній О.М., д.т.н., доцент, кафедра ФМТО, КПІ ім. Ігоря Сікорського

## ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

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

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

Кивгило Б.В., кафедра ЛВ, КПІ ім. Ігоря Сікорського



## ЗМІСТ

<i>Glotka A., Goncharova D. (Zaporizhzhia Polytechnic National University, Zaporizhzhia)</i> <b>MODELING OF CARBIDES COMPOSITION IN WELDED ALLOY.....</b>	<b>9</b>
<i>Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila (Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)</i> <b>LANGUAGE SKILLS THAT ARE FUNDAMENTAL REQUIREMENTS FOR ENGINEERING UNDERGRADUATE STUDENTS AT A TECHNICAL UNIVERSITY.....</b>	<b>11</b>
<i>Аджамський С.В.<sup>1</sup>, Кононенко Г.А.<sup>1,2</sup>, Подольський Р.В.<sup>1,2,3</sup> (<sup>1</sup>LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», м. Дніпро; <sup>2</sup>Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро; <sup>3</sup>Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро)</i> <b>ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ДРУКУ ПОЛІВ ШАХМАТНОГО ПОРЯДКУ З ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ INCONEL 718 ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ СЛП.....</b>	<b>15</b>
<i>Акритова Т.О., Капустян О.Є., Осінов М.Ю., Куликовський Р.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)</i> <b>ВИБІР ОПТИМАЛЬНОГО МЕХАНІЗМУ САМОЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНІ ТЕРТЯ ПРИ БЕЗУДАРНОМУ АБРАЗИВНОМУ ЗНОШУВАННІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН (ОГЛЯД).....</b>	<b>17</b>
<i>Афтанділянц Є.Г.(НУБіП, м. Київ)</i> <b>ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ХІМІЧНИЙ СКЛАД ПОВЕРХНІ РУЙНУВАННЯ ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ....</b>	<b>19</b>
<i>Афтанділянц Є.Г.(НУБіП, м. Київ)</i> <b>ОСОБЛИВОСТІ ТРІЩИНОУТВОРЕННЯ В НИЗЬКО- ТА СЕРЕДНЬОЛЕГОВАНИХ ЛИТИХ СТАЛЯХ.....</b>	<b>24</b>
<i>Афтанділянц Є.Г.(НУБіП, м. Київ)</i> <b>МОДЕЛЮВАННЯ РІДКОТЕКУЧОСТІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ.....</b>	<b>29</b>
<i>Бажміна Е.А. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)</i> <b>ЗАСТОСУВАННЯ ТАКСОНОМІЇ БЛУМА В ОСВІТНЬОМУ ПРОЦЕСІ.....</b>	<b>33</b>
<i>Берчук Д.М., Бубликов В.Б., Ясинський О.О., Овсянников В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> <b>ГРАФІТИЗУВАЛЬНЕ МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ... 35</b>	<b>35</b>
<i>Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Овсянников В.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> <b>ЕКОНОМІЧНЕ ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ТА УДАРНОЇ В'ЯЗКОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....</b>	<b>37</b>
<i>Ворон М.М., Нарівський А.В., Михаленков К.В., Поливода С.Л., Фон Прусс М.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> <b>ВПЛИВ Cr, Mo, V ТА Co НА СТРУКТУРНО- ФАЗОВИЙ СТАН СИЛУМІНІВ ПРИ КОМПЛЕКСНОМУ МОДИФІКУВАННІ.....</b>	<b>39</b>
<i>Дереча Ю.А., Кочешков А.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)</i> <b>СПЕЦІАЛІЗАЦІЯ ХУДОЖНЄ І ЮВЕЛІРНЕ ЛИТВО: МОНУМЕНТ «БАТЬКІВЩИНА-МАТИ» – СЕКРЕТИ ТЕХНОЛОГІЇ.....</b>	<b>45</b>
<i>Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Михнян А.В., Нейма О.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> <b>ПОЄДНАННЯ ВАКУУМНО-ПЛІВКОВОЇ ФОРМОВКИ З ЛИТТЯМ ЗА ДРУКОВАНИМИ МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ.....</b>	<b>48</b>
<i>Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Михнян А.В., Нейма О.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> <b>СПОСОБИ АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА ФІЛЬТРУВАЛЬНОЇ КЕРАМІКИ З КАНАЛАМИ ЗАДАНОЇ ГЕОМЕТРІЇ.....</b>	<b>52</b>
<i>Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Нейма О.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ)</i> <b>ЛЕГКОВАГІ КОНСТРУКЦІЇ З ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ, ЩО ПЕРСПЕКТИВНІ ДЛЯ ЛИТТЯ ЗА УЧАСТЮ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ.....</b>	<b>57</b>

<b>Дорошенко В.С., Калюжний П.Б. (ФТІМС НАН України, м. Київ) МЕТОД ЗОВНІШНЬОГО ВПЛИВУ НА ЧАВУННІ ВИЛИВКИ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ЇХ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИХ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ.....</b>	<b>63</b>
<b>Дорошенко В.С., Калюжний П.Б. (ФТІМС НАН України, м. Київ) РОЗРОБКА КОНСТРУКЦІЙ ЛИТИХ МОДУЛІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ТА ЛИТІ МОДУЛІ ДЛЯ ЗЕМЛЕРИЙНОЇ ТЕХНІКИ.....</b>	<b>67</b>
<b>Дорошенко В.С., Михнян О.В., Калюжний П.Б., Нейма О.В.(ФТІМС НАН України, м. Київ) НАПРЯМИ РОЗВИТКУ АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА В ЛИВАРНИХ ТЕХНОЛОГІЯХ.....</b>	<b>71</b>
<b>Дорошенко В.С., Нейма О.В., Михнян А.В., Яковишин О.А. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПЛАНУВАННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ З ВИГОТОВЛЕННЯ ФІЛАМЕНТА ДЛЯ 3D-ДРУКУ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ З ВІДХОДІВ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ.....</b>	<b>74</b>
<b>Дорошенко В.С., Шалевський А.В., Калюжний П.Б. (ФТІМС НАН України, м. Київ) НАСЛІДУВАННЯ БІОНІЧНОЇ СТРУКТУРИ ГАРТУВАННЯМ ЛИТИХ РОБОЧИХ КОМПОНЕНТІВ, ЩО САМОЗАГОСТРЮЮТЬСЯ .....</b>	<b>77</b>
<b>Дорошенко В.С., Шалевський А.В. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ПЕРЕНЕСЕННЯ ДОСВІДУ ВИРОБНИЦТВА МОДЕЛЕЙ З ПІНОПОЛІСТИРОЛУ НА 3D-ДРУК СТІН З ПОЛІСТИРОЛБЕТОНУ ТА СЕРІЙНЕ ЛИТТЯ МЕТАЛЕВИХ ДЕТАЛЕЙ ОПАЛУБКИ.....</b>	<b>83</b>
<b>Дорошенко В.С.(ФТІМС НАН України, м. Київ)ПРОЕКТУВАННЯ ЛЕГКОВАГИХ МОДУЛЬНИХ ПОРИСТИХ 3D-КОНСТРУКЦІЙ ЗА ПРОГРАМАМИ З ВІДКРИТИМ КОДОМ .....</b>	<b>88</b>
<b>Дорошенко В.С.(ФТІМС НАН України, м. Київ) МЕТОДИКА ОПРОБУВАННЯ ПІЩАНОЇ ВАКУУМНОЇ ФОРМОВКИ СПОСОБОМ ВИДАЛЕННЯ ЧИ ВІДКАЧУВАННЯ ПІСКУ .....</b>	<b>90</b>
<b>Дорошенко В.С.<sup>1</sup>, Калюжний П.Б.<sup>1</sup>, Янченко О.Б.<sup>2</sup>(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>Вінницький нац. техн. ун-т., м. Вінниця) СПОСІБ ІЗОТЕРМІЧНОГО ГАРТУВАННЯ ВИЛИВКІВ В ДОЗОВАНИЙ КІЛЬКОСТІ ГАРТУВАЛЬНОГО СЕРЕДОВИЩА.....</b>	<b>96</b>
<b>Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ)ПЕРЕРОБЛЯТИ НА МЕТАЛ БІЛЬШІСТЬ РУДИ ВЛАСНОГО ВИДОБУТКУ, А МЕТАЛ – НА ГОТОВУ ПРОДУКЦІЮ .....</b>	<b>98</b>
<b>Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М. (ДДМА, м. Краматорськ) ОДЕРЖАННЯ КОМБІНОВАНИХ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ НА НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ ПРИ ДИФУЗІЙНІЙ МЕТАЛІЗАЦІЇ.....</b>	<b>99</b>
<b>Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Терехін В.О., Мирошниченко Г.О. (УДУНТ, м. Дніпро) МОДЕЛЮВАННЯ ТА ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ КУЛЬ.....</b>	<b>102</b>
<b>Капустян О. Є., Білоник Д. І., Парахневич Є.М., Білоник І. М., Шумікін С.О. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ЗНОСОСТІЙКЕ ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ МОЛОТКІВ МЕХАНІЗМУ СТРУШУВАННЯ ОСАДЖУВАЛЬНИХ ЕЛЕКТРОДІВ ЕЛЕКТРОФІЛЬТРІВ .....</b>	<b>105</b>
<b>Кивгило Б.В., Ямшинський М.М. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) МІЦНІСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ БІМЕТАЛЕВОГО З'ЄДНАННЯ СТАЛЬ- АЛЮМІНІЄВОГО ЗРАЗКА.....</b>	<b>110</b>

<b>Князев С.А., Князева (Постельник) Г.О. (НТУ «ХПІ», м. Харків) РОЗРОБКА БАГАТОЕЛЕМЕНТНОГО ТЕРМІЧНО СТАБІЛЬНОГО СПЛАВУ З ЗАСТОСУВАННЯМ БЕЗДЕФІЦИТНИХ ЕЛЕМЕНТІВ .....</b>	<b>113</b>
<b>Кочешков А.С., Тошева О.Ю., Самарай В.П. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ДОСЛІДЖЕННЯ І АНАЛІЗ УТВОРЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ ДЕФЕКТІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ .....</b>	<b>115</b>
<b>Лаврись С.М.<sup>1</sup>, Погрелюк І.М.<sup>1</sup>, Шляхетка Х.С.<sup>1</sup>, Скребцов А.А.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>ФМІ НАН України, м. Львів; <sup>2</sup>НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ОЦІНКА КОРОЗІЙНОЇ ПОВЕДІНКИ СПЛАВУ ВТ20, ВИГОТОВЛЕНОГО ЗА АДИТИВНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ .....</b>	<b>119</b>
<b>Лютій Р.В., Тишковець М.В., Люта Д.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ЕКОЛОГІЧНІ ПОКАЗНИКИ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ З ФОСФАТНИМИ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМИ КОМПОНЕНТАМИ.....</b>	<b>120</b>
<b>Лютій Р.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВНЕСОК УКРАЇНСЬКИХ ЛИВАРНИКІВ У ПЕРЕМОГУ НАД НАЦИЗМОМ.....</b>	<b>125</b>
<b>Матковський Д.Ю., Кочешков А.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СПЕЦІАЛІЗАЦІЯ ХУДОЖНЄ І ЮВЕЛІРНЕ ЛИТВО: НАЙВІДОМІШІ І НАЙБІЛЬШІ ЛИТІ ГАРМАТИ.....</b>	<b>129</b>
<b>Мініцький А.В., Радчук С.В., Биба Є.Г., Мініцька Н.В., Соліляк Ю.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ОТРИМАННЯ ГРАТЧАСТИХ СТРУКТУР НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ....</b>	<b>133</b>
<b>Мініцький А.В., Юркова О.І., Биба Є.Г., Наконечний С.В., Шапошнікова Л.Є. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ВПЛИВ ПЛАКУВАННЯ НІКЕЛЕМ НА ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ.....</b>	<b>134</b>
<b>Молочков Д.Є.<sup>1,2</sup>, Куликовський Р.А.<sup>1</sup> (НУ «Запорізька політехніка»; <sup>2</sup>ООО «ТРИАДА ЛТД КО», м. Запоріжжя) ВІДХИЛЕННЯ ПРИ АДИТИВНОМУ ВИРОБНИЦТВІ НА ОСНОВІ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ .....</b>	<b>136</b>
<b>Недужий А.М., Пригунова А.Г. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЗАСТОСУВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ТИПУ ВАЛ В МАШИНОБУДУВАННІ.....</b>	<b>138</b>
<b>Недужий А.М. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ОЦІНКА ФОРМОЗАПОВНЮВАНOSTI ПРИ ТИКСОЛИТТІ ДОЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ.....</b>	<b>141</b>
<b>Нестерук О.П., Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЗАСОБИ ВПЛИВУ НА ПРОЦЕС МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУННИХ РОЗПЛАВІВ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНОМУ ПЕРІОДІ.....</b>	<b>144</b>
<b>Овчинников О.В., Білоник Д.І., Давидов С.І., Капустян О.Є., Білоник І.М. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ТИТАНУ ВТ1-0 З ВИКОРИСТАННЯМ ВІДХОДІВ ЛИСТОВОЇ ОБРІЗИ .....</b>	<b>145</b>
<b>Осінов М.Ю., Капустян О.Є., Бриков М.М., Куликовський Р.А., Акритова Т.О. (НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя) ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРОШКОВОЇ СТАЛІ ПХ12Ф1.....</b>	<b>150</b>
<b>Подольський Р.В., Сафронова О.А., Меркулов О.Є., Кононенко Г.А. (Інститут чорної металургії НАН України) АНАЛІЗ ВИМОГ ІСНУЮЧОЇ ВІТЧИЗНЯНОЇ І СВІТОВОЇ НОРМАТИВНО-ТЕХНІЧНОЇ ДОКУМЕНТАЦІЇ ДО ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК.....</b>	<b>155</b>

<i>Рассохін Д.О.<sup>1</sup>, Скідін І.Е.<sup>2</sup>, Саїтгарєєв Л.Н.<sup>2</sup>, Пашко Д.О.<sup>2</sup> (<sup>1</sup>ПДТУ, м. Маріуполь; <sup>2</sup>КНУ, м. Кривий Ріг) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВНУТРИФОРМЕННОГО ЛЕГУВАННЯ ВИЛИВКІВ НА ЇХ ЯКІСТЬ.....</i>	<i>157</i>
<i>Саїтгарєєв Л.Н., Скідін І.Е., Костакова Л.А., Швець Д.В. (КНУ, м. Кривий Ріг) АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПЛАВЛЕННЯ ТА ЗАЛИВАННЯ НЕЙЗИЛЬБЕРУ У ЛИВАРНІ ФОРМИ .....</i>	<i>160</i>
<i>Солоненко Л.І., Реп'ях С.І. (УДУНТ, м. Дніпро) УЯВНА ЕНЕРГІЯ АКТИВАЦІЇ РІДКОГО СКЛА НА ПЛАКОВАНОМУ ПІСКУ В ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВОМУ СЕРЕДОВИЩІ.....</i>	<i>164</i>
<i>Солоненко Л.І. (УДУНТ, м. Дніпро) ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ СТРУКТУРУВАННЯ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНОЇ СУМІШІ У МІКРОХВИЛЬОВОМУ ВИПРОМІНЮВАННІ .....</i>	<i>171</i>
<i>Солоненко Л.І. (УДУНТ, м. Дніпро) ДОСЛІДЖЕННЯ СПІНЮВАННЯ РІДКОГО СКЛА ПІД ДІЄЮ МІКРОХВИЛЬОВОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ В СТРУКТУРОВАНІЙ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНОЇ СУМІШІ .....</i>	<i>173</i>
<i>Солоненко Л.І. (УДУНТ, м. Дніпро) НАГРІВАННЯ ТА ВИПАРОВУВАННЯ ВОДИ З НАВАЖОК В МІКРОХВИЛЬОВІЙ ПЕЧІ У ПРИСУТНОСТІ МАТЕРІАЛІВ РІЗНОЇ ПРИРОДИ .....</i>	<i>176</i>
<i>Титаренко В.В., Заблудовський В.О., Титаренко І.В. (УДУНТ, м. Дніпро) МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ СПІЛЬНОГО ЕЛЕКТРОЛІТИЧНОГО ОСАДЖЕННЯ ІОНІВ МЕТАЛУ ТА ЧАСТИНОК ДИСПЕРСНОЇ ФАЗИ .....</i>	<i>179</i>
<i>Трикозенко Д. І., Кочешков А.С. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) СПЕЦІАЛІЗАЦІЯ ХУДОЖНЄ І ЮВЕЛІРНЕ ЛИТВО: ЛИТТЯ НЕМЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ – ШОКОЛАД.....</i>	<i>182</i>
<i>Устименко А.І., Лук'яненко І.В. (КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ) ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ З ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ У ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ ФОРМОКОМПЛЕКТУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СКЛОТАРИ .....</i>	<i>185</i>
<i>Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г., Тристан М.В. (ДДМА, м. Краматорськ) АВТОРСЬКІ ЮВЕЛІРНІ ВИРОБИ – ОСОБЛИВОСТІ КОМП'ЮТЕРНОГО ПРОЕКТУВАННЯ .....</i>	<i>188</i>
<i>Хворостяний В.В., Родичев Ю.М., Бодунов В.Е., Качинская И.Р. (ИПП имени Г. С. Писаренко НАН Украины, г. Киев) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ КЕРАМИКИ И СТЕКЛА ПРИ ЦАРАПАНИИ И ИНДЕНТИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ АЛМАЗНЫМИ ИНДЕНТОРАМИ.....</i>	<i>191</i>
<i>Чубенко В.А., Скідін І.Е., Саїтгарєєв Л.Н., Хіноцька А.А., Ярош Т.П. (КНУ, м. Кривий Ріг) ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ГАРЯЧОГО ПРОКАТУВАННЯ ТОВСТИХ ЛИСТІВ НА ВИТРАТИ ЕНЕРГІЇ.....</i>	<i>194</i>
<i>Шемет В.Ж.<sup>1</sup>, Семенко А.Ю.<sup>2</sup>, Верзілов О.П.<sup>2</sup>, Ворон М.М.<sup>2</sup> (<sup>1</sup> КПІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ) МІКРОСТРУКТУРА, МЕХАНІЧНІ ТА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОЇ СТАЛІ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ Mn ТА Al.....</i>	<i>198</i>
<i>Шинський В.О., Дорошенко В.С. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ЛИТІ ЕЛЕМЕНТИ МОДУЛЬНИХ МЕТАЛЕВИХ БУДІВЕЛЬНИХ КОНСТРУКЦІЙ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЗА ЛГМ-ПРОЦЕСОМ.....</i>	<i>204</i>

<b>Яким Р.С. (ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич) ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ОСЬОВИХ ПІДШИПНИКІВ КОВЗАННЯ ВІДКРИТИХ ОПОР ГІРНИЧОРУДНИХ ТРИЩАРОШКОВИХ БУРОВИХ ДОЛІТ .....</b>	<b>210</b>
<b>Ясинський О.О., Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Ясинська О.О. (ФТІМС НАН України, м. Київ) ВПЛИВ НОРМАЛІЗАЦІЇ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНОГО НІКЕЛЕМ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ .....</b>	<b>216</b>
<b>Ясюков В.В., Лисенко Т.В., Тур М.П. (ДУ «Одеська політехніка», м. Одеса) УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКІВ .....</b>	<b>218</b>

**Glotka A., Goncharova D.**

*(Zaporizhzhia Polytechnic National University, Zaporizhzhia)*

**MODELING OF CARBIDES COMPOSITION IN WELDED ALLOY**

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

One of the main ways to improve the manufacturability of structures, the coefficient of metal utilization, and to reduce the labor intensity and energy consumption of products is the widespread use of welded structures. Welding of nickel alloys is associated with serious difficulties caused by their special physicochemical properties, namely, a great tendency to form porosity when welding nickel and nickel alloys. This is due to the fact that in the molten state nickel-based alloys significantly increase the solubility of gases such as nitrogen, hydrogen, oxygen, and upon crystallization and cooling of the metal, their solubility in the alloy sharply decreases, which leads to the formation of pores. There is also a high tendency of the metal to form crystallization cracks. This is due to the formation of low-melting eutectics at the grain boundaries. The most negative influence on the embitterment of the metal is exerted by carbon, which is released in the form of graphite, and sulfur, which is released in the form of nickel sulfide. When welding nickel and its alloys, it is necessary to increase the groove angle, in comparison with steel welding, since the metal of the weld pool of nickel and nickel alloys is less fluid and melted to a shallower depth of. Also, when welding Ni-Cr-based alloys, a refractory chromium oxide film may form, which impedes the formation of a weld. Thus, among the main tasks arising in the welding of nickel and nickel alloys are ensuring reliable protection of the welding zone from atmospheric gases, the use of high-purity welding consumables, as well as deoxidation and degassing of the weld pool.

The change in the temperature of the carbide liquidus for carbides of the MC type is practically not observed when Ti is added to the alloy. However, this leads to a change in the composition of primary carbides and, at a content of more than 4%, to the precipitation of the  $\eta$ -phase (such as Ni-17Ti-4Nb-1Al-0.22Cr). The introduction of

more than 2.7% Ti leads to a change in the base of the carbide from niobium to titanium, while the titanium content in the carbide increases to 55%.

An increase in the concentration of niobium in the alloy leads to a decrease in the temperature of formation (precipitation) of MC carbides (Fig. 1), which is explained by a change in the interatomic bond forces. The formation of primary carbides in this system begins with an Nb concentration of 1%, and its content in the carbide ranges from 60 to 81%. At the same time, the titanium concentration in carbide decreases from 24 to 7%. At the same time, the titanium concentration in carbide decreases from 24 to 7%.

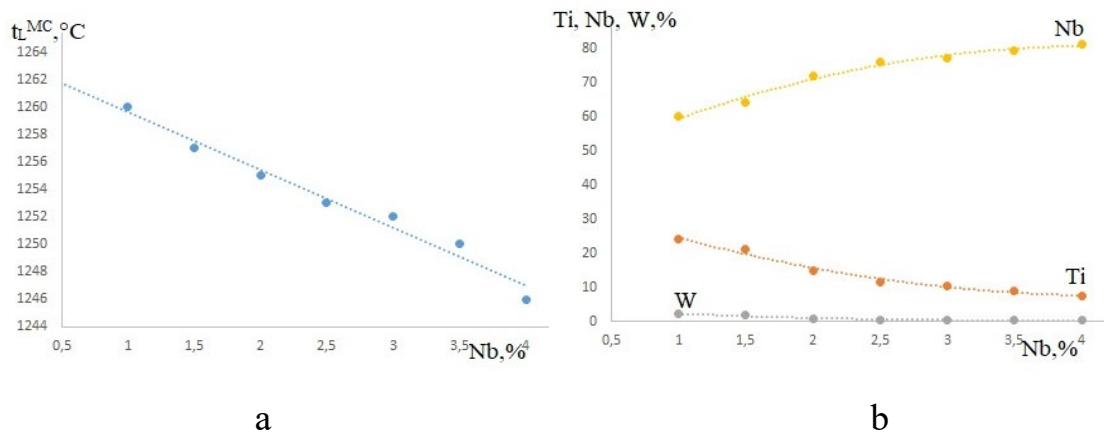


Fig. 1. Temperature dependence of the dissolution of carbides of the MC type (a) and the amount of titanium, niobium, and tungsten in the MC carbide (b) on the content of niobium in the alloy composition

Chromium is an element that influences the formation of secondary carbides; it has a noticeable effect on the temperature of dissolution (precipitation) of carbides. It was found that the corresponding dependences have a complex character and are described by the following equations.

Secondary carbides are formed at a chromium concentration, in this system, at the level of 10%. With an increase in the Cr content in the alloy, the temperature of dissolution (precipitation) of carbides increases, as does its content in the secondary carbide. In this case, the concentration of nickel and molybdenum decreases to 3.5 and 8.8%, respectively, according to parabolic dependences. When the concentration of chromium in

the alloy is 31%, a solid solution based on Cr is formed, thus chromium ceases to dissolve in nickel.

Tungsten does not affect the temperature of dissolution (precipitation) of carbides  $M_{23}C_6$ , it is at the level of 1280 °C. An increase in the concentration of tungsten in the alloy leads to a change in the content of alloying elements in the carbides of this system. Nickel and molybdenum content decreases to 2.7 and 4.4%, respectively, and tungsten content increases to 18%.

Thus, the calculated data for determining the type and chemical composition of carbides showed good convergence and agreement with the experimental data obtained by electron microscopy.

**Yamshinska Nataliia, Kutsenok Neonila**

*(Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv)*

**LANGUAGE SKILLS THAT ARE FUNDAMENTAL REQUIREMENTS FOR  
ENGINEERING UNDERGRADUATE STUDENTS AT A TECHNICAL  
UNIVERSITY**

The XXI century represents the era of globalization and growing developments and up-to-date achievements in all spheres of the life of society. People around the world feel the necessity to respond modern demands and be ready to adapt to new work and social environments, which are offered to them due to current innovations. Every person wants to be an active member of the society and have the right to choose and develop his/her career to satisfy the basic needs. Thus, all these factors say about the importance to develop in students both professional and language skills at the same level. Being equipped with professional knowledge means be able to solve a great number of tasks at the work place. However, in order to be a successful employee you need to have good communication skills, which give a person an opportunity to convey information to people clearly and simply, in a way that means things are understood and get done.



Konar N. suggests, “In today’s competitive and globalized world, communication has become an essential tool for everyone – be they students, academics or professionals. For technocrats and professionals, it becomes all the more necessary to acquire good communication skills as they have to communicate, effectively with all their business and professional colleagues” [4].

Today it is quite evident that everyone should know at least one foreign language in order to provide effective communicative with others and create healthy working relationships. In this context, we would like to focus on the importance of foreign language knowledge for further career promotion. English plays a role of an international language for communication in all countries around the world. It goes without a doubt that in a modern world you should have a knowledge of a foreign language to achieve your professional and individual goals.

Reimer M.J. stated that “English serves as a window of intellectual and cultural ventilation for the people and it enables them to peep out through it into the vast material, scientific and technological prosperity that our advanced distant neighbor countries have attained in the recent days and adopt their techniques to lead our nation to her ultimate goal” [5].

Students who study engineering at university have a wide range of possibilities to use their knowledge of English as the language of international scientific community to advance their professional growth in the career. In order to solve working tasks a lot of professionals choose English as the language for communication and share information about advanced achievements and developments in the field of engineering.

Teaching English to engineers is a delicate and demanding matter in terms of content, methods and techniques, and deciding which are appropriate for this particular area of engineering and English. That is, the aim in such an interdisciplinary course is to develop and master relevant communication and professional skills, using English as a means and a kind of mediator in shaping future engineers [1].

Taking in account the goals of preparation of future engineers for their work for international enterprises in the current globalized environment, it is very important to center teaching / studying processes on the development of oral communication skills,

which include formal/ informal conversations, business conversations and speeches. These are common at work because engineers have to constantly interact with coworkers, managers and stakeholders such as clients and customers.

***Features of successful professional communication.*** Since communication matters a lot in the professional world, it is quite important for us to get acquainted with the most important features of successful professional communication:

- communication is a two-way process by which information is transmitted between individuals and/or organizations so that an understanding may develop among them;

- communication is a continuous process of meaningful interactions among persons in an organization that results in meanings being perceived and understood in a desired way;

- the role of the receiver and the sender keeps changing in the entire communication activity;

- communication broadly includes both verbal and non-verbal forms. Therefore, it also includes lip reading, finger-spelling, sign language, and body language used in face-to-face communication;

- it is a process which transmits and disseminates important ideas, thoughts, feelings, plans, etc.;

- communication skills are generally understood to be an art or technique of persuasion through the use of oral, written, and non-verbal features [2].

The curriculum of the course must guarantee the development and improvement of oral communication skills in graduate students with the aim of their further implementation at a work place.

In addition, effective writing in the field of engineering is essential for engineers who are producing technical documentation, project manuals, standard operating procedures, project proposals, and interdepartmental communications. Civil engineers need the technical expertise and written capability to convey detailed engineering concepts to non-technical personnel, as well as to produce documentation that conveys the technical aspects of a project or product.

Engineers are responsible for understanding the fundamentals of their field, yet it is important that they understand and perfect the various types of writing for engineers. These can include the following:

- proposals;
- inspection reports;
- research reports;
- specifications;
- progress reports.

A professional engineer should be able to work with these types of writing documentations doing their working tasks. The obtained skills in different types of writing which the engineers can use will equip them with those abilities, which allow them to work effectively, and with more benefits in a modern society.

Graphics communications using engineering drawings and models is a language – a clear, precise language – with definite rules that must be mastered if you are to be successful in engineering design. Once you know the language of graphics communications, it will influence the way you think, the way you approach problems. Why? Because humans tend to think using the languages they know. Thinking in the language of technical graphics, you will visualize problems more clearly and will use graphic images to find solutions with greater

Just as the graphics language has evolved over the years into a sophisticated set of standards and conventions, so have the tools used to graphically communicate technical ideas. Tools are used to produce three basic types of drawings: freehand sketches, instrument drawings, and computer drawings and models.

In the conclusion, it should be mentioned that similar to the finding suggested by Clement and Murugavel, it can be postulated that there should be consistency among the objectives of English courses at the preparatory program curriculum, language teaching methodologies, and the priorities of the faculty regarding classroom practices employed in the content area courses, which can also serve the purpose for completing English tasks at the workplace [3].

References:

1. English and Communication Skills for the Global Engineer Marc J. Riemer Global J. of Engng. Educ., Vol.6, No.1 – 2002. – UICEE Published in Australia.
2. English Language and Communication Skills for Engineers (2018) (as Per the Latest AICTE Syllabus Sanjay Kumar, Pushp Lata Oxford University Press, p. 14.
3. Clement, A. & Murugavel, T. (2015). English for employability: A case study of the English language training need analysis for engineering students in India. English Language Teaching, 8(2), pp. 116-125.
4. Konar N (2010), Communication Skills for Professionals. PHI Learning Private Limited, New Delhi.
5. Reimer MJ (2002), English and Communication Skills for the Global Engineer, Global Journal of Engineering Education, Australia.

**Аджамський С.В.<sup>1</sup>, Кононенко Г.А.<sup>1,2</sup>, Подольський Р.В.<sup>1,2,3</sup>**

*(<sup>1</sup>LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», м. Дніпро; <sup>2</sup>Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро; <sup>3</sup>Український державний університет науки і технологій, м. Дніпро)*

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ДРУКУ ПОЛІВ ШАХМАТНОГО ПОРЯДКУ З ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ INCONEL 718 ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ СЛП**

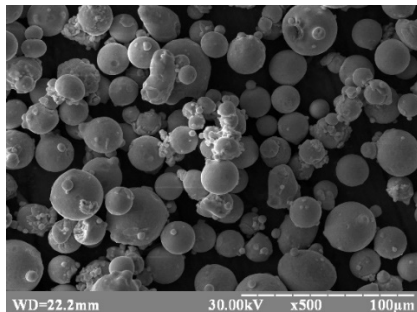
Застосування сучасної технології СЛП дозволить суттєво скоротити час виготовлення та реалізувати складну геометрію, що вимагає значних ресурсів при виготовленні за традиційними технологіями, а в деяких випадках неможливе (криволінійні внутрішні канали, замкнуті внутрішні порожнини).

Встановлено раціональні значення основних параметрів виготовлення металовиробів/деталей за технологією селективного лазерного плавлення з жароміцного сплаву Inconel 718 на установці Alfa-150D виробництва компанії ТОВ «Аддитивні Лазерні Технології України». Дана робота спрямована на полів у шаховому

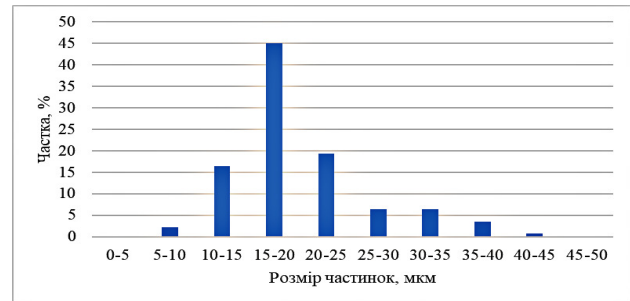
порядку (відстань між треками 0,04...0,09 мм з кроком 0,01 мм) із товщиною шару 30 мкм. Матеріалом, використаним в цьому дослідженні, був металевий порошок з розміром частинок від 10 до 45 мкм.

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

Було виготовлено 6 дослідних зразків з жароміцного сплаву Inconel 718 при товщині шару 30 мкм за режимами, які відрізнялись за площею шахматних полів (бічна сторона 1...5 мм) за рахунок збільшення відстані між треками (0,04...0,09 мм).



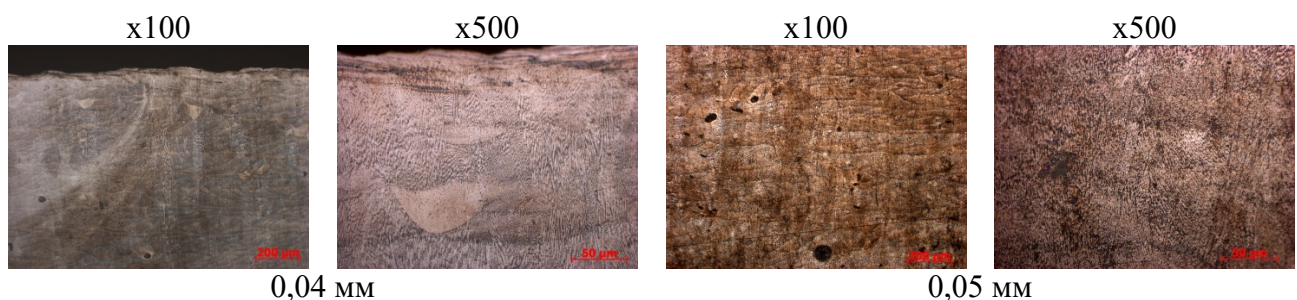
а



б

Рис. 1. Частинки вихідного матеріалу Inconel 718 при збільшенні 200 крат (а) та результати гранулометричного аналізу (б)

Результати досліджень дозволили встановити вплив режимів побудови полів шахового порядку на мікроструктуру зразків, результати цього дослідження представлені на рис.2.



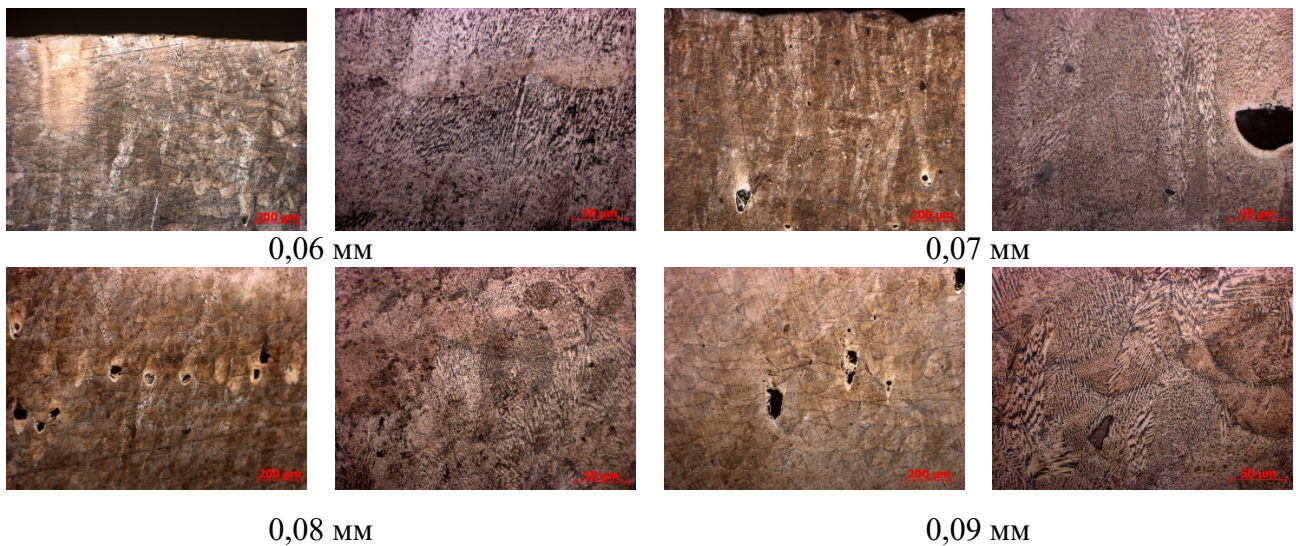


Рис. 2. Мікроструктура (x100, x500) дослідних зразків з розміром шахових полів 1...6 мм

З отриманих результатів, слід зазначити, що зразки мають дефекти (пори), що може бути пов'язано із розмірами шахових полів та відстанню між треками.

**Акритова Т.О., Капустян О.Є., Осіпов М.Ю., Куликовський Р.А.**

*(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)*

**ВИБІР ОПТИМАЛЬНОГО МЕХАНІЗМУ САМОЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНІ  
ТЕРТЯ ПРИ БЕЗУДАРНОМУ АБРАЗИВНОМУ ЗНОШУВАННІ ДЕТАЛЕЙ  
МАШИН (ОГЛЯД)**

**E-mail: akritova7@ukr.net**

В процесі механічного зношування на поверхні деталей можливе протікання декількох механізмів зміни вихідної структури, які призводять до підвищення мікротвердості поверхні тертя:

- утворення, так званих, «білих зон»;
- утворення нових хімічних сполук на поверхні тертя;
- механічний наклеп;

– фазові перетворення залишкового метастабільного аустеніту на мартенсит деформації.

Розглянемо дані механізми відносно самозміцнення поверхні тертя деталей при безударному абразивному зношуванні. «Білі зони» представляють собою складну гетерогенну високодисперсну структуру, яка містить аустеніт, утворений в процесі тертя, мартенсит і карбіди. Мікротвердість утвореної структури може досягати 11,5...14,0 ГПа. Умовою їх утворення є деформаційні та теплові процеси, які повинні забезпечувати підвищення температури в мікрооб'ємах матеріалу, який зношується, до рівня вище температур фазових перетворень. У реальних умовах зношування деталей, навіть при дуже високих питомих навантаженнях, відсутнє настільки значне фрикційне нагрівання. Тому використання явища утворення «білих зон» для зміцнення поверхні деталей, а тим більше їх регенерація в процесі зношування, практично неможливо.

Утворення нових хімічних сполук на поверхні тертя у вигляді оксидів може позитивно позначатися тільки при високих температурах (від 400 °С до 1000 °С) експлуатації деталей. В цьому випадку захисна плівка виконує функцію бар'єру, що дозволяє збільшити строк експлуатації деталей при зношуванні. Але, аналогічно механізму утворення «білих зон», використання явища утворення оксидних плівок задля зміцнення поверхні тертя в процесі безударного абразивного зношування деталей практично неможливо.

Механічний наклеп супроводжує процес абразивного зношування при контактних напруженнях на поверхні тертя вище межі плинності. Ефективним використанням даного явища є застосування сталей типу Г13 зі структурою стабільного аустеніту. Мікротвердість поверхні тертя в умовах безударного абразивного зношування може досягати до 8,0...8,5 ГПа.

Ефективність впливу фазових перетворень залишкового метастабільного аустеніту в мартенсит деформації на зміцнення поверхні тертя деталей суттєво вище, ніж механічного наклепу. Мікротвердість поверхні тертя в процесі безударного абразивного зношування може досягати 12,0...12,5 ГПа. Утворення мартенситу деформації відбувається як у результаті наклепу, так і у зв'язку з появою но-

вої більш твердої фази. Мартенсит, який утворюється в результаті тертя, характеризується підвищеною міцністю у порівнянні з мартенситом, отриманим в результаті термообробки. Кристали мартенситу деформації значно тонші та орієнтовані перпендикулярно до напрямку тертя, що позитивно позначається на здатності опору зовнішньому впливу абразиву.

Таким чином можна зробити висновок, що найбільш ефективним механізмом само зміцнення поверхні тертя в процесі безударного абразивного зношування є перетворення метастабільного аустеніту в мартенсит деформації.

**Афтанділянц Є.Г.**

*(НУБіП, м. Київ)*

## **ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ХІМІЧНИЙ СКЛАД ПОВЕРХНІ РУЙНУВАННЯ ЧАВУНУ З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ**

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

Чавун з кулястим графітом є відомим конструкційним матеріалом, який широко застосовується в машинобудуванні для виготовлення виливків. Він успішно замінює ковкий і сірий чавун, а також вуглецеву сталь в деталях, що працюють в умовах теплових ударів, термовтомлюваності (при максимальних температурах циклу до 400...600 °С), негативних температур (до -100 °С), помірно агресивних газових і рідких середовищ (кислотних, сольових, лужних), високих тисків і значущих динамічних навантажень.

Низька, в порівнянні з ковким чавуном і сталлю, схильність до усадкових дефектів, при високій рідкотекучості, дозволяють виготовляти з чавуну з кулястим графітом високоякісні виливки з мінімальною товщиною стінок від 2,5 до 3 мм.

Недоліком чавунів з кулястим графітом є схильність до крихкого руйнування, що суттєво обмежує їх застосування в техніці. Особливе місце в розвитку крихкого стану чавунів займає фосфор. Негативна дія фосфору пов'язана з тим, що він сприяє ліквідації карбідоутворювальних елементів, розвитку відпускнуї крихкості та підвищенню порогу хладноламкості, зниженню ударної в'язкості та відносного по-



довження, збільшенню схильності сплавів до утворення кристалізаційних тріщин, зменшенню опору деформуванню, зношуванню та корозії.

Для зниження схильності до крихкого руйнування та підвищення механічних і таких спеціальних властивостей, як руйнування при нормальних, підвищених і від'ємних температурах, втомлюваність, тепло- та окалиностійкість, стійкість до корозії чавуни легують нікелем і молібденом.

В роботі досліджували вплив молібдену і збільшення кількості нікелю з 0,75 до 3,64 мас. частки % на структуру і хімічний склад поверхні руйнування чавунів з кулястим графітом і закономірності зміни вмісту елементів при переході від поверхні руйнування до об'ємів, що розташовані в матриці чавунів, з метою прогнозування їх впливу на властивості чавунів.

Дослідження проводили на Оже-спектрометрі «Jamp-10S» (Японія). Поверхню руйнування одержували шляхом руйнування зразка довжиною 12 мм, діаметром 2,9 мм, з кільцевим надрізом в середині глибиною 1,45 мм, в камері спектрометра при кімнатній температурі і вакуумі  $10^{-7} \dots 10^{-8}$  Па.

Структуру поверхні руйнування досліджували в камері спектрометра шляхом растрової електронної мікроскопії, а хімічний склад поверхні шляхом аналізу Оже-спектрів. Методика заснована на реєстрації Оже-електронів, що збуджуються на поверхні зразка електронним зондом і дозволяє визначати хімічний склад поверхні діаметром від 0,05 до 0,1 мкм при глибині аналізу від 0,3 до 2,0 нм. Реєструються всі елементи періодичної системи, крім водню і гелію, при вмісті їх вище 0,1 ат. %.

Для отримання інформації про розподіл елементів в матриці на відстані до 0,1...0,2 мкм від поверхні руйнування, в камері проводили травлення поверхні іонами аргону протягом 1 та 2 хвилин. Швидкість травлення становила від 0,5 до 5,0 нм/хв. Після кожного травлення проводили Оже-спектроскопію і визначали хімічний склад протравленої поверхні.

Хімічний склад вихідного (1) та легованого молібденом і додатково нікелем (2) чавуну з кулястим графітом наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад вихідного (1) та легованого молібденом і додатково нікелем (2) чавуну з кулястим графітом (мас. частка %)

№ зразка	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
1	3,47	3,42	1,44	0,089	0,68	0	0,75	0,33	0,88
2	3,47	3,45	1,30	0,072	0,62	0,29	3,64	0,29	0,88

Мікроструктура поверхні руйнування вихідного (а, в, д) та легованого молібденом і додатково нікелем (б, г, е) зразків чавунів з кулястим графітом, а також кулястий графіт на поверхні руйнування, місця від графітових частинок в матриці, ділянки внутрізеренного і міжзеренного руйнування матриці наведені на рис. 1.

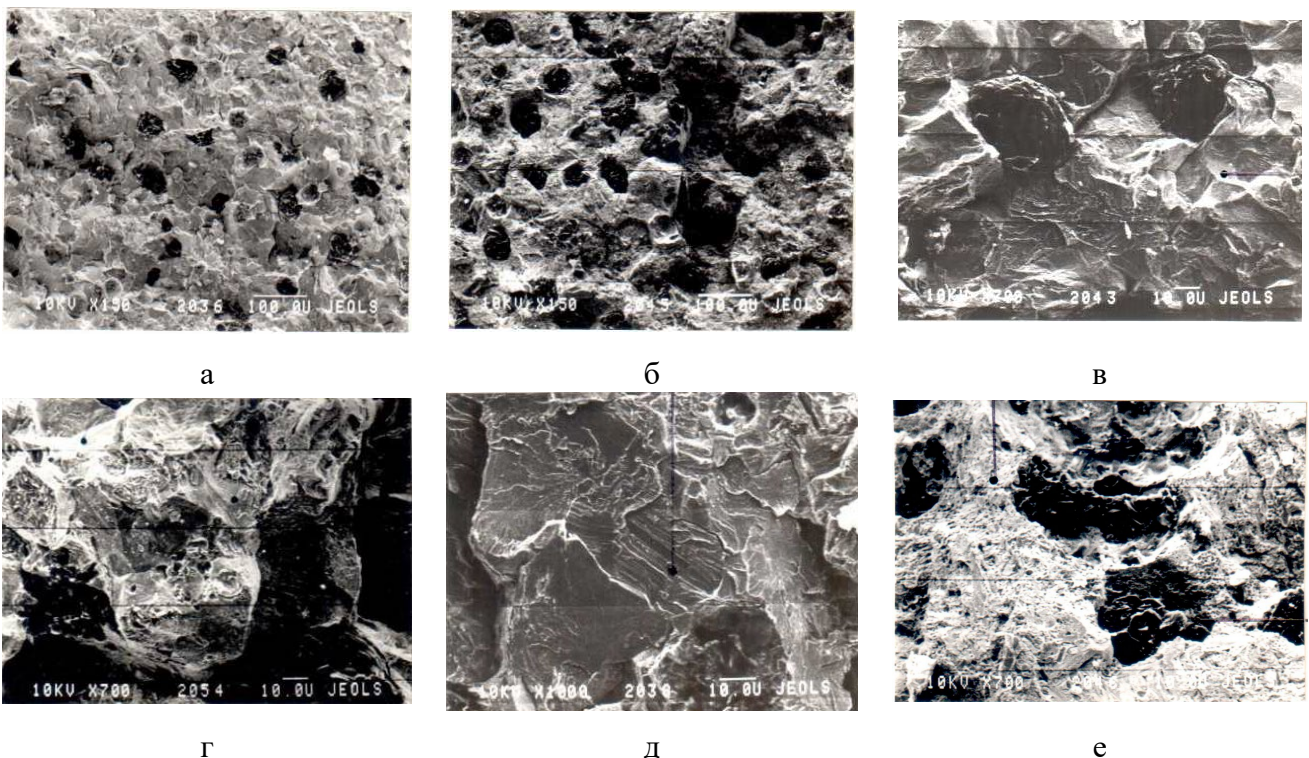


Рис. 1. Мікроструктура поверхні руйнування вихідних (а, в, д) та легованих молібденом і додатково нікелем (б, г, е) зразків чавунів з кулястим графітом (а, б), ділянки міжзеренного (в, г) і внутрізеренного крихкого (д) і в'язкого (е) руйнування матриці. Маркер ● показує місце Оже-аналізу

Аналіз розмірів і розташування графітових кульок на поверхні руйнування показує, що в чавуні, не легованому молібденом і додатково нікелем (1 зразок, рис. 1, а) довжина та ширина вкраплень графіту коливається, відповідно, від 21 до

77 мкм та від 17 до 52 мкм, при середньому розмірі 46 і 32 мкм. Коефіцієнт форми змінюється від 1,1 до 2,2 (середнє значення – 1,5), а відстань між графітовими кульками – від 14 до 165 мкм (середня відстань – 75 мкм).

Після легування чавуну молібденом і додатково нікелем (2 зразок, рис. 1, б) довжина та ширина вкраплень графіту змінюється, відповідно, від 23 до 181 мкм та від 17 до 116 мкм (середній розмір – 69 і 45 мкм). Значення коефіцієнту форми коливаються від 1,0 до 4,5 (середнє значення – 1,6), а відстань між графітовими кульками – від 9 до 83 мкм (середня відстань – 42 мкм).

Порівняння розміру та розподілу графітових вкраплень на поверхні руйнування зразків показує, що при легуванні молібденом і додатково нікелем спостерігається збільшення розмірів графітових вкраплень на 41...49% та коефіцієнту форми на 8%, при цьому середня відстань між графітовими кульками зменшується на 43%.

Аналіз механізму руйнування показує, що спостерігається як внутризеренне (рис. 1, д, е), так і крихке міжзеренне (рис. 1, в, г) руйнування чавунів. Для вихідного чавуну характерно крихке внутризеренне руйнування сколом (рис. 1, д), а для легованих молібденом і додатково нікелем – в'язке шляхом відриву (рис. 1, е).

Оже-спектроскопія поверхні руйнування чавунів показала, що залежно від місця аналізу, на поверхні можуть бути такі елементи, як O, C, P, N, Cu, Ni, Si, Mg.

Аналіз хімічного складу поверхні після руйнування показує, що в місцях матриці вихідного чавуну (1 зразок), де були розташовані графітові кульки, вміст кисню складає 10,7 ат. %; фосфору – 5,1 ат. %; азоту – 0,5 ат. %; міді – 3,6 ат. %; нікелю – 1,4 ат. %; кремнію – 0,7 ат. %; магнію – 6,6 ат. %. При легуванні чавуну молібденом і додатково нікелем (2 зразок) вміст кисню, нікелю і кремнію, в аналогічних місцях, збільшується, відповідно, на 15%, 7% і 14%, а фосфору, азоту, міді та магнію зменшується, відповідно, на 45%, 20%, 56% і 82%.

На поверхні графітових кульок вихідного чавуну спостерігаються кисень і фосфор, відповідно, у кількості 1,2 і 1,05 ат. %. При легуванні чавуну молібденом і додатково нікелем вміст кисню на поверхні графітових кульок зменшується до 0,2 ат. %, а фосфору збільшується до 5,4 ат. %.

Дослідження розподілу домішок в приповерхневих шарах зруйнованих зразків показало, що вміст таких елементів, як кисень, фосфор і азот зменшується зі збільшенням часу травлення, тобто відстані від поверхні руйнування. Це дає можливість прогнозувати збільшення роботи руйнування матриці (КСУ) в 6...12 разів.

Легування молібденом і додатково нікелем знижує термодинамічну активність фосфору, що утворює умови для його більш однорідного розподілу. Дослідження кореляції між зміною активності елементів, внаслідок легування чавуну молібденом і додатково нікелем, і їх вмістом на поверхні руйнування та в матриці виконували у місцях розташування графітових кульок та крихкого міжзеренного руйнування.

Кореляційний аналіз показав, що між зміною термодинамічної активності елементів і їх вмістом на поверхні руйнування і в приповерхневих шарах, з імовірністю 95% і коефіцієнтами кореляції від 0,783 до 0,931, існує достовірний прямий кореляційний зв'язок.

Результати виконаних експериментів показують, що руйнування чавунів з кулястим графітом відбувається по межах розподілу графітових кульок з матрицею, а руйнування матриці відбувається, як за механізмом міжзеренного сколу, так і внутризеренно. При легуванні молібденом і додатково нікелем механізм внутризеренного руйнування матриці змінюється з крихкого для вихідного чавуну на в'язкий для легованого молібденом і додатково нікелем.

Встановлено, що на поверхні руйнування чавунів, залежно від місця аналізу, присутні такі елементи, як O, C, P, N, Cu, Ni, Si, Mg.

При легуванні чавуну молібденом і додатково нікелем вміст фосфору в місцях матриці чавуну, де були розташовані графітові кульки зменшується на 40...45%.

**Афтанділянц Є.Г.**

*(НУБіП, м. Київ)*

**ОСОБЛИВОСТІ ТРІЩИНОУТВОРЕННЯ В НИЗЬКО- ТА  
СЕРЕДНЬОЛЕГОВАНИХ ЛИТИХ СТАЛЯХ**

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

Закономірності зародження та розповсюдження тріщин вивчали на сталях, які містять від 0,06 до 0,35% масової частки вуглецю; 0,03...2,69% кремнію; 0,10...2,54% марганцю; 0,10...3,06% хрому; 0,012...0,030% азоту; 0,001...0,028% кисню; 0,015...0,037% сірки; 0,004...0,025% фосфору, до 0,26% ванадію.

Експерименти проводили на установці, яка складається з сирої піщано-глинястої ливарної форми, в якій формується ступінчаста модель, двох болтів для односторонньої фіксації усадки металу, пружно деформованої пластини, що створює утруднену усадку металу.

Приймаючи, що утворення тріщин залежить значною мірою від дисперсності дендритної ( $l_{ст}, \Delta_2; l_d$ ) і аустенітної ( $d_a$ ) структури, а також від таких характеристик ливарної усадки як температура початку усадки після передусадкового розширення ( $t_{ну}$ ) і величина усадки в момент зародження тріщин ( $K_{лу(t_{ну}-t_b)}$ ), визначили кількісні закономірності такого впливу на верхню межу температурної області горячоламкості ( $t_b$ ), напруження ( $\Delta_3$ ) і відносне подовження ( $\delta_3$ ), при якому відбувається зародження тріщин.

Рівняння мають такий вигляд:

$$t_g = 257 + 0,829 \cdot t_{ну} - 168,9 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot \Delta_2 + 370 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot \Delta_2 \cdot d_a^B, \\ R = 0,937; \delta = 0,69\%; F_p = 43 > F_T^{0,01} = 5,09. \quad (1)$$

$$\sigma_3 = 9167 \cdot K_{лу} \cdot (t_{ну} - t_b) - 1,15 \cdot 10^7 \cdot K_{лу}^2 \cdot (t_{ну} - t_b)^2 + 4,17 \cdot 10^9 \cdot K_{лу}^3 \cdot (t_{ну} - t_b)^3 - \\ - 0,921 + 49,4 \cdot d_a^B - 201,7 \cdot \Delta_2 \cdot d_a^B - 8,19 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot d_a^B + 31,9 \cdot l_{ст} \cdot l_d \cdot \Delta_2 \cdot d_a^B, \\ R = 0,989; \delta = 12,7\%; F_p = 88 > F_T^{0,01} = 4,28. \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \delta_3 &= 0,099 - 0,158 \cdot d_a^B - 0,118 \cdot l_d \cdot d_a^B - 0,0133 \cdot l_{ct} \cdot l_d \cdot d_a^B + 0,216 \cdot (d_a^B)^2, \\ R &= 0,72; \delta = 26\%; F_p = 4,58 > F_T^{0,05} = 2,96. \end{aligned} \quad (3)$$

Регресійний аналіз показав, що між нижньою ( $t_n$ ) і верхньою ( $t_b$ ) межею інтервалу гарячоламкості, а також відстанню між гілками другого порядку ( $\Delta_2$ ) і розміром зерна аустеніту ( $d_a^H$ ) з імовірністю 99% існує наступний кількісний зв'язок:

$$\begin{aligned} t_n &= 1110 - 6732 \cdot \Delta_2 + 0,486 \cdot t_b + 2135 \cdot d_a^H - 1,23 \cdot 10^4 \cdot \Delta_2 \cdot d_a^H + \\ &+ 2,04 \cdot 10^4 \cdot (\Delta_2)^2 + 2,01 \cdot 10^3 \cdot (d_a^H)^2, \\ R &= 0,948; \delta = 1,3\%; F_p = 22,3 > F_T^{0,01} = 4,32. \end{aligned} \quad (4)$$

Деформація вилівка від моменту початку утворення тріщин до переходу до внутризеренного руйнування з імовірністю 99% визначається дисперсністю дендритної структури та розміром зерна аустеніту при температурі верхньої ( $d_a^B$ ) і нижньої ( $d_a^H$ ) границі гарячоламкості:

$$\begin{aligned} dl_{xp} &= 1740 - 1980 \cdot l_{ct} + 17370 \cdot \Delta_2 - 1887 \cdot l_{ct} \cdot \Delta_2 - 60350 \cdot \Delta_2 \cdot d_a^B + \\ &+ 5285 \cdot l_{ct} \cdot l_d \cdot d_a^B \cdot \Delta_2 + 353 \cdot (l_{ct})^2 + 17260 \cdot (d_a^B)^2 - 5449 \cdot l_{ct} \cdot l_d \cdot d_a^B \cdot \Delta_2 \cdot d_a^H, \\ R &= 0,967; \delta = 18\%; F_p = 23,5 > F_T^{0,01} = 4,3. \end{aligned} \quad (5)$$

Приймаючи за основу сталь 20ХГСЛ, визначили ефективність впливу легувальних елементів і перегрівання розплаву над температурою ліквідус на вищенаведені характеристики процесу.

Аналіз розрахунків показує, що зміна легувальними елементами характеристик ливарної усадки, а також дисперсності дендритних і аустенітної структури така, що зі збільшенням вмісту в сталі вуглецю, кремнію, марганцю і хрому спостерігається тенденція до зміщення верхньої межі інтервалу гарячоламкості в область більш низьких температур.

Такий вплив елементів пов'язано, в основному, зі зміною ефективності зниження ними температури початку усадки після передусадкового розширення і диспергування дендритної і аустенітної структури. Щодо збільшення середньої питомої ефективності впливу, елементи можна розташувати в наступній послідовно-

сті: Si, Mn, Cr, C, V, V+N, N.

Аналіз напруження, при якому відбувається зародження тріщини ( $\sigma_3$ ) показує, що вплив елементів такий, що з ростом вмісту в сталі хрому, кремнію, вуглецю і азоту напруження  $\sigma_3$  монотонно збільшується, в той час як при легуванні марганцем, ванадієм і спільно ванадієм і азотом спостерігається екстремальна залежність. Питому ефективність впливу елементів на зміну  $\sigma_3$  можна представити у вигляді такої послідовності: Cr, Mn, Si, V, N + V, N, C.

Аналізуючи вплив елементів на відносне подовження необхідно позначити, що легування стали 20ХГСЛ вуглецем, хромом і азотом призводить, в основному, до монотонного зниження; ванадієм і спільно ванадієм і азотом до підвищення, а кремнієм і марганцем до екстремальної зміни пластичності металу. За питомою ефективністю впливу елементи можна розташувати в наступній послідовності: Cr, Si, Mn, C, V, V + N, N.

Аналіз впливу легувальних елементів на нижню межу інтервалу гарячолоамкості ( $t_H$ ) показує, що якісний вплив елементів на температуру  $t_H$ , за винятком спільного легування стали азотом і ванадієм, аналогічно їх впливу на  $t_B$ . Зворотня закономірність впливу спільного легування сталі азотом і ванадієм вказує на істотний внесок характеристик структури металу в основному, мабуть, відстані між гілками другого порядку в зміну температури  $t_H$ , оскільки відомо, що їх зменшення супроводжується диспергуванням оксисульфідних вкраплень, яке призводить до зміщення нижньої межі інтервалу гарячолоамкості в область більш високих температур.

Зміна в результаті легування границь інтервалу гарячолоамкості така, що зі збільшенням вмісту в сталі вуглецю, кремнію, марганцю, хрому та ванадію температурна область утворення і зростання тріщин розширюється, в той час як при введенні в сталь азоту, а також спільно азоту і ванадію до  $V \cdot N = 0,005$  інтервал гарячолоамкості істотно звужується. Щодо збільшення середньої питомої ефективності впливу, елементи можна розташувати в наступній послідовності: Si, Mn, Cr, V, C, V + N, N.

Збільшення вмісту вуглецю в сталі при перегріванні над температурою лік-

відусу на 14 °С практично не впливає на зміну деформації вилівка від моменту зародження тріщин до переходу до внутризеренного руйнування, в той же час при перегріванні на 61 °С підвищення вмісту вуглецю від 0,2 до 0,4% призводить до збільшення розміру тріщин в 2,5 рази. Необхідно відзначити ефективний вплив азоту, збільшення вмісту якого від 0,005% до 0,035% призводить до зменшення абсолютної деформації вилівка в інтервалі горячоламкості в 5,1...5,8 рази. Це вказує на те, що ефективне диспергування дендритної структури, що спостерігається при легуванні сталі азотом, має суттєвий вплив на гальмування процесу зростання тріщин в інтервалі горячоламкості. Щодо збільшення середньої питомої ефективності впливу елементів на зміну деформації вилівка в інтервалі горячоламкості ( $dI_{xp}$ ), їх можна розташувати в наступній послідовності: Cr, Si, Mn, V, C, V + N, N.

Легування сталі ванадієм і азотом призводить до екстремальної зміни температури верхньої межі області горячоламкості конструкційних сталей з екстремумами при 0,1% ванадію і 0,02% азоту. У разі спільного легування сталі азотом і ванадієм також спостерігається екстремальна зміна температури  $t_b$  з максимальним її зниженням при вмісті в сталі 0,02% азоту і 0,15% ванадію ( $V \cdot N = 0,003$ ) (рис. 1). Збільшення перегрівання розплаву над температурою ліквідусу ( $dt_l$ ) підвищує ефективність спільного впливу азоту і ванадію. Так якщо при  $dt_l = 44$  °С і  $V \cdot N = 0,003$  зниження  $t_b$  становить 39 °С, то при  $dt_l = 69$  °С ефективність спільного впливу азоту і ванадію збільшується в 2,3 рази і становить  $\Delta t_b = 90$  °С.

У висновку слід зазначити, що аналіз впливу легувальних елементів на процес утворення і розвитку тріщин у вилівках в процесі охолодження після затвердіння показує, що найбільш оптимальна цілеспрямована зміна характеристик процесу досягається при спільному легуванні сталі азотом і ванадієм.



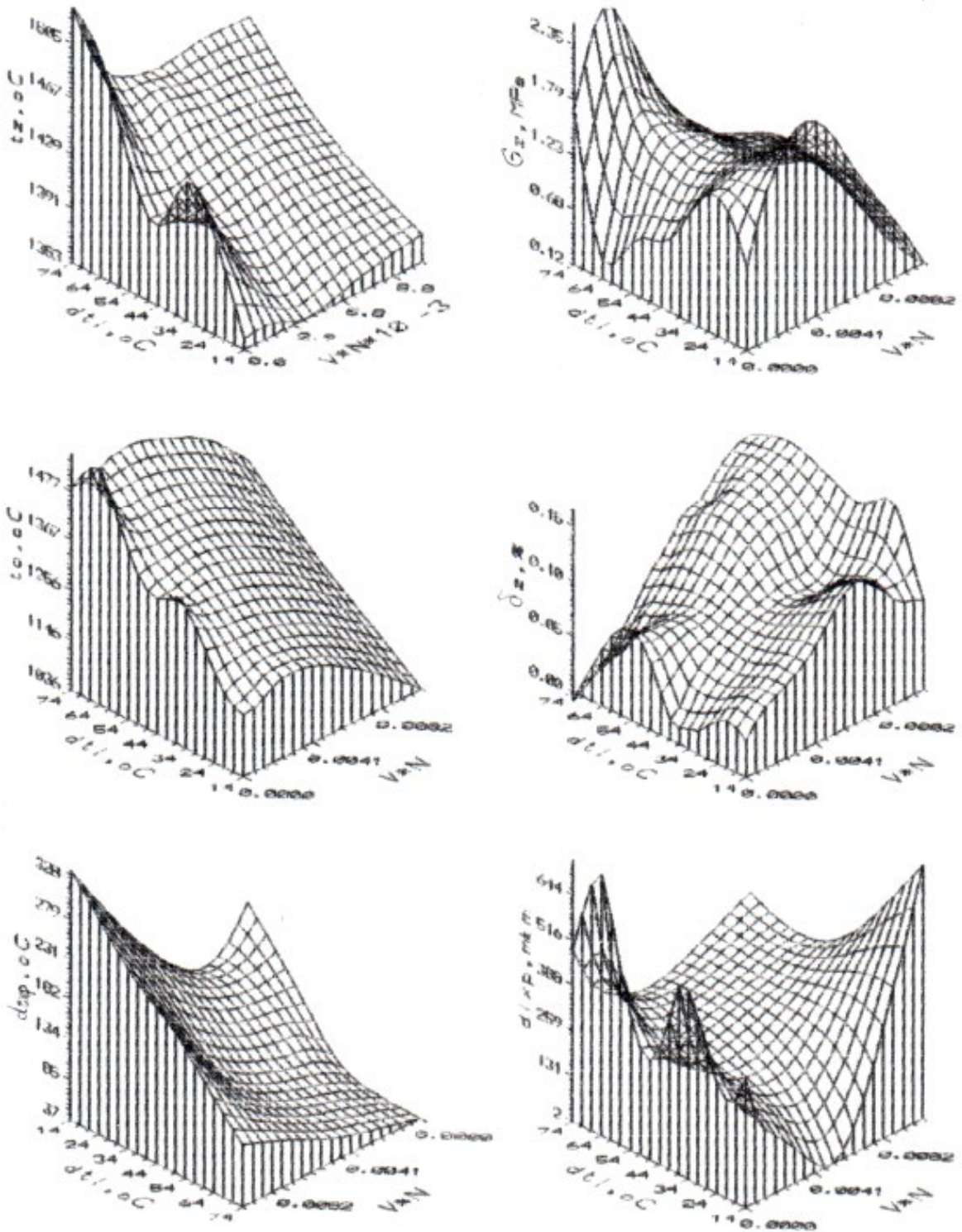


Рис. 1. Вплив V + N і перегрівання над температурою ліквідусу на характеристики гарячоломкості сталі 20ХГСЛ

**Афтанділянц Є.Г.**

**(НУБіП, м. Київ)**

## **МОДЕЛЮВАННЯ РІДКОТЕКУЧОСТІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ**

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

Рідкотекучість характеризує здатність розплаву заповнювати порожнину ливарної форми. Найбільш вірогідно порівняльну оцінку рідкотекучості сталей характеризує умовна рідкотекучість, яка визначається при однаковому перегріванні над температурою ліквідусу. При постійних матеріалі форми, гідравлічних і теплофізичних умовах заповнення рідкотекучість сталі залежить від швидкості руху розплаву і часу утворення каркасу твердої фази, які в свою чергу залежать від властивостей рідкого металу і закономірностей його кристалізації.

Дослідження рідкотекучості проводили на сталях, які містять від 0,2 до 0,37% масової частки вуглецю; 0,97...3,2 кремнію; 0,54...3,35 марганцю; 0,79...3,09 хрому; до 0,26 ванадію; 0,005...0,031 азоту.

Рідкотекучість визначали методом вакуумного всмоктування розплаву в інтервалі температур від 1500 до 1650 °С в кварцові трубки при розрідженні  $0,03 \pm 7 \cdot 10^{-4}$  МПа шляхом заміру довжини металу, котрий заповнив трубки.

Кількісну закономірність рідкотекучості конструкційних сталей визначали в залежності від величини перегрівання розплаву над температурою ліквідус ( $\Delta t_{л}$ ), теплоти кристалізації ( $q_{кр}$ ), щільності ( $\rho$ ), кінематичної в'язкості ( $\nu$ ) і поверхневого натягу ( $\sigma$ ) розплаву, довжини стовпчастих ( $l_{ст}$ ) і дезорієнтованих ( $l_{д}$ ) дендритів, а також теплопровідності сталі при температурі солідусу ( $\lambda_s$ ).

Регресійний аналіз результатів дослідження рідкотекучості показав, що рідкотекучість конструкційної сталі визначається наступною залежністю:

$$l = 82,5 + 55,91 \cdot l_{ст} - 12,11 \cdot l_{ст}^2 - 5,31 \cdot 10^{-3} \cdot \sigma \cdot \rho \cdot \nu - 0,3794 \cdot \lambda_s \cdot l_{ст} \cdot l_{д} + 1,85 \cdot 10^{-4} \cdot \Delta t_{л} \cdot q_{кр} \quad (1)$$

$$R=0,837; \delta=13,8 \%; F_p=32,4 > F_{T(95\%)} = 2,3.$$

Аналіз рівняння 1 показує, що за винятком розмірів зони стовпчастих дендритів, вплив незалежних факторів на рідкотекучість сталі значимий тільки при комплексній їх дії, пов'язаній зі зміною властивостей рідкого металу ( $\rho$ ,  $\nu$ ,  $\sigma$ ), теплоти кристалізації ( $\Delta t_{л}$ ,  $q_{кр}$ ), теплопровідності при температурі солідусу і дисперсності дендритної структури ( $\lambda_s$ ,  $l_{ст}$ ,  $l_d$ ). При цьому тільки з ростом перегрівання розплаву над температурою ліквідусу ( $\Delta t_{л}$ ) і теплоти кристалізації ( $q_{кр}$ ) відбувається збільшення рідкотекучості конструкційної сталі, збільшення ж значень інших факторів, включених в рівняння 1, призводить до зворотного ефекту.

Щодо збільшення значимості комплексного впливу, визначеного за критерієм Стьюдента, з імовірністю 90% ( $t_{кр} = 1,70$ ) фактори можна розташувати в наступній послідовності:  $\Delta t_{л} \cdot q_{кр}$  ( $t_p = 1,76$ ), теплопровідність при температурі солідусу і дисперсність дендритної структури  $\lambda_s \cdot l_{ст} \cdot l_d$  ( $t_p = 1,82$ ),  $l_{ст}$  ( $t_p = 2,24$ ),  $\rho \cdot \nu \cdot \sigma$  ( $t_p = 10,94$ ). Отже, по зменшенню ефективності впливу, в відзначених межах зміни досліджуваних параметрів, можна виділити три основні групи чинників:

1. Властивості рідкого металу.
2. Дисперсність дендритної структури.
3. Теплофізичні умови тверднення.

Приймаючи за основу сталь 20ХГСЛ, визначили ефективність впливу елементів на зміну рідкотекучості конструкційних сталей при температурі заливання 1550 °С (рис. 1) і при різному перегріванні над температурою ліквідусу (рис. 2).

Аналіз результатів досліджень показує, що вплив легувальних елементів на властивості рідкого металу, дисперсність дендритної структури і теплофізичні параметри тверднення такий, що за питомою ефективністю збільшення рідкотекучості їх можна розташувати в наступній послідовності Si, Cr, Mn, C, V, N, V+N.

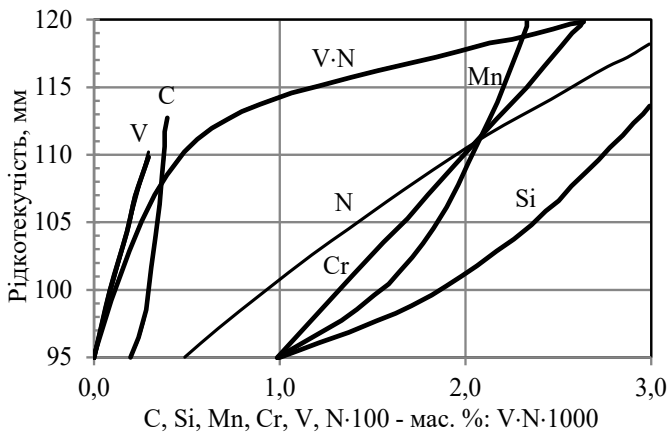


Рис. 1. Вплив елементів на рідкотекучість конструкційних сталей при температурі заливання 1550 °С. Базовий хімічний склад сталі (мас. %): C = 0,2; Si = 1,0; Mn = 1,0; Cr = 1,0; N = 0,006

Видно, що найбільш ефективно підвищення рідкотекучості досягається при мікролегуванні сталі азотом і ванадієм. Зважаючи, що одночасно з цим відбувається диспергування первинної і вторинної структури, мікролегування сталі азотом і ванадієм має бути одним з ефективних способів підвищення якості виливків з низько- і середньолегованих сталей.

В результаті аналізу процесу формування рідкотекучості теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено, що її рівень визначається дисперсністю дендритної структури, величиною перегрівання розплаву над температурою ліквідусу, а також властивостями рідкого металу, теплопровідністю сталі при температурі солідусу, теплотою і інтервалом кристалізації. Встановлено кількісну закономірність такого впливу, яка з ймовірністю 95% і високим ступенем достовірності ( $R = 0,837$ , середня помилка апроксимації 13,8%) описують реальний процес.

По збільшенню ефективності впливу інтегральних факторів на рідкотекучість конструкційних сталей їх можна розташувати в наступній послідовності: теплофізичні умови тверднення, дисперсність дендритної структури, властивості рідкого металу. При цьому з ростом перегрівання розплаву над температурою ліквідусу, теплоти кристалізації і дисперсності дендритної структури відбувається зростання рідкотекучості, збільшення ж значень інших факторів призводить до зворотного ефекту.

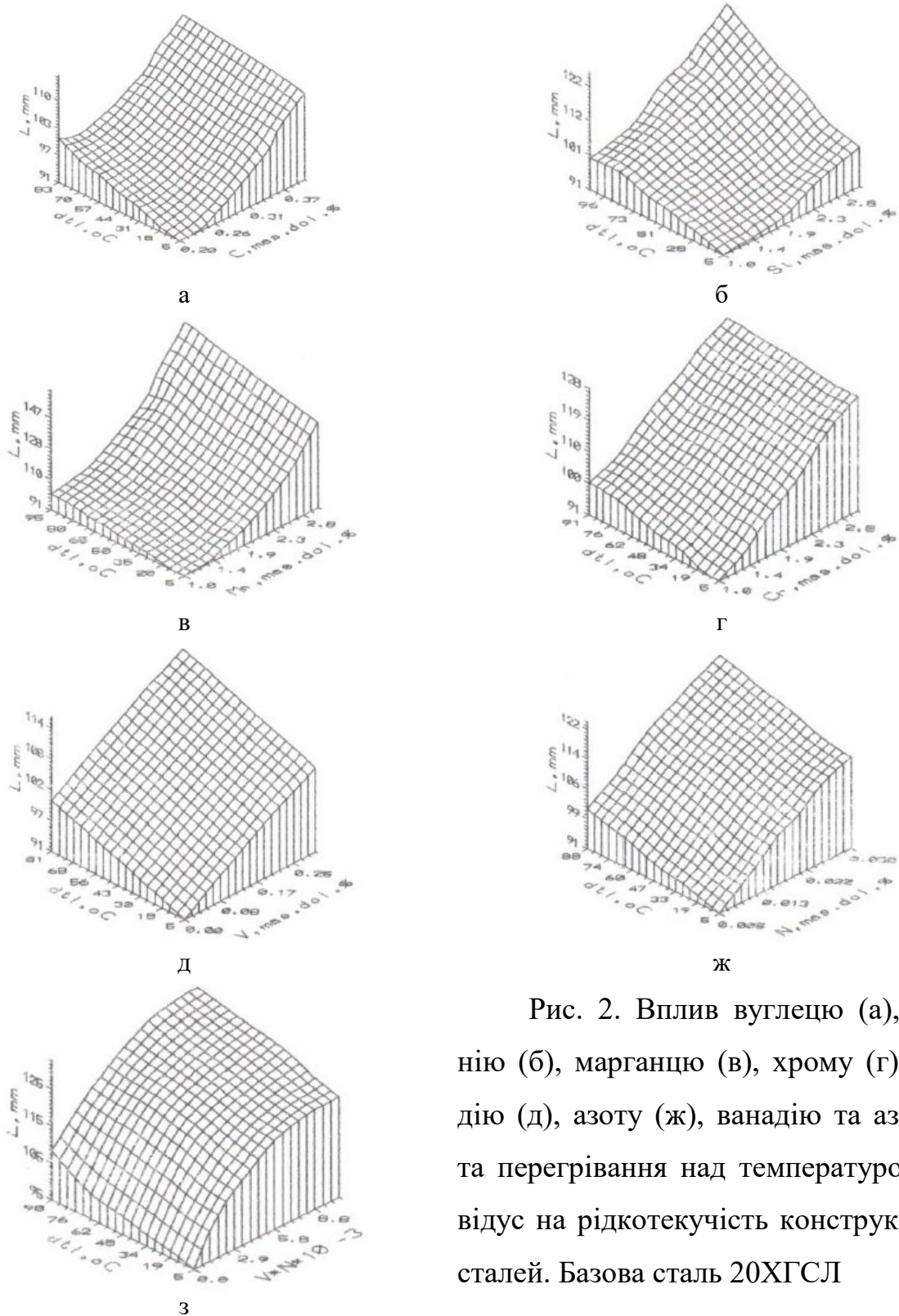


Рис. 2. Вплив вуглецю (а), кремнію (б), марганцю (в), хрому (г), ванадію (д), азоту (ж), ванадію та азоту (з) та перегрівання над температурою ліквідус на рідкотекучість конструкційних сталей. Базова сталь 20ХГСЛ

За питомою ефективністю збільшення рідкотекучості легувальні елементи можна розташувати в наступній послідовності: Si, Cr, Mn, C, V, N, V+N.

**Бажміна Е.А.**

*(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)*

## **ЗАСТОСУВАННЯ ТАКСОНОМІЇ БЛУМА В ОСВІТНЬОМУ ПРОЦЕСІ**

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

Таксономія освітніх завдань у когнітивній сфері Б. Блума, яка створена у співавторстві в 1956 році, сьогодні називається традиційною та вважається актуальною. Вченими для оцінювання рівня засвоєння інформації та визначення навчальних цілей виділено такі шість рівнів: знання, розуміння, застосування, аналіз, синтез, оцінювання (рис. 1). Базовим є рівень знань, і просування студента в навчальному процесі за кожним наступним рівнем цієї піраміди виводить його на наступний щабель – вищий ступінь засвоєння матеріалу.

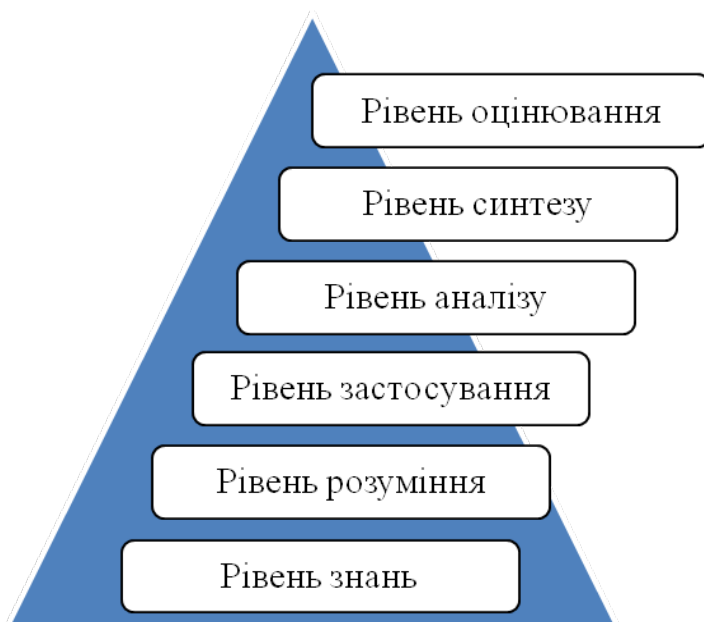


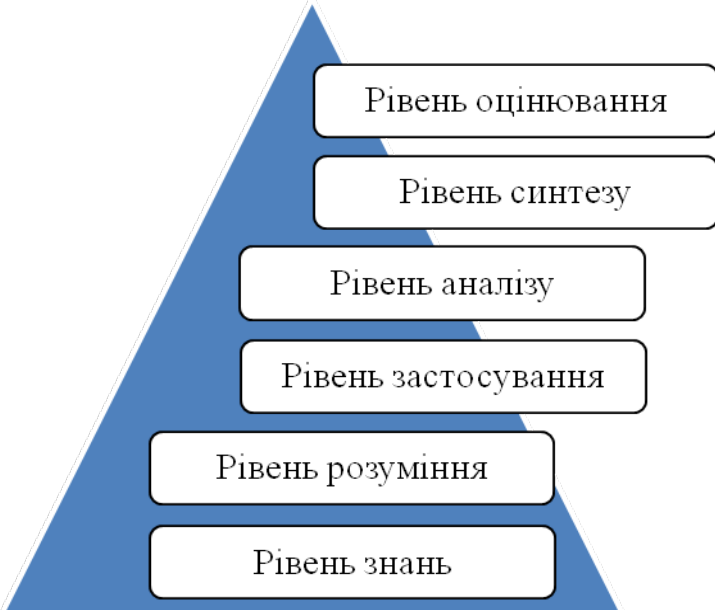
Рис. 1. Класифікаційні рівні засвоєння інформації студентами за таксономією Блума

В умовах сучасності, коли вища освіта здобувається у різних формах або в їх поєднанні, представимо ефективність застосування таксономії освітніх цілей Б. Блума у дистанційній та змішаній формах здобуття освіти. Студентам попередньо надається навчальний матеріал для вивчення й осмислення, а опрацювання



здобутих знань під час розв’язання задач, складання аналітичних таблиць і діаграм відбувається у співпраці з викладачем на занятті. Не кожен студент здатний опанувати знання за рівнями застосування, аналізу самостійно. Це може бути онлайн-заняття при дистанційній формі навчання або в аудиторії при змішаній. Допомога викладача в процесі застосування й аналізу знань студентами сприяє індивідуальному просуванню студента по наступним двом сходинкам таксономії – таким рівням як синтез і оцінювання – формуванню більш високого рівня мисленнєвої діяльності особистості. На перших заняттях вивчення курсу здобуття знань студентами за рівнями синтезу та оцінювання проходить під патронатом педагога на занятті, а в подальшому переноситься на самостійну роботу у позааудиторний час (табл. 1).

Таблиця 1 – Застосування таксономії Блума у дистанційній та змішаній формах здобуття освіти

Рівні когнітивних цілей	Час виконання завдань
 <p>Рівень оцінювання</p> <p>Рівень синтезу</p>	Після заняття (позааудиторна робота)
<p>Рівень аналізу</p> <p>Рівень застосування</p>	Під час заняття (онлайн або в аудиторії)
<p>Рівень розуміння</p> <p>Рівень знань</p>	До заняття (позааудиторна робота)

Використання педагогічної таксономії дає можливість учасникам освітнього процесу ставити конкретні навчальні цілі поступово на кожному рівні піраміди Блума та досягати їх.

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

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **ГРАФІТИЗУВАЛЬНЕ МОДИФІКУВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

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

Останнім часом значна частина досліджень стосовно високоміцного чавуну спрямована на підвищення ефективності модифікувального впливу, зокрема на процес кристалізації тонкостінних виливків для одержання їх без відбілу та з підвищеним комплексом технологічних, механічних і службових властивостей.

Одержати без відбілу тонкостінні виливки дозволяє внутрішньоформове модифікування, яке максимально наближене за часом до початку процесу кристалізації і має високу графітизувальну здатність.

У якості графітизувального модифікатора використовують FeSi, завдяки поширеності і відносній економічності кремнію, який ефективно підвищує активність вуглецю в розплаві та твердому розчині.

Перспективним для модифікування чавуну є застосування кальцію. Кальцій є активним десульфуратором і розкислювачем, який покращує модифікувальну здатність, підвищує ступінь перлітизації структури одержаного чавуну. Однак, кальцієвмісні лігатури утворюють значну кількість тугоплавкого шлаку, який гальмує тепломасообмінні процеси між розплавом та лігатурою. Кількість шлаку, який утворюється, залежить від кількості кальцію у складі лігатури, тому актуальними є дослідження впливу внутрішньоформового графітизувального модифікування малою кількістю кальцію у складі лігатури на структуроутворення високоміцного чавуну.

Досліджено вплив графітизувального модифікування FeSi з 0,5% Ca (1) та FeSi з 3,0% Ca (2) на структуру високоміцного чавуну. Вплив графітизувального модифікування досліджували після сфероїдизувального модифікування в ковші FeSiMg7Ca6 лігатурою. Хімічний склад чавуну (масова частка елемента, %) дослідних плавок: 3,8 C; 3,1 Si; 0,035 Mg; до 0,28 Mn; до 0,1 Cr; до 0,016 S; до 0,05 P.



Для одержання ступінчастої проби розплав заливали у форму, де в реакційній камері під стояком знаходився один з зазначених графітизувальних модифікаторів.

В результаті внутрішньоформового графітизувального модифікування у всіх перетинах ступінчастої проби структурно-вільний цементит відсутній і сформувалася феритно-перлітна металева основа.

Експериментальні дані по впливу внутрішньоформового графітизувального модифікування феросплавами на структуру високоміцного чавуну наведено у табл. 1.

Таблиця 1– Вплив модифікаторів та товщини зразків на мікроструктуру високоміцного чавуну

Масова частка Ca у FeSi	Товщина зразка, мм	Мікроструктура	
		кількість вкраплень кулястого графіту, шт/мм <sup>2</sup>	кількість фериту, %
0,5%	2,5	1000	80
	3,5	493	75
	6,5	480	86
	12,5	480	86
3,0%	2,5	1470	84
	3,5	703	84
	6,5	504	88
	12,5	500	88

Аналіз отриманих даних показав, що використання феросиліцію FeS із 3% Ca, на відміну від FeS із 0,5% Ca, сприяє збільшенню ступеню сфероїдизації графіту, підвищенню інокулювальної здатності в 1,4 рази у зразках з найменшою товщиною 2,5 та 3,5 мм (в зразках товщиною 6,5 та 12,5 мм різниця мінімальна) і збільшенню кількості фериту на 2...9% в усьому діапазоні товщин.

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д., Нестерук О.П., Овсянников В.О.

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)***ЕКОНОМІЧНЕ ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ ТА УДАРНОЇ В'ЯЗКОСТІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

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

Високі пластичність і ударна в'язкість високоміцного чавуну досягаються при повністю феритній матриці. Відпал високоміцного чавуну передбачає дві стадії: I – нагрівання вище критичної температури (до 920...950 °С) і витримка за цієї температури від 3 до 6 год, щоб розчинити первинний і евтектичний цементит в аустеніті; II – повільне охолодження в печі до 710 °С (зі швидкістю до 35 °С/год), щоб аустеніт перетворився в ферит, а вуглець перетворення виділився як графіт навколо існуючих сфероїдів графіту, витримка 5 год, охолодження на повітрі [1, 2]. Ціллю дослідження було розроблення енергоефективних режимів відпалу виробів із високоміцного чавуну, які б забезпечували скорочення тривалості циклу термічного оброблення і одержання високих показників пластичності і ударної в'язкості (табл. 1).

Таблиця 1 – Вплив типу відпалу на структуру металевої основи і механічні властивості високоміцного чавуну

Тип відпалу	Механічні властивості			Структура металевої основи
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	КС, Дж/см <sup>2</sup>	
Гомогенізувальний феритизувальний	494	21,5	125	Ф*
	509	20,5	137	Ф
	510	23,8	115	Ф
Низькотемпературний феритизувальний	585	12,5	55	Ф (П10)
	581	18,0	84	Ф (П10)
	545	16,2	60	Ф (П10)

\*Ф – феритна металева основа; П10 – кількість перліту.

На основі раніше отриманих наукових і технологічних результатів по забезпеченню одержання виливків із високоміцного чавуну без структурно-вільного цементиту були розроблені і застосовані в проведених дослідженнях два режими термічного оброблення: 1) гомогенізувальний феритизувальний відпал (нагрівання до 860 °С, витримка 3 год, охолодження з піччю до 720 °С, витримка 2 год, охолодження з піччю до 650 °С, витримка 1 год, охолодження на повітрі); 2) низькотемпературний феритизувальний відпал (нагрівання до 720 °С, витримка 3 год, охолодження з піччю до 650 °С, витримка 1 год, охолодження на повітрі). Витримка при температурі 650 °С зменшує внутрішні напруження у виливках.

Наведені в табл. 1 результати мікроструктурного аналізу та механічних випробувань свідчать, що за відпалу із стадією гомогенізації при 860 °С (режим 1) досягається повна феритизація металевої матриці, одержання підвищених пластичності (на 28%) і ударної в'язкості (на 50%) високоміцного чавуну в порівнянні з низькотемпературним феритизувальним відпалом (режим 2).

Таким чином, для одержання високоміцного чавуну феритного класу з високими показниками пластичності  $\delta$  та ударної в'язкості КС варто рекомендувати термооброблення виливків за режимом 1.

#### Література:

1. *Gilbert N.J.* The ductility of nodular cast irons as revealed by the impact test. *BCIRA journal*. 1960. Vol. 8, №3. p. 401-421.
2. *Cox G. D.* Effects of annealing treatments and nickel content on mechanical properties of spheroidal-graphite iron. *Foundry trade journal*. 1966. Vol. 121, №2593. p. 209-215.

**Ворон М.М., Нарівський А.В., Михалєнков К.В., Поливода С.Л., Фон Прусс М.А.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **ВПЛИВ Cr, Mo, V ТА Co НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СТАН СИЛУМІНІВ ПРИ КОМПЛЕКСНОМУ МОДИФІКУВАННІ**

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

Збільшення використання алюмінієвого литва в сучасній промисловості пов'язане з можливістю зниження маси деталей та збільшення продуктивності їх виробництва. Перелік ливарних алюмінієвих сплавів є досить широким, проте на силуміни систем Al-Si, Al-Si-Cu та Al-Si-Cu-Mg припадає близько 90% виробленого литва, що також є показником актуальності й доцільності їх використання [1-3].

Силуміни відрізняються високими ливарними властивостями, прийнятним рівнем механічних властивостей та в ряді випадків – жароміцністю та жаростійкістю. Вони також володіють здатністю до багаторазової вторинної переробки, проте рівень механічних властивостей знижується з кожним циклом повторного використання через забруднення домішками [4].

Для нівелювання шкідливого впливу домішок та підвищення рівня механічних властивостей силумінів зазвичай застосовують рафінування та модифікування. Стандартні зерноподрібнювальні модифікатори мають обмежений вплив на структурно-фазовий стан та властивості литого металу. З цієї причини все більш популярним стає застосування нетривіальних модифікаторів, таких як Cr, Mo, V, Co, Hf, W та ін. Окремі впливи цих модифікаторів є непогано вивченими [5-7], проте їх комплексна дія залишається малодослідженою.

Для визначення сумісного впливу недефіцитних та перспективних модифікаторів для силумінів було обрано Cr, Mo, V та Co. В якості модельного було обрано сплав AlSi9Cu3, який є одним з основних матеріалів для виготовлення деталей двигунів легкових автомобілів. До його складу входить близько 9% мас. кремнію, 3% мас. міді та 1% мас. заліза, що дає можливість більш повною мірою оцінити вплив модифікаторів на всі структурно-фазові складові виливків. Дослідні зразки одержували шляхом переплаву в печі опору з подальшим литтям в кокіль.

В якості джерела модифікувальних добавок використовували дрібнокристалічні лігатури власного приготування, одержані методом електронно-променевого переплаву. Сумарний вміст модифікувальних добавок складав 0,2...0,5% мас.

Найбільш значимі приклади сукупного впливу досліджуваних модифікувальних елементів показали, що одночасне додавання Cr + Co призвело до формування рівномірно розподілених ділянок евтектики, які представлені скупченнями доволі дисперсних частинок  $Al_2Cu$ , евтектичного кремнію та залізовмісних інтерметалідів. Останні також зустрічаються у вигляді суцільних частинок розмірами до 20...30 мкм. З EDX-аналізу видно, що кобальт та, більшою мірою хром, входять до складу  $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$  фази.

При додаванні Cr та Co відмічається значний загальний ступінь легування твердого розчину на основі алюмінію на рівні близько 3,5%. Важливим є те, що вміст марганцю в твердому розчині в даному випадку складає 0,2% мас., що позитивно впливає на рівень механічних властивостей сплаву в литому стані.

Одночасне модифікування сплаву V + Co сприяло утворенню дрібнодисперсної структури з рівномірно розподіленою евтектикою. Гілки дендритів алюмінієвої матриці мають ширину близько 20 мкм, а евтектичні області та фази, які входять до складу евтектики в середньому завширшки 5...15 мкм. Загальна легованість твердого розчину  $\sim 3,5\%$ , але в його складі майже відсутній марганець. З EDX-аналізу видно, що кобальт входить до складу  $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$  фази, а ванадій є рівномірно розподіленим в усьому об'ємі сплаву, що підтверджує його модифікувальну дію як зародкоутворювального компонента. При цьому, локальний хімічний аналіз структурних складових також показав наявність у складі твердого розчину кобальту. До складу залізовмісних фаз більшою мірою входить кобальт. Варто відзначити, що останні представлені двома типами вкраплень – цілісними та розгалуженими, схожими на морфологію китайського шрифту.

Сукупна дія Mo + Co виявилась більш значимою в порівнянні з комплексом Co + V. Структура зразка, в якому ванадій замінили на молібден, характеризується рівномірною дрібнозернистою будовою, де гілки дендритів алюмінієвої матриці є меншими, а їх товщина складає в середньому 15 мкм. Евтектичні складові

мають схожий характер будови та розподілу, порівняно з попереднім зразком. Легованість твердого розчину зразка перевищує 4%.

EDX-аналіз показав, що молібден входить до складу твердого розчину на основі алюмінію та є рівномірно розподіленим в усьому об'ємі сплаву, що підтверджує його модифікувальну дію як зародкоутворювального компонента. При цьому, локальний хімічний аналіз структурних складових показав наявність у складі твердого розчину кобальту, що є аналогічним до попереднього випадку.

До складу залізовмісних фаз кобальт і молібден входять в однаковій кількості. Варто відзначити, що вміст марганцю в них є помітно більшим, ніж в попередніх зразках. До складової евтектики, яка містить  $Al_2Cu$ , входить кобальт і чинить модифікувальний вплив, подібний до попереднього випадку.

Однотимчасне додавання Cr + Mo сприяло формуванню чітко вираженої неоднорідної структури. Обидва модифікатори входять до складу залізовмісних фаз та до алюмінієвої матриці. Причому, молібдену в матриці більше ніж хрому. Ступінь легуваності твердого розчину на основі алюмінію в даному зразку складає близько 3%. Марганець та хром до його складу не входять, проте спостерігається незначна присутність (0,01% мас.) молібдену. Фаза  $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$  містить молібден в кількості  $\sim 1,8\%$  мас. Вміст хрому в ній майже вдвічі більший і перевищує орієнтовний вміст для цієї фази, а вміст заліза більший на 20...25%.

Сукупна дія V + Mo знайшла своє вираження у формуванні доволі рівномірної та дрібнозернистої структури з розміром матричних зерен на рівні 10...20 мкм. Обидва модифікатори рівномірно розподілені в усьому об'ємі сплаву та майже відсутні у складі евтектичних компонентів. Чудовим результатом є те, що ступінь легування твердого розчину становить  $\sim 4\%$ , при тому, що до його складу входить марганець, ванадій та молібден в значній кількості. Залізовмісні вкраплення майже не містять модифікувальних елементів.

Показовим є те, що ванадій та молібден досить активно модифікують залізовмісні фази окремо, а разом – практично не чинять впливу. Імовірно, це явище можна пояснити наступним чином: обидва елементи модифікатори в процесі кристалізації сплаву в першу чергу починають формувати алюмініди по перитектич-

ному механізму, які слугують центрами зародкоутворення і формуються у великій кількості. Це прискорює сам процес кристалізації та сильно уповільнює дифузійний перерозподіл елементів. Таким чином, в залишках рідкої фази, з яких формується евтектика, ванадію та молібдену майже не залишається.

Вплив одночасного додавання Cr, Mo та Co виражається в утворенні дрібнодисперсної та доволі рівномірної структури з розмірами зерен твердого розчину на основі алюмінію в межах 10...30 мкм. Евтектичні складові в даному випадку мають також малі розміри та рівномірний характер розподілу.

EDX-mapping розподілу елементів зразка показав, що хром та молібден розподілені майже рівномірно по всьому об'єму. Виключення складає незначна кількість залізовмісних фаз, в яких знижено вміст кобальту, порівняно з іншими більш крупними аналогічними фазами. В структурі присутні залізовмісні фази двох типів: одна містить близько 3,5% мас. модифікувальних добавок та 2,5% мас. марганцю, а інша – 10 та 7,4% мас. відповідно. При цьому, для першого типу основним модифікатором є кобальт, а для другого – хром, вміст якого 4% мас. ненабагато вищий за вміст молібдену та кобальту (біля 3% мас.). Кількість легувальних елементів у твердому розчині зразка є близькою до 3% мас. Евтектичні компоненти, що містять мідь, звичним чином містять близько 3% мас. кобальту.

Комбінація модифікаторів V, Mo та Co також сприяла утворенню рівномірної структури з розміром зерен алюмінієвої матриці 10...25 мкм. Залізовмісні складові евтектики головним чином представлені невеликими об'ємами з розмірами до 20 мкм та морфологією китайського шрифту. Тим не менш, в структурі зразка існують поодинокі конгломерати таких вкраплень з розмірами порядку 50 мкм.

Аналіз розподілу елементів по площі зразка показав, що ванадій та молібден рівномірно розподілені по всьому об'єму. Кобальт же майже весь входить до складу евтектичних складових, які містять залізо та мідь. При легованості твердого розчину на рівні 3,5% спостерігається відсутність в ньому марганцю і наявність ванадію та молібдену в рівних частинах по 0,06% мас. Ці показники є нижчими, ніж ті, що було одержано для зразка, легованого лише молібденом та ванадієм.

Залізовмісні фази представленого зразка сформовані в одних об'ємах з евтектичними вкрапленнями типу  $Al_2Cu$ , тому дані хімічного аналізу цих складових мають дещо неоднозначний вигляд. Тим не менш, можна зробити висновок, що кобальт є основним та єдиним модифікувальним компонентом в евтектичних фазах, які містять мідь та разом з ванадієм і молібденом входить до складу фази  $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$ .

Додавання V, Mo та Cr показало результат, схожий на попередній. Варто відмітити, що в даному випадку евтектичні залізовмісні складові є дещо більш розгалуженими. Фази типу  $Al_2Cu$  евтектичного походження також відрізняються дрібними розмірами і є здебільшого влаштованими між евтектичним кремнієм та вкрапленнями  $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$ . Згідно аналізу EDX-mapping, хром є присутнім в складі залізовмісних фаз у кількості більшій, ніж в інших структурних ділянках. Ванадій та молібден розташовані в об'ємі зразка майже рівномірно.

Згідно хімічного аналізу структурних складових, твердий розчин зразка містить близько 3,5% мас. легувальних елементів, включаючи незначну кількість марганцю. В присутності хрому, молібден та ванадій починають входити до складу залізовмісних фаз у великій кількості. Розмір цих структурних складових є невеликим, а морфологія – розгалуженою, що свідчить про досить сприятливі умови для формування високого рівня механічних властивостей сплаву.

При одночасному додаванні Co, Cr, V та Mo утворюється дрібнозерниста, проте нерівномірна мікроструктура. Зерна твердого розчину на основі алюмінію мають розміри 5...30 мкм. Збагачені залізом та міддю евтектичні складові розташовані по межах зерен та мають переважно морфологію тонких голок.

Аналіз розподілу елементів показав, що кобальт має найбільш нерівномірний розподіл серед модифікаторів. Його концентрація є вищою в евтектичних складових. Хром, на відміну від попередніх зразків, майже рівномірно розподілений в об'ємі зразка, так само як молібден і ванадій.

Важливо відмітити, що при ступені легування твердого розчину на рівні 3,5%, до його складу входить найбільша серед досліджуваних зразків кількість



марганцю, а також хром та залізо. Такий склад може свідчити про потенційно високі значення жароміцності сплаву.

Література:

1. Vončina, M.; Močnik, N.; Nagode, A. et al. Dependence of mechanical properties on Cu content in AlSi9Cu3 (Fe) alloy. *Tehnički vjesnik*. – 2017. – vol. 24, pp. 229–231.
2. Alshmiri, F. Lightweight Material: Aluminum High Silicon Alloys in The Automotive Industry. *Advanced Materials Research*. – 2013. – vols. 774-776. – pp. 1271–1276.
3. Davis J.R. Aluminum and Aluminum Alloys. *Light metals and alloys*. –2001.– pp. 351-416. Green J.A. Aluminum Recycling and Processing for Energy Conservation and Sustainability. ASM International. 2007. – P. 198.
4. Hurtalova L., Tillova E., Chalupova M. The structure analysis of secondary (recycled) AlSi9Cu3 cast alloy with and without heat treatment. *Engineering transactions*. – 2013. – vol. 63 (3). – pp. 197-218.
5. Rana R. S., Rajesh Purohit, Das S. Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites. *International Journal of Scientific and Research Publications*. – 2012. –vol. 2, Issue 6. – pp. 1-7.
6. Kumar K. S. Ternary intermetallics in aluminum refractory-metal X systems (X = V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn). *Intermetallic Materials Review*. – 1990. – № 35 (6). – pp. 293-327.
7. Pietrowski S., Szymczak T., Siemińska-Jankowska B., Jankowski A. Selected characteristic of silumins with additives of Ni, Cu, Cr, Mo, W and V. – 2010. *Archives of Foundry Engineering*. –vol. 10, №1. – pp. 107-126.

Дереча Ю.А., Кочешков А.С.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

## СПЕЦІАЛІЗАЦІЯ ХУДОЖНЄ І ЮВЕЛІРНЕ ЛИТВО: МОНУМЕНТ

### «БАТЬКІВЩИНА-МАТИ» – СЕКРЕТИ ТЕХНОЛОГІЇ

E-mail: maestrojuliaa@gmail.com

Мета і завдання дисциплін спеціалізації «Художнє і ювелірне литво» стоїть в підготовці висококваліфікованих бакалаврів, які мають уяву про:

- історію мистецтв і технологій;
- основи розвитку світового та вітчизняного ливарного мистецтва;
- особлива увага приділяється різним засобам формоутворення художніх виробів.

Для фахівців у галузі технологій художнього литва це є у край важливо з тим, щоб він міг оптимально співпрацювати з архітектором, скульптором, художником, модельєром.

Щодо історії мистецтв і секретів технологій, то показовим є панорама правого берега столиці України: великої Дзвіниці Києво-Печерської Лаври і величезного сталевого монументу «Батьківщина-Мати». Останній входить до списку найвищих пам'ятників світу (рис. 1).

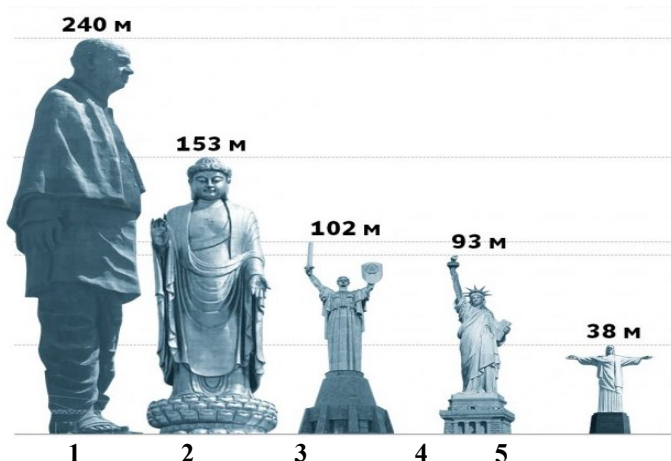


Рис. 1. Найвищі пам'ятники світу,

<https://uk.wikipedia.org>

1. Статуя Єдності», Індія.
2. «Будда Весняного Храму, КНР.
3. «Батьківщина-Мати», Україна.
4. «Статуя свободи» США.
5. «Статуя Христа», Бразилія.

Висота сталевий вражаючої скульптури «Батьківщини-матері» разом із постаментом – 102 метри, маса – 530 тонн. Але вона приховує в собі декілька секретів: постамент пам'ятника – це не лише опора із залізобетону, а 5-ти поверхова будівля, яка може витримати 9-бальний землетрус [1].

При проектуванні планувалося, що на постаменті встановлять 90-метрову бронзову статую. Також передбачалось покриття скульптури сусальним золотом. Але від цих ідей відмовилися, як з технологічних причин, так і через вартість матеріалів. Проте весь меморіальний комплекс налічує сотні тематичних бронзових скульптур.

В історичних документах повідомляється, що метал для пам'ятника виробили в Запоріжжі. Це сталь – на Дніпроспецсталі виробляли нержавіючі злитки, а в прокатних цехах Запоріжсталі їх перекочували в листи. В Києві сталеві компоненти збирали в одну конструкцію, в основі закладено сталевий каркас, який є основним і забезпечує міцність і стійкість скульптури. Зовні видно пластинчастий каркас і облицювання. А між ними є ще один невидимий шар бандаж – каркас, який є з'єднувальною ланкою між основою і пластинами. Для монтажу (рис. 2) пам'ятника змонтували спеціальні надвисокі крани) [2].



Рис. 2. Монтаж фігури,  
<https://uk.wikipedia.org>

Подейкують, що в поспіху перед урочистим відкриттям їх розпиляли і скинули в Дніпро. Згідно з офіційним документом, висота фігури «Батьківщини-матері» з урахуванням меча – 62 метри. А разом з постаментом-музеєм – 102 метри (рис. 3), в деяких документах вказано інший показник – 108 метрів. З історії Києва відомо з давніх часів, що жодна будівля не мала бути вище Лаврської Дзвіниці. Але меч «Батьківщини-матері» зробили коротшим не тому, а після аеродинамічних випробувань [3].

Адже його початкові розміри могли зашкодити скульптурі загалом, з цієї ж причини він має ромбовидний переріз. Це дозволяє більш ефективно гасити коливання, що створюються сильними вітрами.

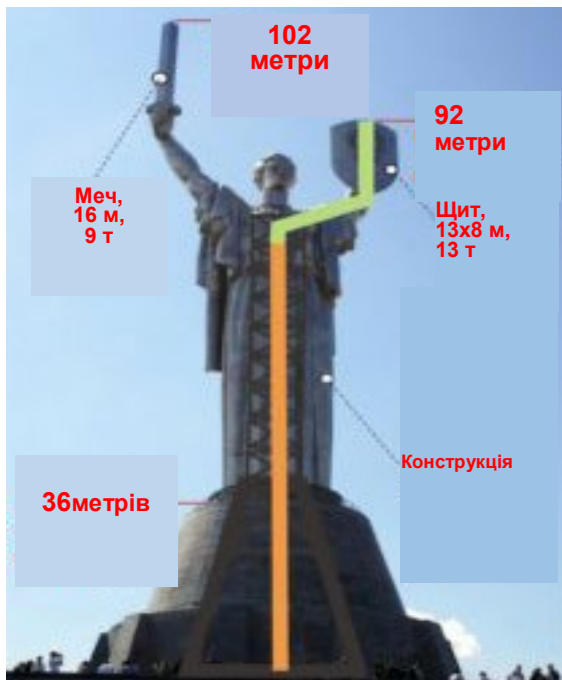


Рис. 3. Розміри і маса скульптури,

<http://city-issue.com/batykivschina-mati/>

В музеї є кілька екскурсій, протягом яких туристи можуть піднятися на оглядові майданчики, розташовані на різних рівнях «Батьківщини-матері». В середині скульптури можна побачити і доторкнутись до величезних сталевих труб і металоконструкцій, проїхатися на технологічних ліфтах. Один з них веде на рівень грудей – близько 70 метрів, так званий «Дев'ятий поверх». Звідси сходами можна дістатися до щита, щоб оглянути панораму Києва, Печерськ, Лавру, Дніпро і лівий берег столиці.

Зі щита також можна в деталях розглянути меч у правій руці і голову скульптури, на маківці якої є люк. Під ним ховається ще один секрет – невеликий висувний кран, за допомогою якого періодично виконуються сервісні роботи [4]. Автори і будівельники скульптури гарантували, що вона простоїть не менше 150 років. Так що сталевий символ Києва ще тривалий час буде туристичним магнітом столиці. І на останок, Мати захищає свій дім, дітей – монумент стоїть обличчям на північний схід! Значить правильно поставили [5].

Інформаційні джерела:

1. <https://starozhitnosti.kiev.ua/100-monument-rodina-mat.html>.
2. <https://myukraine.org.ua/batkivshchyna-maty>.
3. [https://www.segodnya.ua/img/forall/users/532/53203/1\\_188.jpg](https://www.segodnya.ua/img/forall/users/532/53203/1_188.jpg).
4. <https://bigkyiv.com.ua/batkivshhyna-maty-den-narodzhennya-stalevoyi-pani-stolytsi>.
5. [https://www.bbc.com/ukrainian/blogs/2016/05/160509\\_dk\\_blog\\_rodina](https://www.bbc.com/ukrainian/blogs/2016/05/160509_dk_blog_rodina).

**Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Михнян А.В., Нейма О.В.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **ПОЄДНАННЯ ВАКУУМНО-ПЛІВКОВОЇ ФОРМОВКИ З ЛИТТЯМ ЗА ДРУКОВАНИМИ МОДЕЛЯМИ, ЩО ГАЗИФІКУЮТЬСЯ**

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

Використання технології 3D-друку або адитивного виробництва (АВ) стає все більш важливим у промисловому виробництві. Концепція найбільш простого і низьковитратного впровадження 3D-друку в вітчизняне ливарне виробництво, яку найбільш легко і вигідно реалізувати через технологію лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), потребує створення ряду підпорядкованих цій концепції технологій, що стануть передумовами такого впровадження. Тому передусім необхідно розробити способи швидкого автоматизованого виробництва разових полімерних моделей з показниками, близькими до традиційних моделей з пінополістиролу (ППС), використовуючи 3D-друк на широко поширених нескладних принтерах. Зараз такі (низькобюджетні) принтери вже називають «шкільними», маючи на увазі їх поширення для навчання дітей в школі азам 3D-друку.

Проблема застосування друкованих моделей для ЛГМ полягає в тому, що теперішні їх характеристики відрізняються від таких для традиційних моделей з ППС тим, що при спробах їх газифікації дають значний вуглецевий залишок (зольність), вищу температуру газифікації, а також мають більшу вагу на одиницю об'єму, що збільшує кількість газів в порожнині форми, які негативно впливають на процес заміщення металом моделі. Ці причини перешкоджають отриманню виливків високої якості при ЛГМ.

Стосовно матеріалу для разової моделі, то нами розроблено спосіб її друку з подрібнених відходів ППС [1]. Щодо виготовлення разової моделі мінімальної маси (оболонкового типу) разом з методами ослаблення тиску газів від газифікації моделі чи їх нейтралізації, то 3D-технології мають значний потенціал для цього, що ми розглянемо нижче.

При 3D-друкуванні легковагих полімерних виробів їх нерідко виконують оболонковими з пористою чи каркасною серцевиною, яку заповнюють каркасами такого типу (рис. 1).

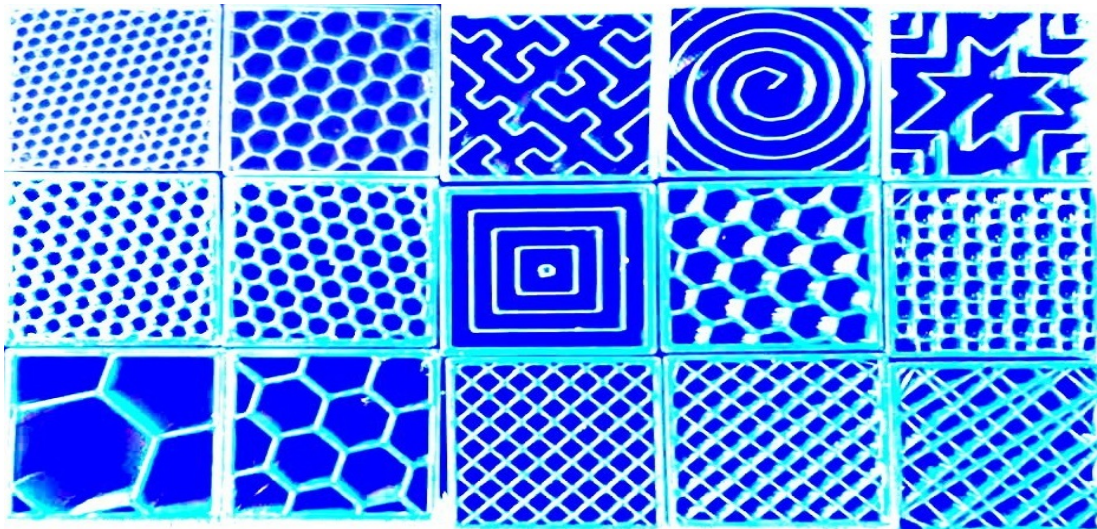


Рис. 1. Типові приклади заповнення друкованих виробів [2]

Нами також запропоновано для моделей складного профілю (типу крупних лопаток ГТД), які можна друкувати з двох половинок, наступний спосіб виготовлення. Задача полягала в тому, як отримати модель мінімальної маси. На горизонтальному столі друкують знизу на стовпчастих чи каркасних підтримуючих опорах (підпорах) половину оболонкової моделі з гладкою (є перевагою) зовнішньою поверхнею. Опори друкованої половині моделі зміцнюють конструкцію, але і збільшують масу. Якщо видалити з неї ці опори, то оболонка може пожелобитись при формуванні, що призведе до браку вилівка. Тому пів-модель вирішили заформувати на модельній плиті сухим піском за методом вакуумно-плівкової формівки (ВПФ) в рамковій опоці з фільтрами для вакуумування. Отримали робочу порожнину півформи, заповнену пів-моделлю, а плоскі піщані лад і контрлад покриті синтетичною плівкою.

Потім отриману півформу підключили до вакуум-насосу, перекантували, поклали контрладом на плоску плиту і з половинки моделі вручну видалили всі підтримуючі опори, залишивши лише оболонку, яка була міцно притиснута вакуумом форми до піску. Тобто фактично виготовили півформу методом ВПФ, робо-



ча порожнина якої була облицьована оболонкою від половини моделі без опор, притаманних 3D-друку. Ці опори в лабораторному варіанті видалили за допомогою фрези діаметром до 10 мм, вставленої в цанговий затиск ручного компактного електрогравера DT-0518, це також можна виконати нагрітими лезами електропаяльника чи термоножа. В промисловому варіанті пропонується перенести (на плоскій плиті) півформу на стіл 3D-фрезера з відповідним позиціонуванням, підключити до неї вакуум і видалити опори за комп'ютерною програмою, аналогічною для 3D-принтера, що виконав друкування цієї моделі. При цьому також можна механічною обробкою на 3D-фрезері суттєво зменшити товщину оболонки моделі, або навіть з суцільної пластикової моделі виготовити оболонкову, функція якої полягала б лише в герметизації піщаної вакуумованої форми (подібно до синтетичної плівки), що значно б зменшило потенційну зольність і газотвірність друкованої моделі.

Переносити з місця формовки до 3D-фрезера і на інші відстані на плиті півформи ладом доверху слід плавно без струсів у варіанті без вакуумування, або (надійніше) застосувати вакуумування за допомогою акумуляторного пілососа, рівня вакууму якого достатньо (як показала практика) для утримання піску півформи без зсуву.

По суті, описаний спосіб має операцію формовки – ВПФ, наче по постійній пластиковій друкованій пів-моделі, оболонку якої утримують опори; вакуумування; видалення опор, що перетворює пів-модель на оболонку, яка покриває робочу (ливарну) порожнину півформи, і це фактично є перетворення методу ЛГМ в метод ВПФ. Якщо зібрати форму з двох аналогічно виготовлених півформ, включно з виконанням ливниково-живильної системи, то отримаємо традиційну форму методу ВПФ з тою відмінністю, що робоча порожнина її облицьована половинками оболонкової друкованої моделі (наче товстою плівкою), з якої видалено раніше віддруковані опори і поверхня якої міцно присмоктана до піску вакуумованої форми. При цьому скріплений за допомогою вакууму пісок для оболонки моделі стає несучою опорою, яку раніше виконували пластикові опори (або внутрішній каркас, рис. 1), що при формовці опирались на модельну плиту.

Можливий ще інший такий варіант формовки: після видалення опор з моделі і видалення оболонок моделі з півформ ці оболонки склеюють, а колишні опори замінюють брусками (вставками, болванами) з легкового ППС (або спеціально окремо друкованого каркасу), що перешкоджають деформуванню моделі при формуванні сухим піском з його вібраційним ущільненням за традиційним методом ЛГМ, який і застосовують при кінцевому виготовленні ливарної форми.

Таким чином, запропоновано концепцію формування за друкованою разовою моделлю, яку «перетворюють» в оболонкову, а ливарна форма при цьому аналогічна формі при ВПФ. Застосування традиційних для ВПФ випорів дає можливість виводу надлишків газу крізь них при заливанні металом і газифікації оболонкової моделі в разі, якщо вакууму форми буде недостатньо, щоб відсмоктати ці гази в пісок форми. Також застосовано «в парі» 3D-принтер і 3D-фрезер для друку і видалення «надлишків» друку. А позиціонування (міцна фіксація) в вакуумованому піску (як у кондукторі) виробів складної геометрії придатне для механообробки будь-яких деталей з металу чи пластику.

#### Література:

1. Заявка u202105814 Україна, МПК: МПК8 В22С 9/02, В22С 15/02, В29С47/78. Спосіб адитивного виробництва полістирольної ливарної моделі чи іншого тривимірного об'єкту складної конфігурації / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко, П.Б. Калюжний, О.В. Михнян, О. В. Нейма. – Заявлено 18.10.2021.
2. J. O'Connell. 3D Printing Infill: The Basics – Simply Explained. 24.02.2022. URL: <https://all3dp.com/2/infill-3d-printing-what-it-means-and-how-to-use-it/>



**Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Михнян А.В., Нейма О.В.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **СПОСОБИ АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА ФІЛЬТРУВАЛЬНОЇ КЕРАМІКИ З КАНАЛАМИ ЗАДАНОЇ ГЕОМЕТРІЇ**

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

Технологія 3D-друку чи адитивне виробництво (АВ) нині активно входить у різні галузі та сфери як одна з ключових у концепції «Промисловості 4.0». Якщо спочатку вона призначалась лише для сфери прототипування, то зараз АВ поширюється від масової кастомізації до розподіленого виробництва. Ця технологія дозволяє зберігати розробки у вигляді файлів на віртуальних складах і, за необхідності, відтворювати їх, що тим самим значно скорочує відстані транспортування (спрощує логістику), час і витрати.

АВ керамічних або піщаних виробів у вітчизняних умовах практично ще не застосовується із-за досить високої вартості зарубіжного друкувального обладнання (приміром, за методом Binder Jetting, рис. 1) і матеріалів, що, зокрема, в ливарному виробництві, приблизно на порядок збільшує собівартість виливків, отриманих традиційним виробництвом. Тому доцільна розробка вітчизняних способів, що здешевлюють АВ застосуванням недорогих розповсюджених принтерів, зокрема, для отримання фільтрувальної кераміки.

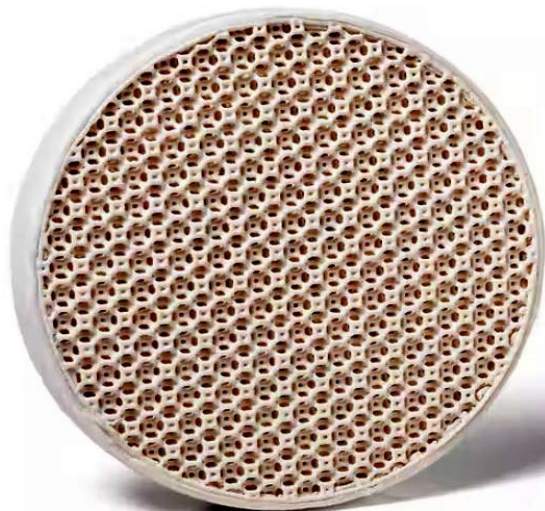


Рис. 1. Друкований керамічний фільтр ([ask-chemicals.com](http://ask-chemicals.com))

Існує два основних типи традиційних керамічних фільтрів – пресові керамічні та пінокерамічні, а технологію формування керамічних виробів може бути представлено такою схемою [1], з додаванням нами нових способів.



Рис. 2. Схема видів формування керамічних виробів [1]

Характерною особливістю пресованого керамічного фільтра є те, що він має паралельно вирівняні пори однакового розміру та форми, які створюють ламінарний характер потоку розплавів. Керамічні пінні фільтри (пінокерамічні фільтри з сітчастою структурою) мають багато пор різних розмірів та будь-яких орієнтацій і виглядають як гумова губка. Проходячи через цей фільтр, потік розплаву стикається з перешкодою і змінює напрямок. Через зміни напрямку струменів та додаткове тертя розплав фільтрується, і швидкість його потоку зменшується. Для сталі та інших високотемпературних сплавів важливо мати фільтри з високою пропускну здатністю. Фільтри зі спеченої кераміки мають обмежену фільтраційну здатність. Компанія ASK Chemicals випускає 3D-друковані фільтри, що імітують піну

з порами більшого розміру одночасно з контрольованим ламінарним потоком в порах з повторюваними характеристиками (рис. 1). Фільтр не обов'язково повинен мати пори, менші за те, що він намагається відфільтрувати, але він має створювати можливість для шкідливих частинок потрапити в пастку. Це не ситечко, а лабіринт. Потік проштовхує такі частинки через усі повороти і проходи, що збільшує ймовірність частинці застрягнути десь на перегородках і не пройти до кінця.

Появі 3D-друку передувало поширення 2D-принтерів, на яких ми звикли друкувати тексти на паперових листах. Якщо скласти ці листи у стопку (книжку) і уявити, що букви ніби «зливаються» у певну конструкцію, то це практично ілюструє деякі способи 3D-друку, в яких замість листів застосовують тонкі шари піску (порошку). Пісок в сипкому стані потім видаляють, і отримують друковану конструкцію з того піску, в якій друкувальною голівкою введено зв'язувальний компонент, що затвердів (метод Binder Jetting).

Відділом проф. О.Й. Шинського запатентовано спосіб формування [2], що включає пошарове насипання сухої піщаної суміші на модель чи в робочу порожнину стрижневого ящика, змочування сухої піщаної суміші шляхом контактування її з рідинно-повітряною дисперсією, внаслідок цього зволоження зв'язування цієї суміші до монолітного стану, що в результаті призводить до створення піщаної форми чи стрижня. Багатократне пошарове насипання сухої піщаної суміші на підкладку в контейнері та нанесення рідинно-повітряної дисперсії (аерозолу) на поверхню кожного шару цієї піщаної суміші відповідає технології АВ. Подібне пошарове насипання добре відпрацьовано для сипкої піщаної суміші при вакуумно-плівковій формовці і литті за моделями, що газифікуються (ЛГМ). Ці процеси освоєні на вітчизняному формувальному обладнанні без значних енерговитрат і можуть включати короткочасне віброущільненням сипкої суміші протягом 20...90 с. Але де ж тут 3D-друк?

Наші розроблені гібридні способи формування фільтрувальної кераміки з піщаних прошарків при їх змочуванні активатором (зв'язувальним чи отверджувачем) з форсунок аерозолем в контейнері (за патентом [2]) відрізнялись таким доповненням: 3D-друкуванням на кожному піщаному шарі сітчастої моделі пор з

матеріалу, що випаюється, розчиняється чи виплавляється. Контейнер з піском, в якому опускається плоске дно, на нескладному пристрої – човниковій платформі автоматично ходить (снує) «туди-сюди»: під бункер для засипання піщаного шару з його покриттям рідинно-повітряною дисперсією (з форсунок, що розпилюють [2]), а потім під друкувальну головку принтера, що наносить сітку чи решітку на кожний піщаний шар. Товщина цього шару і кількість зв'язувальної самотвердної композиції, що утворюється в порах піску, може регулюватись. Після формування виробу, як за технологією [2], його видаляють з контейнера, сушать чи витримують (для завершення хімічних процесів тверднення) на повітрі, а потім виплавляють (випалюють) модельний матеріал і прожарюють.

Для високотемпературних фільтрів одною з найдешевших може бути сипка суміш з такими компонентами: високоглиноземистий цемент 15...30 мас. %, наповнювачі – електрокорунд і дрібнозернисті порошки типу каоліну. Твердне цемент в контакт з водою чи розчином води з прискорювачем тверднення. Приклади таких сумішей наведено в нашому патенті [3].

Друкування сітчастих чи комірчастих моделей каналів пор дозволяє оптимізувати їх конструкцію за фільтрувальною здатністю, гідравлічним опором, площею поверхні пор і такими геометричними чи топологічними показниками, що дозволяють найкраще вловити в тенетах лабіринту шкідливі частинки з рідин, що фільтруються. Як і практично всі 3D-друковані конструкції, такі моделі доступні для оптимізації за допомогою комп'ютерних програм, а принтери для друку полімерами недорогі і широко розповсюджені. Створено спосіб випробування адитивно отриманих фільтрів – пат. 148770UA.

3D-друковані пористі матеріали знаходяться в полі зору дослідників, що прагнуть друкувати комірчасті замітники полімерів, подібних до піни [4] (рис. 3). Такі ґратчасті конструкції замінюють пінопластові компоненти і можуть служити довше та бути налаштованими до індивідуальних потреб користувача.

Значний потенціал для друку моделей дрібних пор мають методи 3D-друку компонентів складних конфігурацій для мікроелектроніки (рис. 4).

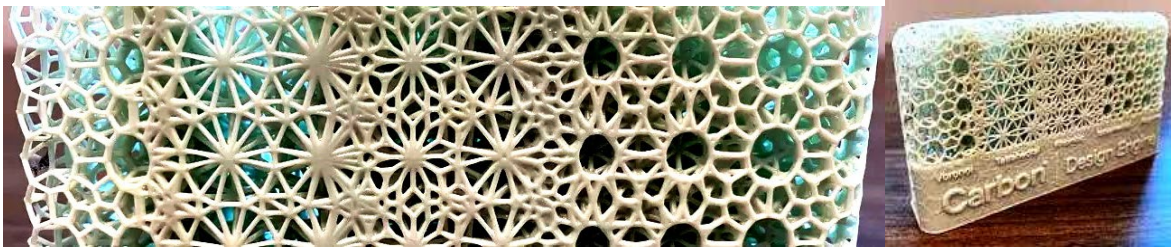


Рис. 3. Приклади друку виробів для заміни схожих на піну полімерів [4]

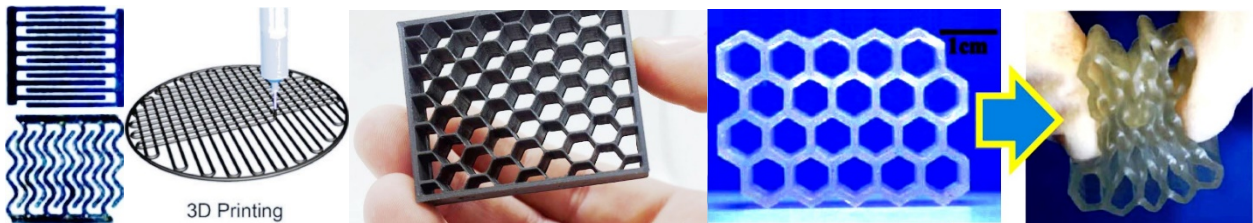


Рис. 4. Приклади друку конфігурацій виробів для мікроелектроніки [5]

#### Література:

1. Технология обработки материалов: учеб. пособие для академического бакалавриата / отв. Ред. В.Б. Лившиц. – М.: Издательство Юрайт, 2018. – С. 153.
2. Патент 9003 Україна, МПК В22С 9/02. Спосіб формування / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. – Опубл. 10.06.2015, Бюл. №11.
3. Патент 141852 Україна, МПК В22С 1/18, С04В38/06, С04В35/101. Спосіб виготовлення пінокерамічних фільтрів та пористих матеріалів / О. Й. Шинський, В.С. Дорошенко. – Опубл. 27.04.2020, Бюл. № 8.
4. Julia Hider. 3D-Printed Lattice Structures Replace Foam Components. 22.12.2021. URL: <https://www.additivemanufacturing.media/articles/3d-printed-lattice-structures-replace-foam-components>.
5. Y.G. Park et al. High-Resolution 3D-Printing for Electronics. Adv. Sci. 2022. URL: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1002/advs.202104623>.

**Дорошенко В.С., Калюжний П.Б., Нейма О.В.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **ЛЕГКОВАГІ КОНСТРУКЦІЇ З ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ, ЩО ПЕРСПЕКТИВНІ ДЛЯ ЛИТТЯ ЗА УЧАСТЮ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ**

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

Розробка концепції побудови типових литих легковагих конструкцій для різновидів автотракторної і військової техніки та загального машинобудування, а також розробка адитивних технологічних процесів виготовлення литих легковагих конструкцій із залізовуглецевих сплавів з використанням 3D-технологій для одержання різновидів піщаних і керамічних форм, стрижнів, полімерних моделей з використанням традиційних сполучних та вакууму – ця актуальна і непроста проблематика наявна в плані досліджень відділу ФХЛП проф. О. Й. Шинського.

З промисловою революцією 4.0 технологія 3D-друку стала пріоритетною та «гарячою» темою для різних дослідницьких сфер. Експоненціальне зростання кількості статей у новітній літературі демонструє потенціал 3D-друку, який, бурхливо розвиваючись, дозволяє швидко та легко виготовляти об'єкти з розширеною свободою дизайну, зменшує утворення відходів і може використовуватися в будь-якій точці світу. Крім того, він має значний потенціал для великомасштабного виготовлення в механізованому чи автоматизованому процесі. Індустрія адитивного виробництва (АВ) знову зростає. З 2019 по 2020 рік в ній (від впливу пандемії) майже не було зростання, лише на 0,5% у металах. А з 2020 по 2021 рік ринок відновив ріст, показуючи зростання на 23% у секторі АВ металу та близько 16% у полімерах [1].

Цифрові 3D-технології мають вирішальну перевагу над традиційними ливарними в тому, що дозволяють з цифрового файлу (зображення) на комп'ютері корегувати конструкцію виробу, програмними методами оптимізувати її (нерідко до біонічної конструкції чи структури), нанести (доповнити в цифровому файлі) найбільш вигідну ту чи іншу ливарну чи друкувальну технологію та покрокову програму її реалізації на автоматичному верстаті чи маніпуляторі (як правило, без



будь-якої металевої чи дерев'яної ливарної оснастки) в короткі терміни та потім провести кінцеву обробку виробу. Частіше всього 3D-друку підлягають разові моделі, рідше – піщані форми чи металеві вироби. Це дозволяє практично на порядок скоротити (від звичного цехового ливарництва) тривалість отримання перших металовиробів від появи концепції чи креслення до готової машинобудівної деталі.

В яких випадках вже сьогодні має сенс перейти з традиційного виробництва на 3D-друк, коли АВ може дати вигоду? АВ здатне підтримувати звичайні виробничі процеси, які для серійного виробництва потребують оснастки (пресформи, кокілі, кондуктори, оснастка штампів тощо), швидко забезпечуючи початок і розвертання нового чи більшого обсягу виробництва. АВ дозволяє виробникам досягти кращого дизайну та швидко отримати продукт чи прототип для замовників, тоді як традиційне виробництво проходить наладку і наростає. Збільшуючи варіативність між прототипом і повномасштабним виробництвом, 3D-друк може забезпечити значну вигоду, навіть якщо згодом почнеться серійне виробництво іншого продукту. Крім дизайну і передачі нової деталі від 3D-друку в серію, є сценарії, в яких АВ може вигідно реалізувати виробничі процеси. Наведемо п'ять прикладів [1].

1. Деталі складної геометрії. У випадках, коли 3D-друк може забезпечити складні функції виробу, такі, як охолодження його по внутрішнім каналам, властиві деталям гідравліки, або об'єднати кілька частин в одну; перехід до більш традиційного процесу, ймовірно, ускладнить виробництво. Така деталь, як паливна форсунка авіадвигуна, яка об'єднує 20 деталей, краще підходить для 3D-друку, ніж нелегкий виробничий процес, що включає збірку менших компонентів. АВ також виграє, коли може видати нові функціональні вироби, які були б неможливі інакше, приміром, 3D-друковані піни різної жорсткості та гнучкості.

2. Персоналізація (кастомізація) та налаштування виробів. У випадках, коли продукти повинні бути виготовлені відповідно до анатомії або смаків окремих споживачів, 3D-друк може доставити унікальні компоненти в короткі терміни в порівнянні зі звичайними процесами. Відсутність залежності АВ від ін-

струментів означає, що немає фінансових причин для того, щоб кожен виріб був ідентичним, виготовлення може включити унікальні відбитки.

3. Сценарії, коли інвестиції в звичайне обладнання були б перешкодою для входу нової продукції у виробництво. Наприклад, витрати вартістю понад 10000 доларів можуть бути недоступними для багатьох винахідників (не кажучи вже про витрати на розробку та експлуатацію інструменту), але на ту ж суму можна було б придбати принаймні пару настільних 3D-принтерів. Можливо, економніше було б перейти до виробництва пластикових деталей чи моделей 3D-друком, якщо для цього необхідні витрати залишаться в керованому діапазоні.

4. Нішеві продукти, що не вимагають високої кількості. Подібно до вищезазначеного, деякі продукти ніколи не досягнуть стадії, коли попит диктує процес збільшення обсягу. Аксесуари, такі як чохла для телефонів або кронштейни для побутової електроніки, можуть застаріти, в той час як інші предмети можуть сподобатися лише певній ринковій ніші. У цих випадках АВ може підтримувати виробництво на вимогу, щоб обмежити запаси та відповідати тому, що потребує ринок.

5. Місцеве (локальне) виробництво. Уразливі місця в ланцюжках поставок роблять виробництво без інструментів за допомогою 3D-друку привабливим варіантом. Замість того, щоб виробляти великі обсяги на одному централізованому підприємстві, з'являється сенс розподілити 3D-друк менших партій між різними виробниками. Такий розподіл дозволить виробникам розширити обсяги відповідно потужності 3D-друку і необхідності в конкретному місці. Теоретично, 3D-друк є непоганим методом для розподіленого виробництва. Цифрові файли можуть легко переміщатися, не вимагаючи перевезення вантажів через кордон або по всьому світу. 3D-принтер, оснащений відповідним матеріалом і можливостями, може надрукувати практично будь-який дизайн без традиційної оснастки, ріжучого інструменту чи кріплення. Принтери можна розташовувати де завгодно, варіюючи переміщення виробництва між ними за потребою.

У машинобудівній галузі АВ стало додатковим виробничим процесом, який дозволяє розвивати та впроваджувати інновації та відкриває нові застосування, а



також більше не використовується лише для виробництва прототипів. Наш досвід показує, що найпростіше заводити 3D-технологію в ливарні цехи саме через АВ разових моделей, оскільки принтери для друку полімерами найбільш розповсюджені і дешеві за вартістю. Розуміючи, що під АВ мають на увазі поетапне створення виробів шляхом додавання або нарощування матеріалу пошарово на основу, нашим відділом проведено дослідження за такими напрямками (рис. 1) та запатентовано в Україні наступні технічні рішення з перспективою АВ моделей для ЛГМ.

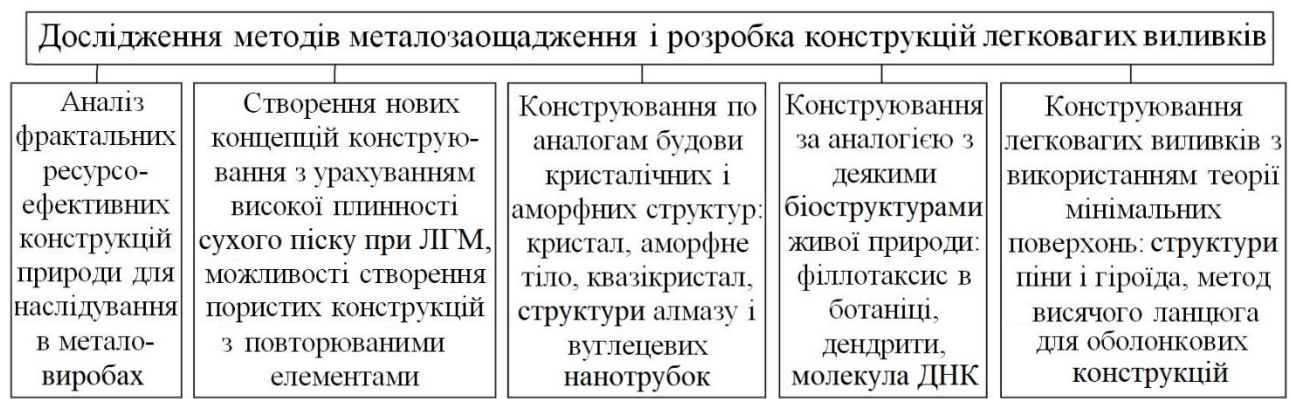


Рис. 1. Напрямки досліджень з перспективою АВ моделей для ЛГМ

Так, за пат. 80656 для полімерної моделі при ЛГМ створюється система вентиляційних каналів з вентами (також варіант за пат. 81013) і випорами, що дозволяє всмоктувати у пісок форми, чи (та) виводити з неї надлишкові гази, які можуть надмірним тиском знизити якість вилівка. Це налагоджує ЛГМ-процес за моделями не лише з пінополістиролу (ППС), але і друкованих, що нерідко мають вагу на одиницю об'єму вищу ніж у моделей з ППС (відповідно, і більше дають газів при термодеструкції). За пат. 85515 виконуються такі випори по багаторазовій пружній оснастці, а канали – по спіральній оснастці (пат.91224), а гази, що виходять з форми, рекомендовано знешкоджувати спалюванням (пат. 147217, 150121).

За пат. 86634 модель розчиняють скипидаром в вакуумованому піску, цей варіант також дозволить видалити з форми друковані моделі, або зменшити їх масу. За пат. 70286 виготовляють адитивним способом нарощування з деталей ґратчасту

модель (подібну до моделювань решітки кристалу або ромбоїдів квазікристалу), а за пат. 96915 виливають по ній легковагу конструкцію. Пат. 90494 видано на просторовий виливок, подібний до гілок дерева з урахуванням закономірностей його фрактальної будови у чотирьох варіантах конструкції. Ливарні моделі з повторюваних модулів комірчастих структур описано в пат. 92163, конструкції у вигляді многогранників, в тому числі, полієдрів Вороного, за пат. 87782 – з многогранників за структурою піни (11 варіантів), згідно пат. 92226 – за структурою вуглецевої нанотрубки. А за пат. 81011 комірчаста біонічна конструкція моделі зібрана з повторюваних елементів з обрисами моделі молекули ДНК. За пат. 82025 разову модель збирають з однакових комірок (за будовою комірки алмазу), обрамлених однаковими перегородками, а за пат. 82028 моделюють структури гіроїда і виливають з металу за цими моделями модульні броньовані перешкоди (пат. 139560).

Щодо оптимізації литих конструкцій з залізовуглецевих сплавів і їх структур, як найбільш поширених сплавів у ливарництві, то опрацьовано оптимізацію (за підвищенням міцності) товщини стінок виливків з чавуну з кулястим графітом за пат. 126031, а також розроблено ряд способів утворення бейнітної структури високої міцності виливків з чавуну, що видалені з форми в гарячому аустенітному стані і охолоджені ступінчастою зміною температури, за пат. України 123731, 131581, 131907, 131968, 133701, 137850, 139559, 140588.

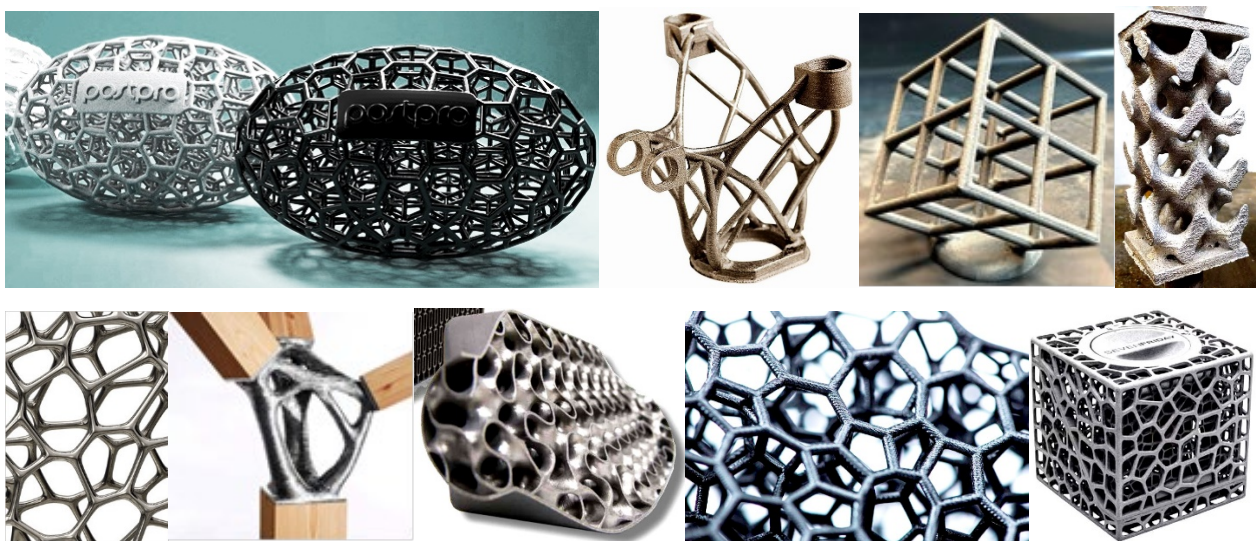


Рис. 2. Приклади 3D-друку полімерних моделей і легковагих виливків

З відкритих джерел Інтернету останнього часу наведемо матеріальні приклади 3D-друку ряду легковагих конструкцій (рис. 2), аналогічних вище вказаним. На рис. 3 показано наші перші відпрацювання 3D-друку моделей під науковим керівництвом проф. О.Й. Шинського і застосований для цього принтер. Друкована модель лопаті всередині має комірчасту будову.

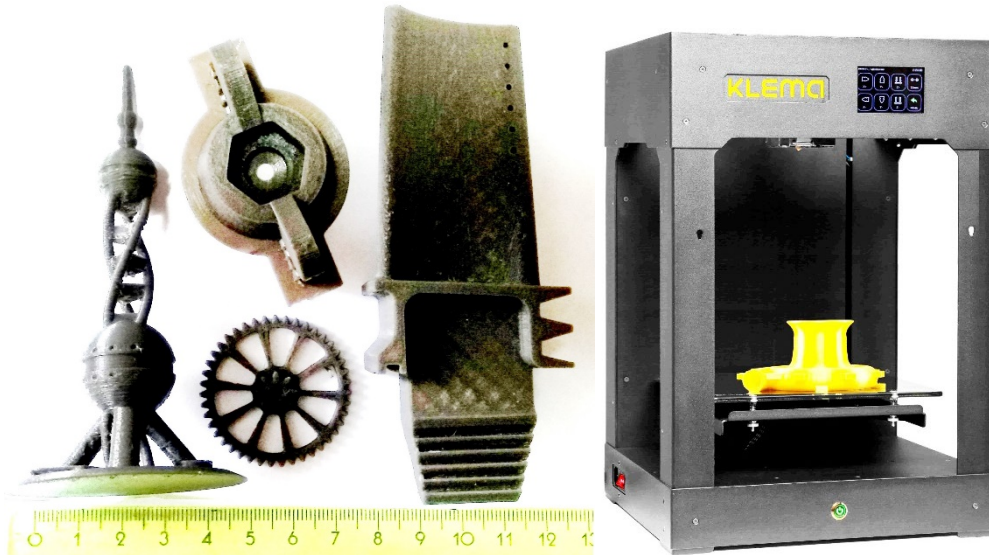


Рис. 3. Друковані моделі і принтер у відділі ФХЛП проф. О. Й. Шинського

#### Література:

1. Carolyn Schwaar. 2022 Additive Manufacturing Market Report Uncovers Top Trends. 15.03.2022. URL: <https://all3dp.com/4/2022-additive-manufacturing-market-report-uncovers-top-trends/>
2. S. Hendrixson. When Should Additive Manufacturing "Win" the Production Work? 25.03.2022. URL: <https://www.additivemanufacturing.media/articles/when-should-additive-manufacturing-win-the-production-work->

**Дорошенко В.С., Калюжний П.Б.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **МЕТОД ЗОВНІШНЬОГО ВПЛИВУ НА ЧАВУННІ ВИЛИВКИ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ЇХ ДИФЕРЕНЦІЙОВАНИХ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ**

E-mail: doro55v@gmail.com

В роботах, виконаних ФТІМС НАНУ (В.П. Гаврилюк, І.Г. Неїжко), та інших показана залежність механічних властивостей виливків з графітізованих чавунів від температури аустенізації, з якої виконують ізотермічне гартування (ІГ). Це підтверджують також інші публікації, наприклад, про вплив температури аустенізації на твердість загартованих зразків з високоміцного чавуну (ВЧ) з наступним відпуском (рис. 1) [1].

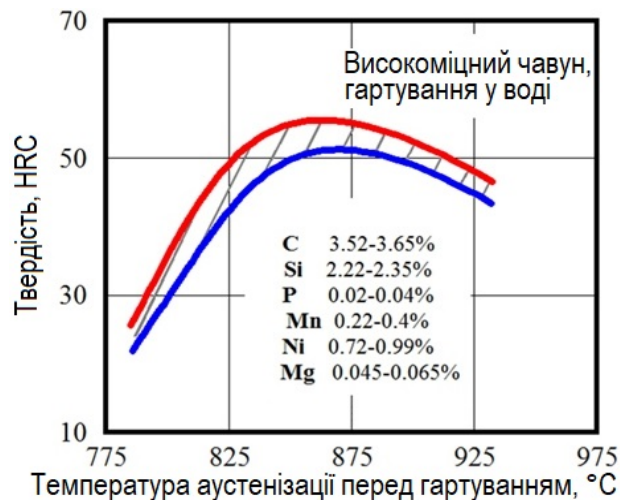


Рис. 1. Вплив температури аустенізації на твердість загартованих зразків

Підвищення властивостей залізовуглецевих сплавів виконують методами отримання двофазних (dual phase, DP) [2] чи багатофазних (зокрема, вітчизняні праці Л.С. Малинова, К. І. Узлова та інших) мікро- і макронеоднорідних структур (аусферит, бейніт, мартенсит тощо), зокрема, у виливках. Прикладом цього є двофазні за металевою матрицею ізотермічно загартовані чавуни DP-ADI, структура яких складається з аусфериту, вільного (проевтектоїдного), пересиченого вуглецем фериту та графіту. DP-ADI чавуни мають більшу пластичність, кращу оброб-



люваність, ніж звичайні ADI, що містять, наприклад, аусферит і графіт [2]. На рис. 2 [3] показано вертикальні розрізи потрійної діаграми Fe-C-Si паралельно стороні Fe-C при Si – 2,0% і Si – 3,8%.

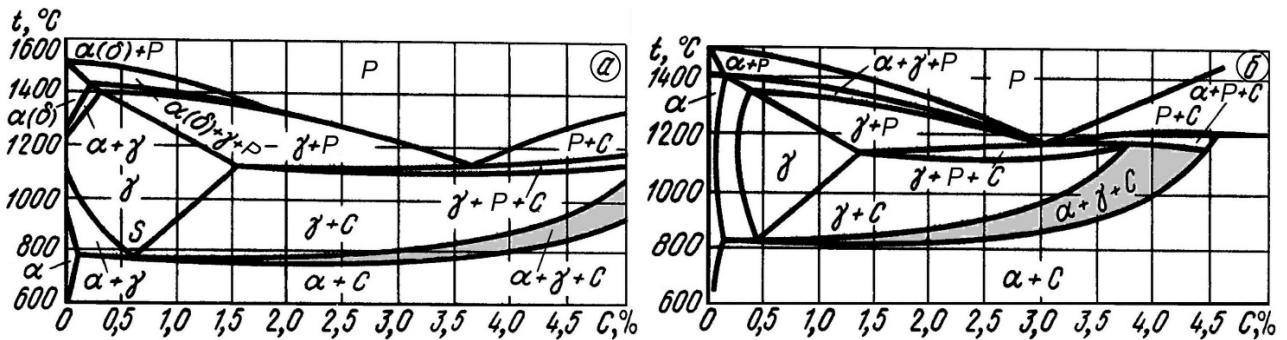


Рис. 2. Вертикальні розрізи потрійної діаграми Fe-C-Si паралельно стороні Fe-C при Si – 2,0% (а) та Si – 3,8% (б) [3]: α – ферит, γ – аустеніт, P – рідина, C – вуглець (графіт); область міжкритичного інтервалу температур (МКІТ) зафарбовано сірим кольором

Методом ІГ з області МКІТ забезпечують певну долю у структурі DP-ADI вільного (проєвтектоїдного) пересиченого вуглецем фериту і тим самим регулюють твердість DP-ADI. Так, в зразках [2] чавуну з мас. %: 3,53 C; 2,53 Si; 0,35 Mn; 0,045 Cu; 0,07 Ni; 0,055 Mg; 0,031 P; 0,015 S; при долі 18,4% і 78,8% (за об’ємом) такого фериту (решта – аусферит і графіт) твердість DP-ADI, відповідно, доступна для регулювання від 300 до 178 НВ (рис. 3).

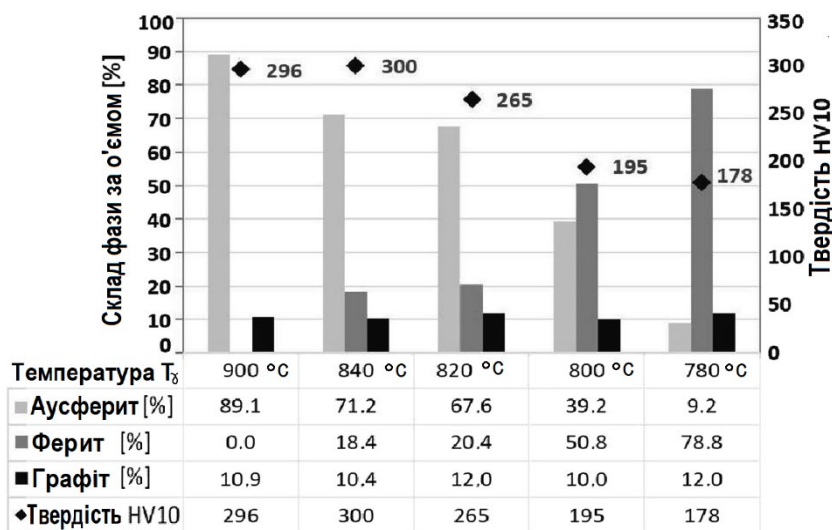


Рис. 3. Вплив відносного вмісту фаз (% за об’ємом) в структурі чавуну DP-ADI на його твердість [2];  $T_\gamma$  – температура аустенізації

Оскільки у відділі проф. О. Й. Шинського запатентовано ряд способів взаємного доповнення лиття та термообробки – ПГ (або термообробки з литого стану) виливків з чавуну, то нас зацікавила можливість зовнішнього впливу на затверділий виливок для створення його диференційованих механічних властивостей. Відділ давно удосконалює ЛГМ-процес, а в нових способах регулювання і підвищення властивостей виливків використовували унікальний потенціал ЛГМ не лише для легкої формовки з сипкого піску, але і легкого вибивання чи видалення виливка з форми. Тому гарячий виливок в аустенітному стані нескладно видалити з сипкого піску і провести його ПГ, підвищивши механічні показники чавуну в 1,5...2,0 рази, або виконавши більш складне регулювання його властивостей.

З прикладу на рис. 3 видно, якщо одну поверхню виливка при ПГ загартувати з температури 820 °С, а другу – з 800 °С, то твердість першої поверхні буде 265 НВ, а другої – 195 НВ. Запропонований спосіб ґрунтувався на тому, що слід одну поверхню гарячого виливка захистити від охолодження, а другій прискорити охолодження, досягнувши, наприклад, вказаного перепаду температур. При цьому застосували прийом під умовною назвою «холодильник-навпаки» або металевий «нагрівальник чи теплоізолятор».

Металеві зовнішні холодильники давно застосовують для регулювання охолодження виливків у піщаній формі. Наведемо такий приклад. Якщо в термічній печі (термосі) тримати, наприклад, металеві пластини нагрітими до температури  $(820 + 5)$  °С, видалити чавунний виливок з сипкого піску форми (при ЛГМ) при температурі  $(830 \pm 10)$  °С, накласти гарячу пластину на одну стінку виливка, а другу відкриту охолодити до температури 800 °С самовільною конвекцією повітря, обдуванням повітря, в тому числі, вологого чи з аерозолем, і при досягненні 800 °С провести гартування виливка в воді чи іншому гартувальному середовищі з подальшим виконанням операцій згідно ПГ, то одна поверхня загартується з температури 820 °С, а друга – з 800 °С, відповідно буде і твердість цих поверхонь (як ми вище розглянули), а також міцність, що прямо залежить від твердості. Сучасні пірометри дають похибки  $\pm 3$  °С і менше.

З такими диференційованими механічними властивостями виливків є потенціал застосування для деталей, що служать в умовах регульованого зношування (рис. 4), потребують однієї поверхні твердої і міцної, а другої – більш м'якої, в'язкої чи з неважкою оброблюваністю тощо. При цьому металева матриця [4] однієї поверхні вилівка може бути аусферитною з твердістю 300...550 НВ, а друга – майже повністю феритна з твердістю 150...200 НВ.

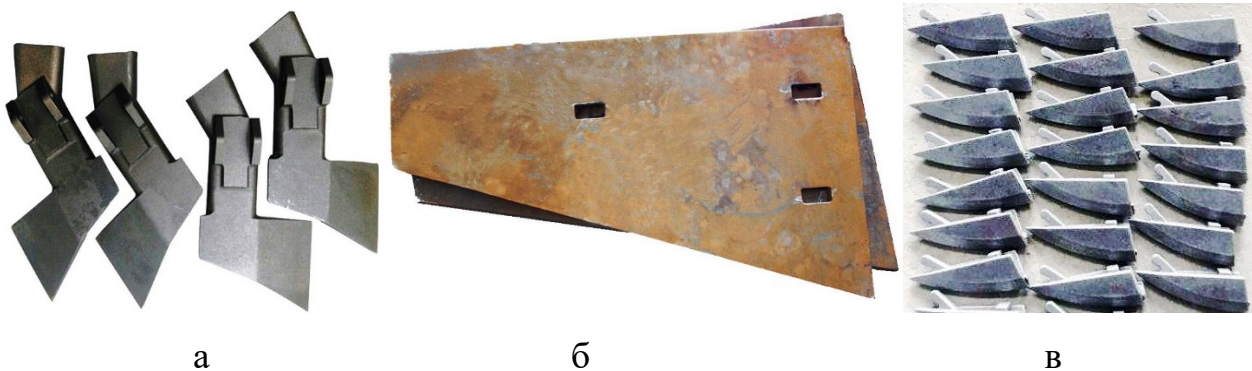


Рис. 4. Приклади виливків (а, б), що застосовують в умовах зношування, та їх пінополістирольні моделі (в) для ЛГМ

#### Література:

1. Jon L. Dossett, Howard E. Boyer. Practical Heat Treating: Second Edition. 2006. ASM International. 296 p. DOI: 10.1361/pht2006\_FM.
2. Olivera Eric et al. Dual Phase Austempered Ductile Iron - The Material Revolution and Its Engineering Applications // Computational and Experimental Approaches in Mat. Sc. and Engineering. CNNTech. – 2019, September. – P. 22–38.
3. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.: Metallurgiya, 1989. – 456 с.
4. Макаренко К. В. Рациональное структурирование графитизированных чугунов // Труды Нижегородского ГТУ им. Алексева, 2014. – № 2. – С. 196–205.

**Дорошенко В.С., Калюжний П.Б.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **РОЗРОБКА КОНСТРУКЦІЙ ЛИТИХ МОДУЛІВ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ТА ЛИТІ МОДУЛІ ДЛЯ ЗЕМЛЕРИЙНОЇ ТЕХНІКИ**

E-mail: doro55v@gmail.com

Розробка високоміцних литих модульних конструкцій для обладнання, що експлуатується в екстремальних умовах, потребує залучення передових ливарних технологій. Виробництво модульних виливків стимулює розвиток таких процесів, як лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), бо цей процес вигідно покриває сферу малосерійного і ремонтного лиття, сприяє впровадженню у ливарні цехи 3D-технологій, які уможливають створення нових прототипів. Модульна побудова дозволяє покрокове удосконалення кожного складового модуля без зупинки виробництва збірних конструкцій.

За темою подолання мінних полів рухомою технікою провели огляд останніх досліджень і публікацій та серед аналогів вибрали модульний мінний трал для бронетехніки, як один з перспективних засобів вирішення таких завдань (рис. 1). На ескізі справа масивний трал, доповнений легкими виносними щитками, на сталевих прутах.



Рис. 1. Макет модульного тралу на виставці "Інтерполітех-2018" [1] та приклади бронетехніки для його застосування



Така конструкція тралу дозволяє збирати його з металевих модулів без допомоги крана і швидко змінювати пошкоджені елементи в польових умовах. Модульний мінний трал при подоланні мінно-вибухових загорож робить практично невразливими танки та важкі БМП, в тому числі на платформі "Оплот", та дозволить забезпечити високу рухливість військ. Його призначення – знешкоджувати міни різних типів, у тому числі виставлені системами дистанційного мінування. При вазі близько 950 кг, він створює смугу тралення шириною до 4 м. При цьому швидкість руху техніки може досягати 25 км/год. Час встановлення на бойову машину – 30 хв та 15 с необхідно, щоб перевести систему у бойове становище. Трал складається з механізму підвіски, що несе рами двовідвальної конфігурації з закріпленими на валу поворотними секціями, що мають плужки чи зубці-культиватори для оранки землі на певну глибину подібно ґрунтооброблювальній сільгосптехніці. На тралі [1] також передбачено електромагнітну приставку, що ініціює підриг мін заздалегідь.

Наша розробка полягала в проектуванні литих конструкцій полегшеної ваги для зменшення трудомісткості і собівартості виготовлення конструкцій тралів та ініціації створення серії таких модульних лито-збірних високоміцних металовиробів для роботи в екстремальних умовах [2]. Так, поворотні вагові ободи з передніми щитками і зубцями-культиваторами (їх по 8 шт. встановлено по обидва сторони від центральної осі бронемашини вздовж напрямку руху, рис. 1). нами запропоновано лити з високоміцного чавуну, на відміну від конструкції [1], на якій вони виготовлені з застосуванням зварювання. Також методу лиття за моделями, що газифікуються, (ЛГМ) властива достатня точність, що дозволяє застосовувати виливки в конструкції тралу без механічної обробки. На рис. 2 показано приклади лиття культиваторів для сільгосптехніки та ескіз захисних вагових ободів (мінних тралів) з двох частин.

Конструкція з двох півободів дозволяє зробити вагу цих виливків не більше 50 кг, що згідно НПАОП 52.0-1.01-96 та НПАОП 63.12-1.03-96 для чоловіків віком понад 18 років допускає ручне переміщення вантажів з робочої поверхні не більше 50 кг.

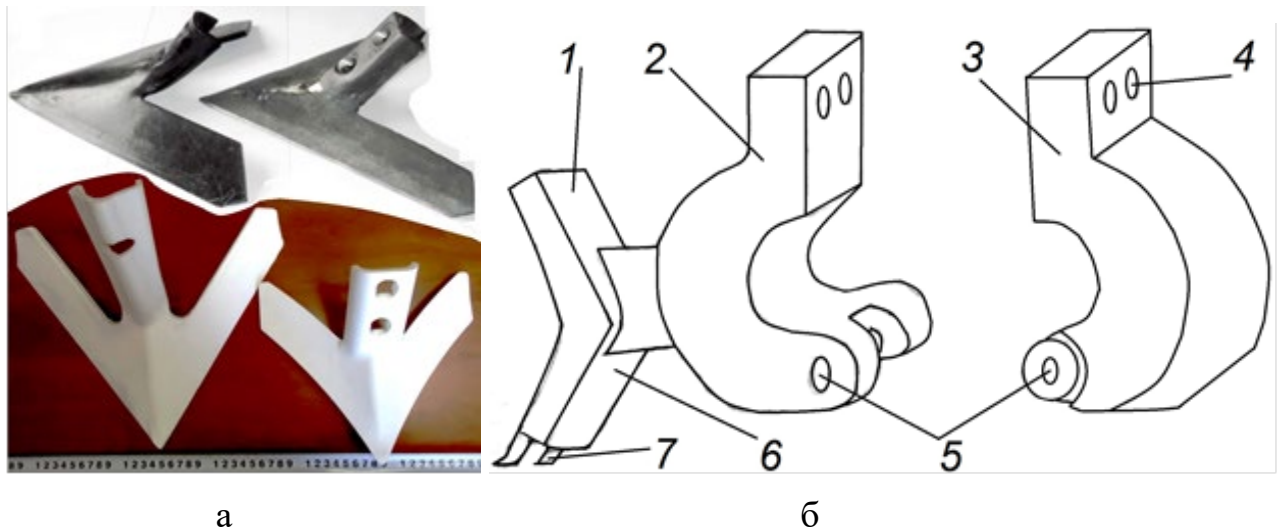


Рис. 2. Приклади лиття культиваторів (виливки та їх моделі) методом ЛГМ (а) та ескіз литих вагових ободів з двох частин (б)

Це полегшить заміну зруйнованих деталей в польових умовах та дозволить зменшити їх число. Конструкції елементів потенційного контакту мають бути поворотними і відкидатись вгору навколо осі при можливому вибухові, що призводить до гасіння енергії ударом поворотної частини об ґрунт при обертанні на  $180^\circ$ , для чого верхня частина полицки 1 на передньому півободі 2 має бути під відповідним кутом. При збиранні ободу з двох частин 2 і 3 передбачено скріплювати, зокрема, зверху болтами крізь отвори 4, а знизу можливе кріплення крізь отвори 5 на стальний палець з шплінтуванням, з наступним заведенням півободів під вісь на підкладках і потім кріпленням зверху болтами. Тоді нижня полицка 6 встановлюється на такій висоті, що зуби 7 занурюються у землю на певну глибину.

Значний потенціал зміцнення виливків з чавуну дозволяє зміцнювати їх ізотермічним гартуванням до створення структури бейнітного чавуну, в тому числі з залишковим аустенітом, що дає утворення мартенситу деформації за рахунок тріп-ефекту [2].

У ФТІМС НАНУ відділом проф. Шинського О.Й. напрацьовано науково-технологічні основи ЛГМ і значний досвід лиття деталей землерийної техніки (рис. 2 а, 3), яку застосовують як в цивільних будівельних чи промислових умовах, так і в оборонному плані, щоб рити окопи, траншеї, котловани для укриття,

бліндажів тощо. Ці виливки також є, по суті, змінними модулями, якими заміщають зношені деталі, вони виготовляються методом ЛГМ з отворами для кріплення і практично не потребують механічної обробки.



Рис. 3. Приклади литих деталей землерийної техніки і моделей для ЛГМ

Таким чином, в роботі удосконалено конструкцію мінного тралу шляхом збирання з точних модулів - виливків з високоміцного чавуну і з подальшою перспективою їх зміцнення термообробкою для експлуатації в екстремальних умовах. Також наведено приклади точного лиття методом ЛГМ деталей землерийної техніки, які показують потенціал цього методу в плані високої точності цих виливків, що практично не потребують механічної обробки.

#### Література:

1. Модульный минный трал с улучшенными характеристиками. URL: <https://photos.rg.ru/2018/10/24/2c3a3bc0.html/>
2. Патент 139560 Україна, МПК В22D 7/00, В22D 23/00, F41H 5/00. Спосіб виробництва броньової перешкоди з високоміцного чавуну у ливарних формах з сипкого піску / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський. Опубл. 10.01.2020, Бюл. № 1.

**Дорошенко В.С., Михнян О.В., Калюжний П.Б., Нейма О.В.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **НАПРЯМИ РОЗВИТКУ АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА В ЛИВАРНИХ ТЕХНОЛОГІЯХ**

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

Аддитивні технології вважаються основою промислової революції XXI століття, тому вітчизняній прикладній науці слід активно розвивати цей напрямок, щоб ліквідувати вже наявне відставання від наукоємних економік світу. Коли стереолітографію було винайдено більше 30 років тому, чи хтось міг би здогадатися, що технологія 3D-друку «вибухне», пошириться і змінить спосіб виготовлення виробничих деталей? Ймовірно, ні.

Представники наукової школи проф. Шинського О.Й. останні 10 років мають ряд оглядових публікацій і патентів стосовно промислового використання 3D-друку в ливарному виробництві та проводять за цією темою експериментальні дослідження (рис. 1). І хоча деякі проблеми навколо адитивного виробництва (АВ) за цей час залишилися незмінними, технології, матеріали та застосування зросли в геометричній прогресії. Прогнози свідчать [1], що це зростання триватиме, хоча, можливо, в інших напрямках, ніж досі.

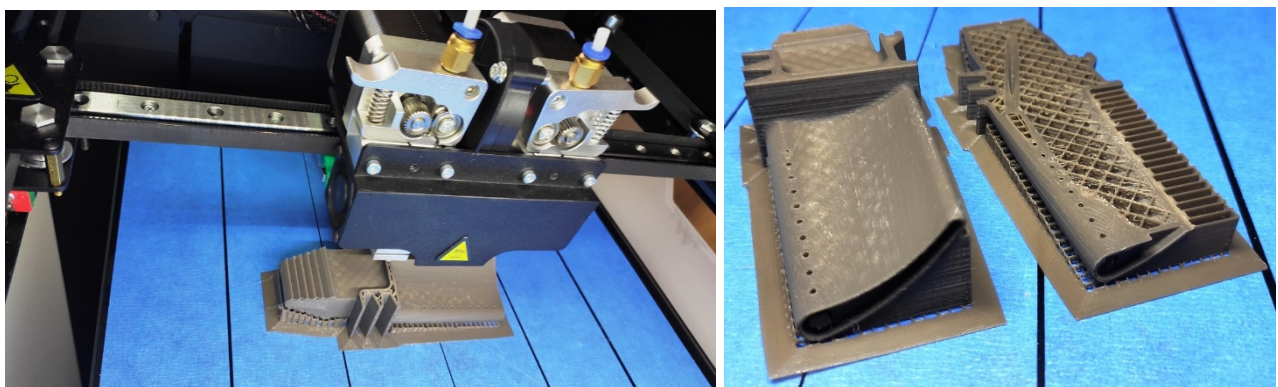


Рис. 1. Процес 3D-друку моделей ГТД у ФТІМС НАНУ та друковані моделі; показано внутрішню комірчасту структуру частково друкованої моделі

Про те, як зміниться АВ в наступне десятиліття [1], сайт [additive manufacturing.media](http://additive-manufacturing.media) подає 6 ідей. Також опишемо заміни щодо ливарництва.

1. Спрощення виробництва запасних частин призведе до реорганізації всього життєвого циклу продукту. 3D-друк має великий потенціал як джерело вторинного ринку та запасних частин, але лише якщо для цих деталей існують файли для 3D-друку. У майбутньому ми будемо менше покладатися на 3D-сканування та зворотну інженерію, оскільки такі цифрові файли існуватимуть із самого початку та створюватимуться як частина початкової розробки продукту.

2. Все частіше виникатимуть «нестандартні» та органічні (біонічні) конструкції. Існує певна міра, до якої сьогоднішні дизайнери та інженери утримуються від використання АВ в повній мірі геометричних можливостей просто тому, що споживачі та користувачі 3D-друкованих виробів повинні відчувати почуття довіри та визнання цих об'єктів. У міру того, як люди звикнуть до генеративно розроблених і оптимізованих за топологією конструкційних форм, відкриються двері для все більш складних, асиметричних і оптимізованих об'єктів, будь то аерокосмічні кронштейни, компоненти автомобільних двигунів чи споживчі товари.

3. Поява нової категорії промислового цеху (ферми), що спеціалізується на АВ металевих деталей. АВ все глибше впроваджується в ливарне виробництво (особливо на стадії підготовки виробництва нової номенклатури виливків), взаємодоповнюючи та часом витісняючи сьогоднішні ливарні процеси і модифікуючи їх під ефективні цифрові технології. Деталі АВ відрізняються від заготовок чи металевих виливків, з якими більшість машинних цехів звикли працювати. На горизонті з'являється новий клас обробно-складальних цехів, укомплектованих та обладнаних для кріплення, сканування, оброблення та контролю часто «неправильних» деталей, реалізація яких можлива за допомогою 3D-друку.

4. Більше використання матеріалів, притаманних АВ. 3D-друк дозволяє зберігати матеріал, стимулюючи використання матеріалу лише там, де це необхідно, але він також все більше підтримує використання градієнтних матеріалів і поєднання (комбінування) різних матеріалів. Ці можливості ставлять під сумнів уявлення про те, що одна деталь повинна бути виготовлена з одного матеріалу, і за-

безпечать більш інноваційний дизайн і краще заощадження цінних матеріалів. Розширення можливостей для екологічно чистих матеріалів із біологічних чи придатних до утилізації вторинних джерел також стимулює поширення таких матеріалів, зокрема, наша заявка [2].

5. Винахідники як нова категорія виробників. Сьогодні існує жорстка грань між розробкою продукту та виробництвом, яка часто перепиняє рух від проектування та ідеї до можливого виробництва за допомогою будь-якого методу лиття, механічної обробки чи іншого традиційного методу. Не так з АВ; без інструментів дизайн продукту може продовжувати змінюватися, навіть коли виріб надходить у виробництво – і винахідник може продовжувати брати участь, навіть бути виробником за допомогою 3D-друку.

6. Нові види 3D-друку, які ми ще не уявляли. Лише минулий рік виявив кілька несподіваних засобів продукування деталей шар за шаром, зокрема АВ способом нарощування знизу завдяки випромінювання від екрану, що на дні ванни з чутливим до тверднення від світла рідким полімером. Не можна сказати, що наступні десять не можуть додати наступних варіантів. Методи 3D-друку, які сьогодні тільки розвиваються, є лише зародком ідеї або, можливо, взагалі ще не існують, можуть стати наступним важливим кроком прогресу АВ у наступному десятилітті.

#### Література:

1. S. Hendrixson. 6 Ways Additive Manufacturing Will Change in the Next Decade. 11.02.2022. URL: <https://www.additivemanufacturing.media/articles/6-ways-additive-manufacturing-will-change-in-the-next-decade>

2. Заявка u202105814 Україна, МПК: МПК8 В22С 9/02, В22С 15/02, В29С47/78. Спосіб адитивного виробництва полістирольної ливарної моделі чи іншого тривимірного об'єкту складної конфігурації. Заявлено ФТІМС НАНУ 18.10.2021.



**Дорошенко В.С., Нейма О.В., Михнян А.В., Яковишин О.А.**

**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

## **ПЛАНУВАННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ З ВИГОТОВЛЕННЯ ФІЛАМЕНТА ДЛЯ 3D-ДРУКУ ЛИВАРНИХ МОДЕЛЕЙ З ВІДХОДІВ ПІНОПОЛІСТИРОЛУ**

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

Інноваційні 3D-технології все активніше сприяють формування нового вигляду ливарного виробництва, тому вітчизняні дослідження включають до своїх розділів цю високотехнологічну тематику. 3D-друк або адитивне виробництво (AB) - це виготовлення деталі безпосередньо з її комп'ютерного файлу автоматизованого проектування (computer-aided design, CAD).

Сьогодні найдешевшим способом застосування 3D-друку в ливарному виробництві без збільшення собівартості виливків є друкування полімерних моделями для їх газифікації у піщаній формі за методом ЛГМ, бо при ЛГМ витрати на формовку в сухому вакуумованому піску чи не найдешевші з усіх відомих ливарних способів. 3D-принтери для полімерних виробів наразі наявні практично в десятках моделей і цінових значень, також полімерний філамент – нитка для друкування постачається по імпорту декількох видів.

Однак маса друкованих моделей на одиницю об'єму вища від традиційних моделей з пінополістиролу (ППС), відповідно, і газотвірність з ростом пікових тисків утворюваного газу від спроб їх газифікації у формі. Також друковані моделі мають більші (ніж моделі з ППС) твердий залишок і зольність, які при їх газифікації у формі нальотом покривають поверхню форми та погіршують якість виливків. Це є перешкодою, тому друковані моделі дуже мало застосовують для ЛГМ за традиційною технологією. Зарубіжні компанії зараз роблять лише перші спроби створення легкоплавких матеріалів для 3D-друку разових моделей, газифікація яких могла б наближатись до моделей з ППС. А тим часом застосовують спосіб лиття за друкованими моделями, що випаляються (прожарюванням у печах) з керамічної оболонки з кількох шарів подібно до технології лиття за моделями, що

витоплюються, з досить високою собівартістю литва, властивою цим обом зазначеним технологіям.

З метою створення способу АВ ливарних моделей (та будь-яких тривимірних об'єктів) для переведення з процесу лиття за 3D-друкованими моделями, що випалюються, на більш економну технологію ЛГМ у вакуумованих формах з сипкого піску нами запропоновано виробництво моделей для ЛГМ з відходів ППС за місцем їх утворення як метод їх утилізації [1]. Це науково-технологічне рішення обґрунтовано результатами наших досліджень і полягає в тому, що в способі АВ ливарних моделей, який включає процес витікання формотвірного матеріалу із сопла, переміщуваного в просторі за заданою програмою траєкторією, в якості формотвірного матеріалу патентується застосування розплаву подрібнених відходів ППС. Також в якості подрібнених відходів придатне застосування відходів чи стружки при виготовленні ППС-виробів на верстатах з ЧПУ (3D-фрезерах), а також термокомпактовані відходи ППС [2].

Матеріал ППС за своїми техніко- і фізико-хімічними показниками давно відпрацьований для ЛГМ, має мінімальний вуглецевий залишок. Його відходи мають низькі показники міцності і твердості, тому їх легко дробити чи молоти. За наявності у відділі проф. Шинського О.Й. 3D-принтера, що друкує філаментом, перспективними стають відпрацювання в лабораторії режимів отримання з сипких подрібнених відходів ППС філаменту і експериментальні роботи по друкуванню з нього оптимально легковагих моделей для ЛГМ.

Для експериментального виготовлення філаменту з ППС в невеликій кількості для лабораторних випробувань планується отримання нитки філаменту охолодженням в воді тонкого струменя розплаву, який виходить з сопла клейового пістолету, як найпростіший варіант такого виготовлення філаменту за умов, що отвір сопла додаткової насадки звужено відповідно до заданої товщини філаменту. Такі пістолети (з живленням від електромережі 220 V) серійно випускаються для з'єднання деталей розплавом полімеру з температурою 120...150 °С. В цей пістолет заправляють клейові стрижні діаметром 11,2 мм і нагрівають їх подачею електроживлення на ТЕН в нагрівальній камері, дотичної до сопла. Серійно випу-



скаються також пістолети для клейових стрижнів  $\varnothing 12,0$  мм та з нагріванням до  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

При цьому слід спроектувати та виготовити лабораторний пристрій для виготовлення стрижнів  $\varnothing 1,2\dots 12,0$  мм, в якому з подрібнених відходів ППС, що подаються на вході, на виході під тиском крізь нагріте сопло виходив би струмінь розплаву полістиролу відповідного діаметра. Для спрощення конструкції в якості робочого органу імпровізованого екструдера можливо застосувати шнек від м'ясорубки. Також корисно використати розробки А. О. Стрюченка по утилізації відходів ППС для регулювання властивостей стрижнів і філамента. Щоб ці виплавлені вироби не були надто ламкими і їх пластичність дозволяла змотувати їх на катушку для 3D-принтера можна у відходи додавати скипидар (як ефективний пластифікатор) чи розчин ППС у ньому [3].

#### Література:

1. Заявка u202105814 Україна, МПК В22С 9/02, В22С 15/02, В29С47/78. Спосіб адитивного виробництва полістирольної ливарної моделі чи іншого тривимірного об'єкту складної конфігурації / О.Й. Шинський, В.С. Дорошенко, П.Б. Калюжний, О.В. Михнян, О.В. Нейма. - Подано 18.10.2021.
2. Исследование процессов термокомпактирования отходов пенополистирола / О.И. Шинский, О.А. Тихонова, А.А. Стрюченко, В.С. Дорошенко // Твердые бытовые отходы. – 2011. - № 4. - С. 48-50.
3. Патент 9003 Україна, МПК С08J 3/02, С08F 12/00, В22С 1/16. Застосування живичного скипидару як розчинника для відходів пінополістиролу / О.Й. Шинський, Є.В. Терліковський, А.О. Стрюченко, І.О. Шинський та ін. - Опубл. 15.09.2005, Бюл. 9.

**Дорошенко В.С., Шалевський А.В., Калюжний П.Б.**

**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

## **НАСЛІДУВАННЯ БІОНІЧНОЇ СТРУКТУРИ ГАРТУВАННЯМ ЛИТИХ РОБОЧИХ КОМПОНЕНТІВ, ЩО САМОЗАГОСТРЮЮТЬСЯ**

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

Застосування та розробка високих технологій визначають потенціал розвитку країни, формують підґрунтя росту рівня добробуту населення. Сьогодні все частіше при виготовленні обладнання та компонентів сільгосптехніки виробники застосовують таку досить нову обробку матеріалів з отриманням ізотермічно загартованих (austempered) чавунів, а саме: високоміцного чавуну (ВЧ) типу ADI, сірого типу AGI і карбідного (carbide) ВЧ (CADI) [1], що пройшли ізотермічне гартування (ІГ). Тому є важливою розробка нових способів застосування таких недорогих за вартістю матеріалів на основі заліза, які здатні в 1,5...2 рази підвищити показники литих конструкцій ґрунтообробної техніки, різальних і ударних інструментів, порівняно з такими ж конструкціями, що не пройшли ІГ. Зокрема, для CADI вводять карбіди у чавунну матрицю під час процесу лиття, після чого ізотермічно гартують і отримують контрольований відсоток карбідів в аусферитній матриці [1, 2]. Також відомий ВЧ типу Quenched-Tempered Ductile Iron (QTDI), котрий загартовують охолодженням нижче температури мартенситного перетворення з наступною ізотермічною витримкою в інтервалі температур бейнітного перетворення, після чого в його структурі залишаються вільні карбіди [3, 4].

З розробок ФТІМС НАНУ відомо спосіб виготовлення деталей з залізо-вуглецевих сплавів [4], що на відміну від традиційного ізотермічного гартування (рис. 1, а) включає нагрівання до температури аустенізації  $T_a$ , витримку протягом  $\tau_a$ , прискорене охолодження у воді до температури 100...250 °С, та ізотермічну витримку в печі при  $T_{iso}$  тривалістю  $\tau_{iso}$  (рис. 1, б). Таке охолодження у воді до температури 100 °С у поверхневих шарах (візуально визначається по кипінню води), тобто, трохи нижче температури мартенситного перетворення  $M_n$  (~200 °С), забезпечує часткове мартенситне перетворення (~10...20%). Внутрішні шари ме-

талу при цьому мають більш високу температуру (вище 200...250 °С), у яких мартенситне перетворення може і не розпочатися. Прискорене перенесення в піч, нагріту до необхідної температури ізотермічної витримки  $T_{izo}$  (250...400 °С), зупиняє мартенситне перетворення, що почалося, в металі при такій витримці проходить перетворення аустеніту на бейніт. Частина мартенситу, що утворилася, відпускається до структури трооститу [4].

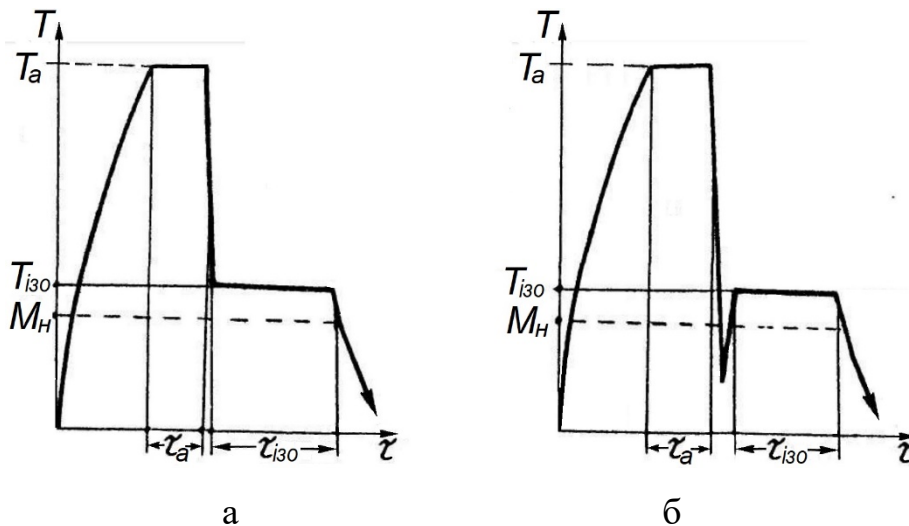


Рис. 1. Температурний режим ізотермічного гартування [4]

Також відома технологія [5], за якої виливки вилучають з ливарних форм при температурі вище евтектоїдного перетворення – 900...1000 °С і протягом 5...15 с, переміщують у рідку ванну з охолодженням до температури, що визначається необхідним типом структури. Перелік структур металевої матриці і рекомендовані інтервали температур для їх отримання у виливках з ВЧ показано в роботі [5]. Також описано приклад отримання структури бейніту з твердістю 320...352 НВ у вилівку (з литого стану) після його «гарячого» вибивання з форми при температурі 920...950 °С та подальшого ІГ при температурі 300...320 °С [5]. Схожі ТО також відомі для виливків зі сталі. На рис. 2 показано приклад видалення гарячих виливків авторами статті з сирієї піщано-глинястої форми та при литті за ЛГМ-процесом з контейнерних форм з сухого піску, які вакуумуються при заливанні форми металом і затвердінні виливка.



Рис. 2. Приклад видалення гарячих виливків з сирої піщано-глинястої форми та гарячих молольних куль (для млинів) з форми за ЛГМ-процесом

Створення нового методу виробництва ґрунтувалось на основі розгляду інтервалів твердості бейнітних ВЧ та інформації з області біоніки. В роботі [6] вказано такі значення мікротвердості НВ бейнітних та мартенситних чавунів згідно їх структур: бейніт – 280...350, бейніт + мартенсит – 350...550, мартенсит – 550...650, мартенсит відпуску – 300...550. Такий значний інтервал твердості, яку можна отримати на одному і тому ж виливку з ВЧ завдяки ТО, поєднали з повідомленнями з області біоніки, перенісши його на обробку металів, а саме те, що зуби бобра ростуть і ніколи не тупляться від того, що одна сторона зуба твердіша за іншу, і при сточуванні край зуба завжди залишається твердим та гострим [7]. Цим аргументували наступну мету нашої розробки: створення способу ТО виливків, зокрема, з ВЧ, що самозаточуються. Це б дозволило продуктивніше вести різальну, бурильну обробку матеріалів, ґрунту тощо.

Виникла ідея застосування чавунної оснастки як теплоізолятора для термообробки виливків. Для цього, як аналог, використали наш досвід застосування в піщаній формі металевих (чавунних) зовнішніх холодильників, які накладають на модель, формують в піщану суміш для організації направленого затвердіння вилівка знизу вверх до надлива чи випора, та патент І. Г. Неїжка [4]. Подібні чавунні холодильники вирішили застосовувати на виливках з ВЧ в гарячому аустеніт-

ному стані металу, але ця чавунна оснастка (ЧО) має бути в нагрітому стані (до 250...900 °С) і діяти за принципом «нагрівальника» виливка, щоб його поверхня не охолола нижче температури  $M_n$  мартенситного перетворення при гартуванні у воді (зануренням чи спреєрною обробкою) згідно [4]. Тоді одна поверхня (без ЧО) зуба, лемеха, різця чи долота з ВЧ буде твердішою за іншу від того, що після ізотермічної витримки (250...400 °С) в дотичному до неї прошарку будуть вільні карбіді (більший відсоток карбідів), як у ВЧ типу QTDI чи CADi. А друга поверхня, як у прикладі [5], отримає, зокрема, структуру верхнього бейніту з твердістю ~320 НВ.

Наслідуючи технологію [5], після видалення з форми гарячого (920...950 °С) виливка на нього вирішено додатково кріпити (навішувати, накладати) нагріту ЧО (аналогічну до конструкції металевого холодильника, що покриває одну поверхню виливка) і проводити гартування у воді, як у роботі [4], з охолодженням до температури нижче  $M_n$  з боку поверхні виливка, що контактує з водою. Іншу поверхню, захищену гарячою ЧО від надмірного охолодження, неначе переводять в середину гарячого виливка з температурою вище 250 °С, як за умов в описі [4]. Для виробництва такої ЧО доцільно застосовувати ЛГМ-процес з моделями, виготовленими з пінополістиролу (ППС), зокрема на 3D-фрезері. Також сухий сипкий пісок ливарних форм при ЛГМ дозволяє легко видалити гарячий вилівок з форми (рис. 1, фото справа).

Приклади наших виливків і їх моделей для ЛГМ показано на рис. 3, де а – виливки культиваторів і їх моделі з ППС; б – вид плуга з лемехом 1, закріпленим на відвалі і лемехи 2, а також (нижче) моделі лемехів з ППС; в – моделі з ППС на столярку в вигляді модельного кластера (куща) для формовки в сухому піску контейнерної форми при ЛГМ. Можливі варіанти формовки ЧО на моделі з ППС (з наступним нагріванням ЧО теплом виливка, що утворюється на місці моделі) і покриття ЧО протипригарним шаром низької теплопровідності для кращого утеплення поверхні виливка. У випадках, якщо виливки симетричні, простої геометричної форми та такі, що їх можна збирати попарно і в такому стані гартувати, то тоді кожен вилівок щодо другого в гарячому стані може служити нагрівальною ЧО.

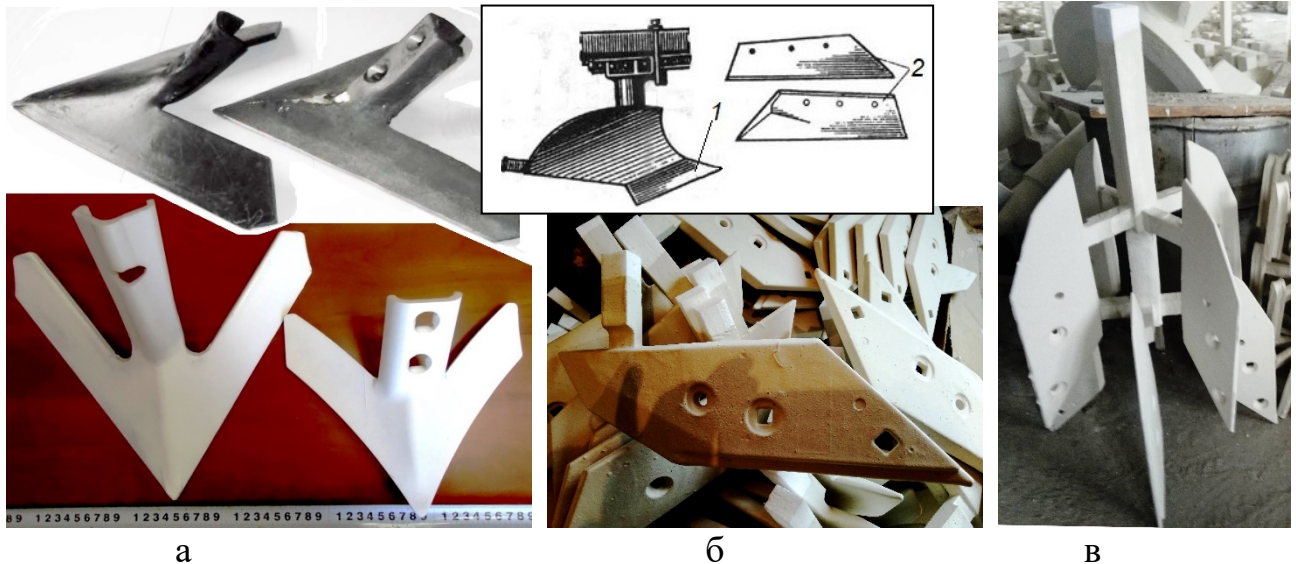


Рис. 3. Виливки культиваторів та їх ППС-моделі (а); плуг з лемехом 1, що кріплять на відвалі, і лемехи 2, а також (нижче) моделі лемехів з ППС (б); ці ж моделі на стояку (в) у вигляді модельного кластера для формовки в контейнері з піском за методом ЛГМ (виготовлено в ливарному цеху ФТІМС НАНУ)

Принагідно розглянемо спосіб гартування виливків у псевдо-зрідженому піску в ливарній формі, що має обнадійливу перспективу. Цей спосіб гартування гарячих виливків у псевдо-киплячому шарі піску (аеродинамічне перемішування) легко сумістити з литтям за ЛГМ-процесом [8], оскільки пісок засипано у контейнерну ливарну форму при формуванні ППС-моделі. Після затвердіння виливка і досягнення ним температури 900...950 °С припиняють його самовільне охолодження у цій формі у формі і, видаливши його з форми починають гартування (з литого стану аналогічно технології [5]) тим способом, що подають повітря під тиском з нижньої частини контейнерної форми для створення у цьому контейнері псевдо-зрідження формувального піску шляхом рівномірного продування повітря або іншого газу крізь пісок у вертикальному напрямі знизу вгору. Швидкість охолодження гарячого виливка про гартуванні в псевдозрідженому шарі піску по величині знаходиться між такими швидкостями його охолодження в оливі та воді. Після гартування виливка (за тих же умов, що і у воді [4]) його переносять для ізотермічної витримки в нагріту піч. Для отримання лемеха з ВЧ з різною твердіс-

ттю поверхні виливок виливок пластини видаляли при  $920 \pm 15$  °С з сипкого піску форми. До гарячого виливка, розташованого пластиною вертикально, кріпили дротом крізь отвори ЧО – нагріту пластину такого ж виливка, попередньо вилито-го з сірого чавуну та нагрітого на електроплиті до температури вище  $420 \pm 10$  °С і проводили ІГ за патентом [4]. Твердість лемеха в експериментальному дослідженні на одній стороні складала близько 360 НВ, на іншій площині близько 290 НВ.

Література:

1. John R. Keough, PE. Tim Dorn, Kathy L. Hayrynen et al. Agricultural Applications of Austempered Iron Components. URL: <https://www.researchgate.net/publication/242359329>
2. International application WO2008076497A1. C22C 37/10, C21C 1/10. As-cast carbidic ductile iron / J. P. Lemke, R. E. Eppich. Publication 26.06.2008.
3. Saghafian L.H. et al. Comparison of Wear Behavior of a Ductile Iron in Austempered and Quenched-Tempered Conditions. URL: <https://www.researchgate.net/publication/356147832>
4. Патент 19545 А Україна, МПК C21D 1/18, C21D 5/00. Спосіб ізотермічного гартування деталей із залізвуглецевих сплавів / І.Г. Неїжко. Опубл. 25.12.1997. – Бюл. № 6.
5. Макаренко К. В. Рациональное структурирование графитизированных чугунов // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева. 2014. – № 2. – С. 196-205.
6. Найдек В.Л., Гаврилюк В.П., Неїжко И.Г. Бейнитный высокопрочный чугун. – Киев: ФТИМС НАН Украины, 2008. – 139 с.
7. Нахтигаль В. Бионика. М.: Мир книги, 2007. – 128 с.
8. Патент 106005 Україна, МПК B22D 27/04. Спосіб охолодження виливків у ливарній формі чи контейнері з сипким наповнювачем / В.С. Дорошенко, П.Б. Калюжний. - Опубл. 11.04.2016, Бюл. №7.



**Дорошенко В.С., Шалевський А.В.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ПЕРЕНЕСЕННЯ ДОСВІДУ ВИРОБНИЦТВА МОДЕЛЕЙ З  
ПІНОПОЛІСТИРОЛУ НА 3D-ДРУК СТІН З ПОЛІСТИРОЛБЕТОНУ ТА  
СЕРІЙНЕ ЛИТТЯ МЕТАЛЕВИХ ДЕТАЛЕЙ ОПАЛУБКИ**

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

Представляючи наукову школу проф. Шинського О.Й. з досвідом багаторічних досліджень і практики виготовлення ливарних разових моделей з пінополістиролу (ППС) для лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), їх армування, а також виконуючи дослідження з оптимізації 3D-друку ливарних моделей та форм, звернули увагу на перспективний будівельний матеріал полістиролбетон (ПСБ) [1-3] (рис. 1), недавно запатентований спосіб адитивного формування з нього стін 3D-друком одночасно зі спінюванням ППС [2, 3], та запропонували технічне рішення по удосконаленню цього способу.

Основні переваги ПСБ: високі енергозберігаючі характеристики (відсутня потреба у додатковому утепленні), а також матеріал не потребує гідроізоляції. Міцність на стиск у ПСБ не висока (максимум М35), тому будувати з нього будівлі, висотою більше 2 поверхів не слід. Низька паропроникність ПСБ має свої плюси та мінуси [4]. Блоки з нього практично не вбирають воду, тому мають стійкість при переході температури через 0°C. Саме тому морозостійкість у ПСБ дуже висока. А ось «дихати» стіна з пінополістиролу не буде, бо водяній парі пройти крізь нього дуже важко.

Незважаючи на досить високу міцність (для малоповерхового будівництва), блоки з ПСБ досить крихкі. Для уникнення тріщин у стінах та руйнування під панелями перекриття їм потрібний монолітний армований пояс із бетону, виготовлення якого веде до зайвих витрат матеріалів та часу. Нерідко ПСБ має проблеми при оштукатурюванні (погане зчеплення з розчином). Ще один негативний момент – нездатність стін з ПСБ тримати кріплення для полиць та шафок. Оптима-



льна сфера застосування для ПСБ – не капітальні житлові будинки, а господарсько-побутові та технічні споруди [4].

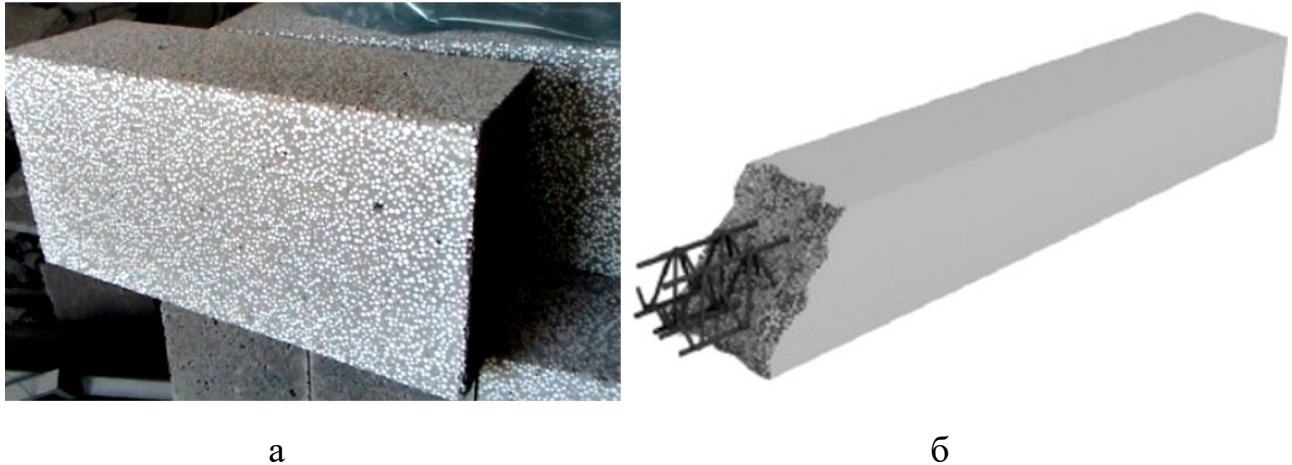


Рис. 1. Приклади ПСБ у вигляді блоку (а) [3] та армованої перемички (б)

Деякі виробники роблять із ПСБ густиною  $500 \dots 600 \text{ кг/м}^3$  армовані (металевою арматурою) віконні та дверні перемички різної довжини (від 1,3 до 4,4 метра). Вони виконують відразу дві функції: несучих та теплоізолюючих конструкцій. Самонесуча перемичка виготовляється з армуючим зварним каркасом. При застосуванні в конструкціях будівель збірних стінових блоків з ПСБ, перемичок і плит рекомендується в горизонтальних швах кладок встановлювати штукатурні сітки [1].

Для підвищення продуктивності праці в будівництві створено спосіб виготовлення стін з ПСБ за допомогою 3D-принтера [2, 3]. Цей спосіб включає попереднє підігрівання в'язучого матеріалу в екструдері, подачу цього матеріалу з сопла екструдера для формування конструкційної і теплоізолюючої частини стіни, який відрізняється тим, що в'язучим матеріалом служить ПСБ з неспіненим полістиролом, який через сопло подають на поверхню раніше покладеного шару на всю його ширину, після чого нагрівають електричним струмом, що пронизує його, подається на бічні шпатель-електроди до температури спінювання полістиролу і формується в новий шар за допомогою верхнього притискного шпателя і шпатель-електродів. Цим досягається пошарове виготовлення стін будівель з необхідними теплоізоляційними та конструкційними властивостями. Стіни виконуються

одночасно на всю їх товщину за один прохід друкуючої голівки-екструдера, що видавлює в'язучий матеріал з одного сопла за допомогою однієї системи подачі в'язучого матеріалу, на відміну від раніше відомих способів друку бетонних стін, зокрема (за критикою в способі [2]) складною роботизованою системою автоматизованого будівництва за допомогою 3D-принтера з подачею в'язучого матеріалу з екструдера, який видавлює в'язучий матеріал через три сопла для формування стіни в два етапи. При цьому спочатку з бокових сопел формують одним в'язким матеріалом зовнішню та внутрішню версти стіни. Потім, дочекавшись втрати його плинності, слід заповнити іншим в'язким матеріалом порожнину, що сформувалася між зовнішньою та внутрішньою верстами стіни. В останньому випадку потрібні дві системи різних в'язучих, а також швидке тверднення бічних шарів, щоб утримували бічний тиск середнього шару.

У способі [2] рівномірно розподілені в об'ємі в'язучого матеріалу гранули полістиролу знижують тепловтрати від конструкції в навколишнє середовище, збільшуючи тривалість дії високих температур, що тим самим інтенсифікує наростання міцності бетону. Змінюючи за потребою в рецептурі вміст в'язкого матеріалу, що твердне, та полістиролу, можна збільшувати чи зменшувати теплоізоляційні або конструкційні властивості стіни.

Друкувальна голівка 3D-принтера для друку теплоізолюючих стін із ПСБ на рис. 2 [2] має екструдер 1, обладнаний системою попереднього підігріву 2 в'язучого матеріалу 9 з неспіненими гранулами полістиролу, підключеною до електричної мережі 7, системою подачі 3 в'язучого матеріалу 9 і випускним соплом 4, через яке в'язучий матеріал – ПСБ 9 видавлюється на поверхню раніше відформованого шару ПСБ 11, що втратив рухливість. Ширина випускного сопла 4 дорівнює ширині стіни, що зводиться. До випускного сопла 4 жорстко закріплені бічні шпателі-електроди 5 з технологічними відгинами. Шпателі-електроди 5 за допомогою кабелів 6 підключено до електричної мережі 7. Між шпателями-електродами 5 у верхній частині закріплений притискний шпатель 8, разом вони формують новий шар в'язучого матеріалу 10 з спіненими гранулами полістиролу.

Випускне сопло 4 і шпатель притискний 8 виконуються з електроізоляційного матеріалу.

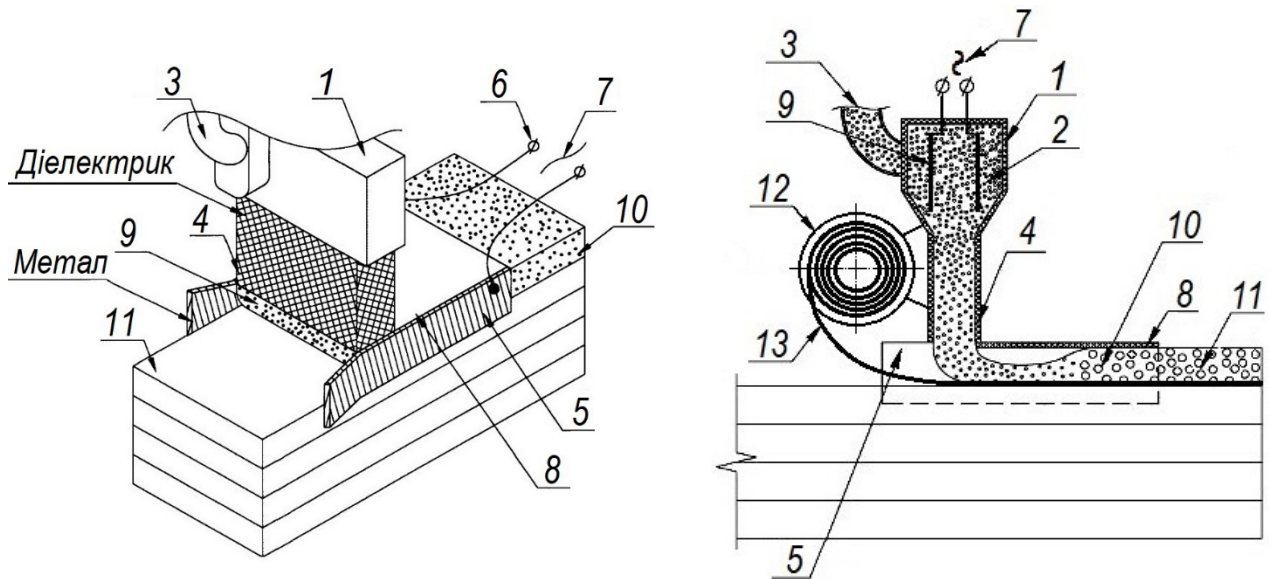


Рис. 2. Схема способу виготовлення стін з ПСБ за допомогою 3D-принтера, види частини пристрою в аксонометрії і розрізі

Наше удосконалення цього способу полягало в запровадженні армування кожного чи окремих шарів, які нарощуються при друкуванні стіни, шляхом установки котушки 12 поряд з друкувальною головкою і подачі з неї неметалевої сітки 13 (базальт, скловолокно, полімер). Таке армування збільшує жорсткість конструкції і бажане для зони кріплення до стіни навісних полиць, стелів тощо. Сітка сприяє паропроникності вдовж своїх прутів. З котушки 12 за потреби можливо прокладання в стіні кабелів, гофрованого рукава чи трубки для електропроводки чи комунікацій, або дроту в ізоляції, виводячи їх за межі стіни в кутках приміщення, щоб уникнути додаткового вирізання каналів у стіні з наступними штукатурними роботами. Для покращення плинності суміші і змочуваності арматури рекомендується добавка в ПСБ поверхнево-активної речовини, наприклад, смоли омиленої деревної (СДО, ТУ 13-0281078-02-93) 0,1...0,3% від маси цементу.

Для виготовлення в стінах з ПСБ армованих металом монолітного поясу з бетону під панелі перекриття, а також перегородок, блоків, плит чи панелей для перекриття застосовують опалубку, металеві деталі кріплення якої налагоджено ви-

готовляти методом ЛГМ з невисокою собівартістю. При цьому сталеві гайки для горизонтальних стяжок опалубки, а також вузлові деталі будівельних рамних лісів серійно ллюють, як правило, з литою різьбою від М16 і більшого розміру, що не потребує їх механічної обробки (рис. 3).



Рис. 3. Приклади металевих кріплень з литою різьбою і їх моделей з ППС

#### Література:

1. Полистиролбетон. Технические условия: ГОСТ 33929-2016. М.: ФГУП Стаидартинформ, 2016. – 20 с. – (Межгосударственный стандарт).
2. Патент 2739244 РФ, МПК: E04B2/02, B33Y30/00, B33Y10/00, B29C64/106. Устройство и способ для изготовления теплоизолирующих стен из полистиролбетона при помощи 3d-принтера. Оpubл. 22.12.2020, Бюл. № 36.
3. Молодин В.В. (Сибстрин): "Идея печати полистиролбетоном появилась три года назад, а шел к ней 30 лет.". URL: <https://additiv-tech.ru/publications/vladimir-viktorovich-molodin-sibstrin-ideya-pechati-polistirolbetonom-poyavilas-tri>
4. Полистиролбетонные блоки: характеристики, плюсы и минусы, размеры и цены. URL: <https://greensector.ru/strojmaterialy/polistirolbetonnye-bloki-kharakteristiki-plyusy-i-minusy-razmery-i-ceny.html>

**Дорошенко В.С.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **ПРОЕКТУВАННЯ ЛЕГКОВАГИХ МОДУЛЬНИХ ПОРИСТИХ 3D-КОНСТРУКЦІЙ ЗА ПРОГРАМАМИ З ВІДКРИТИМ КОДОМ**

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

Досягнення технологій адитивного виробництва (АВ) підвищують інтерес до дизайну складних 3D-геометричних конструкцій для різних галузей, починаючи від аерокосмічного, транспортного машинобудування і закінчуючи біомедициною інженерією. Легковагі комірчасті конструкції з огляду ливарного виробництва доцільні для полімерних ливарних моделей та для металевих конструкцій як готових виробів. Нами запропоновано такі переважно біонічні комірчато-каркасні конструкції для лиття за моделями, що газифікуються, зокрема, модульні металовироби для захисту рухомої техніки чи будівель [1].

Наші дослідження і патенти стосувались конструювання і виготовлення каркасних моделей з елементів, виготовлених з пінополістиролу переважно у прес-формах. Тепер недавно у вільному доступі представлено ASLI (A Simple Lattice Infiller), платформний інструмент [2] для проектування на комп'ютері комірчастих (клітинних, решітчастих) твердих структур, які дозволяють вибирати конструкції решіток для заповнювання 3D-об'єкту шляхом визначення їх бажаного типу, розміру та функції елементарної комірки, що є передумовою для 3D-друку цілих товарних конструкцій (в т. ч. модульних), заповнених оптимально вибраними решітками чи каркасами. Хоча ASLI розроблено для пористих заповнень тіла конструкцій в галузі інженерії скелетних тканин, він придатний для будь-якої програми для такого заповнення 3D-об'єктів. Його можливості показано на прикладах, які демонструють проектування складних конструкцій. Код публікується за ліцензією з відкритим кодом і доступний для завантаження на [github.com/tpms-lattice/ASLI](https://github.com/tpms-lattice/ASLI). Проекти решіток на основі періодичних мінімальних поверхонь (ПМП) реалізовано на ASLI у вигляді структур з ПМП на скелетних та поверхневих варіантах елементарних осередків Gyroid, Diamond і Primitive [2] (рис. 1).



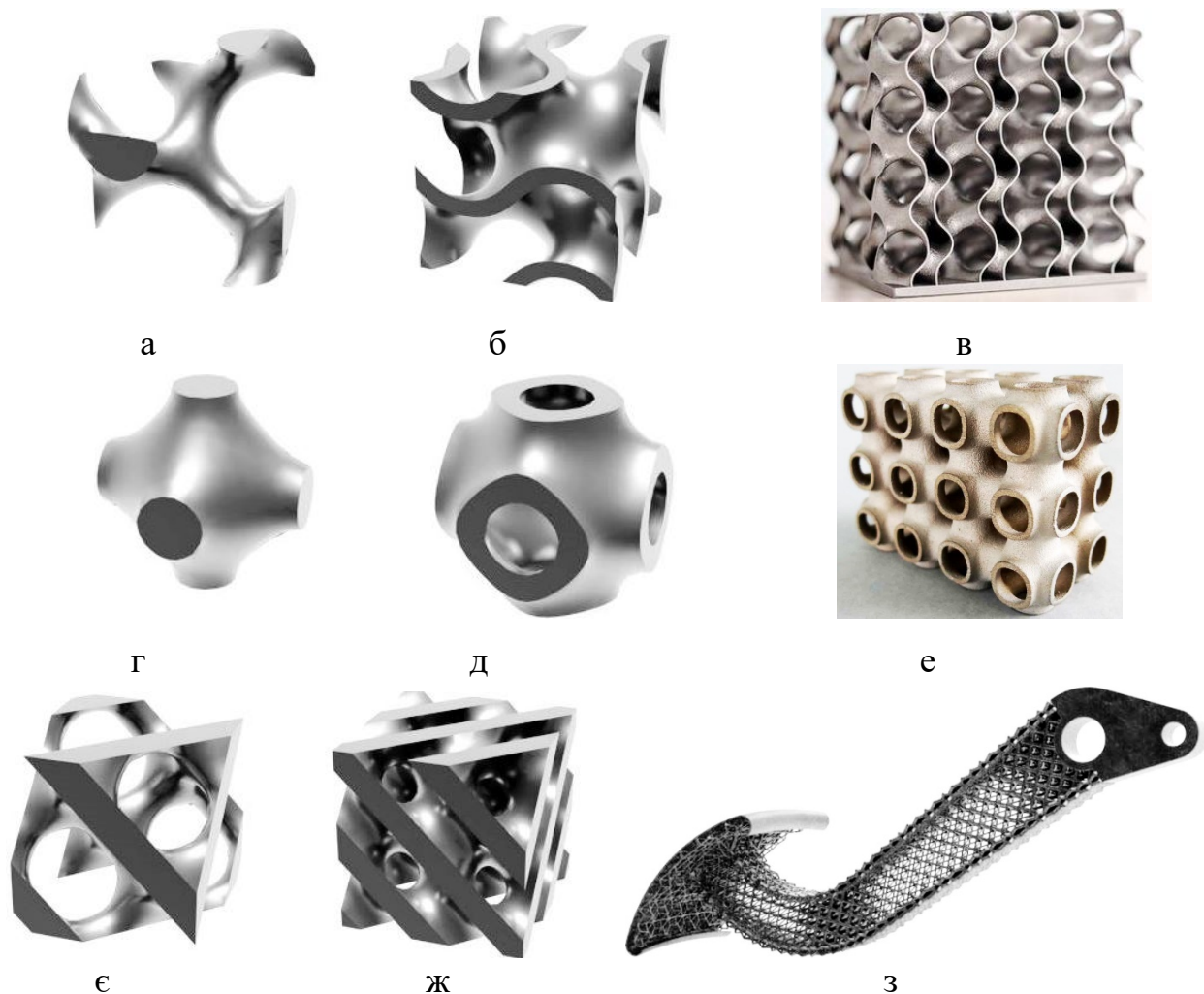


Рис. 1. Приклади на основі шести елементарних комірок, «гіроїд»: а – скелет, б – поверхня, в – модуль «примітив»: г – скелет, д – поверхня, е – модуль «алмаз»: є – скелет, ж – поверхня; з – приклад комірчастого виробу

#### Література:

1. Патент 139560 Україна, МПК В22D 7/00, В22D 23/00, F41H 5/00. Спосіб виробництва броньової перешкоди з високоміцного чавуну у ливарних формах з сипкого піску. Опубл. 10.01.2020, Бюл. №1.

2. F. Perez-Boerema et al. (2022). A flexible and easy-to-use open-source tool for designing functionally graded 3D porous structures. *Virtual and Physical Prototyping*. URL: [www.tandfonline.com/doi/pdf/10.1080/17452759.2022.2048956](http://www.tandfonline.com/doi/pdf/10.1080/17452759.2022.2048956).

**Дорошенко В.С.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **МЕТОДИКА ОПРОБУВАННЯ ПІЩАНОЇ ВАКУУМНОЇ ФОРМОВКИ СПОСОБОМ ВИДАЛЕННЯ ЧИ ВІДКАЧУВАННЯ ПІСКУ**

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

В розробці нового методу вакуумної формовки (ВФ) з сипкого піску відштовхувались від ознак способу ВФ [1] авторства Шинського О. Й. та ін., що включає накладення на поверхню моделі синтетичної плівки, заповнення опоки формувальним піском, його ущільнення, герметизацію контрлада опоки плівкою, вакуумування піску в опоці, видалення моделі і складання форми з двох півформ. Спосіб [1] відрізняє те, що з метою поліпшення якості поверхневого шару форми перед її складанням синтетичну плівку, нанесену на робочу порожнину (поверхня якої контактує з металом) півформи, піддають термодеструкції. При цьому робоча порожнина форми деякий час практично залишається непокритою плівкою. Нас зацікавило, чи не можна в цей час виконати формотворні операції, оскільки серед недоліків способу [1] – звична для ВФ потреба застосування високоточних перфорованих (з виконаними в них вентами) моделей для облицювання їх синтетичною плівкою з вакуумуванням крізь венті. Для одиничного чи дрібносерійного виробництва значні тривалість (від кількох тижнів до місяців) і вартість технологічної підготовки, що включає проектування і виготовлення таких моделей, вентильованих модельних плит та передує початку отримання перших виливків, визначає високу вартість виливків і низьку гнучкість процесу для швидкого освоєння нової номенклатури литва чи зміни конструкції виливка. Тому виникає потреба у швидкій ВФ без моделей, аналогів чого не виявлено. А наявність нині великого різновиду верстатів з числовим програмним керуванням (ВЧПК) для вирішення чи 3D-друку, зокрема піщаних форм чи моделей, навело на думку про можливість точкового чи фігурного видалення сипкого піску з форми за такими програмами, які застосовують для 3D-фрезерів чи 3D-принтерів.

Для скорочення термінів технологічної підготовки ВФ, автоматизації виготовлення таких форм на ВЧПК, особливо для разових і дрібносерійних виливків (зміна конструкції вилівка при цьому доступна зміною його «цифрового» креслення на моніторі комп'ютера) нами розроблено спосіб [2] формовки робочої порожнини при ВФ на ВЧПК видаленням піску з півформи у вигляді заповненої піском опоки з двома плоскими ладом і контрладом. Видалення піску виконують крізь всмоктувальну трубку пилососа з насадкою, залишковий тиск повітря на вході якої підтримують нижчим, ніж залишковий тиск повітря у вакуумованому піску форми. Тобто, більше розрідження повітря (пилососа) відриває піщинки з «тіла» форми, розрідження в якій перед цим зменшують до мінімально можливого (без самовільного осипання піску).

Порядок операцій такого способу ВФ полягає в тому, що після заповнення рамкової опоки формувальним піском та його ущільнення, покриття синтетичною плівкою плоских поверхонь піску в опоці, вакуумування піску, виконання термодеструкції синтетичної плівки (аналогічно [1]) на місці робочої порожнини форми, виготовляють таку порожнину форми (як варіант) на ВЧПК шляхом видалення піску крізь всмоктувальну трубку пилососа з насадкою, на вході якої регулюють залишковий тиск повітря (величину розрідження). Цим самим також регулюють відбір (розходи) піску. Або тиск повітря (розрідження) на вході в трубку пилососа регулюють в залежності від кількості проходження твердого компоненту в одиницю часу за даними датчика в трубопроводі чи рукаві пилососа. Варіанти способу видалення піску крізь всмоктувальну трубку з насадкою передбачають поворот насадки, регулювання перерізу її отвору, вібрацію насадки тощо. На рис. 1 наведено приклади насадок (головок) 3D-принтерів, яким доступні такі операції. У 3D-принтерів насадки «працюють на вихід» плинного матеріалу, у способі [2] – на його «вхід». Крім того, при видаленні чи після видалення піску поверхню утвореної робочої порожнини вакуумованої форми можуть повністю чи частково покривати герметизувальним, зв'язувальним, протипригарним матеріалом чи плівкою, та (або) шаром піщаної суміші чи покриттям із функціональними властивостями.



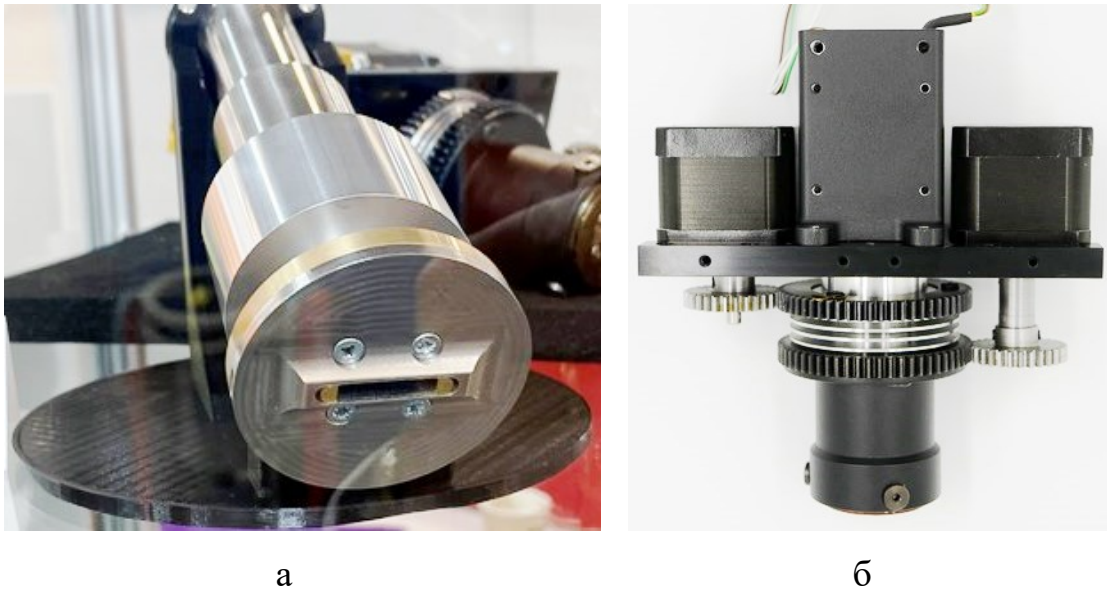


Рис. 1. Види насадок 3D-принтерів, а – з отвором сопла насадки, що по змінюється ширині від 0 до 20 мм; б – з контрольованою орієнтацією сопла [3]

Також є перспектива трансформації способу ВФ у формовку з піску зі зв'язувальним компонентом (ЗК) тим шляхом, що вакуумований пісок чи сипку піщану суміш виготовленої ливарної порожнини з боку поверхні, непокритої плівкою, можна наситити на глибину до 10...15 мм методом фільтрації рідким ЗК, що твердне, і отримати оболонкову форму. Цей процес відомий під назвою «фільтраційна формовка» [4]. При цьому слід вибрати ЗК достатньої плинності, додати (якщо передбачено рецептом) в пісок сипкий компонент, що створює в контакті з цим ЗК хімічно-твердну композицію, а регульований рівень вакууму форми сприятиме такому просоченню на глибину, яка відповідає заданій товщині утворюваної оболонкової піщаної форми.

Таким чином, на додаток до таких відомих видів 3D-формоутворюючих пристроїв на ВЧПК, як фрезерного, екструдерного (пошарового нарощування) чи деформуючого в розробленому способі застосовано пристрій для вакуумного видалення сипкого матеріалу. Обґрунтовано таке 3D-формоутворення в сипкому піску форми застосуванням ряду фізичних явищ і технічних досягнень в області технології ВФ. Згідно теорії механіки ґрунтів, пісок, що становить основу формувальних сумішей, є сипким матеріалом, що не має сил зчеплення між частинками,

але має сили внутрішнього тертя. При накладенні на поверхню піщин пониженого газового тиску з різних боків, а саме: з боку вакумованої піщаної форми і з боку наближеної до піщини насадки пілососа, відбувається деформація зсуву в напрямку меншого тиску (від більшого), а потік повітря у всмоктувальний отвір насадки пілососа захоплює і переносить піщини по його трубопроводу. Тому, як вирішальний фактор, застосували те, що залишковий тиск повітря на вході всмоктувальної трубки регулюють та підтримують нижчим, ніж залишковий тиск повітря в порах вакуумованого піску форми.

Залишковий тиск повітря у формі доцільно підтримувати максимально допустимим (тобто, розрідження мінімально допустиме), але нижче атмосферного, який складає близько 100 кПа, і не вище якого можливе самовільне осипання піску зі стінок порожнини форми під час її формоутворення. Невисокий рівень вакууму форми, але достатній для утримання без осипання (оповзання) піщинок під дією сил тяжкості, полегшує формоутворення методом відсмоктування піщин пілососом з досить невисоким вакуумом. Підвищення розрідження у формі стимулюватиме стрімкі потоки повітря між піщинками, це може «вимивати» тонку фракцію піску і деформувати чи псувати поверхню форми, що можна запобігти застосуванням різних герметизаторів піщаної поверхні та дрібнозернистих фракцій піску (до 0,1 мм) для такої ВФ. Після термодеструкції плівки на частині поверхні форми піщинки стінок новоутвореної робочої порожнини в непорушному стані утримує перепад тиску, зумовлений опором фільтрації повітря в порах піску. Цей опір фільтрації утворює градієнт тиску по товщині форми, що означає, чим глибше знаходиться прошарок піску форми, тим нижчий буде в ньому тиск. В нашому розробленому способі до цього додається можливість філігранного формоутворення робочої порожнини форми за програмами, що аналогічні сумісним з більшістю ВЧПК і функціонують у форматі файлів для 3D-пристроїв. Крім того, при видаленні чи після видалення піску поверхню утвореної робочої порожнини вакуумованої ливарної форми можуть повністю чи частково покривати герметизуючим чи (та) зв'язувальним матеріалом для кращої фіксації поверхні. Також наявні у продажі рідкі матеріали під назвою «рідка плівка».

Для відпрацювання формовки відбором піску при ВФ розроблено наступну методика. На першому етапі (I) слід освоїти операції видалення з поверхні форми частини піску механічно при закріплення піску на поверхні робочої порожнини, а також заливки металом відкритої форми (з однієї півформи) у рамковій опоці з виконанням операцій в такій послідовності.

1. На вібростолі заформувати в рамковому опоку з вакуумними фільтрами форму з двома плоскими піщаними поверхнями, облицьованих плівкою. При цьому на нижню до вібростолу поверхню в опоку засипати дрібним відсіяним кварцовим піском шаром товщиною 20...30 мм, у варіанті слід пісок змішати з маршалітом або дистен-силіманітом – буде білий шар сипкої суміші.

2. Вирізати з картону шаблон, приміром, літер «ФТМС» на просвіт, підготувати інструменти: ложки, ланцети, рідкий фіксатор піску у вигляді фарби на розчиннику органіки (ацетоні чи спирті) з пульвербакелітом або розчином полістиролу, ручний пульверизатор для створення аерозолу. Лінійку дотримання однакової глибини виконання порожнини форми як у описі [2].

3. Вакуумувати форму і укласти білим дрібнодисперсним шаром нагору. У цій формі при контролі вакууму по вакууметру вирізати плівку по черзі навколо кожної літери за шаблоном при мінімальному (проти обсипання піску) вакуумі (максимальному залишковому тиску повітря) у формі та ложкою і ланцетом вибрати канавку навколо кожної літери. Вакууму має бути достатньо, щоб тримав форму піску, але вакуум повинен бути малий, щоб не було швидкої ерозії від всмоктування дрібної фракції углиб піску. Одразу після виготовлення канавку у середині літери покривати аерозолем із швидковисихаючої фарби або «рідкої плівки». Зформувати 2 варіанти табличок з запалими літерами та з опуклими літерами – вибраними навколо них канавками, по ходу механічної вибірки закріплювати аерозолем швидковисихаючої або гелеподібної фарби/плівки. Виконати воронку та живильники до літер чи навколо них.

4. Закріплену гелем форму можна тримати без вакууму на гладкій плиті, а перед заливкою металом підключити до вакууму та залити металом відкрити форму без верхньої півформи, або верхню напівформу у збірці мати гладкою зі стоя-

ком та живильниками. Вилити два варіанти металевих табличок товщиною 1...2 см з впалими і випуклими буквами і написом «ФТІМС». Оцінити їх якість.

В результаті слід отримати навички формування при ВФ під невисоким вакуумом та закріплення формотворних поверхонь, а також відпрацювати покриття, що запобігають ерозії та обсіпання стінок після видалення піску.

На етапі II готують 2 джерела вакуумування з вакууметрами для опрацювання відкачування піску. Додатковий пиросос або трійник з патрубків для підключення вакуум-насоса як до форми, так другим рукавом до пилозбірника. Повторюють операції як 1-му етапі не механічною вибіркою, а насадкою пирососа за описом [2] з використанням кількох насадок з різними входними отворами. Для фігурних деталей очевидне делікатне регулювання рівня вакууму в формі відносно вакууму в пристрої для відкачування піску.

#### Література:

1. А. с. СССР 1063528 А. М. кл. В22С 9/02. Способ изготовления литейных форм вакуумной формовкой. – Оpubл. 30.12.1983, Бюл. № 48.
2. Патент 150306 Україна, МПК В22С 9/02. Спосіб 3D формоутворення робочої порожнини вакуумованої ливарної форми на верстаті з ЧПК. – Оpubл. 26.01.2022, Бюл. № 4.
3. Peter Zelinsky. Faster FFF Build Rate Using Rectangular, Variable-Orifice Nozzle. 10.3.2022. URL: <https://www.additivemanufacturing.media/articles/faster-fff-build-rate-using-rectangular-variable-orifice-nozzle-includes-video>.
4. Дорошенко В.С. Трехмерная формовка из сыпучих материалов // Литейное производство. – 2013. – № 4. – С. 8–11.

**Дорошенко В.С.<sup>1</sup>, Калюжний П.Б.<sup>1</sup>, Янченко О.Б.<sup>2</sup>**

**(<sup>1</sup>ФТІМС НАН України, м. Київ; <sup>2</sup>Вінницький нац. техн. ун-т., м. Вінниця)**

## **СПОСІБ ІЗОТЕРМІЧНОГО ГАРТУВАННЯ ВИЛИВКІВ В ДОЗОВАНІЙ КІЛЬКОСТІ ГАРТУВАЛЬНОГО СЕРЕДОВИЩА**

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

В монографії [1] по тематиці гартування виливків з залізовуглецевих сплавів описано, що розроблено більш технологічний та економічний режим бейнітного гартування. Він включає короткочасне гартування у холодній воді (чи розчині NaCl) з витримкою у ній 3...4 с, зі швидким перенесенням у киплячу чи гарячу воду, витримкою в ній 5...15 с і швидким перенесенням у атмосферну піч з температурою 320...420 °С. Пояснюється, що гаряча вода сприяє уникненню надлишкового жолоблення виливків та виникненню тріщин.

З табличних даних видно, що при зануренні гарячих, зокрема, чавунних виливків у воду з температурою 18 °С і витримці їх там при зміні температури виливків від 650 °С до 300 °С, швидкість охолодження виливків падає від 600 °С/с до 200 °С/с, тобто, в 3 рази, відповідно, при нагріванні води від 18 °С до 74 °С. Очевидно, що гаряча вода дає більш «м'який» вплив на виливок, що усаджується при охолодженні.

У розвиток методів гартування виливків з видаленням їх в гарячому стані з контейнерної форми з сипкого піску, яка властива ЛГМ-процесу, запропоновано спосіб гартування виливків в обмеженій (дозованій) кількості води при кімнатній температурі, маючи на увазі, що нагріванням від гарячого виливка вода перейде в гарячий, а потім в киплячий стан. Прирівнюючи кількість тепла, що перейде від виливка до води, виконали приблизний розрахунок за формулою  $Q = c(T_1 - T_2)m$  при охолодженні чавунного виливка при температурі, °С, від 950 до 300 і нагріванні води від 20 до 100. Взяли до розрахунку такі середні показники для чавуну і води: теплоємність  $c$ , кДж/(кг·°С), чавуну 0,5, води 4,2; температури  $(T_1 - T_2)$ , °С, охолодження чавуну на  $950 - 300 = 650$ , нагрівання води  $20 - 100$  на 80; маса чавуну  $m_{\text{ч}} = 20$  кг. Із того теплового балансу, що тепло від виливка перейшло до во-

ди, визначили масу води  $m_b = 0,5 \cdot 650 \cdot 20 / (4,2 \cdot 80) = 19,35$  (дм<sup>3</sup>). Таким чином, якщо у воду в кількості 19,4 л з температурою 20 °С помістити чавунний виливок при температурі 950 °С масою 20 кг, то, коли вода закипить при 100 °С, це буде означати, що виливок охолов до 300 °С (вище точки  $M_H$ ). Далі виливок переноситься на ізотермічну витримку для отримання бейнітної структури в проміжному інтервалі температур. При цьому об'єм чавуну складає 2,85 дм<sup>3</sup>, що підніме, відповідно, рівень води в контейнері при зануренні у воду виливка.

Цей спосіб зручно застосовувати в ливарних цехах ЛГМ, поставивши біля ливарних форм ємності з водою. Після заливання форм металом і витримки на попереднє охолодження виливків їх видаляють в аустенітному стані з сипкого піску форми і занурюють у дозовану кількість води, контейнер з якою перевозять до термічної печі для видалення виливка і переміщення його в піч (чи інше нагріте середовище, наприклад, гарячий пісок) для ізотермічної витримки. Згідно монографії [1], для чавуну чи сталі це триває 10...20 с. Якщо виливок видалений з форми з ливниковою системою, то масу її враховують в розрахунку на величину її занурення у воду, але занурюють лише виливки, частину стояка залишаючи на повітрі. Витримка виливків у формі різко скорочується, що веде до економії на опоках, величині конвеєра і площі цеху. З довідників видно, що попередньо нагріта, дистильована чи мильна вода в рази зменшує швидкість охолодження, що дає певний інтервал регулювання (збільшення) часу та дозованої кількості води для гартування у ній.

#### Література:

1. Савуляк В. І., Янченко О. Б. Економічні технології високоміцних графітизованих сплавів заліза: Монографія. – Вінниця: ВНТУ, 2014. – 160 с.

**Дорошенко В.С.**

**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

**ПЕРЕРОБЛЯТИ НА МЕТАЛ БІЛЬШІСТЬ РУДИ ВЛАСНОГО  
ВИДОБУТКУ, А МЕТАЛ – НА ГОТОВУ ПРОДУКЦІЮ**

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

За урядовим планом і за словами першого віцепрем'єр-міністра – міністра економіки Юлії Свириденко, Україна перероблятиме на метал більшість руди власного видобутку, а метали – на готову продукцію. Ці тези взято зі статті [1].

Україна дев'ята у світі за експортом металів (19 млн. т на рік). Ми експортуємо велику кількість руди, яку за планом післявоєнного відновлення слід переробляти всередині країни. Адже тонна руди коштує 100...150 доларів (США), тонна металу – 500...1000 доларів, а готовий металевий виріб – 1,5...2 тис. доларів. Якщо з металевих виробів виготовляти енергетичні машини, то ціна доходить до 15...20 тис. доларів за тонну. Безпека України залежить лише від нас самих, для чого нам потрібне власне виробництво зброї на наших стартових майданчиках – підприємствах ВПК. Ставимо питання перед західними партнерами про трансфер військових технологій, аби максимально швидко налагодити виробництво усіх основних видів озброєння: від протиповітряної оборони до бронетехніки, ракет, стрілецької зброї, боєприпасів, літаків та кораблів. Наше завдання – сформувати потужний військово-промисловий комплекс, що стане базою для подальшого розвитку аерокосмічних технологій.

Ключова вимога – локалізація виробництва не менше 60%. Важливу роль у цьому секторі відіграватиме ІТ, оскільки Україна робитиме ставку на military-tech. В цьому прикладом для наслідування може бути Ізраїль, який демонструє, як високі військові технології можуть стати двигуном цивільної економіки.

Література:

1. Свириденко Ю. Як буде відновлюватися Україна? 21.04.2022. URL: <https://www.pravda.com.ua/columns/2022/04/21/7341214/>



**Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М.**

*(ДДМА, м. Краматорськ)*

## **ОДЕРЖАННЯ КОМБІНОВАНИХ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ НА НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВІЙ СТАЛІ ПРИ ДИФУЗІЙНІЙ МЕТАЛІЗАЦІЇ**

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

Відомо, що одним з найпоширеніших методів хіміко-термічної обробки щодо зміцнення деталей машин у промисловості є борування. При боруванні в поверхневому шарі сталі утворюються бориди заліза  $FeB$  та  $Fe_2B$ , що мають високу твердість і зносостійкість, що дозволяє застосовувати борування для зміцнення деталей машин, технологічного оснащення та штампового інструменту [1]. Однак таке покриття має ряд недоліків, що обмежують поширення процесу – висока крихкість, низька жаро- і корозійна стійкість у природних та промислових середовищах. Для усунення недоліків, властивих однокомпонентним покриттям, застосовують насичення двома та більше елементами. Так борохромування (одночасне або послідовне насичення бором і хромом) застосовують для зниження крихкості та підвищення корозійної стійкості боридних покриттів. В результаті борохромування на поверхні сталі утворюються зносостійкі шари або на основі боридів заліза або на основі боридів хрому  $(Cr, Fe)_2B$  і  $(Cr, Fe)B$  [1], які мають підвищену пластичність та корозійну стійкість у порівнянні з боридними.

Проте насичення сталей із сумішей, що містять порошки бору і хрому, не забезпечує одночасної відчутної дифузії в сталь обох елементів. У роботі [2] автори досліджували можливість отримання дифузійних шарів, що містять борид хрому, при одночасному насиченні бором і хромом шляхом введення фероалюмінію в насичувальну суміш, що складається з порошоків хрому, аморфного бору, окислу алюмінію і хлористого амонію. При цьому, на думку авторів вказаної роботи, була отримана гетерофазна структура борохромоалітованих шарів, коли в твердому розчині на основі заліза спостерігаються дисперсні тверді вкраплення боридів і карбідів, внаслідок чого така будова шару є оптимальною з точки зору опору зносу. Було запропоновано в якості насичувальних сумішей використати суміші, що містять 20...25% хрому і 10...15% фероалюмінію, які забезпечують

отримання в сталі дрібнодисперсної суміші карбідів і боридів в м'якій основі. При цьому за результатами рентгеноструктурного аналізу фазовий склад шару складається з  $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$  на поверхні, глибше з  $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$ ,  $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ , в  $\text{Fe}_\alpha$  і ланцюжки боридів  $\text{Fe}_2\text{B}$  на межі з основним металом. Вуглецева сталь з дифузійним покриттям, отриманим з суміші оптимального складу, після випробування на знос показала в 1,5 рази вище зносостійкість борохромоалітованого шару в порівнянні з шаром після борування [2].

Перспективнішим є збільшення абразивної зносостійкості борохромоалітованого шару шляхом зменшення в насичувальній суміші  $\text{FeAl}$  і використання замість  $\text{NH}_4\text{Cl}$  інших активаторів [3]. Проте цей процес вивчений недостатньо. Крім того, для розробки промислових технологій цього процесу з урахуванням достатньої глибини шару, потрібні знання по структуроутворенню в поверхневих шарах залежно від типу активатора як складової в порошкових сумішах, що ефективно впливає на глибину шару. Системні дані з цього питання в літературі відсутні.

Метою роботи є дослідження впливу типу активатора на структуроутворення при борохромоалітуванні низьковуглецевої сталі в порошкових сумішах. Насичення проводили в контейнерах з плавким затвором, температура процесу складала  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ , витримка – 5 годин, охолодження контейнера – з піччю. Структуру шару досліджували за допомогою металографічного мікроскопа МІМ-8М і ПМТ-3. Застосовували теплове травлення і хімічне травлення мікрошліфів в 4% розчині азотної кислоти в етиловому спирті.

Після насичення в суміші (41%  $\text{B}_4\text{C}$ , 3%  $\text{FeAl}$ , 6%  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , 43%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 7%  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ) утворюється шар глибиною 0,15 мм. Теплове травлення дає можливість розглянути характерну будову усього шару. З поверхні розташовуються бориди типу  $\text{FeB}$  ( $H_{100}$  16300 МПа) голчастої форми, які знаходяться в твердому розчині змінної мікротвердості від  $H_{100}$  2770 МПа на поверхні до  $H_{100}$  1970 МПа на межі з основним металом ( $H_{100}$  1180 МПа). Твердий розчин має змінне забарвлення від світло-коричневого у поверхні до темно-коричневого на межі з основним металом. До зони твердого розчину примикає ланцюжок боридів  $\text{Fe}_2\text{B}$  ( $H_{100}$  16300 МПа). Звертає увагу той факт, що борид  $\text{FeB}$  має світліше забарвлення, особливо у поверхні, ніж борид  $\text{Fe}_2\text{B}$ . Це може вказувати на те, що поверхневі бориди збагачені хромом, який зменшує їх окислюваність при тепловому травленні.

Після хімічного травлення шліфів в мікроструктурі твердих розчинів спостерігаються зерна стовпчастої форми, межі яких практично паралельні в напрямі від поверхні до центру зразків. У роботі [3] показано, що поява твердого розчину сприяє утворенню боридів  $Fe_2B$  на межі між твердим розчином і основним металом. Дослідження цієї роботи показують, що ця залежність пов'язана не лише з твердим розчином, але і типом активатора. У присутності активатора  $NaCl$  з'являється мала кількість боридів  $Fe_2B$ . Це, безумовно, повинно бути пов'язано зі взаємодією активатора із складом суміші. Крім того, дослідження показує, що у присутності активатора  $Na_3AlF_6$ , з'являється можливість отримання двох типів боридів  $FeB$  і  $Fe_2B$ . Оскільки бориди голчастої форми  $FeB$  розташовуються в межах зерен твердого розчину, можна припустити, що вони є наслідком внутрішньої дифузії, а бориди  $Fe_2B$  утворюються внаслідок міжзеренної дифузії.

Отримані дані характеризують вплив різних активаторів на формування структури поверхневих шарів при борохромоалітуванні. Використання  $NaCl$  в якості активатора при борохромоалітуванні менш ефективно, оскільки він знижує активність бору. Активатори  $NH_4Cl$  і  $CaF_2$  зручно використати в тих випадках, коли властивості виробів формуються за рахунок внутрішньої зони боридів  $Fe_2B$ . Активатор  $Na_3AlF_6$  найприйнятніше використати при формуванні комбінованих поверхневих шарів.

#### Література:

1. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник / Под ред. Л.С. Ляховича. – М.: Металлургия, 1981. – 422 с.
2. Косс Е.В. Борохромоалитирование стали 45 / Е. В. Косс И.М. Шевченко, И. И. Артющенко // Одесский политех-нический институт. – Одеса, 1988. – 11 с. – Рус. – Деп. в УкрНИИТИ 12.09.88, № 2314 – Ук 88. – Реф. в: р. ж. Металлургия. – 1989. – № 1.
3. Заблоцкий В.К. Особенности абразивного износа комплексных В – Cr – Al покрытий на углеродистых сталях / В.К. Заблоцкий, Ю.Г. Дьяченко // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – Харьков, 2006. – 4. – С. 59–62.
4. Заблоцкий В.К. Влияние активатора на формирование износостойких борохромированных покрытий на инструментальных углеродистых сталях / В.К. Заблоцкий, Ю.Г. Дьяченко // Надійність інструменту та оптимізація технологічних систем. Зб. наук. праць. Краматорськ, №19, 2006. – С.191–196.

**Іванова Л.Х., Колотило Є.В., Терехін В.О., Мирошніченко Г.О.**

*(УДУНТ, м. Дніпро)*

## **МОДЕЛЮВАННЯ ТА ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ КУЛЬ**

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

Нині найбільш поширеними методами виготовлення подрібнювальних куль є: прокатування, кування, лиття в піщану форму, кокільне лиття та ін.

Технологічний процес виготовлення подрібнювальних куль складається з багатьох технологічних операцій, кожна з яких може зробити вирішальний вплив на їх якість і експлуатаційні властивості.

Лиття куль в ливарну форму має невелику вартість, проте для підвищення їх міцності необхідно вводити дорогі легувальні хімічні елементи. До того ж при масовому виробництві виливків такого типу необхідно використовувати формувальні лінії, бажано автоматичні.

З метою пошуку оптимального технологічного рішення провели дослідження впливу модифікування, температури вибивання виливків з форм, швидкості охолодження після вибивання на мікроструктуру чавуну і властивості виливків двох дослідних партій серійного та дослідного складу.

Планування експерименту виконували за допомогою повного факторного експерименту, реалізованого за допомогою комп'ютерної програми STATGRAPHICS plus. Досліджували вплив технологічних параметрів виготовлення виливків, таких як: наявність в сплаві рідкісноземельних металів (РЗМ) – "RZM", температура вилівка при вибиванні з форми – "Temperature", середовище, що охолоджує, після вибивання (повітря або пісок) – "Environment" і температура цього середовища – "Environmental temperature" на параметри оптимізації: об'ємну твердість – параметр "Hardness" і ударостійкість – параметр "Hit".

Для проведення оптимізації були обрані два показника:

– ударостійкість (кількість ударів вантажу масою 1200 Н з висоти 500 мм до руйнування вилівка);

– об'ємна твердість (визначення за формулою:  $T_{06} = 0,330H_{\Pi} + 0,248H_{35} + 0,178H_{30} + 0,119H_{25} + 0,072H_{20} + 0,037H_{15} + 0,014H_{10} + 0,002H_5$ , де  $H_{\Pi}$ ,  $H_{35}$ ,  $H_{30}$ ,  $H_{25}$ ,  $H_{20}$ ,  $H_{15}$ ,  $H_{10}$ ,  $H_5$  – значення твердості HRC на поверхні та на відстанях 35, 30, 25, 20, 15, 10 і 5 мм від центру кулі).

Отримані результати аналізу даних – таблиці дисперсійного аналізу, Парето-карти на параметри, оцінки поверхонь відгуку або відхилення ефектів від нормального розподілу, показали, що статистично значущими були:

- для параметра «об'ємна твердість» – наявність в сплаві РЗМ;
- для параметра «ударостійкість» – наявність в сплаві РЗМ; температура вибивання; комбінація наявності РЗМ і температури вибивання; комбінація наявності РЗМ і довкілля, в якому відбувається охолодження.

Окрім експериментів, передбачених планом, додатково дослідили процес з вибивання виливків при температурі 950 °С, додаткове середовище, що охолоджує, після вибивання – вода і комбінації цих параметрів з розробленими згідно з планом експерименту.

Додаткові дослідження не враховувалися в ПФЕ, оскільки показали незадовільні результати, тому що значення ударостійкості і об'ємної твердості, отримані при вибиванні виливків з температурою 950 °С мали мінімальні значення, а охолодження у воду призвело до критично низьких значень ударостійкості для усіх комбінацій параметрів.

Металографічний аналіз матеріалу литих куль показав, що у поверхневому шарі (до 5 мм від литої поверхні), охолоджених на повітрі, модифікування РЗМ сприяло кристалізації чавунів за метастабільною системою, за цього графітних вкраплень у структурі не було. Карбідна фаза в модифікованих чавунах була тоншою, площа вкраплень балу Цп 2000, дендрити аустеніту мали виражену спрямованість, ледебуриту також було менше, ділянки ледебуриту були орієнтовані переважно уздовж дендритів і мали менші розміри. Перліт був тоншої будови Пд. 0,3...Пд. 0,5, вміст цементиту – балу Ц 40. У немодифікованих чавунів, з такими самими умовами кристалізації, окрім відміченого вище, спостерігалася поява графітних вкраплень. Зниження температури вибивання немодифікованих ви-

ливків призводило до збільшення кількості графітних вкраплень. У поверхневому шарі литих куль, охолоджених у воді, кристалізація модифікованих і не модифікованих чавунів проходила по метастабільній системі. Матриця чавунів мала усю гамму продуктів евтектоїдного розпаду аустеніту – від мартенситу, бейніту до трооститу і пластинчастого перліту дисперсністю Пд. 0,5...Пд. 1,0. У поверхневому шарі литих куль, охолоджених у піску, для модифікованих і не модифікованих чавунів, відмінностей в мікроструктурі не було виявлено.

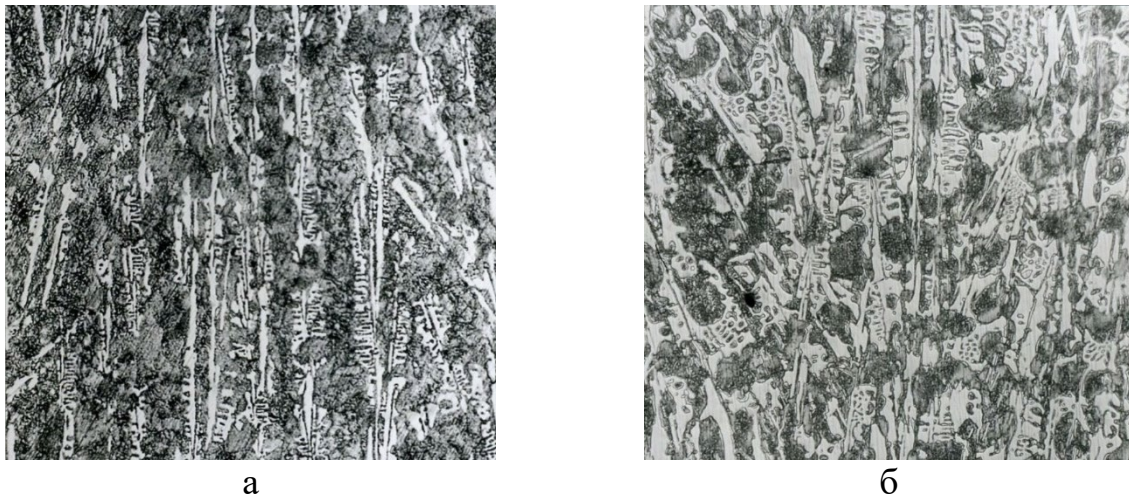


Рис.1. Мікроструктура чавуну дослідних (а) та серійних куль (б); травлено ніталем; 150<sup>x</sup>

За рахунок комплексного показника якості D (узагальненої функції бажаності) було встановлено оптимальну технологія: 1– обробка розплавів комплексним модифікатором на основі РЗМ, що сприяло підвищенню ударостійкості у 2 рази, об'ємної твердості на 3%; 2 – вибивання виливків з ливарних форм при температурі 650...800 °С; 3 – охолодження вибитих виливків на повітрі.

**Капустян О. Є., Білоник Д. І., Парахневич Є.М.,**

**Білоник І. М., Шумікін С.О.**

*(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)*

**ЗНОСОСТІЙКЕ ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ МОЛОТКІВ  
МЕХАНІЗМУ СТРУШУВАННЯ ОСАДЖУВАЛЬНИХ ЕЛЕКТРОДІВ  
ЕЛЕКТРОФІЛЬТРІВ**

**E-mail:** aek@zntu.edu.ua

Ефективність роботи ударного механізму електрофільтру визначається параметрами енергозатрат генерованих ударних імпульсів, а також умовами передачі енергії удару від молотка до ковадла балки струсу [1, 2].

На рис. 1 наведено зовнішній вид стандартних молотків, які застосовуються в більшості конструкцій механізму струшування осаджувальних електричних фільтрів. Матеріал молотків Сталь 20 (НВ = 160...180). Молоток на рисунку 1 (а) новий, а на рисунку 1 (б) – відпрацював близько  $150 \times 10^3$  ударних циклів і його ударна (контактна) поверхня зазнала суттєву пластичну деформацію. Початковий точковий контакт ударної поверхні молотка трансформувався в об'ємний (рис. 1, б). Як це впливає на енерговитрати механізму струшування та параметри ударного імпульсу?

Ґрунтуючись на класичних положеннях теорії удару [2, 3], були розраховані втрати при передачі енергії для представленого випадку (рис. 1). Новий молоток: площа контакту близько  $10 \text{ мм}^2$ , коефіцієнт передачі енергії 0,9987. Молоток після напрацювання  $150 \times 10^3$  ударних циклів: площа контакту близько  $2500 \text{ мм}^2$ , коефіцієнт передачі енергії 0,8891. З урахуванням повного циклу експлуатації електрофільтру (кількість ударних циклів одного молотка  $500...600 \times 10^3$ ) втрати енергії на один молоток будуть складати  $2500...2700 \text{ кДж}$ . Для всього ударного механізму електрофільтру, в якому зазвичай більш ніж  $150...200$  молотків, електричні втрати можуть перевищувати  $700...900 \text{ МДж}$ . Слід також зазначити, що зі збільшенням площі контакту молотка і ковадла, які співударяються, змінюються параметри ударного імпульсу – зменшується амплітуда і збільшується його три-



валість. Такі зміни негативно впливають на очищення від пилу осаджувальних та коронуючих електродів.



Рис. 1. Молоток до експлуатації (а) і після напрацювання  $150 \times 10^3$  ударних циклів (б)

В даній публікації приведені результати науково-дослідної роботи, метою якої була розробка заходів для зниження енерговтрат механізму струсу ударного

механізму та забезпечення незмінності параметрів ударного імпульсу протягом всього терміну експлуатації електрофільтру. Цього можливо досягти, якщо для ударної частини молотка обрати та застосувати матеріал, який має необхідну твердість (30...35 HRC), володіє підвищеною стійкістю до пластичної деформації в умовах ударних навантажень та добре наплавляється [4].

Цим вимогам відповідає ряд матеріалів, наведених в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад і твердість наплавленого металу [5-7]

Марка	Хімічний склад наплавленого металу, мас. %						Твердість, HRC
	C	Mn	Si	Cr	Mo	інші	
Wearshield ABR	0,20	1,1	0,75	6,5	0,40	-	28...53
Wearshield BU-30	0,16	0,87	1,14	1,49	0,58	-	32...38
OK Wearrode 35	0,09	0,9	0,80	3,0	-	-	32
OK Wearrode 45	0,30	2,0	0,80	1,3	-	-	45
OK Wearrode 50	0,46	0,4	0,50	6,0	0,50	-	>45
ВЕЛТЕК-Н290	0,10	0,6	0,50	0,5	0,50	0,3 Ni	24...30
ВЕЛТЕК-Н350-PM	0,20	1,2	0,80	1,1	0,40	-	34...44
ВЕЛТЕК-Н370-PM	0,15	0,6	0,80	3,0	1,20	0,4 V	30...42
ОЗН-300М	0,10	3,0	1,30	-	-	-	30...35

На наш погляд, для зміцнення ударної частини молотка доцільно застосувати матеріал типу ОЗН-300М (табл. 1), який не містить дорогих легувальних елементів і має гарну зварюваність та рекомендований для наплавлення деталей з вуглецевих і низьколегованих сталей, які працюють в умовах дії інтенсивних ударних навантажень.

Для проведення даної роботи вибрали стандартний молоток, конструкція якого представлена на рис. 2. З аналізу технологічності виготовлення молотка (рис. 2) доцільно, як і у роботі [8], операцію формування ударної частини електрошлаковим наплавленням (ЕШН) об'єднати з її зміцненням. При цьому, на хво-

стовик зі Сталі 20 ( $180 \times 60 \times 12$  мм) наплавляють ударну частину (діаметром 105 мм і товщиною 50 мм) матеріалом, %: 0,11 С; 2,9 Mn; 1,40 Si; 0,015 S; 0,025 P, 310 НВ.

ЕШН дослідної партії молотків виконували на установці А-550. Необхідну форму ударної частини забезпечив спеціальний роз'ємний мідний водоохолоджуваний кристалізатор. Параметри наплавлення: струм 1300...1400 А; напруга – 39 В, флюс АНФ-6. ЕШН ударної частини молотків виконували коробчастим порошковим електродом, металева оболонка, якого виготовлена зі сталі 08кп та була заповнена шихтою із суміші FeMn і FeSi. Наплавлені молотки не вимагали фінішної механічної, термічної обробки, корегування маси та додаткового балансування.

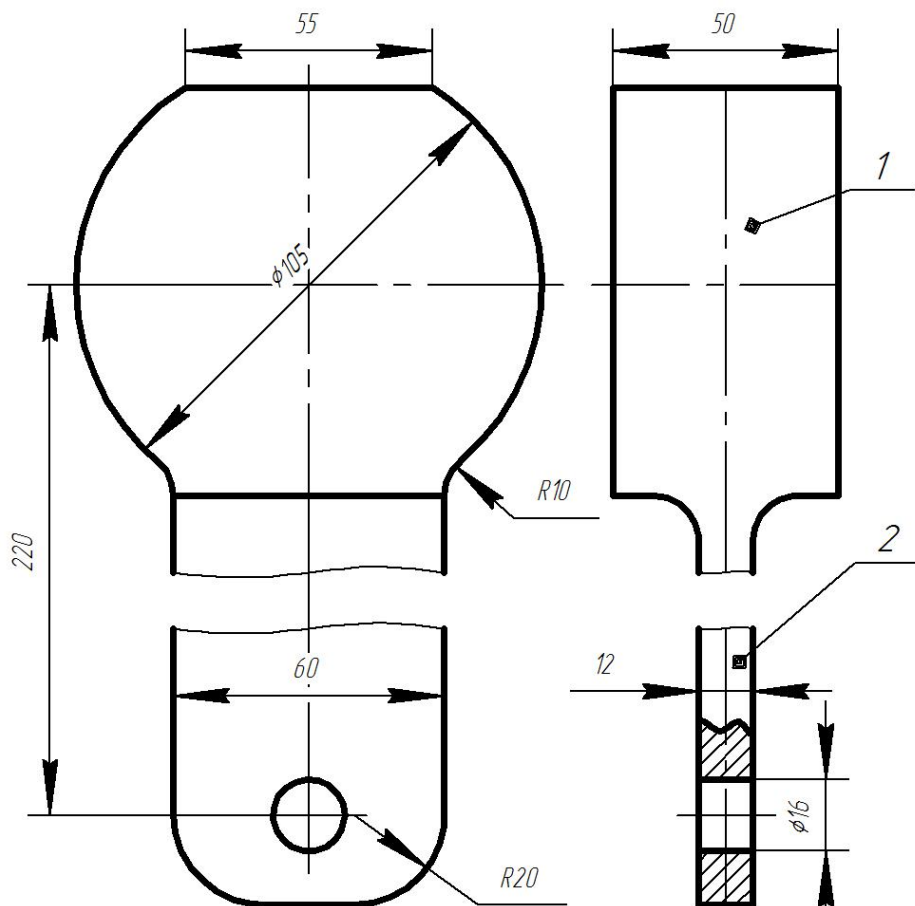


Рис. 2. Конструкція молотка, який пропонується для зміцнення ЕШН ударної частини: 1 – ударна частина; 2 – хвостовик

Визначення надійності наплавлених молотків, опір пластичній деформації

та зносостійкість ударної частини виконали тестуванням за методикою [8] на спеціальному стенді, який забезпечує енергокінематичні параметри удару молотка по ковадлам балки струшування, аналогічні для фільтра ПГДС-3-70.

Встановлено наступне. Для стандартних молотків (Сталь 20, 168 НВ) первісна площа контакту молотка і ковадла становила порядку  $50 \text{ мм}^2$  і зростала пропорційно кількості ударних циклів. Після напрацювання  $250 \times 10^3$  циклів інтенсивність збільшення площі контакту дещо знижується. Це можна пояснити наклепом Сталі 20. Максимальна площа контакту (порядку  $540 \text{ мм}^2$ ) була зафіксована при закінченні тестування ( $400 \times 10^3$  ударних циклів), що відповідає повному терміну експлуатації молотків.

Для зміцнених молотків (310 НВ) первісна площа контакту також становила близько  $50 \text{ мм}^2$ . При напрацюванні до  $150 \times 10^3$  ударних циклів відбулося незначне збільшення первісної площі від  $50 \text{ мм}^2$  до  $80 \text{ мм}^2$ , що можна пояснити напрацюванням деталей. Потім площа контакту практично не змінювалась та складала приблизно ( $\approx 100 \text{ мм}^2$ ) до кінця тестування.

Також слід зазначити, що жоден з наплавлених молотків не був зруйнований при тестуванні. Це свідчить про їх високу надійність та можливість промислового застосування.

Таким чином, впровадження молотків із зміцненою електрошлаковим наплавленням ударною частиною, матеріалом, %: 0,11 С; 2,9 Мп; 1,40 Si; 0,015 S; 0,025 Р, (310 НВ) повинно забезпечити зниження енерговитрат ударного механізму струшування електрофільтра та незмінність ефективності параметрів ударних імпульсів, які отряхують осаджувальні електроди впродовж усього терміну експлуатації електрофільтра.

#### Література:

1. Алиев Г.М.–А. Техника пылеулавливания и очистки промышленных газов: справ. изд. / Г.М.–А. Алиев. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Алимов О.Д., Манжосов В.К., Еремьянц В.Э. Удар. Распространение волн деформаций в ударных системах. – М.: Наука, 1985. – 354 с.

3. Манжосов В.К., Слепухин В.В. Моделирование продольных ударов в стержневых системах: монография. – Ульяновск: УлГТУ, 2011. – 208 с.
4. Чекалов Л.В. Практическая экотехника: электрическая и механическая очистка газов / Л.В. Чекалов. – Семибратово: Кондор-Эко, 2008. – 156 с.
5. Lincoln Electric: Hardfacing products [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.lincolnelectric.com/en-us/consumables/hardfacing/Pages/hardfacing.aspx>.
6. Hardfacing electrodes [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.esabasia.com/asia/en/products/filler-metals/covered-stick-electrodes-smaw/hardfacing-electrodes/index.cfm>.
7. Порошкові дроти для наплавлення виробництва ТОВ «ТМ ВЕЛТЕК» [Електронний ресурс]. – Режим доступу : <https://weldtech-group.com/ukr/surfacing>.
8. Билоник И. М., Береговенко Н. Н., Капустян А. Е., Шумилов А. А., Билоник Д. И., Губарь Е. Я. Применение электрошлаковой наплавки для изготовления молотков ударного механизма встряхивания осадительных электродов электрофильтров / Вісник Черкаського державного технологічного університету 2020. – №4. – С. 152–161.

**Кивгило Б.В., Ямшинський М.М.**

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

### **МІЦНІСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ БІМЕТАЛЕВОГО З'ЄДНАННЯ СТАЛЬ-АЛЮМІНІЄВОГО ЗРАЗКА**

Зважаючи на стрімкий розвиток екологічних видів транспорту, наприклад, електромобілів, які з року в рік усе ширше входять до масового сегменту споживання, важливим параметром для такого виду транспорту є мінімальна маса. Оскільки зниження маси транспортних засобів суттєво впливає на витрату енергії (палива, заряду акумуляторних батарей тощо) для його переміщення. Чим менша маса – тим менші витрати “палива” на кілометр шляху транспортного засобу, а, відповідно, і економія вартості “палива”, збільшення запасу ходу автомобіля [1].

Одним із шляхів, що може забезпечити зниження маси виробу, є застосування матеріалів з більшою питомою міцністю, розроблення та дослідження яких є актуальною науково-технічною задачею.

У дослідженнях світових вчених можна спостерігати, що дослідження ведуться не в бік зменшення маси виробу та зниження затрат на виробництво деталей, а для збільшення строку експлуатації виробів. Так вчений Chinjan Patel [2], у своїх дослідженнях розробляв методи виготовлення бронзових черв'ячних передач зі сталевую втулкою. К. Vasudev Rao [3] та інші розробили біметалевий поршень, для збільшення кількості годин роботи.

Дослідження біметалу сталь-алюміній методом лиття описується у літературі як спосіб з'єднання шляхом утворення перехідного шару між сплавами, який утворюється внаслідок поєднання двох сплавів та складається в основному із інтерметалевих сполук заліза та алюмінію.

Отримання біметалу сталь-алюміній має два етапи утворення, технологічний і фізико-хімічний. Тривалість протікання фізико-хімічного етапу залежить від якості та швидкості проходження першого етапу.

На межах контакту двох сплавів відбувається утворення інтерметалідів. Утворені інтерметаліди значною мірою сповільнюють дифузію одного сплаву в інший, а в деяких випадках практично її зупиняють. При цьому через шар інтерметалідів атоми одного металу зв'язуються з атомами іншого. Основною умовою зв'язування атомів одного металу з атомами іншого та утворення перехідного шару є хороша змочуваність рідким сплавом алюмінію поверхні заліза, тобто гарний металевий контакт між алюмінієм та залізом.

Щоб утворився хороший контакт між залізом та алюмінієм потрібно захистити поверхню заліза від окиснення. Найкращий захист з попередніх досліджень [4] є суміш вуглеводнів, а саме мінеральне мастило ВД-40.

Для визначення механічних властивостей біметалевих зразків, перевірки граничної сили, прикладеної для зсуву біметалевого зразка, виготовлялася ливарна форма із піщано-глинястої формувальної суміші з висушуванням у сушильній

шафі за температури 110...130 °С протягом 4 годин. Заливання розплаву алюмінію відбувалося за температури 700 °С.

Експериментальні зразки для визначення механічних властивостей отримували способом заливання розплавленого алюмінію на холодну сталеву заготовку. Для отримання результатів граничної сили, прикладеної для зсуву біметалевого з'єднання сталь-алюміній, використано розривну машину. Для перерахунку сили, прикладеної для зсуву, попередньо розраховували силу, прикладену на руйнування найслабшої ланки біметалевого зразка. Під час розрахунків максимальної прикладеної сили на руйнування у місці захвату (технологічного отвору) (рис. 1, а) сталевої пластини складає 2340 Н.

Під час механічного випробування сталеві пластини в місці технологічного отвору піддається руйнуванню (рис. 1, б), сила розтягу в середньому складає 2250 Н. Деформація біметалевого дослідного зразка не відбувалась.



а



б

Рис. 1. Спосіб визначення сили, прикладеної для зсуву біметалевого з'єднання сталь-алюміній під час механічного випробування: а – затиск сталевої пластини; б – руйнування зразка в місці технологічного отвору

Навантаження, за якого сталеві заготовки руйнуються у місці технологічного отвору, складає у середньому 2250 Н, однак з'єднання при цьому залишається

неушкодженим; значенням сили, прикладеної для зсуву біметалевого зразка, площа з'єднання яких досягає 1800 мм<sup>2</sup>.

Тривають дослідження в даному напрямі.

Література:

1. Вплив рівномірності руху на витрату палива [Електронний ресурс].– Режим доступу: <https://ua.waykun.com/articles/vpliv-rivnomirnosti-ruhu-na-vitratu-paliva.php>.
2. Literature Review on Manufacturing of Bronze Worm Gear with Steel Hub for Cost Reduction. [Електронний ресурс].– Режим доступу: <http://joics.org/gallery/ics-2681.pdf>.
3. Design and Analysis of Bimetallic Piston [Електронний ресурс].– Режим доступу: <https://www.ijltemas.in/DigitalLibrary/Vol.7Issue6/134-138.pdf>.
4. Кивгило Б.В., Ямшинський М.М. Вирішення проблеми змочування та спосіб виготовлення біметалу сталь-алюміній – Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021, – С. 102–105.

**Князєв С.А., Князєва (Постельник) Г.О.**

*(НТУ «ХП», м. Харків)*

## **РОЗРОБКА БАГАТОЕЛЕМЕНТНОГО ТЕРМІЧНО СТАБІЛЬНОГО СПЛАВУ З ЗАСТОСУВАННЯМ БЕЗДЕФІЦИТНИХ ЕЛЕМЕНТІВ**

**E-mail:** [obmeninfoserg@ukr.net](mailto:obmeninfoserg@ukr.net)

Як відомо, ефективними жароміцними сплавами можуть бути сплави на нікелевій основі з додаванням хрому, алюмінію та незначних добавок бору. Однак слід враховувати, що нікель є недешевим елементом, а в деяких країнах вважається навіть дефіцитним (Китай, країни СНД, Україна). Додавання десятків відсотків нікелю у сплав суттєво збільшує ціну матеріалу. Тому вкрай важливим фактором



залишається створення доступних жароміцних і технологічних сплавів з мінімальною кількістю дефіцитних елементів.

В результаті проведеного дослідження було отримано ряд експериментальних індукційних плавок, які відрізнялись, головним чином, кількістю борскладової речовини, що додавалась у шихту. Після проведення елементного аналізу було виявлено елементний склад зразків, який наведено в табл. 1.

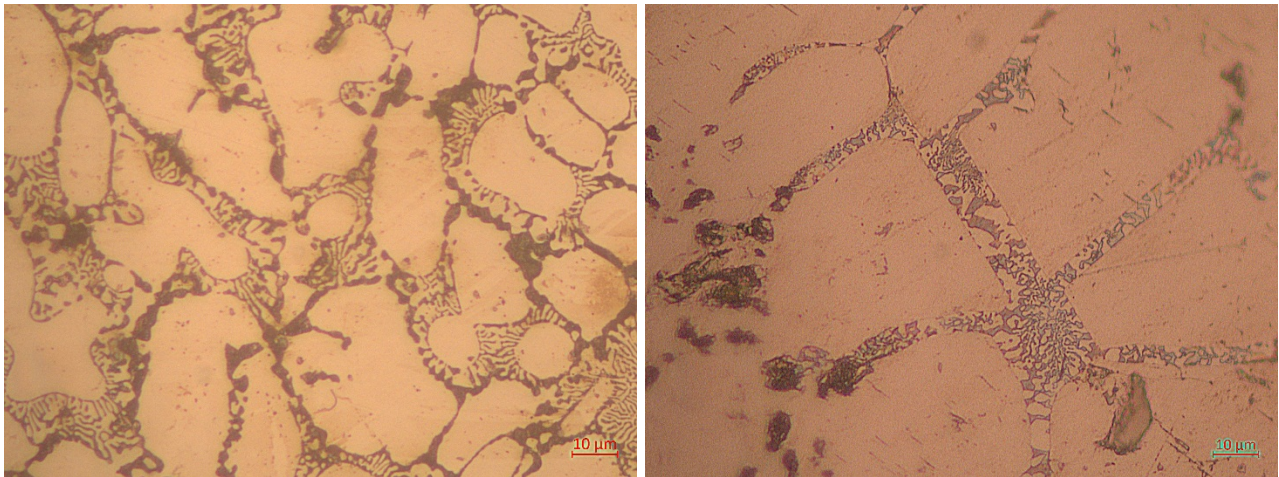
Таблиця 1 – Елементний склад експериментальних плавок

Зразок/Елемент	C	B	Cr	Mn	Si	Ni	S	P	Fe
Металева складова шихти (вихідна)	0,08	-	6,5	2,7	1,3	1,6	0,053	0,05	Решта
Плавка 1	0,03	0,05	6,4	2,6	1,1	1,6	0,051	0,039	Решта
Плавка 2	0,05	0,285	6,3	2,5	1,0	1,5	0,05	0,037	Решта
Плавка 2 після відпалу	0,03	0,27	6,3	2,3	0,95	1,5	0,05	0,037	Решта
Плавка 3	0,06	6,3	6,1	2,1	0,9	1,3	0,039	0,036	Решта

За даними табл. 1 видно, що спостерігається «дрейфування» значення кількості вуглецю, яке пов'язано зі збільшенням кількості карбиду бору. Окрім цього, було встановлено, що після відпалу кількість вуглецю і бору дещо зменшується внаслідок того, що ці елементи мають високу дифузійну рухливість, а отже, відбуваються процеси знеуглецювання і деборизації.

Металографічний аналіз показав, що зразок, отриманий з шихти №1, має пори, а зразок з шихти №3 – округлі виділення бору, аналогічні графіту у високоміцному чавуні. Такі мікроструктури не забезпечують належної якості і комплексу механічних властивостей, притаманних конструкційним матеріалам. В результаті плавки шихти складу №2: 100 г стружки + 15 г ( $B_4C + NaF$ ) отримали зразок первинної кристалізації, загальну структуру якого показано на рис. 1, а, та після проведеного відпалу при 1100 °С протягом 8 годин – рис. 1, б.

Основні структурні складові мають дрібну округлу форму, а евтектична складова займає незначний мікрооб'єм і має дисперсні фазові складові.



а

б

Рис. 1. Структура зразка, отриманого при плавці шихти №2 після первинної кристалізації (а) та відпалу 1100 °С протягом 8 годин (б); (х 1000)

Після відпалу при 1100 °С протягом 8 годин, з наступним охолодженням з піччю до 300 °С протягом 15 годин зразка зі складом шихти №2, отримуємо загальний вид структури, представлений на рис. 1, б. Видно, що морфологія евтектики дещо змінилась, однак виміри мікро- та макротвердості свідчать про те, що зміни у структурі носять мінімальний характер.

**Кочешков А.С., Тошева О.Ю., Самарай В.П.**

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

## **ДОСЛІДЖЕННЯ І АНАЛІЗ УТВОРЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ ДЕФЕКТІВ ЗА МОДЕЛЯМИ, ЩО ВИТОПЛЮЮТЬСЯ**

**E-mail:** asko@iff.kpi.ua

Для підвищення ефективності ливарного виробництва велике значення має дослідження і аналіз утворення дефектів виливків.

Якість поверхонь виливків в цілому оцінюють за ступенем їхньої шорсткості та наявності поверхневих дефектів у вигляді невіддільного пригару,

наростів, хвилястості та інших нерівностей. Вимоги до шорсткості поверхонь виливків встановлюють виходячи з їхнього функціонального призначення.

Об'єктом дослідження є технологічний процес виготовлення виливків за моделями, що витоплюються.

Предметом дослідження є удосконалення методу виробництва точних виливків за моделями, що витоплюються.

Мета досягається за рахунок підвищення якості і забезпечення стабільного процесу виготовлення виливків за ЛВМ, мінімізації негативного впливу технологічних факторів на якість продукції, оптимізації факторів впливу та режимів процесу.

Задача: дослідити вплив температури металу і форми перед заливанням на наявність та кількість дефектів.

Дефекти виливків, викликані порушенням технології, можуть з'явитися на будь-якій операції, наприклад, в результаті неналежної підготовки матеріалів, порушення режимів сушки і прожарювання форм-монолітів, низькою або занадто високою температурами заливання розплаву.

В роботі досліджували вплив температур форм-монолітів і сплаву на утворення поверхневих дефектів.

За рекомендаціями [1, 2] форми-моноліти виготовляли з сумішей з гіпсовим в'язучим, які використовують при литті деталей медичної техніки, приладів точної механіки, в стоматології, ювелірних прикрас, тощо. Прожарювання за сталою технологією проводили до температури 580...600 °С. Заливання сплавом- імітатором ЛС-59-1 проводили при температурі 1020...1080 °С у форми при 550 °С. Якість поверхні виливків визначали за шорсткістю.

Шорсткість поверхні – важлива характеристика якості точних виливків. Її можна оцінити вимірюванням нерівностей спеціальними приладами [3].

Шорсткість поверхні дослідних зразків (рис. 1) визначали безконтактним методом за допомогою подвійного мікроскопа МІС-11 (рис. 2), перевагою такого методу вимірювання є можливість досліджувати грубі поверхні [4].

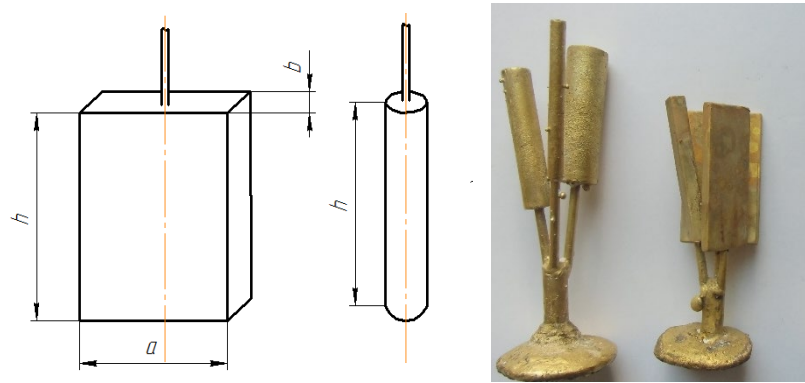
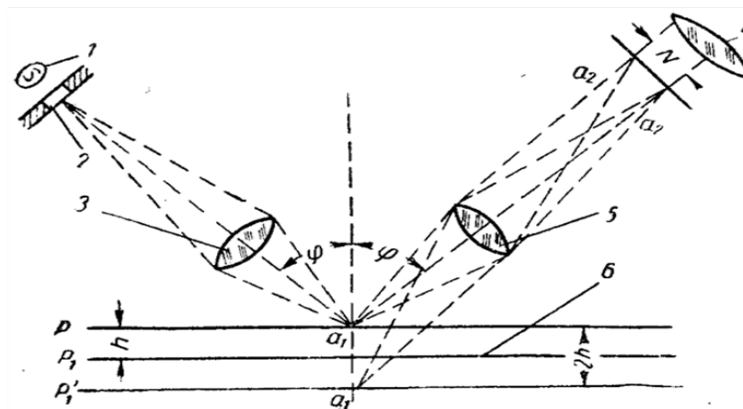


Рис. 1. Проби: пластина ( $h = 50$  мм,  $a = 10, 20, 30$  мм,  $b = 2, 4, 6$  мм) і циліндр ( $h = 50$  мм,  $d = 5, 10, 15$  мм); ескіз і виливки

Досліджувані зразки типу пластин послідовно клали на столик приладу так, щоб зображення оптичної щілини розташовувалося паралельно заданому напрямку вимірювання, і проводили фокусування зображення щілини на зразку (рис.2).

Вимірювання шорсткості поверхні циліндричних зразків відбувалося вертикально з кроком 5 мм від місця підведення металу.



1 – джерело світла; 2 – щілинна діаграма; 3, 5 – об’єктиви; 4 – окуляр; 6 – об’єкт вимірювання

Рис. 2. Схема оптичного мікроскопу МІС-11 для вимірювання непрозорої поверхні

Точки вимірювання мікроскопом МІС-11 шорсткості поверхні на дослідних зразках показані на рис. 3 (з кроком 5 мм від місця підведення металу).

Середнє арифметичне відхилення  $R_a$  профілю – є середнє арифметичне абсолютних значень відхилень профілю в межах базового розміру  $h$ , тобто:

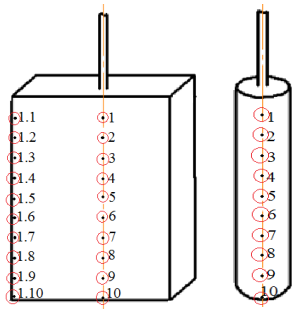


Рис. 3. Точки вимірювання

$$R_a = \frac{1}{2n} \sum_{i=1}^n |y_{pmi}| + \frac{1}{2n} \sum_{i=1}^n |y_{vmi}|$$

де: n – число обраних точок на базовому розмірі;

$Y_{pmi}$  – висота і-го найбільшого виступу профілю;

$Y_{vmi}$  – глибина і-ї найбільшої впадини профілю

Для контрольної перевірки вимірювання на пластинах проводили по центру та краю зразка (рис. 3, табл. 1).

Таблиця 1 – Значення шорсткості поверхні зразків за мікроскопом МІС-11

№ плавки	Т <sub>форми</sub> , °С	Т <sub>зал.</sub> , °С (± 5°С)	Y <sub>сер.</sub> (Ra, мкм)					
			проба пластина (в центрі/на периферії)			проба циліндр		
			b = 2 мм	b = 4 мм	b = 6 мм	d=5мм	d=10мм	d=15мм
			1 опока			2 опока		
1	550	1078	2,661/ 2,597	2,913/ 2,866	3,173 / 2,940	2,780	3,053	3,469
2	550	1066	2,587/ 2,522	2,808/ 2,693	3,042 / 2,824	2,359	2,982	3,343
3	550	1053	2,540/ 2,167	2,697/ 2,552	2,993 / 2,759	2,354	2,893	3,262
4	550	1041	2,373/ 2,044	2,565/ 2,098	2,799/ 2,4643	2,253	2,598	2,903
5	550	1030	2,370/ 2,070	2,514/ 2,431	2,591 / 2,567	2,151	2,488	2,851
6	550	1020	2,108/ 1,747	2,443/ 2,207	2,389 / 2,184	2,126	2,433	2,708

За даними досліджень:

– оптимізовані режими заливання форм-монолітів за моделями, що ви-топлюються вакуумним всмоктуванням: температура сплаву 950...990 °С, температура форми 550 °С;

– визначено шорсткості поверхні дослідних зразків різної геометрії;

– встановлено закономірності комплексного впливу температури форми та металу на якість поверхні після лиття;

– показано, що при збільшенні температури заливання ( $t^{\circ}_{\text{форми}} = \text{const}$ ) зменшується значення шорсткості  $R_a = 1,0$  мкм ( $b = 6$  мм).

#### Література:

1. Яновский А. О стабилизации и перспективах развития литейного производства Украины // Литейное производство. – 2005. – №2. – С.32-34.
2. Кочешков А.С. Гіпсокремнеземисті формувальні суміші армовані термостійкими матеріалами для точного литва // Зб. праць міжнародної наукової конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 7», - Київ, 2017, С. 289...293.
3. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям / С.И. Репях. – Д.: Лира ЛТД, 2006. – 1053 с.
4. Приборы для неразрушающего контроля материалов и изделий. В 2-х книгах. Кн. 1/ Под ред. В.В. Клюева. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Маш-ние, 1986. 488 с.

**Лаврись С.М.<sup>1</sup>, Погрелюк І.М.<sup>1</sup>, Шляхетка Х.С.<sup>1</sup>, Скребцов А.А.<sup>2</sup>**  
**(<sup>1</sup>ФМІ НАН України, м. Львів; <sup>2</sup>НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)**  
**ОЦІНКА КОРОЗІЙНОЇ ПОВЕДІНКИ СПЛАВУ ВТ20, ВИГОТОВЛЕНОГО**  
**ЗА АДИТИВНИМИ ТЕХНОЛОГІЯМИ**

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

Оцінювали корозійну поведінку псевдо  $\alpha$ -титанового сплаву ВТ20, виготовленого за адитивними технологіями (АТ) у 20% розчині НСІ. В якості АТ було вибрано методи електронно-променевого вирощування (ЕПВ) та прямого лазерного вирощування (ПЛВ) [1]. Отримані результати порівнювали з результатами

після аналогічних електрохімічних випробувань сплаву, отриманого за традиційною технологією (ТТ).

Металографічний аналіз показав, що під час адитивного виготовлення у сплаві формується переважно  $\alpha'$  мартенситна нерівноважна структура. Результати електрохімічних досліджень засвідчили, що корозійна тривкість сплаву, виготовленого за АТ, є нижчою, ніж для ТТ. Це пояснюється зменшенням (або відсутністю)  $\beta$ -фази та збільшенням кількості  $\alpha'$ -фази в структурі сплаву, виготовленого АТ, оскільки  $\beta$ -фаза характеризується вищою корозійною тривкістю, ніж  $\alpha$  та  $\alpha'$  мартенситна фази.

Щодо методу АТ, то сплав, виготовлений методом ЕПВ, має вищу корозійну тривкість, ніж – ПЛВ. Це пояснюється тим, що під час ЕПВ окрім  $\alpha'$ -фази у структурі формується незначна кількість корозійно стабільної  $\beta$ -фази. Натомість структура сплаву, виготовленого ПЛВ, складається лише з голчастої  $\alpha'$ -фази, що й пояснює нижчу корозійну тривкість.

Література:

1. Порошкові титанові сплави для адитивних технологій: структура, властивості, моделювання / О.В. Овчинников, З.А. Дурягіна, Т.Є. Романова та ін. – Київ: Наукова думка, 2021. – 196 с.

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

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

**ЕКОЛОГІЧНІ ПОКАЗНИКИ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ  
З ФОСФАТНИМИ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИМИ КОМПОНЕНТАМИ**

**E-mail:** rvl2005@ukr.net

Стрижневі суміші з раніше відомими фосфатними зв'язувальними компонентами (ЗК) мають екологічні переваги. Створені у КПІ ім. Ігоря Сікорського протягом 2010 – 2022 рр. нові фосфатні ЗК принципово відрізняються за схемами отри-

мання, хімічним складом та механізмом твердіння, а тому їх екологічність необхідно підтвердити. Основною характеристикою, за якою оцінюють екологічність формувальних та стрижневих сумішей, є загальний обсяг і хімічний склад газоподібних викидів.

В експериментах використано суміші з наступними ЗК:

- фосфат кремнію, який утворюється внаслідок хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти і пілоподібного кварцу;
- фосфат цирконію, який утворюється внаслідок хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти і пілоподібного циркону;
- фосфат алюмінію, який утворюється внаслідок хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти і пілоподібного дистен-силіманіту;
- фосфосульфат алюмінію, який утворюється внаслідок хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти і сульфату алюмінію;
- фосфат алюмінію, який утворюється внаслідок хімічної взаємодії ортофосфорної кислоти і нітрату алюмінію.

На діаграмах вказані суміші позначені назвами основного реактиву (наприклад, «пілоподібний кварц»).

Визначення обсягу газоподібних виділень для розроблених сумішей здійснювали експериментально методом нагрівання наважок до 1000 °С і фіксації об'єму виділених газів.

Для встановлення загального обсягу виділення газоподібних продуктів із формувальних та стрижневих сумішей з поширеними органічними ЗК, які є аналогами розроблених сумішей, використано інформацію [1-3]. З метою отримання достатнього обсягу достовірної порівняльної інформації вибрано наступні ЗК:

- синтетичні смоли карбамідо-фуранового класу КФ-90 і Фурітол-107 для виготовлення форм і стрижнів із ХТС;
- синтетична смола ОФ-1 фенол-формальдегідного класу для виготовлення форм і стрижнів із ХТС;



- синтетичні смоли ФМЛ (карбамідо-фенол-формальдегідного класу) і СФ-480 (фенол-формальдегідного класу) для виготовлення стрижнів у гарячому оснащенні;
- синтетична смола порошкова СФП-015 фенол-формальдегідного класу для виготовлення оболонкових форм та стрижнів у гарячому оснащенні;
- КО (розчин в уайт-спіриті кубових залишків виробництва синтетичних жирних кислот) – для виготовлення стрижнів, які зміцнюються тепловим сушінням;
- УСК (розчин в органічному розчиннику кубових залишків перероблення нафти) – для виготовлення стрижнів, які зміцнюються тепловим сушінням;
- ЛСТ (лігносульфонат технічний) – для виготовлення стрижнів, які зміцнюються тепловим сушінням.

З метою порівняння абсолютної загальної кількості газоподібних речовин, які виділяють стрижневі суміші, експериментально визначену газотвірність розроблених сумішей ( $\text{см}^3/\text{г}$ ) перераховано на сумарну масу газів на тонну придатного литва (г). Результати отримано з урахуванням того, що основним газом, який виділяється, є  $\text{H}_2\text{O}$  із молекулярною масою 18 г/моль, а витрату стрижневої суміші прийнято на рівні 500 кг на тонну придатного литва.

Порівняльну діаграму сумарної кількості газових виділень традиційних та розроблених сумішей наведено на рис. 1.

Порівняння показників загального газовиділення на рис. 1 дає змогу встановити, що розроблені суміші мають значно менші його обсяги, що є також позитивним з екологічної точки зору.

Найважливішим є не загальний обсяг виділених газів, а їх склад, оскільки навіть мінімальна кількість токсичних або отруйних речовин в атмосфері цеху є неприпустимою. На рис. 2 наведено склад газової атмосфери по хімічним сполукам, за даними [1-3], без урахування оксиду вуглецю, який у кожному випадку займає більше 80% атмосфери.

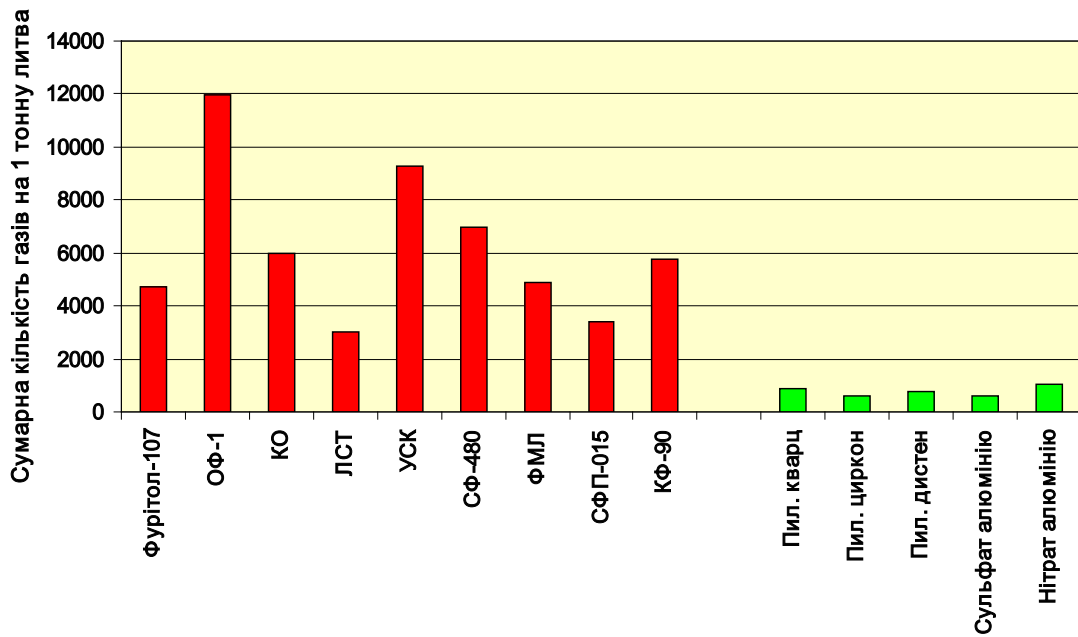


Рис. 1. Загальна кількість газоподібних продуктів, які виділяються із стрижневих сумішей

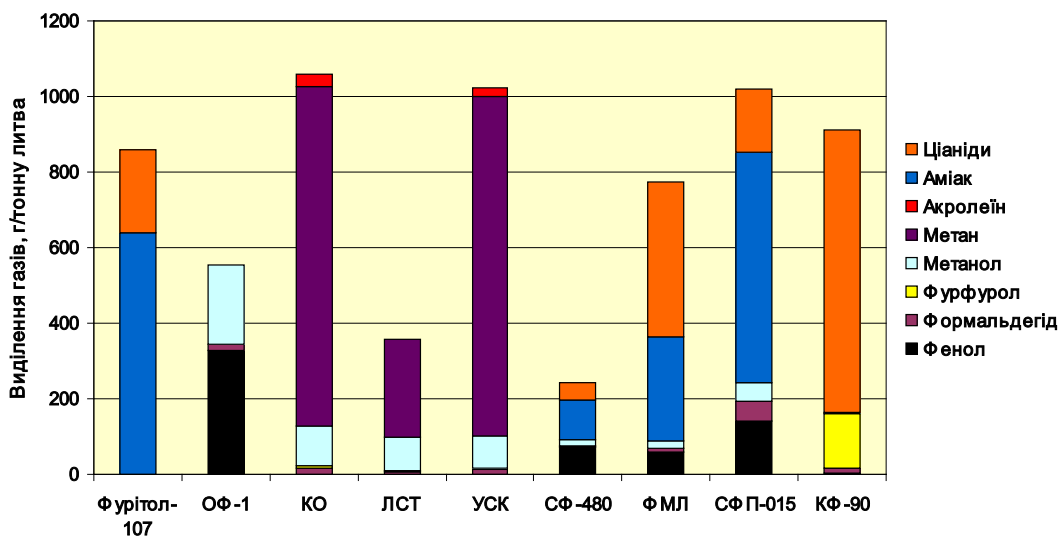


Рис. 2. Розподіл газових продуктів, які виділяють стрижневі суміші з органічними ЗК, по хімічним сполукам

Як видно із рис. 2, майже усі суміші з органічними ЗК виділяють хімічні сполуки I або II класу небезпеки. Саме цей фактор є вирішальним для аналізу можливості їх застосування. На противагу їм, розроблені суміші з новими фосфатними ЗК не виділяють хімічно небезпечних речовин, як видно із рис. 3.

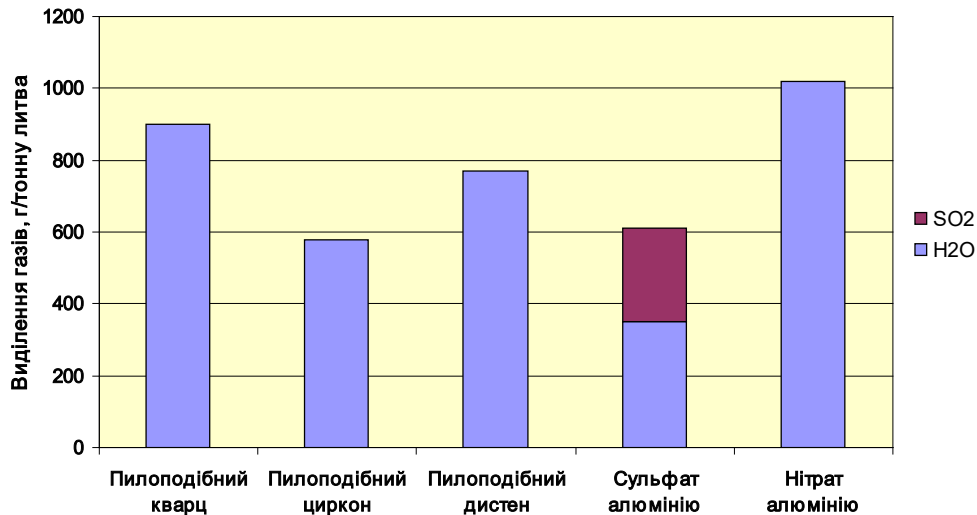


Рис. 3. Розподіл газових продуктів, які виділяють розроблені стрижневі суміші, по хімічним сполукам

Розроблені стрижневі суміші під час нагрівання виділяють тільки водяну пару та в деяких випадках діоксид сірки, який відноситься до відносно помірною III класу хімічної небезпеки. При цьому обсяги його виділення мінімальні.

Таким чином, за загальною кількістю і головне – за складом газових продуктів розроблені стрижневі суміші мають значні екологічні переваги і можуть бути рекомендовані до використання у будь-якій країні світу, навіть з найбільш жорсткими екологічними вимогами.

#### Література:

1. Збірник показників емісії (питомих викидів) забруднюючих речовин в атмосферне повітря різними виробництвами. – Т. II. – Донецьк: Український науковий центр технічної екології. – 2004. – 220 с.
2. Шульдинер Е. С. Расчет количественных характеристик выбросов вредных веществ в атмосферу от основных видов технологического оборудования предприятий отрасли: Методические материалы. – Москва: НИИ технологии и организации производства, 1981. – 139 с.
3. Кириллова Ю. А. Экологические аспекты совершенствования изготовления форм и стержней в технологии литейного производства / [Ю. А. Кириллова, А. Г. Герасимова, Е. С. Мелтоян та ін.] // Збірник праць Сибірського федерального університету.

**Лютий Р.В.**

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

## **ВНЕСОК УКРАЇНСЬКИХ ЛИВАРНИКІВ У ПЕРЕМОГУ НАД НАЦИЗМОМ**

**E-mail:** rvl2005@ukr.net

На початку травня кожного року світ відмічає роковини перемоги над нацизмом у II Світовій війні 1939 – 1945 років.

Український народ разом із російським, білоруським, грузинським, народами колишніх союзних республік, а також народами Великобританії, Сполучених Штатів Америки, Франції, Болгарії, Угорщини, Чехії, Словаччини та багатьма іншими стояв пліч-о-пліч проти нездоланої гітлерівської воєнної машини. І переміг, ціною мільйонів життів наших співвітчизників. Свої життя заради тієї Перемоги поклали представники усіх народів і країн.

Сьогодні одна країна, назвавшись правонаступником СРСР, бажає присвоїти собі спільну заслугу; більше того – лунають заяви, що російський народ переміг би без участі усіх інших! Такими висловлюваннями вони не тільки ставлять себе в антагонізм усій демократичній спільноті, а й заперечують свою власну ідеологію. У піснях воєнного часу, популярних у Москві й донині, зокрема є слова: «Значит всем нужна одна Победа! Одна на всех: мы за ценой не постоим!». За ціною дійсно не постояли: під час штурму і взяття Берліна загинуло близько третини усіх радянських солдат за весь час війни. Але ж Перемога була «одна на всіх», а тепер, виявляється, стала «моя прелесть».

II Світова війна не завершилась ні 8, ні 9 травня. Бої в іншій частині світу ще тривали досить довго. То яку ж перемогу було здобуто?

Це перемога над фашизмом і нацизмом – одна з найбільших гуманітарних перемог в історії людства. Здавалося би, слова «ніколи знову», які всі без винятку лідери країн повторюють у ці дні, мають глибинний зміст. Ніколи знову не можна допустити світової війни і ніколи знову не можна допустити відродження нацизму. Але, на жаль, країна, яка афішує себе переможцем нацизму, стала його очільником і провідником у сучасному світі! Тільки нацисти безжально знищують всіх,

хто на них не схожий: за зовнішністю, за мовою, за культурою. Однак, на відміну від II Світової, ці нацисти не мають власної ідеології та не претендують на «вищу расу», оскільки по суті є недолюдьми. На жаль, подібну філософію проповідує не тільки новоспечений московський фюрер та його рейхсляйтери, а й більшість населення.

Але все ж повернемося до 1941 року і з'ясуємо, на чиїх плечах тримається здобута у 1945 Перемога... В перші тижні після нападу гітлерівської Німеччини на СРСР було розгромлено майже всі аеродроми, військові частини, наземну техніку і авіацію. Радянські історики намагалися пояснити це тим, що вся військова техніка була розрахована на наступальні дії, а її зненацька розбомбили на землі. Цей аргумент зараз майже не піддається сумніву, але більш важливе те, що проявилось значне відставання радянської техніки за усіма показниками від німецької. Відставання полягало не тільки у тактико-технічних характеристиках (швидкість, маневреність, потужність зброї), а й у матеріалах. Радянські танки та літаки вражались з першого пострілу. Німецькі льотчики масово переводилися служити із Західного на Східний фронт, оскільки британські літаки були гідними суперниками для них у повітрі, а радянські – малорухомими цілями.

Після перших двох-трьох місяців радянській армії вже не було чим воювати. Радянські історики та сучасні московські ідеологи заперечують значення іноземної військової техніки, яку СРСР отримав завдяки прийнятому США закону про ленд-ліз. Аналогічний закон ухвалено наприкінці квітня 2022 року, що дасть змогу українській армії перемогти московський нацизм у сучасному світі. Але тоді поставки нової конкурентноздатної техніки забезпечили можливість максимального опору, зірвали плани гітлера про блиц-кріг. Наприклад, тричі Герой СРСР маршал авіації О. І. Покришкін не визнавав радянських літаків, а всі свої повітряні перемоги здобув на американському «Р-39 Аерокобра».

Евакуйовані в глибокий тил (на Урал, до Казахстану та інших азійських радянських республік) заводи швидко відновили свою роботу, оскільки головним завданням було не просто стримати нацистів, а перемогти їх, вигнати з нашої землі. Для цього активізувалось виробництво військової техніки, спрямоване на

досягнення не тільки необхідної кількості, а головне – якості. Звичайно, у московській історії заперечується роль вчених інших союзних республік у винайденні нових матеріалів, технологічних процесів виробництва військової техніки та швидкого їх впровадження. Однак проти фактів ніякі заперечення не спрацюють.

Справжній майстер ливарної справи з Чернігівщини, майбутній засновник Металургійного факультету і завідувач кафедри ливарного виробництва Київського політехнічного інституту (м. Київ) Костянтин Ілліч Ващенко (1900 – 1992) був першим у світі вченим, який довів залежність механічних властивостей чавуну від форми і розподілу в ньому графітових крапель. У 1941 році, за два дні до війни, він виступив у Ленінграді з доповіддю, де вперше проголосив термін «сферичний графіт», який сьогодні є основою найбільш відомого сплаву – високоміцного чавуну. Київський завод «Більшовик», на якому впроваджував результати своїх робіт К. І. Ващенко, був піонером у всьому СРСР з технологій лиття хімічно стійких сплавів (феросилід, антихлор, високохромисті сплави, алюмінієві бронзи) Починаючи з 1939 р., він брав активну участь в освоєнні лиття боєприпасів.

У Середньоазійському індустріальному інституті К. І. Ващенко активно працював на громадських засадах у проектуванні першого в Узбекистані металургійного заводу, який було введено в експлуатацію ще до завершення війни, і завод дав високоякісний метал фронту.

Вчений-металург з Донеччини Юрій Августович Шульте (1910 – 1995) працював до війни у Запоріжжі. Він розробив технологічні процеси дифузійного розкислення та хромовідновлювальної плавки сталі методом переплавлення хромонікелевих відходів у печах с кислою футерівкою.

В 1941 р. він разом з колективом свого заводу був евакуйований на Кузнецький металургійний комбінат, де працював заступником начальника електросталеплавильного цеху заводу «Спецсталь», продовжуючи займатися науковими розробками, спрямованими на прискорення процесів плавлення та підвищення якості ливарних сталей для фронту.

Український вчений з Дніпропетровщини Олексій Максимович Петриченко (1911 – 1996) почав трудову діяльність у шахтах Донбасу, а в 1940 р. закінчив

Київський політехнічний інститут. Працював на заводі у м. Коломна Московської області.

В 1941 р. Коломенський завод було евакуйовано до м. Кіров. Завод випускав танки і самохідні артилерійські установки. А. М. Петриченко проводив дослідницькі роботи із заміни дефіцитних матеріалів при плавленні сталі без погіршення робочих характеристик литих деталей. Найбільш відомою роботою і науково новою на той час була заміна феромарганцю при плавленні високомарганцевої сталі на брутх деталей з такої же сталі.

Майбутній член-кореспондент НАН України Андрій Андрійович Горшков (1898 – 1972) у роки II Світової війни працював над вирішенням важливих проблем практичної допомоги заводам оборонного комплексу. В 1947 р. він опублікував фундаментальну монографію «Отливки металлургического оборудования», яка протягом десятиріч мала незамінне практичне значення для ливарників-технологів.

Майбутній завідувач кафедри ливарного виробництва нинішнього НТУ «Харківський політехнічний інститут» Борис Олексійович Носков (1899 – 1970) у 1943 році за розроблення нової зносостійкої сталі для танкової промисловості з групою співавторів отримав Державну премію СРСР. Грошову частину премії Б. А. Носков повністю вніс у фонд оборони. До речі прізвище Б. А. Носкова внесено до бібліографічного словника-довідника НДІ Історії КППС про передових людей москви і підмосков'я у 1984 році.

В майбутньому завідувач кафедри ливарного виробництва нинішньої Національної Металургійної Академії України (м. Дніпро) Андрій Євдокимович Кривошесєв (1899 – 1995) під час II Світової війни з 1941 до 1944 р. працював у Магнітогорському гірничо-металургійному інституті доцентом кафедри «Металургії сталі», керівником науково-дослідної групи, а головне – очільником ливарної секції Магнітогорського комітету вчених допомоги фронту.

Наведені приклади трудової звитяги українських вчених під час війни та їхній внесок у Перемогу над нацизмом важко перебільшити. Крім них, над створенням нових матеріалів і технологій працювали видатні вчені інших національ-

ностей та інших країн. Про це не можна забувати, і тим більше привласнювати усі заслуги одному народу, який навіть не має своєї національної ідентичності.

На початку травня цього року (03.05.2022 р.) Верховна Рада України ухвалила історичну постанову №7343 про неприпустимість монополізації російською федерацією перемоги над нацизмом у II Світовій війні, яка стала спільним досягненням Антигітлерівської коаліції та визвольних рухів, а сама війна – спільною трагедією народів світу.

Кожен народ має пам'ятати своїх Героїв – і неважливо, яким чином вони наближали Перемогу, на полі бою чи у храмах науки. Тільки так переможемо нацизм знову – і цього разу вже остаточно!

Література:

1. Дорошенко С. П. Выдающиеся литейщики из Украины // Литье Украины, 2005. – С.45–48.

**Матковський Д.Ю., Кочешков А.С.**

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

**СПЕЦІАЛІЗАЦІЯ ХУДОЖНЄ І ЮВЕЛІРНЕ ЛИТВО: НАЙВІДОМІШІ І  
НАЙБІЛЬШІ ЛИТІ ГАРМАТИ**

**E-mail:** dmitrymd489@gmail.com

Традиційна підготовка інженерів-ливарників на кафедрі «Ливарне виробництво» Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» в теперішній час розширилася новими теоретичними і практичними курсами сертифікованої програми «Художнє і ювелірне литво»:

- Металургія благородних металів;
- Основи художнього та ювелірного литва;
- Технології комп'ютерного проектування та моделювання виробів;
- Композиція та художнє оброблення металів;



- Дизайн і проектування ювелірних та художніх виливків;
- Основи гемології;
- Функціональні матеріали та покриття;
- Контроль якості у художньому та ювелірному литті.

Вивчення дисциплін починається з ознайомлення питань історії мистецтв і секретів давніх технологій, і показовим є лиття гармат. Найвизначнішими, найвідомішими і найбільшими в світі дотепер відомі такі.

Базиліка, або Оттоманська гармата (фото 1). В історичних документах повідомляється, що Базиліка, або Оттоманська гармата – величезна бомбарда, відлита з бронзи.



Фото 1. Базиліка, <https://www.wiki.uk-ua.nina.az/html>

Була розроблена в 15 столітті угорським зброярем Урбаном, мала надзвичайну на той час потужність, але була дуже неточною при стрільбі. За її допомогою султан Мехмед Другий в 1453 році захопив Константинополь – одне з найкраще захищених міст того часу. Величезна гармата тут дуже придалася, вона змогла пробити товсті стіни Константинополя. Перезарядження «Базиліки» тривало близько години. На шостий тиждень використання вона зруйнувалася від власної віддачі [1].

Малік-і-Майдан, або «Володар рівнин» (Malik-e-Maidan) – історичний артефакт зброярства і ливарства давньої Індії – гігантська гармата середини XVI ст. Довжина ствола становить близько 4 м, зовнішній діаметр – 1,5 м, а маса 55 т. Зберігається у м. Біджапур. Малік-і-Майдан» – бронзова лита гармата Біджапура.



Фото 2. Малік-і-Майдан,  
<https://en.wikipedia.org/wiki/Malik-E-Maidan>

Вона була відлита в Ахмаднагарі у 1548 році, за правління Бурхана Нізана Шаха під керівництвом начальника артилерії Мухаммада бін Хассана Румі (Muhammad bin Hassan Roumi). У цьому йому допомагав Румі-хан, хто, власне, і відлив гармату.

За деякими відомостями, ця гармата стріляла востаннє з нагоди приїзду раджі Саггара до Біджапуру у XVIII столітті [2].

Мортира Маллета (фото 3) – система надважкої мортири калібру 914 мм, розроблена у Великобританії в 1850 році за проектом конструктора Роберта Маллета, була першою для артилерії 19 століття і призначалася для обстрілу сильно укріплених фортифікаційних споруд. Входить до найбільш великокаліберних знарядь за всю світову історію. Було збудовано дві мортири цієї системи, проте за підсумками випробувань вони не були прийняті на озброєння. Обидва знаряддя зберігаються до нашого часу як музейні експонати. Міномет Маллета був революційним. Його ствол вагою 42 тонни був відлитий з чавуну, а казенна частина зроблена з ковальського заліза, щоб протистояти навантаженням (віддачі) однотонних снарядів при стрільбі на дальність 2500 ярдів [3].

Наступний приклад шедевральної литої гармати є Little David – «Маленький Давид» (фото 4, 5). На початку весни 1944 року конструктори у Сполучених Штатах Америки запроектували колосальну гармату. В уряді США виділили кошти на реалізацію проекту.



Фото 3. Мортира Маллета,  
<https://masterok.livejournal.com/7583579>

В результаті було побудовано артилерійську зброю Little David, яка побила всі рекорди за розміром калібру. Вона мала вагу 82,808 т, калібром 914 мм з нарізним стволом завдовжки 712 см і систему вертикального прицілювання. Ствол гармати зроблений зі сталі, легованої марганцем і молібденом. Недоліком було те, що вона мала недостатній радіус ураження і не могла похвалитися влучністю стрільби. До

того ж, щоб встановити гармату, потрібно було не менше половини доби [4].

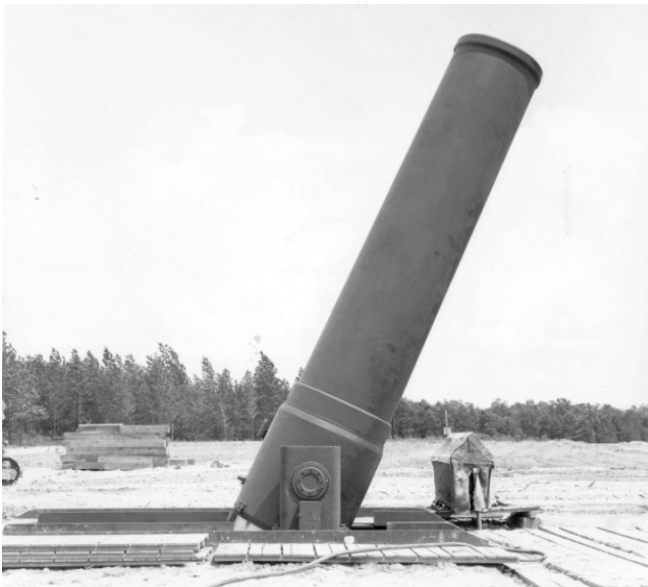


Фото 4. Встановлена гармата,  
[https://en.wikipedia.org/wiki/Little\\_David](https://en.wikipedia.org/wiki/Little_David)



Фото 5. Невстановлена гармата і снаряд до неї,



[https://en.wikipedia.org/wiki/Little\\_David](https://en.wikipedia.org/wiki/Little_David)

Інформаційні джерела:

1. <https://www.wiki.uk-ua.nina.az/htm>.
2. <https://en.wikipedia.org/wiki/Malik-E-Maid/>.
3. <https://masterok.livejournal.com/758357>.
- 4 <https://en.wikipedia.org/wiki>.

**Мініцький А.В., Радчук С.В., Биба Є.Г., Мініцька Н.В., Соліляк Ю.В.**

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

## **ОТРИМАННЯ ГРАТЧАСТИХ СТРУКТУР НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ**

**E-mail:** minitsky@i.ua

В останні роки технології адитивного виробництва (АМ) знаходять все більше застосування в таких галузях як медицина, аерокосмічна промисловість, машинобудування, електроніка та військовий промисловий комплекс. До безперечних переваг АМ відноситься повна автоматизація процесу виготовлення складних деталей, скорочення кількості операцій та зниження собівартості прецизійних виробів із жаростійких та титанових сплавів [1]. Також, беззаперечною перевагою адитивних методів є можливість скорочення тривалості процесу проектування та можливість швидко і легко оцінити проектні припущення [2]. Завдяки пошаровим методам виробництва є можливість виготовлення деталей складної форми та геометрії, що не реалізуються при використанні традиційних методів, що використовують механічну обробку.

Одним з найбільш поширених способів є метод селективного лазерного плавлення SLM, дана технологія дозволяє отримувати вироби різної конфігурації і, головне, з різною регульованою системою внутрішніх каналів, що забезпечує можливість створення ґратчастих структур.

Ґратчасті структури застосовують в якості конструкційних матеріалів в механізмах, де висуваються вимоги до зниження маси. При цьому, механічні властивості ґраток залежать не тільки від матеріалу порошку та якості друку, але і від геометрії структурних складових.

В роботі було розглянуто три типи ґратчастих структур, отриманих селективним лазерним плавленням, з різним просторовим орієнтуванням елементарних комірок у вигляді простого куба в об'ємі пористого матеріалу з однаковим розміром утворюючих ґраток та елементарних комірок. Проаналізували реакцію ґратчастої структури на різні види навантаження. Результати вимірювань модуля пружності при чотириточковому згині показало, що пористі 3D-ґратки мають модуль пружності одного порядку від 17,2 до 23,9 ГПа. Дослідження 3D-ґратчастих стру-

ктур на стиснення показало, що ґратки, які розташовані під кутом  $45^\circ$  до вісі z, деформуються за схожими схемами і мають практично однакові значення межі плинності  $14,0 \dots 15,4$  МПа. Найбільші значення межі плинності ( $40,5 \pm 3,3$  МПа) спостерігаються у ґраток, елементарні комірки яких розташовані паралельно до осей x, y, z, що пов'язано із пошаровим характером деформації комірок.

Отримані результати показали перспективність застосування адитивних технологій для створення порошкових матеріалів методом селективного лазерного плавлення, що забезпечує формування структури з високою відтворюваністю механічних характеристик.

#### Література:

1. Dong-Gyu Ahn. Direct metal additive manufacturing processes and their sustainable applications for green technology: A review // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing Green Technology, 2016. – vol. 3. – P. 381–395.
2. Плєскач В.М. Сучасні технології у порошковій металургії. Досягнення і перспективи // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2017. – №2. – С. 118 – 121.

**Мініцький А.В., Юркова О.І., Биба Є.Г., Наконечний С.В., Шапошнікова Л.Є.**  
*(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

### **ВПЛИВ ПЛАКУВАННЯ НІКЕЛЕМ НА ВЛАСТИВОСТІ ПОРОШКІВ НА ОСНОВІ КАРБІДУ ВОЛЬФРАМУ**

**E-mail:** minitsky@i.ua

Виробництво високоміцних твердих сплавів передбачає застосування дисперсних металевих порошоків високої чистоти – як правило, карбїду вольфраму в якості основи, а також кобальту чи нікелю в якості зв'язки. Однак, застосування чистих порошоків має певні недоліки, пов'язані як з високою вартістю останніх, так і нерівномірним розподілом легувальних елементів при механічному змішуванні. Це обумовлено великою різницею густини металевої зв'язки порівняно з тугоплавким карбїдом вольфраму, що ускладнює процес легування і забезпечення

рівномірного розподілу легувальних добавок по об'єму матеріалу. Для рівномірного розподілу металевої зв'язки зазвичай застосовують багатогодинні операції розмелу в кульових млинах, що значно збільшує собівартість твердосплавної суміші та підвищує енергетичні затрати при виробництві. Одним із більш економічних і швидких способів введення легувальних добавок є плакування порошку основи шляхом нанесення на його поверхню покриття.

Одним з найбільш розповсюджених методів нанесення покриттів є метод хімічного осадження. Даний метод відносно недорогий, не потребує спеціального дорогого устаткування, дозволяє одержувати якісні покриття із нікелю, міді, кобальту, хрому, що мають високе зчеплення з поверхнею матеріалу, що покривається.

Вивчено вплив хімічного складу розчину, а саме кислого на основі сірчано-кислої солі нікелю та лужного на основі хлористого нікелю. Показано, що покриття, яке утворюється, складається не з чистого нікелю, а є складною системою, де поряд з нікелем присутні фосфор в кількості від 2 до 10% мас. в залежності від умов отримання. Встановлено, що в обох випадках швидкість осадження нікелю складала 8...10 мкм/год, при цьому застосування лужного розчину дозволяє отримати покриття із більшим вмістом нікелю і меншим вмістом фосфору. Встановлено, що плакування частинок призводить до зміни їх фізичних властивостей: форми та розміру. Форма плакованих частинок стає більш наближеною до сферичної з різною товщиною покриття на частинках, що обумовлено різною поверхневою площею та формою вихідних частинок. Нанесення нікель-фосфорного покриття на частинки порошку карбіду вольфраму призводить до зміни його розмірів за гранулометричним складом. Дослідження технологічних властивостей порошків карбіду вольфраму показали, що плакування призводить до збільшення текучості і, відповідно, до зростання насипної щільності порошку, що обумовлено зменшенням питомої поверхні частинок та згладженням рельєфу їх поверхні.

Результати досліджень показали перспективність плакування твердосплавних частинок карбіду вольфраму покриттям на основі нікелю із лужного розчину; отримані композиційні порошки можуть ефективно застосовуватись при створенні твердосплавних виробів різного функціонального призначення.

**Молочков Д.Є.<sup>1,2</sup>, Куликовський Р.А.<sup>1</sup>**

**(<sup>1</sup>НУ «Запорізька політехніка»; <sup>2</sup>ООО «ТРИАДА ЛТД КО», м. Запоріжжя)**

## **ВІДХИЛЕННЯ ПРИ АДИТИВНОМУ ВИРОБНИЦТВІ НА ОСНОВІ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ**

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

Адитивне виробництво на основі дугового зварювання в середовищі захисних газів (Wire and Arc Additive Manufacturing, або WAAM), дедалі більше застосовується не тільки для прототипування, а й для одиничного та дрібносерійного виробництва робочих деталей. Зменшення об'єму механічної обробки може прискорити і здешевити виробництво, проте для цього потрібно дослідити відхилення, які виникають при вирощуванні способом WAAM, що впливають на точність геометрії.

Мета роботи: класифікація відхилень геометрії вирощуваних виробів. Основні задачі: визначення факторів, що впливають на геометричну точність виробів; аналіз їх природи та визначення пріоритету наступних досліджень.

Відхилення при WAAM можна розділити на: відхилення форми елементів (зміна прямолінійності, округлості, циліндричності та ін.); відхилення положення елементів (відхилення розміщення деталі або її елементів відносно один одного); хвилястість і шорсткість поверхні.

До відхилень форми можна віднести бризки металу на поверхні, утворення яких залежить від типу переносу металу. Його можна корегувати оптимізацією параметрів вирощування і складу захисного газу, або застосувавши спеціальні зварювальні процеси, такі як холодний перенос металу (Cold Metal Transfer), що забезпечують стабільний перенос металу, відсутність бризок і низьке тепловнесення. Найбільш значними відхиленнями форми є деформації і внутрішні напруження, які є наслідком циклу нагрівання-охолодження і нанесення металу. Ключем до зменшення деформацій є зменшення діапазону зміни температур в процесі WAAM.

Серед відхилень положення можна виділити точність позиціонування інструменту (наприклад, для роботів Yaskawa похибка складає 0,02...0,06 мм) і

точність переносу траєкторії з САМ систем в обладнання, що залежить від пост-процесора.

Фактори, які одночасно впливають на відхилення форми і положення – це відхилення положення дроту в контактному наконечнику (КН) від центральної осі, радіус вигину дроту на виході з КН і знос КН в процесі вирощування. Відхилення дроту в КН пояснюються необхідним технологічним допуском для запобігання можливості заклинювання дроту. Для пари дріт Inconel 718 діаметром 1,2 мм та КН Fronius 1,2 мм вимірювання показали, що середній діаметр дроту складає 1,17 мм, а діаметр отвору КН – 1,37 мм, тобто можливе відхилення дроту від центральної осі в новому КН знаходиться в межах  $\pm 0,1$  мм. Вигин дроту значно впливає на точність вирощування. Виміри показали, що дріт Inconel 718 діаметром 1,2 мм при вильоті 15 мм в новому КН відхиляється на 0,8 мм від центральної точки інструменту. Зі зношуванням КН відхилення дроту збільшується до 2 мм. Як наслідок, це призводить до порушень геометрії і зниження міцності деталі, а в деяких випадках, навіть, до нестабільності процесу та неможливості продовження процесу вирощування.

Хвилястість поверхні може досягати 1 мм та залежить від параметрів вирощування (швидкість переміщення пальника, швидкість подачі дроту, напруга на дузі, температура деталі та ін.), а також від застосованих матеріалів. Таким фактором як шорсткість поверхні можна знехтувати, адже середні значення 0,001...0,013 мм достатньо малі в порівнянні з іншими відхиленнями.

Наразі пріоритетним є дослідження процесу зношування КН та деформаційно-напруженого стану дроту, через контактну взаємодію яких збільшується відхилення дроту від центральної осі та, як наслідок – загальне відхилення геометрії вирощених виробів. Крім цього, важливим питанням є хвилястість поверхні та пов'язані з формоутворенням валиків дефекти. Таким чином, пошук рішень для зменшення відхилення дроту, хвилястості та супутніх дефектів є актуальною задачею, вирішення якої покращить точність виготовлення деталей, ефективність використання матеріалів, експлуатаційні властивості готового виробу та зменшить необхідність його механічної обробки.



**Недужий А.М., Пригунова А.Г.**

**(ФТІМС НАН України, м. Київ)**

## **ЗАСТОСУВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ТИПУ ВАЛ В МАШИНОБУДУВАННІ**

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

В машинобудуванні найбільш широко використовуються високоміцні ливарні алюмінієві сплави типу ВАЛ систем: Al-Cu-Mn-Cd-Ti (AM4,5Кд (ВАЛ10), ВАЛ14, ВАЛ18), Al-Si-Cu (ВАЛ8 (AK8M3ч)), Al-Zn-Mg-Cu (ВАЛ12), Al-Mg (ВАЛ16) та ін. [1-5, 7-10].

В роботі [1] відзначається, що сплави на основі системи Al-Cu (наприклад, ВАЛ1 та ВАЛ10) характеризуються широким температурним інтервалом кристалізації. В структурі цих сплавів мало евтектики – все це визначає їх знижені ливарні властивості: малу рідкоплинність, велику лінійну усадку (1,25...1,35%) і схильність до утворення гарячих тріщин при утрудненій усадці виливків. В [2] зазначено, що в кінці 70-х років в цехах алюмінієвого литва широко застосовувалися перші високоміцні сплави ВАЛ1 та ВАЛ5 (AL34). На основі системи Al-Cu-Mn-Cd були розроблені сплави ВАЛ10 (AM4,5Кд) і ВАЛ14, а на основі системи Al-Mg-Zn – ВАЛ12. При цьому вказується, що сплав ВАЛ12 – найбільш високоміцний серед існуючих ливарних сплавів. Найбільш розповсюдженим в ливарних цехах авіабудівних підприємств є сплав AM4,5Кд (ВАЛ10). Сплав ВАЛ8 (AK8M3ч) застосовують в автомобільній і електротехнічній промисловості для виробництва тонкостінних, крупногабаритних та складних за конструкцією герметичних деталей [3].

В роботі [4] стверджують, що найбільш перспективними є сплави ВАЛ12, ВАЛ14, ВАЛ16. Найбільш високоміцний ливарний сплав ВАЛ12 (Al-Zn-Mg-Cu) може успішно конкурувати не тільки з алюмінієвими сплавами, що деформуються, але і з маловуглецевими сталями, бронзами та латунями. Температура експлуатації деталей із сплаву ВАЛ12 може досягати 200 °С (тривалий час) і 250 °С (короткочасно). Високоміцний і жароміцний сплав ВАЛ14 (Al-Cu-Mn) має високі ха-

рактеристики міцності і пластичності, які необхідні для виливків, що несуть динамічні та вібраційні навантаження. Корозійностійкий сплав ВАЛ16 (Al-Mg), який зварюється, призначений для виробництва виливків, які працюють при тривалих нагріваннях (до 150 °С) і різних кліматичних умовах експлуатації. В [5] відзначається, що сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10) системи Al-Cu-Mn-Cd-Ti найбільш широко застосовується в авіа- та ракетобудуванні. Алюмінієвий сплав ВАЛ14 є універсальним високоміцним і жароміцним (до 350 °С) ливарним сплавом широкого застосування. Заслуговує уваги розробка ВІАМ оригінального високожароміцного сплаву ВАЛ18, робочі температури якого сягають до 400...450 °С.

В роботі [6] зазначено, що висока міцність і пластичність високоміцного алюмінієвого сплаву АМ4,5Кд дозволяє застосовувати його в якості конструкційного матеріалу для силових деталей, які несуть великі навантаження. На механічні властивості, макро- та мікроструктуру сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) суттєво впливають температура заливки металу і вологість піщаних форм. Збільшення вмісту заліза вище 0,10...0,11% різко знижує не тільки пластичність, але і міцність сплаву АМ4,5Кд. Мідь, кадмій і титан при вмісті вище 4,6%, 0,18%, 0,21%, відповідно, знижують пластичність сплаву і збільшують міцність. В [7] вказується, що із алюмінієвих сплавів, що зварюються, зокрема, Al-Cu та Al-Mg виготовляють планери, бортові системи, шасі, лопаті повітряного гвинта, прилади і елементи внутрішнього оздоблення салону. Автор роботи [8] стверджує, що на основі системи Al-Cu одержані сплави, які об'єднують високу міцність при нормальних і при підвищених температурах. Ці сплави мають у порівнянні з силумінами і магнієвими сплавами недоліки, які полягають в порівняно низькій корозійній стійкості і низьких ливарних властивостях. Відзначається, що сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10) необхідно застосовувати в конструкціях летальних апаратів – в сильно навантажених вузлах. Виливки із сплавів АМ4,5Кд (ВАЛ10) і ВАЛ14 знаходять застосування в аерокосмічному комплексі. В роботі [9] зазначено, що високоміцні і жароміцні ливарні алюмінієві сплави системи Al-Cu є затребуваними в промисловості матеріалами, особливо для галузей високотехнологічного машинобудування (авіабудування, енергетика, транспорт), де часто потрібно

поєднати можливість одержання крупногабаритної деталі з можливістю її тривалої експлуатації в умовах підвищених статичних і ударних навантажень при температурах до 300 °С. Одним із найбільш широко використовуваних (як за обсягами, так і за різноманітністю сфер застосування) сплавів системи Al-Cu є сплав АМ4,5Кд.

Таким чином, високоміцні ливарні алюмінієві сплави типу ВАЛ, зокрема сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10), який відноситься до системи Al-Cu-Mn-Cd-Ti і широко використовується в авіабудуванні, енергетиці, транспорті, для виготовлення силових деталей, що несуть великі навантаження. В ливарній практиці також набули широкого використання високоміцні ливарні алюмінієві сплави: ВАЛ11, ВАЛ12, ВАЛ14, ВАЛ16 та ВАЛ18. Вказані алюмінієві сплави зазвичай використовують в аерокосмічному комплексі. Високоміцні ливарні алюмінієві сплави типу ВАЛ мають низькі ливарні властивості та низьку корозійну стійкість, а також мають підвищену схильність до утворення гарячих тріщин.

#### Література:

1. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. Строганов Г.Б. М.: Металлургия, 1985. – 216 с.
2. Михаленков К.В. Некоторые технологические особенности получения отливок из сплава АМ4,5Кд / К.В. Михаленков, В.Г. Могилатенко, Д.Ф. Чернега, А.А. Жаркая // Процессы литья. – 1999. – № 1. – С. 49-56.
3. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справ. изд./ Пригунова А.Г., Белов Н.А., Таран Ю.Н. и др. – М.: «МИСИС», 1996. – 175 с.
4. Черкасов В.В., Заварзин И.А. Литейные алюминиевые и магниевые сплавы для авиастроения. 1993, ВИАМ/1993-201268. – 9 с.
5. Лебедев В.М., Корнышева И.С. Перспективы производства и расширение применения алюминиевых отливок в авиационно-космической технике. 2001, ВИАМ/2001-203480. – 9 с.

6. Муравьев В.И. Особенности получения качественных отливок из высокопрочного алюминиевого сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10) / В.И. Муравьев, В.И. Якимов, М.А. Заплетин, А.И. Евстигнеев, Ри Хосен // Литейщик России. – 2003. – № 1. – С. 9-14.

7. Гуреева М.А. Алюминиевые сплавы в сварных конструкциях современных транспортных средств / М.А. Гуреева, О.Е. Грушко // Машиностроение и инженерное образование. – 2009. – С. 27-41.

8. Шеметев Г.Ф. Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение. Учебн. пособ. по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов». Часть I (Электронный ресурс). Санкт-Петербург, 2012. – 150 с.

9. Дубоделов В.И. Роль электромагнитных воздействий в процессах получения сплава типа ВАЛ10, не содержащего кадмий. Сообщение 1 / В.И. Дубоделов, В.Н. Фиксен, А.В. Яценко, Н.А. Слажнев, Ю.П. Скоробагатько, М.С. Горюк // Процессы литья. – 2013. – № 6. – С. 48-55.

10. Щербакова Л.Г. Влияние легирования на механические свойства и коррозионную стойкость высокопрочных эвтектических ( $\alpha$ -Al+Mg<sub>2</sub>Si) сплавов тройной системы Al-Mg-Si / Л.Г. Щербакова, А.В. Криницкий, Н.П. Коржова, Т.Н. Легкая, А.В. Самелюк // Металлофизика и новейшие технологии. – 2017. – Т. 39. – № 9. – С. 1239-1252.

**Недужий А.М.**

**(ФТИМС НАН України, м. Київ)**

**ОЦІНКА ФОРМОЗАПОВНЮВАНOSTI ПРИ ТИКСОЛИТТІ  
ДОЕВТЕКТИЧНИХ СИЛУМІНІВ**

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

Проведено експериментальні дослідження процесу тиксолиття сплаву АК7ч з використанням заготовок з різною вихідною структурою (дендритною і недендритною – розеткоподібною та глобулярною) первинної фази. Встановлено, що тиксолиття сплаву АК7ч з використанням заготовок з вихідною розеткоподібною

структурою первинної фази забезпечує одержання фасонних виливків з глобулярною структурою з розміром глобуля 80...100 мкм. Глобулярна структура в одержаних фасонних виливках однорідна і рівномірно розподілена по всьому перетину шліфів. Тиксолиття сплаву з використанням заготовок з вихідною глобулярною структурою не призводить до зміни структури в фасонному виливку. При цьому дещо збільшується розмір глобулей у виливку. Показано також, що після лиття з використанням заготовок з вихідною дендритною структурою твердого розчину алюмінію різної дисперсності, структура у виливку в усіх випадках залишається дендритною. При цьому незначна кількість дендритів мала вигляд деформованих. В результаті досліджень одержували фасонний виливок, який представляв собою зразок для механічних випробувань з надливною частиною у вигляді прес-залишку, нижнього диску з системою промивників та облою [1-3].

При литті під тиском алюмінієвих сплавів на машинах ЛПТ, на одержуваних виливках, зазвичай, утворюється певна кількість облою. Під час проведення досліджень з тиксолиття було зафіксовано, що при використанні заготовок з вихідною недендритною – розеткоподібною та глобулярною структурою первинної фази, величина облою – площа облою ( $S_{\text{облою}}$ ) на одержаних фасонних виливках була більшою, ніж при використанні заготовок з вихідною дендритною структурою твердого розчину алюмінію. Площу облою визначали за допомогою міліметрового паперу. Після визначення площі облою на одержаних фасонних виливках його відокремлювали від них та зважували. Величина облою ( $S_{\text{облою}}$ ) слугувала характеристикою формозаповнюваності твердо-рідкого силуміну АК7ч при тиксолитті фасонних виливків.

Встановлено, що при використанні в процесі тиксолиття заготовок з вихідною недендритною – розеткоподібною та глобулярною структурою первинної фази, формозаповнюваність досліджуваного доевтектичного силуміну АК7ч більш висока, ніж при використанні заготовок з вихідною дендритною структурою  $\alpha$ -фази. Ймовірно, більша формозаповнюваність силуміну АК7ч при використанні в процесі тиксолиття заготовок з вихідною розеткоподібною та глобулярною структурою первинної фази пов'язана з тим, що вказана структура володіє ефек-

том тиксотропії на відміну від дендритної структури. Таким чином, величина формозаповнюваності доевтектичного силуміну АК7ч при тиксолитті залежить від вихідної структури первинної фази в твердо-рідких заготовках. Одержані в дослідженнях результати узгоджуються з роботою [4], в якій відзначається, що у випадку твердо-рідкого металу рідкотекучість залежить від глобулярної структури сплаву.

#### Література:

1. Недужий А.Н. Тиксолиттьє алюмінієвого сплава АК7ч с использованием заготовок с разной исходной структурой первичной фазы / А.Н. Недужий, А.Г. Вернидуб // Процессы литья. – 2019. – № 5. – С. 26 – 31.

2. Недужий А.М. Тиксолиття алюмінієвого сплаву АК7ч з різною морфологією структури первинної фази в заготовках / А.М. Недужий, А.Г. Вернидуб // Материалы II Междунар. науч.-практ. конф. «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология», 19–21 нояб. 2012 г., Киев, С. 220 – 222.

3. Борисов Г.П. Тиксолиття алюмінієвого сплаву АК7ч з використанням заготовок з різною вихідною структурою первинної фази / Г.П. Борисов, А.М. Недужий, А.Г. Вернидуб // Материалы XII Междунар. науч.-практ. конф. «Литье 2016», 24–26 мая 2016 г., Запорожье, 2016, ЗТПП. – С. 44 – 46.

4. Юрко Д. Производство отливок высокого качества литьем под давлением по технологии SSRTM / Д. Юрко, Р. Бони // Литейное производство. – 2006. – №8. – С. 15 – 17.

**Нестерук О.П., Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **ЗАСОБИ ВПЛИВУ НА ПРОЦЕС МОДИФІКУВАННЯ ЧАВУННИХ РОЗПЛАВІВ У ПЕРЕДКРИСТАЛІЗАЦІЙНОМУ ПЕРІОДІ**

**E-mail:** [otdel.vch@gmail.com](mailto:otdel.vch@gmail.com)

Світовий об'єм випуску виливків із високоміцного чавуну більш ніж в 2,3 рази перевищує випуск сталевих виливків, а в більшості промислово розвинених країн перевищує випуск виливків з сірого чавуну, що є, свого роду, індексом випуску сучасної високотехнологічної промислової продукції в конкретній країні.

Високоміцний чавун з кулястим графітом має широкі можливості застосування у сучасних конструкціях та обладнанні. Постійно зростаючі вимоги до матеріалів для створення сучасної техніки формують потребу в розробці нових марок та стандартів високоміцного чавуну заданого функціонального призначення, що сприятиме поширенню їх застосування в різних галузях промисловості України.

Модифікування в передкристалізаційному періоді надає сучасному ливарному виробництву нові можливості для одержання виробів з оптимальними показниками міцності і пластичності та створення виробництва високоякісних тонкостінних виливків з високоміцного чавуну.

Мінімізація проміжку часу між обробленням і твердінням високовуглецевого розплаву, а також підвищення швидкості зняття перегрівання і тепловідводу розплаву при кристалізації в разі інтенсифікує утворення сферокристалів графіту, прискорює формування подрібненої евтектики "кулястий графіт – аустеніт", запобігає метастабільному механізму кристалізації з утворенням небажаної цементитної фази, що супроводжується розвитком ліквіації і утворенням усадкової поруватості.

Досліджували вплив фракційного складу феросиліцій-магнієвої лігатури ФСМг6 при однаковій мірі заповнення об'єму реактора і постійній витраті (1% від маси розплаву на форму) на розподіл масової частки магнію у виливках. Встановлено, що застосування відцентрових реакторів дозволяє використовувати, в порівнянні з типовою фракцією 1...10 мм, менш трудозатратні полідисперсні фракції

лігатури 1...15 мм і 1...20 мм. В цьому випадку велика площа поверхні контакту зерен модифікатора поєднується зі значною глибиною проникнення розплаву в модифікатор. За таких умов в реакторі формується рухоме рідко-тверде середовище з максимально розвиненою величиною поверхні міжфазної взаємодії, що забезпечує розчинення феросиліцій-магнієвої лігатури в прискореному режимі і підвищує ступінь переходу магнію з лігатури в метал виливків до 80...90%. Тимчасовий опір під час розривання знаходиться на рівні ~650 МПа, відносно подовження ~10 %.

Визначені основні засоби управління процесом модифікування чавуну в передкристалізаційному періоді:

– введення в розплав диспергованого графіту сприяє збільшенню кількості активних центрів кристалізації кулястого графіту і усуває варіант кристалізації з утворенням метастабільної цементитної фази;

– ефективно модифікування в протоковому реакторі ливникової системи;

– використання базового чавуну з масовою часткою сірки 0,010...0,015% та температурою 1400...1420 °С, що заливають зі швидкістю 1,0...1,5 кг/с.

Розроблені технологічні параметри забезпечують підвищення ефективності модифікування у напрямі оптимізації структуроутворення і підвищення властивостей литих виробів з високоміцного чавуну.

**Овчинников О.В., Білоник Д.І., Давидов С.І., Капустян О.Є., Білоник І.М.**

*(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)*

## **ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ТИТАНУ BT1-0 З ВИКОРИСТАННЯМ ВІДХОДІВ ЛИСТОВОЇ ОБРІЗИ**

**E-mail:** aek@zntu.edu.ua

Розробка технологій, що забезпечують переробку металевих та металовмісних відходів у кондиційні заготовки, напівфабрикати, регенерацію, представляє важливе та актуальне завдання.



На машинобудівних підприємствах України, які виготовляють обладнання для роботи в умовах корозійної дії, як основний конструкційний матеріал застосовують титан ВТ1-0 (ГОСТ 19807-91). При використанні листового титану в результаті розкрою листів на заготовки утворюються відходи, кількість яких іноді може становити 20...30% від запущеного в роботу матеріалу.

Хімічний склад листового обрізу відходів відповідає вимогам ГОСТ 19807-91. Це робить можливим застосовувати для їх переробки такі технології, як вакуумно-дуговий, електронно-променевий та вакуумно-індукційний переплави. Проте, вакуумні методи плавлення дуже затратні, а обладнання, що застосовується, відрізняється складністю і високою вартістю.

Електрошлаковий процес протягом багатьох років зарекомендував себе як універсальний, порівняно недорогий та який забезпечує високу якість кінцевого продукту в результаті переплаву найрізноманітніших відходів, що відрізняються як формою, розмірами так і хімічним складом [1-4].

У даній публікації представлені результати НДР щодо дослідження можливості та розроблення технології переплаву відходів листового обрізу титану ВТ1-0 електрошлаковим способом. Дано економічну оцінку розробленої технології.

Особливістю фізико-хімічних властивостей титану є високий електроопір та активна взаємодія з киснем та азотом повітря при температурах вище 450 °С. Щоб нейтралізувати ці фактори, що негативно впливають при електрошлаковому переплаві на якість титанового зливка, у розробленій технології застосували ковзний струмопідвід, який встановлювали на верхньому фланці кристалізатора.

Результати вимірювання температурного поля у титанових електродах, що витрачаються, довжиною 2000 мм і перетином 40 × 40 мм при електрошлаковому переплаві з традиційним та ковзним струмопідведенням показали, що застосування ковзного струмопідводу значно скорочує струмоведучий виліт електрода, що витрачається, нагрітого вище 450 °С (з 2000 мм до 300 мм) і тим самим виключає насичення титану киснем та азотом повітря. Ділянку електрода, що витрачається на відстані від ковзного струмопідведення до поверхні шлакової ванни, а також поверхню шлакової ванни додатково захищали аргоном.

Витратні електроди виготовляли з листового обрізу титану рубкою на гільйотині смуг відповідних розмірів і подальшим аргонодуговим зварюванням.

Вибір оптимального режиму електрошлакової плавки з використанням ковзного струмопідводу проводили згідно рекомендацій [5]. Було проведено чотири електрошлакових плавлення. Під час плавлення фіксували форму металевої ванни вольфрамовою крупкою. Швидкість наплавлення зливок діаметром 85 мм складала,  $\times 10^{-2}$  кг/с: 0,9; 1,1; 1,4 та 1,7. Потім на поздовжніх шліфованих макротемплетах виявляли форму металевої ванни та заміряли її глибину.

Встановлено оптимальну форму металевої ванни (рис. 1), при якій швидкість наплавлення складала  $0,9 \times 10^{-2}$  кг/с, а струм 2400...2500 А; напруга 31 В; флюс АНФ-1П.

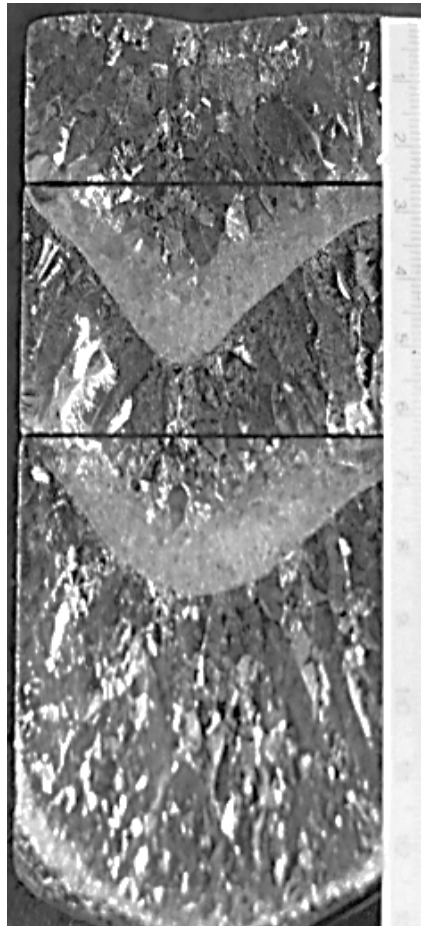


Рис. 1. Форма металевої ванни в зливках діаметром 85 мм при оптимальній швидкості наплавлення,  $0,9 \times 10^{-2}$  кг/с

З використанням вище наведених технічних рішень на встановлених опти-

мальних режимах на установці А-550 виплавили дослідні зливки діаметром 85 мм та перетином  $100 \times 100$  мм для подальшого дослідження металургійної якості та технологічних властивостей електрошлакового титану. Встановлено:

- поверхня злиwkів гладка, перетини, гофри та інші дефекти відсутні. Це свідчить про правильний вибір параметрів режиму та їх стабільність під час плавки;
- хімічний склад ( $C = 0,024 \dots 0,011\%$ ;  $Fe = 0,06 \dots 0,03\%$ ;  $Si = 0,05 \dots 0,04\%$ ) відповідає вимогам ГОСТ 19807-91 для титану ВТ1-0. Проте, вміст кисню  $0,247 \dots 0,251\%$  та азоту  $0,047 \dots 0,058\%$  перевищує вимогу ГОСТ 19807-91 на  $0,05\%$  та на  $0,018\%$  відповідно;
- макроструктура щільна, однорідна, має характерну крупнокристалічну будову, у площині шліфа дефектів не виявлено. Ультразвуковий контроль всього обсягу кожного із злиwkів не виявив дефектів внутрішньої будови таких, як пори, тріщини, великі неметалеві вкраплення (УЗК проводили на ТОВ «Запорізький титаномагнієвий комбінат», дефектоскоп УД-4Т, датчик 5К6);
- мікроструктура характерна для литого титану, тобто перетворені  $\beta$ -зерна розміром від 140 мкм до 175 мкм, що склалися з  $\alpha$ -пластин;
- механічні властивості литого електрошлакового титану: твердість  $HV = 215 \dots 235$ ;  $\sigma_{0,2} = 560 \dots 580$  МПа,  $\sigma_B = 610 \dots 640$  МПа;  $\psi = 9,7 \dots 11,2\%$ ;  $\delta = 5,6 \dots 8,1\%$ ;
- швидкість корозії електрошлакового титану становила  $4,40 \dots 4,50$  г/м<sup>2</sup> год, що на  $5 \dots 8\%$  вище стандартного листового титану ВТ1-0. Однак, корозійна стійкість таких високолегованих сталей, як Х35Н50ВМ, 10Х20Н70Г2М2В, Х15Н65М16В була в  $2,0 \dots 2,5$  рази нижче порівняно з електрошлаковим титаном (випробування проводили в 10% розчині НСІ при температурі 20 °С);
- оброблюваність різанням (точіння, фрезерування, свердління) суттєво не відрізняється від оброблюваності різанням стандартного прокату ВТ1-0;
- зварюваність литого електрошлакового титану (аргонодугове зварювання) не викликала труднощів, зварні з'єднання однорідні, рівномісні з основним металом, герметичні.

Таким чином розроблена технологія ЕШВ дозволяє отримувати зливки титану VT1-0 з характеристиками, що не поступаються деяким маркам нелегованого титану вітчизняних та зарубіжних виробників (BT1Л, Grade4, IMI 160).

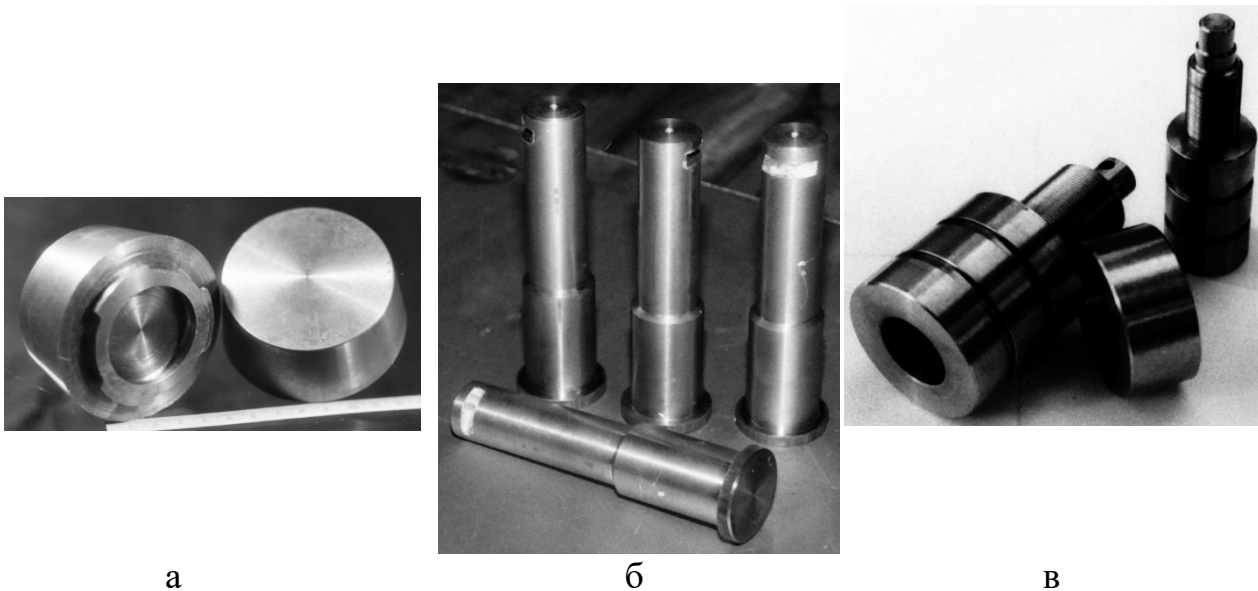


Рис. 2. Зразки дослідних деталей, виготовлених з електрошлакових виливків: а – катоди до установок «Булат»; б, в – деталі скрубера 1600

Тому було доречно виготовити зразки дослідних деталей та провести їх апробацію. Зокрема, було виготовлено партію катодів (рис. 2, а) для установок «Булат» типу ННВ-6.611. Проведено їх випробування при нанесенні покриття з нітриду титану на столові прилади та кінцеві фрези (ГОСТ 17025-71) на Запорізькому інструментальному заводі та в інституті УкрНДІСпецсталь. Якість нанесених декоративних та зносостійких покриттів повністю відповідає вимогам ТУ 2-035-806-80 Запорізького інструментального заводу.

На підприємстві ВАТ «Південцвітметгазоочищення» з титанових електрошлакових виливків були виготовлені дослідні деталі (рис. 2, б, в) та встановлені на скрубера 1600. В даний час скрубера експлуатується на підприємстві ТОВ ЗТМК, зауважень до якості дослідних деталей не виявлено.

Економічний ефект від електрошлакової регенерації відходів листового обрізу титану VT1-0 за цінами 2021 року становитиме 400...450 грн на 1 кг отрима-

ного зливка. Дану технологію найбільш доцільно використовувати для умов дрібносерійного виробництва, в якому є постійна потреба в невеликій кількості титанових заготовок.

Література:

1. Рябцев И.А., Кусков Ю.М., Кузьменко О.Г., Лентюгов И.П. Переработка металлоотходов с использованием электрошлаковых технологий // Вестник машиностроения. – 2003. – № 11. – С. 76 – 80.
2. Еремин Е.Н. Применение электрошлакового переплава для регенерации отходов жаропрочных сплавов // Современная электрометаллургия. – 2005. – №2. – С. 23 – 27.
3. Ткачук М.Д., Ташлыков Н.Н., Бойко Г.А., Саранчук В.В. ЭШП изношенного инструмента // Электрошлаковая технология: сб. статей посвящ. 30-летию электрошлаковому переплаву. – Киев: Наукова думка, 1988. – С. 50 – 54.
4. Кусков Ю.М., Безкоровайный В.И., Ус В.И. Безэлектродная технология электрошлакового переплава медных отходов // Проблемы специальной электрометаллургии. – 1992. – № 3. – С. 29 – 32.
5. Ключев М.М., Каблуновский, Д.Ф. Metallurgy электрошлакового переплава. – Москва: Metallurgy, 1969.

**Осіпов М.Ю., Капустян О.Є., Бриков М.М.,**

**Куликовський Р.А., Акритова Т.О.**

**(НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя)**

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОРОШКОВОЇ СТАЛІ ПХ12Ф1**

**E-mail: mosipov61@ukr.net**

Відомо [1], що використання в умовах абразивного зношування сплавів, що містять у своїй структурі метастабільний аустеніт, що зазнає в процесі впливу абразивних частинок деформаційні  $\gamma \rightarrow \alpha$  – перетворення, дуже перспективно. Мар-

тенсит (мартенсит деформації), що утворюється під дією прикладених зовні навантажень і напружень, що виникають, відрізняється від мартенситу гартування підвищеною (до 12,5 ГПа) мікротвердістю. Встановлено [2, 3], що такі мартенситні перетворення, що відбуваються в поверхневому шарі в процесі зношування, призводять до підвищення зносостійкості деталі.

Однак використання цього напрямку в литих кованих сталях обмежено певним діапазоном легування: збільшення кількості легувальних елементів для отримання бажаного об'єму карбідної фази погіршує властивості метастабільної матриці. Тому, безсумнівний інтерес представляють методи порошкової металургії, які дозволяють механічно насичувати оптимальну матрицю матеріалу будь-якими твердими вкрапленнями (карбідами, боридами та ін.).

Завдання даної роботи – порівняльні дослідження структури та властивостей порошкових хромистих сталей, отриманих з розпорошених порошоків та литих кованих сталей аналогічного хімічного складу.

Попередні дослідження показали, що основним недоліком матеріалів, синтезованих з порошоків заліза і карбіду  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , є неоднорідність структури сталі у термообробленому стані, що не дозволяє ефективно використовувати деформаційне зміцнення поверхні тертя матеріалу для підвищення його опірності зношуванню [4]. Тому подальші дослідження проводили на зразках порошкової сталі ПХ12Ф1, отриманої способом гарячого ізостатичного пресування розпиленого порошку наступного складу: 1,4% С, 11,7% Cr, 0,9% V і стандартної інструментальної литої кованої сталі Х12Ф1. Пресування порошоків проводилося в газостаті типу Quintus за технологією УкрНДІСпецСталь. Після пресування контейнерів з порошковим матеріалом електроерозійним способом вирізалися зразки для досліджень. Нагрівання під загартування здійснювали в розплаві  $\text{BaCl}_2$ , охолодження в масло.

Твердість матеріалів визначали на твердомірі ТК-2 за зусилля навантаження 1500 Н, мікротвердість – на приладі ПМТ-3 за 0,5 Н. Похибка вимірювань не перевищувала  $\pm 10\%$ .

Фазовий аналіз робочої поверхні зразків до та після зношування проводили

на дифрактометрі ДРОН-3 у кобальтовому випромінюванні за стандартними методиками. Кількість мартенситу деформації визначали як різницю між кількістю залишкового аустеніту у структурі до та після зношування.

Зміну ступеня зміцнення по глибині робочого шару оцінювали за мікротвердістю, визначеною на косих шліфах.

Випробування на опір зношуванню проводили на лабораторній установці стовпом стиснутої абразивної маси (вогнетривкого шамоту). Як зразок для визначення відносної зносостійкості використовували зразок литої сталі марки Ст3.

Металографічні дослідження показали, що закономірності структуроутворення при термічній обробці порошкової та литої кованої сталей практично повністю збігаються (рис. 1).

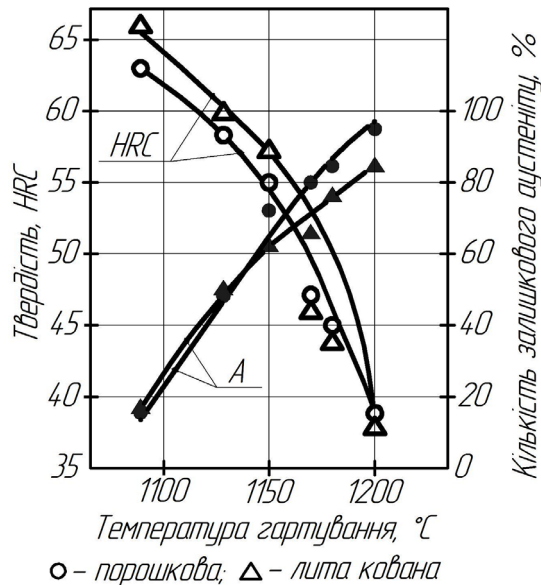


Рис. 1. Зміна твердості та кількості залишкового аустеніту в литій кований та порошкосталей складу X12Ф1 залежно від температури гартування

В результаті випробувань на абразивне зношування порошкосталей (абразив – шамот) було виявлено перебіг деформаційних фазових  $\gamma \rightarrow \alpha$  – перетворень на поверхні тертя (табл. 1).

Утворення мартенситу деформації у поверхневому шарі супроводжувалося підвищенням мікротвердості поверхні тертя та збільшенням зносостійкості сталей.

Таблиця 1 – Температура гартування, фазовий склад основи, мікротвердість поверхні тертя та зносостійкість порошкової хромистої сталі ПХ12Ф1

Температура гартування, °С	Кількість залишкового аустеніту, %		Мікротвердість поверхні тертя після зношування, ГПа	Відносна зносостійкість
	до зношування	після зношування		
1200	95	22	12,4	28
1180	84	17	12,5	40
1170	80	15	12,5	39
1150	72	12	12,4	28
1130	49	8	12,2	34
1070	16	3	11,3	17

Рівень зносостійкості порошкової сталі відповідає рівню литої кованої сталі Х12Ф1 аналогічного хімічного складу (рис. 2). Зміна температури гартування порошкової сталі ПХ12Ф1 призводить до зміни легованості матриці, зміни співвідношення її структурних складових і, як наслідок, зміни зносостійкості сталі.

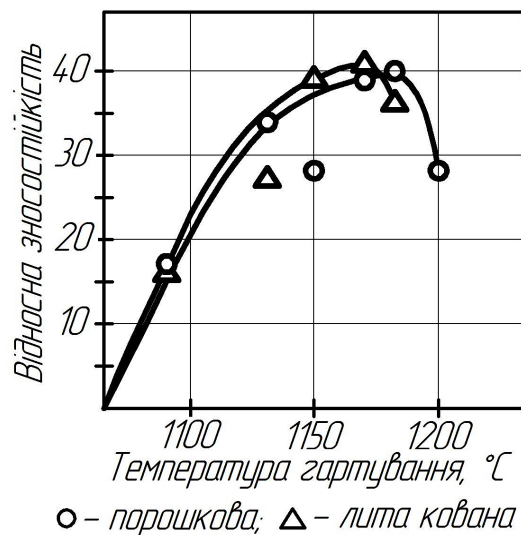


Рис. 2. Зміна зносостійкості порошкової та литої кованої сталей складу Х12Ф1 залежно від температури гартування

Дослідження процесів структуроутворення при зношуванні за глибиною зразка – від поверхні тертя до серцевини матеріалу, також підтвердили ідентичність перебігу закономірностей структуроутворення у порошковому та литому



матеріалах (рис. 3). Зниження кількості мартенситу деформації при віддаленні від поверхні тертя вглиб металу пов'язане зі зменшенням ступеня впливу наслідків пружно-пластичної деформації, що здійснюється абразивом при зношуванні поверхні металу.

Таким чином, дослідження структури та властивостей порошкових хромистих сталей, отриманих з розпорошених порошків, показали, що процеси структуроутворення збігаються з основними закономірностями литих сталей. Встановлено, що залишковий аустеніт порошкових хромистих сталей має здатність до деформаційних фазових перетворень у процесі зношування, результатом яких є підвищення мікротвердості поверхні тертя до 12,5 ГПа і, як наслідок, зростання опірності абразивному зношуванню. Характер зміни інтенсивності фазових перетворень і мікротвердості за глибиною зміцненого шару порошкових сталей, одержуваних з розпорошеного порошку, ідентичний закономірностям, що спостерігаються для литих сталей аналогічного хімічного складу. Тому, у подальших дослідженнях розробки нових карбідосталей як їх основи (зв'язки) перспективне використання розпиленних порошків хромистих сталей.

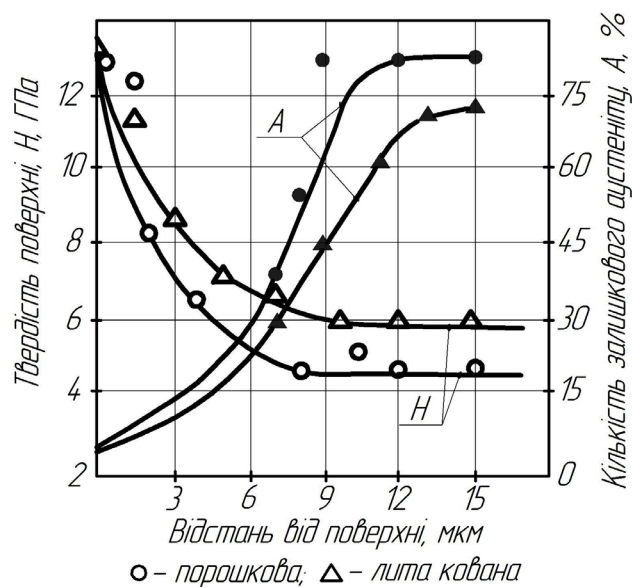


Рис. 3. Зміна кількості залишкового аустеніту та мікротвердості за глибиною зміцненого шару в порошковій та литій сталі складу X12Ф1

Література:

1. Андрущенко М.И. Сравнительный анализ способности к упрочнению и износостойкости в условиях абразивного изнашивания сталей системы Fe-C-Cr в зависимости от способов управления структурным состоянием / М.И. Андрущенко, Р.А. Куликовский, М.Н. Брыков // *Металлы и литье Украины*. – К.: 2006. – №6. – С. 42-46.
2. Попов В.С. Долговечность оборудования огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриченко, П.Г. Приступа. – М.: *Металлургия*, 1978. – 232 с.
3. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / Под ред. В.С. Попова. – Запорожье: Изд-во ОАО "Мотор Сич", 2000. – 394 с.
4. Осіпов М.Ю., Капустян О.Є., Бриков М.М., Акритова Т.О.. Дослідження структури і властивостей залізохромвуглецевої сталі-зв'язки порошкових карбідосталей / Тези доповідей III Міжнародної науково-практичної конференції "Підвищення надійності і ефективності машин, процесів і систем. Improving the reliability and efficiency of machines, processes and systems", 14-16 квітня 2021 р. – Кропивницький: ЦНТУ, 2021. – С. 34–35.

**Подольський Р.В., Сафронова О.А., Меркулов О.Є., Кононенко Г.А.**

*(Інститут чорної металургії НАН України)*

**АНАЛІЗ ВИМОГ ІСНЮЮЧОЇ ВІТЧИЗНЯНОЇ І СВІТОВОЇ НОРМАТИВНО-ТЕХНІЧНОЇ ДОКУМЕНТАЦІЇ ДО ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК**

В Україні залізничні рейки виготовляються відповідно до вимог ДСТУ 4344:2004 «Рейки звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови». Основними підприємствами, що виробляють рейки, є ПАТ «ММК «Азов-сталь», ПАТ «Дніпровський металургійний комбінат».

Рейки відповідно до ДСТУ 4344: 2004 виготовляються з вуглецевих сталей з вмістом вуглецю 0,69...0,82% без легування або з введенням ванадію чи титану в кількості 0,03...0,07% і 0,007...0,0025% відповідно.

Рейки поставляються в основному в термічно зміцненому стані, у більшості випадків використовується спосіб диференційованої термічної обробки (ДТ) головки рейки. В результаті такої обробки формується мікроструктура головки поверхнево-загартованих рейок у вигляді трооститу, троостосорбіту або сорбіту загартування з переходом до сорбітоподібного перліту і вихідної перлітної структури. При цьому допускаються дрібні розрізнені ділянки фериту не вище другого бала.

Основним показником експлуатаційної довговічності залізничних рейок є їх зносостійкість. Як було показано численними дослідженнями, основною характеристикою, що визначає зносостійкість, є твердість виробу.

Для оцінки ситуації, що склалася в області виробництва залізничних рейок, необхідно провести порівняльний аналіз існуючої вітчизняної і світової нормативно-технічної документації на залізничні рейки.

Залізничні рейки в російській федерації виробляються по ГОСТ Р 51685-2013 «Рейки залізничні. Загальні технічні умови (EN 13674-1: 2011, NEQ)».

Рейки відповідно до ГОСТ Р 51685-2013 виготовляють з високовуглецевих доевтектоїдних сталей – 0,71...0,82% С (марки 76ХАФ, 76ХФ, 76ХСФ, 76АФ, 76Ф) і заевтектоїдних сталей, з вмістом вуглецю 0,83...0,95% (марки 90ХАФ, 90АФ).

Мікроструктура головки термозміцнених рейок відповідно до вимог ГОСТ Р 51685-2013 повинна бути пластинчастим перлітом не вище балу 4, а рейок категорій НТ300 і НТ320 – балу 8 за шкалою 1 ГОСТ 8233.

Відповідно до EN 13674-1: 2011 залізничні рейки виготовляють з середньовуглецевих (марки R200, R220) і високовуглецевих (марки R260, R260Mn, R320Cr, R350HT, R350LHT, R370CrHT) сталей. Рейки, що піддаються термічному зміцненню, виготовляють з високовуглецевих марок сталі. Всі сталі для виробництва рейок мають підвищений вміст марганцю в кількості від 0,65% до 1,75%, дві марки сталі додатково леговані хромом. Згідно EN 13674-1: 2011, мікроструктура термічнозміцнених рейок повинна бути повністю перлітною, без мартенситу, бейніту або цементиту по границях зерен.

Таким чином, аналіз вітчизняної та світової нормативно-технічної документації на залізничні рейки показав, що в світовій практиці для виробництва серійних рейок використовуються доевтектоїдні середньовуглецеві і високовуглецеві, а також заевтектоїдні сталі.

За вимогами до твердості на поверхні катання (374...401 НВ для рейок вищої категорії) нормативна документація України займає середню позицію серед стандартів інших країн. Вимоги по твердості на поверхні катання ДСТУ 4344 перевищує вимоги стандартів Австралії, Японії, Канади та США. Однак поступається вимогам ГОСТ Р 51685-2013 (верхня межа 405...409 НВ для рейок ОТ370ИК і ДТ370ИК) і EN 13674-1:2011 року (верхня межа 390...440 НВ для рейок R400HT).

Ще однією відмінною особливістю вітчизняного нормативного документа від російського і Європейського стандартів є глибина виміру твердості по перерізу головки рейки. Так, максимальна глибина, яка визначається ДСТУ 4344, складає 11 мм і рівень твердості в цій точці для рейок вищої категорії повинен становити не менше 321 НВ. У той час як ГОСТ Р 51685-2013 регламентує максимальну глибину виміру твердості в головці рейки 22 мм і рівень твердості в цій точці – не менше 352 НВ для рейок ОТ370ИК і ДТ370ИК, а EN 13674-1: 2011 – глибину 20 мм з твердістю більше 370 НВ.

**Рассохін Д.О.<sup>1</sup>, Сکیدін І.Е.<sup>2</sup>, Саїтгарєєв Л.Н.<sup>2</sup>, Пашко Д.О.<sup>2</sup>**

*(<sup>1</sup>ПДТУ, м. Маріуполь; <sup>2</sup>КНУ, м. Кривий Ріг)*

## **ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВНУТРИФОРМЕННОГО ЛЕГУВАННЯ ВИЛИВКІВ НА ЇХ ЯКІСТЬ**

**E-mail: skidin\_ie@knu.edu.ua**

Дана робота спрямована на забезпечення підвищення якості та експлуатаційної стійкості чаші доменного шлаковозу шляхом місцевого впливу на властивості металу та забезпечення заданого рівня механічних властивостей литого

сплаву за рахунок раціонального використання порошкових стрічок з наповнювачем заданого хімічного складу.

Вибір складу порошкових наповнювачів, кількість і місце їх розташування визначаються умовами експлуатації, а також співвідношенням властивостей деталей, що сполучаються.

Технологія локального легування складається з кількох етапів:

- визначення найбільш навантаженої області деталі;
- розрахунок необхідної кількості порошкових наповнювачів, коефіцієнта заповнення, вибір їх складу;
- закріплення порошкових наповнювачів у формі з урахуванням товщини та геометрії деталі;
- заливання форми рідкою сталлю з дотриманням рекомендацій щодо температури заливання.

Процес визначення найбільш навантаженої ділянки деталі проводиться за допомогою математичного моделювання режимів експлуатації.

Вибір складу наповнювачів залежить від режимів експлуатації, а також видів навантаження, що сприймаються деталлю.

З урахуванням умов експлуатації, виявлено область найбільших деформацій. Ця область розташована в районі опорного кільця. Максимальні деформації (до 31,25 мм) в ній можуть досягати 100...150 мм по глибині і 500...700 мм по довжині (рис. 1).

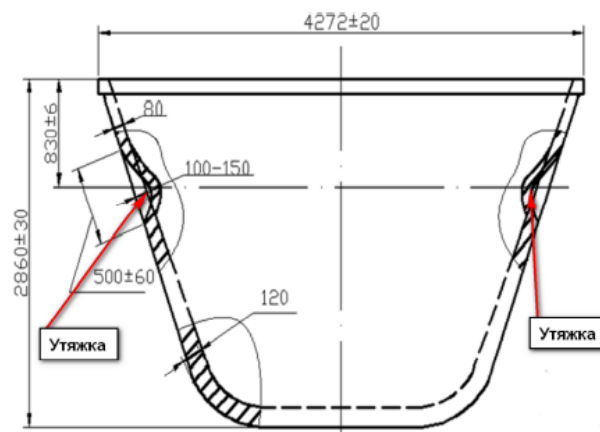


Рис. 1. Ескіз чаші шлаковозу з деформованою стінкою

Інтервали варіювання концентрацій легувальних елементів обрані на основі результатів впливу окремих легувальних елементів у локально-легованому металі на межу міцності та межу плинності зразків, взятих з леговоної області, а також на їх твердість. Розрахунковий склад отриманого металу локально-леговоної області повинен бути наступний (%): 0,20...0,25 C; 0,40...0,80 Si; 0,04...0,06 V.

Склад для виконання легування експериментального виливка представлений в табл. 1.

Таблиця 1 – Склад для легування експериментального виливка

Ca	Si	V	Al	C	Cu	P	S	Fe
20	40	5	0,2	0,4	0,2	0,07	0,02	зал.

Для запобігання передчасному розплавленню наповнювача запропоновано застосування порошкових оболонок товщиною 2 мм із сталі марки 08кп. Така товщина оболонки дозволить провести мікролегування чаші в кінці заливання та забезпечить розподіл мікролегувальних елементів у визначеній області.

Враховуючи, що товщина стінки чаші в області мікролегування складає 80...90 мм, передбачено встановлення порошкових наповнювачів на висоті 45 мм від стінок форми болвану (на півтіла виливка) на висоті 830 мм від краю чаші в торцевих площинах. Для збільшення ефекту локального легування порошкові наповнювачі встановлюються вздовж напрямку заливання чаші.

З урахуванням відомих розмірів дефекту обсяг леговоної області становитиме 0,25 м<sup>3</sup>, відповідно маса металу локально-леговоної області складе 200 кг. Для виконання локального легування чаші доменного шлаковозу необхідно використання порошоків легувальних елементів, маса яких складе: 0,8 кг Si; 0,115 кг V; 0,4 кг Ca, що дозволить знизити динаміку розвитку дефекту «Утяжина», і отримати заданий склад металу в області.

Враховуючи, що маса оболонки складе 4 кг, а також маса наповнювача 1,8 кг, можна зробити висновок, що холодильник, яким у даному випадку виступає вставка (рис. 2), не викликає зниження температури розплаву в області мікролегування.



Рис. 2. Болван чаші шлаковозу зі вставкою

Таким чином, при локальному легуванні ділянок можливих дефектів з мінімальною витратою легувальних елементів, максимальні еквівалентні напруження в стінці чаші можуть бути зменшені в 1,5...1,6 рази (максимальні значення напружень в області виникнення дефекту знижуються з 30 МПа до 55 МПа). Напруження у корпусі розподіляються більш рівномірно, рівень деформації становить 26,14 мм. Межа плинності та міцності при температурах експлуатації чаші збільшуються до 50%.

**Сайтгареев Л.Н., Скідін І.Е., Костакова Л.А., Швець Д.В.**

*(КНУ, м. Кривий Ріг)*

## **АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПЛАВЛЕННЯ ТА ЗАЛИВАННЯ НЕЙЗИЛЬБЕРУ У ЛИВАРНІ ФОРМИ**

**E-mail:** [saitgareev.levan@knu.edu.ua](mailto:saitgareev.levan@knu.edu.ua)

Сплави системи мідь-нікель-цинк або, інакше, "нейзильбери" знайшли широке застосування в художньому литті як матеріал за кольором і блиском схожий на срібло. Ці сплави застосовують для всіляких дрібних і середніх художніх вили-

вків. Разом з гарними механічними властивостями вони мають високу корозійну стійкість і задовільну рідкотекучість. Проте, особливості технології плавлення і лиття, а також характерні ливарні дефекти цих сплавів вивчені недостатньо докладно.

Технологія плавлення та лиття нейзильберів при ретельному розгляді в світлі проблеми горячоламкості виявила безліч нюансів, на які необхідно звертати особливу увагу. Це, перш за все, стосується режиму плавлення (перегрівання, температура і порядок введення шихтових компонентів, час витримки і т.д.) і лиття (температура заливання і температура форми). Від цих факторів залежать величина зерна виливка і заповнюваність ливарної форми,

Дослідження впливу температури заливання сплаву МНЦ-15-20 на розмір зерна проводилося за принципом послідовного відбору проб при нагріванні і охолодженні розплаву в печі. Відбір проб проводився при температурах заливання розплаву від 1100 до 1200 °С. Варіювалися температура заливання металу і температура підігрівання алундових та піщано-глинястих форм (відповідно до 100 та 350 °С). Розмір зерна вимірювався за методом січних.

Більшість зразків мали рівновісну структуру, а в зразках, залитих в шамотні форми, перегрівання більш ніж на 130 °С над ліквідусом сплаву призводить до формування стовбчастої структури. У таких випадках за середній розмір зерна приймалася його ширина.

У всіх випадках при збільшенні температури заливання розплаву в зразках спостерігалось укрупнення зерна. Після вистоювання розплаву при максимальній температурі розмір зерна зразків збільшувався ще більше (до 30% відн.). При подальшому зниженні температури заливання розмір зерна незначно (близько 10% відн.) подрібнювався. Така ж тенденція спостерігалася при заливанні в будь-яку форму незалежно від її початкової температури. Розмір зерна змінювався в залежності від швидкості охолодження розплаву в формі при кристалізації.

Слід відзначити, що при перегріванні нейзильберу вище ліквідусу починається інтенсивне кипіння розплаву (для нейзильберу МНЦ-15-20 ліквідус  $T_{лік} = 1080$  °С, а температура початку кипіння  $T_{кип} = 1191$  °С). Бульбашки сплива-



ючої пари цинку чинять рафінувально-дегазувальну дію на розплав, несучи з собою на поверхню розчинені гази (за рахунок дифузії) і нерозчинні домішки (за рахунок адгезії). При підвищенні температури розплаву процес випаровування цинку стає все більш інтенсивним, отже, підвищується і ступінь очищення розплаву від газів і нерозчинних домішок.

Таким чином, підвищення перегрівання нейзильберу з одного боку може діяти як рафінування розплаву від нерозчинних домішок, які могли б стати центрами кристалізації, і переміщення їх в шлак. З іншого боку при підвищенні перегрівання і часу вистоювання (до 8 хв) відбувається дезактивація нерозчинних домішок (неметалевих вкраплень) екзогенного походження. Такі домішки можуть бути центрами кристалізації тільки в тому випадку, якщо вони змочуються розплавом. Під дезактивацією в даному випадку мається на увазі не вилучення домішок з розплаву, а зменшення ступеню їх змочуваності.

На підставі наведеного механізму представляється за необхідне рекомендувати проводити плавлення сплаву МНЦ-15-20 в такому режимі: після розплавлення міді і нікелю температуру розплаву знизити до 1200 °С, розкислювати розплав, далі вводити латунь невеликими порціями так, щоб температура розплаву при черговому введенні знижувалася незначно і була в межах 1130...1160 °С, після введення і розчинення останньої порції латуні – негайний випуск.

При такому режимі плавлення слід очікувати зменшення втрат цинку, економії електроенергії та зниження дефектності литва по виплавлюваних моделях, таких як гарячі і холодні тріщини, пригар, усадочні раковини і підвищення експлуатаційних властивостей виливків з нейзильберу внаслідок подрібнення зерна.

Експерименти показали, що для зменшення ймовірності появи гарячих тріщин необхідно проведення плавлення з мінімальним перегріванням і витримкою розплаву. Проте, для відтворення геометрії художніх виливків ці характеристики, навпаки, повинні бути вище, оскільки від них залежить заповнюваність форми. Тому були проведені експерименти з виявлення залежності заповнюваності форм від їх температури підігрівання перед заливанням і температури заливання сплаву МНЦ-15-20

Сплав заливався в спіральну і пруткову форми при температурах 1180 та 1230 °С. Температури підігрівання форм складали 500, 600 і 700 °С. Мірою заповнюваності по першій пробі була протяжність заповненого спіралеподібного каналу. Заповнюваність по другій пробі розраховувалася за загальним обсягом залитих прутків різного діаметра.

За результатами обробки результатів експериментальних досліджень (табл. 1, табл. 2) виявлено, що заповнюваність форми збільшується з підвищенням як температури заливання, так і температури форми, проте, більшою мірою ця характеристика залежить від температури форми, що особливо чітко проявляється на прутковій пробі.

Таблиця 1 – Довжина заповненого каналу спіральної проби

Температура заливання, °С	Температура форми, °С		
	500	600	700
1130	170	270	330
1180	300	380	570
1230	515	780	810

На підставі цього можна рекомендувати підвищувати заповнюваність форми не за рахунок збільшення температури заливання сплаву, а за рахунок підвищення температури форми. Цього, наприклад, можна досягти шляхом скорочення часу витримки опоки з формою поза прожарювальною піччю перед заливанням.

Так для нейзильберу МНЦ-15-20, який відноситься до сплавів із середнім інтервалом кристалізації, температура заливання повинна бути в межах 1130...1150 °С (перегрівання 70...90 °С), а температура форми – більше 700 °С. Для сплавів з більш широким інтервалом кристалізації перегрівання має бути вище, а з вузьким – нижче, при цьому температура форми повинна бути за можливостю більш високою (700...800 °С).

Таблиця 2 – Довжина заповненого прутка пруткової пробі при різних температурах підігрівання форми

Температура заливання / форми, °С	Діаметр поперечного перерізу прутка, мм					Сумарний об'єм, см <sup>3</sup>
	3	4	5	6	7	
1130/500	65	65	135	155	200	16,00
1180/500	50	80	140	150	200	16,04
1230/500	30	60	155	165	185	15,80
1130/600	80	100	140	180	200	17,35
1180/600	80	110	150	170	200	17,39
1230/600	85	110	160	170	200	17,60
1130/700	30	200	195	200	200	19,90
1180/700	105	160	200	200	200	20,02
1230/700	125	160	200	200	200	20,16

**Солоненко Л.І., Реп'ях С.І.**

*(УДУНТ, м. Дніпро)*

### **УЯВНА ЕНЕРГІЯ АКТИВАЦІЇ РІДКОГО СКЛА НА ПЛАКОВАНОМУ ПІСКУ В ПАРО-МІКРОХВИЛЬОВОМУ СЕРЕДОВИЩІ**

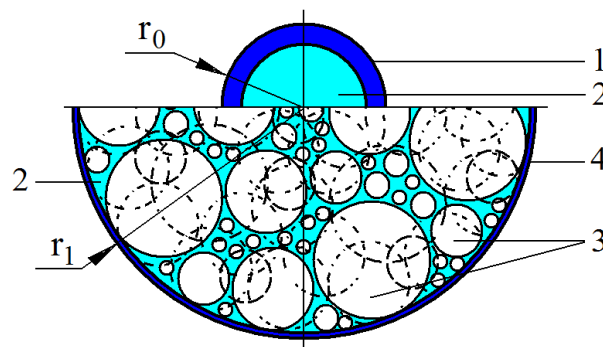
**E-mail:** solonenkoli14@gmail.com

В процесі поризації (спінювання) рідкого скла (РС) шляхом нагрівання пороутворюючою речовиною є його вода. Окрім відповідної температури та наявності води необхідною умовою проходження поризації також є знаходження РС в піропластичному стані. Тобто, при певному вмісті води у РС температура початку його дегідратації  $T_d$  повинна перевищувати температуру його склування  $T_g$  [1].

За даними [2, 3] найбільш інтенсивне утворення пор у РС при його поризації проходить при температурі 120...250 °С – в період знаходження РС в піропласти-

чному стані та найбільш інтенсивного виділення з нього вільної та адсорбційної води. При цьому, як зазначає Кудяков А.І. і Свергунова Н.А., дані закономірності притаманні всім РС і не залежать від їх силікатного модуля [4]. В той же час, за даними Григор'єва П.М. і Матвєєва М.А., основна кількість вільної та адсорбційної води при нагріванні РС з силікатним модулем 3,0 видаляється при температурі 130...150 °С [5]. За даними Генералова Б.В. із співробітниками, вода з РС (силікатний модуль 2,5...3,0) з твердими наповнювачами виділяється при температурі 120...350 °С [6], а за даними І.В. Рижкова і В.С. Толстого [7] поризація РС практично повністю завершується при температурі 200...250 °С і не залежить від величини його силікатного модуля. Хімічно пов'язана вода з гідросилікатів при поризації РС видаляється при температурі 600...800 °С, після чого завершується його аніонна поліконденсація [8].

На думку Кудякова А.І., Свергунова Н.А. та Іванова М.Ю., представляючи у вихідному стані РС у вигляді гранули із затверділою оболонкою кремнегелю на поверхні, поризація РС при його нагріванні проходить у два етапи за механізмом, принципова схема якого представлена на рис. 1 [9].



- 1 – оболонка з кремнегелю вихідної (формованої) гранули;
- 2 – в'язкопластичне РС; 3 – пори; 4 – оболонка поризованої гранули

Рис. 1. Принципова схема рідкоскляної гранули до та наприкінці поризації

Відповідно до уявлень авторів роботи [9], у вихідному стані гранула РС 1 (див. рис. 1) має радіус  $r_0$  і являє собою капсулу в'язкопластичного РС, зовнішня

оболонка якої – щільний кремнегель, що виник у результаті хімічної взаємодії поверхні краплі РС з вуглекислим газом повітря.

На першому етапі поризації при нагріванні від зовнішнього джерела тепла кремнегель у зовнішній оболонці 2 розм'якшується і при температурі 100 °С переходить у в'язкопластичний стан (див. рис. 1). На другому етапі з підвищенням температури у глибинних шарах гранули РС вода переходить у пару, що підвищує газовий тиск в гранулі і призводить до її розширення до радіусу  $r_1$ . При цьому її малопроникла для водяної пари зовнішня оболонка, придбавши пластичність, розтягується, РС під оболонкою у міру зневоднення переходить з в'язкопластичного у піропластичний стан, а внутрішня порожнина гранули стає наповненою порами 3.

За даними Кутугіна В.О. [10] процес поризації в частково дегідратованому РС, який наповнений компонентами (РСК) – технологічними домішками, складається з трьох етапів, тривалість протікання яких залежить від виду та кількості води у матеріалі, що поризують.

Відповідно до даних роботи [10] на першому етапі поризації проходить нагрівання РСК до 100...120 °С, частковий перехід РСК в псевдопіропластичний стан з деяким збільшенням його в об'ємі.

Другий етап проходить при 130...150 °С і супроводжується не тільки інтенсивним виділенням вільної та адсорбційної води, а й поризацією РСК.

Третій етап поризації РСК проходить при температурах понад 150 °С і супроводжується видаленням хімічно зв'язаної (конституційної) води, залишковою перебудовою структури РСК і завершенням фізико-хімічних процесів, що проходять в ньому.

Механізм поризації оцінюють за величиною уявної енергії активації ( $E_{II}$ ) цього процесу. Зокрема, за даними [10], в інтервалі 100...120 °С величина  $E_{II}$  складає 15...30 кДж/моль (для чистого РС  $E_{II} = 24,57$  кДж/моль), що відповідає рівню енергії, яка витрачається на розрив водневих зв'язків в РС. При температурі 120...400 °С величина  $E_{II} = 40...100$  кДж/моль і притаманна механізму в'язкої течії

РС. Для чистого РС при температурі більше 120 °С величина складає  $E_{II} = 36,25$  кДж/моль.

Для визначення величини  $E_{II}$  використовують метод ізоординатних перерізів, де в якості залежної змінної в кінетичних дослідженнях процесу поризації використовувався параметр  $a_{II}$  – ступінь перебудови структури РС [10, 11]. Тобто, на основі кінетичних даних процесу поризації будують графічні залежності  $\ln(1-a_{II}) = f(\ln \tau)$ , де  $\tau$  – час досягнення в структурі РС заданої величини  $a_{II}$ , і для прямих ділянок графічних залежностей, при заданому  $a_{II}$ , розраховують  $E_{II}$  за формулою, кДж/моль [10, 12]:

$$E_{II} = \frac{R(\ln \tau_1 - \ln \tau_2)}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}}, \quad (1)$$

де  $R$  – універсальна газова постійна,  $R=8,314$  Дж/(моль·К);  $T_1, T_2$  – початкова та кінцева температура системи відповідно, К;  $\tau_1, \tau_2$  – час досягнення  $a_{II} = 0,8$  при температурі  $T_1, T_2$  відповідно, с.

Зокрема, за даними Римар Т.Э., процес поризації РСК з використанням  $H_2O_2$  під дією мікрохвильового випромінювання характеризується двома значеннями уявної енергії активації, а саме 27,64 кДж/моль (при 100...105 °С), що відповідає енергії розриву водневих зв'язків та інтенсивній поризації РСК за рахунок випаровування води та розкладання газоутворювача ( $H_2O_2$ ), і 116,98 кДж/моль (при 115...120 °С), що вказує на переважання механізму в'язкої течії під час подальшої поризації РСК [12].

В даний час дані про питому енергію активації поризації РС піщано-рідкоскляної суміші, структурованої за ПМЗ-процесом відсутні. Для визначення  $E_{II}$  кварцового піску, плакованого 3% (за масою) натрієвим РС, що містить після сушіння мікрохвильовим випромінюванням менше 0,1% (за масою) гідратної води, від тривалості його обробки мікрохвильовим випромінюванням з 0,5% водяного заряду використали залежності, що представлені на рис. 2 з роботи [13].

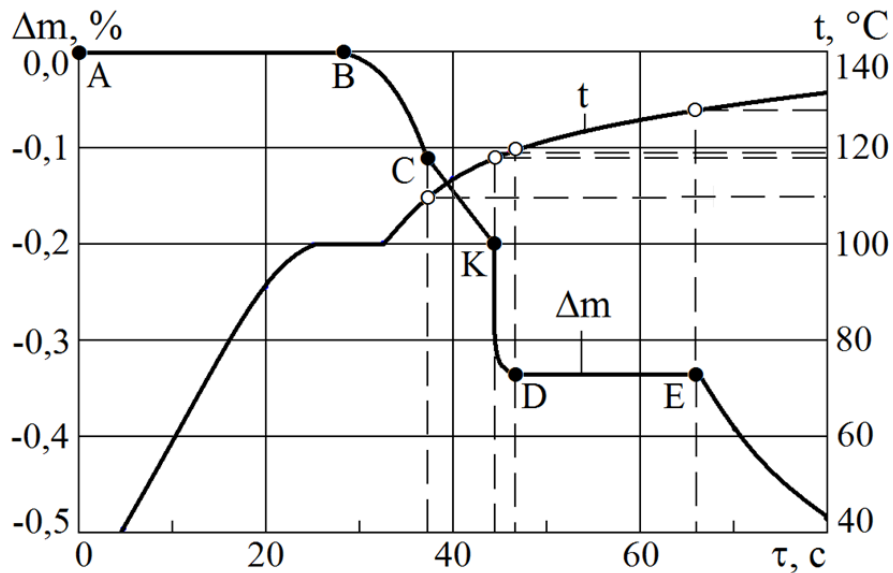


Рис. 2. Відносна зміна маси і температури наважки кварцового піску, плакованого 3% РС, та 0,5% водяного заряду від тривалості його обробки в мікрохвильовому випромінюванні

З аналізу залежностей на рис. 2 витікає, що під час структування піщано-рідкоскляної суміші за ПМЗ-процесом існує три етапи виділення води. На етапі А-В проходить нагрівання та випаровування вільної води з водяного заряду без значних змін в структурі РС суміші. На етапі С-К з РС виділяється гідратна вода, що слабо хімічно пов'язана з силікатом натрію, а на етапі D-E – вода, що має сильний хімічний зв'язок з силікатом натрію.

Оскільки для визначення величин  $E_{II}$  замість графічної залежності  $\ln(1-a_{II})=f(\ln \tau)$  використовували кінетичні залежності  $\Delta m=f(\tau)$  та  $t=f(\tau)$ , що приведені на рис. 2, формулу (1) записали у вигляді:

$$E_{II} = -\frac{R(\ln \tau_1 - \ln \tau_2)}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}} \quad (2)$$

Виходячи з викладеного, а також з даних на рис. 2 розраховали величини  $E_{II}$  за формулою (2) для етапів С-К та D-E, які приведені в табл. 1.

Таблиця 1 – Вихідні дані та результати розрахунків  $E_{II}$ 

Етап	$\tau_1, \text{с}$	$\tau_2, \text{с}$	$T_1, \text{К}$	$T_2, \text{К}$	$E_{II}, \text{кДж/моль}$
С-К	37	44	382	391	23,91
D-E	47	66	392	401	49,30

Як витікає з даних табл. 1, поризація, та відповідно, перенос РС в складі піщано-рідкоскляної суміші, що структурують за ПМЗ-процесом, проходить за двома механізмами. Відповідно до рис. 2 на етапі С-К (при 109...118 °С) перенос РС в капілярних каналах піщано-рідкоскляної суміші проходить шляхом його поризації, що виникає за рахунок інтенсивного випаровування з нього води. На етапі D-E (при 119...128 °С) перенос РС проходить шляхом його в'язкої течії, що, мабуть, і забезпечує адресне перенесення РС в області міжзеренних контактів під час структурування суміші за ПМЗ-процесом.

#### Література:

1. Малявский Н.И. Щелочно-силикатные утеплители – химические основы производства // *Российский химический журнал*, 2003. – № 4. – С. 39–45.
2. Кудяков А.И., Зиновьев А.А., Дворянинова Н.В. Морозостойкие кладочные растворы пониженной плотности с добавками микрокремнезема и омыленного талового пека // *Вестник ТГАСУ*. 2008. – № 4. – С. 99–105.
3. Торубриев Б.Д. Строительные материалы на основе силикатнатриевых композиций. – М.: Стройиздат, 1988. – 208 с.
4. Кудяков А.И., Свергунова Н.А. Исследование процесса получения зернистого теплоизоляционного материала на основе высокомолекулярной жидкостекольной композиции из микрокремнезема // *Вестник ТГАСУ*. 2008. – № 1. – С. 130–137.
5. Григорьев П.Н., Матвеев М.А. Растворимое стекло: получение, свойства и применение. – М.: Промстройиздат, 1956. – 443 с.



6. Генеролав Б.В., Крифукс О.В., Малявский Н.И. Бисипор – новый эффективный минеральный утеплитель // *Строительные материалы*. 1999. – №1. – С.7–8.
7. Рыжков И.В., Толстой В.С. Физико-химические основы формирования свойств смесей с жидким стеклом. – Харьков: Изд-во Харьковского ун-та, 1975. – 136 с.
8. Лазарев А.Н. Структурные превращения в стеклах при повышенных температурах. – М.: Наука, 1965. – 233 с.
9. Кудяков А.И., Свергунова Н.А, Иванов М.Ю. Зернистый теплоизоляционный материал на основе модифицированной жидкостекольной композиции: монография / Под ред. А.И. Кудякова. – Томск: Изд-во Том. гос. архит.-строит. ун-та, 2010. – 204 с.
10. Кутугин В.А. Управление процессами термической поризации жидкостекольных композиций при получении теплоизоляционных материалов: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: Томск, 2008. – 25 с.
11. Лотов В.А., Кутугин В.А. Технология материалов на основе силикатных дисперсных систем: учеб. пособ. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. – 202 с.
12. Рымар Т.Э. Исследования структуры теплоизоляционных материалов на основе жидкого стекла в зависимости от количества газообразующего агента // *Вчені записки ТНУ ім. В.І. Вернадського. Серія: технічні науки. Хімічні технології*, 2018. – Т. 29 (68). – Ч. 2. – № 6. – С.77–81.
13. Solonenko L.I., Repiakh S.I., Uzlov K.I., Mamuzich I., Kimstach T.V. Kinetics of quartz sand and its mixtures drying by microwave radiation // *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*, 2021. – № 1. – P.68–77.

**Солоненко Л.І.**

*(УДУНТ, м. Дніпро)*

## **ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ СТРУКТУРУВАННЯ ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНОЇ СУМІШІ У МІКРОХВИЛЬОВОМУ ВИПРОМІНЮВАННІ**

**E-mail:** solonenkoli14@gmail.com

Структурування сипучої піщано-рідкоскляної суміші (ПРС) під дією мікрохвильового випромінювання, відповідно до ПМЗ-процесу, можливе за наявності в суміші певної кількості водяної пари, що утворюється при випаровуванні води з водяного заряду при мікрохвильовій обробці ПРС. Відповідно до способу ПМЗ [1], водяний заряд (концентрований обсяг води) розміщують у робочій порожнині або за її межами, в об'ємі суміші або спочатку наносять воду на робочі поверхні стрижневого ящика/ливарної форми.

Згідно з даними [2] при сушінні рідкого скла на повітрі до твердого стану (сипкого стану ПРС), масова частина води в рідкому склі зменшується до 18...20%. Отже, є можливість структурування ПРС із зазначеним вмістом води в рідкому склі, де кожна плакована піщинка буде своєрідним водяним зарядом і, відповідно, розташовуватися по всьому обсягу ПРС.

Мета роботи – встановлення можливості структурування ПРС, що містить 18...20% води в рідкому склі, під дією мікрохвильового випромінювання.

У роботі використовували кварцові піски, плаковані 1,5% (№1,5) та 3,0% (№3,0) рідкого скла (за масою, понад 100% піску). Масовий вміст води в рідкому склі на плакованому кварцовому піску, висушеному до сипучого стану на повітрі, становив 20% (пісок А), а після сушіння в мікрохвильовому випромінюванні – 4% (пісок Б).

Структурування проводили в картонних стрижневих ящиках шляхом обробки пісків протягом 4 хв мікрохвильовим випромінюванням печі з магнетроном потужністю 900 Вт і частотою випромінювання 2,45 ГГц. Результати візуальної оцінки зовнішньої поверхні отриманих зразків структурованих ПРС наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Візуальна оцінка поверхні зразків структурованих ПРС в мікрохвильовому випромінюванні

Суміш	Масове співвідношення плакованих пісків в суміші, %	Структурування суміші після мікрохвильової обробки (візуальна оцінка зовнішнього вигляду зразків)
А-№1,5	100	Відсутнє
А-№3,0	100	Повне
Б-№1,5	100	Відсутнє
Б-№3,0	100	Відсутнє
А-№1,5 + А-№3,0	50/50	Відсутнє
Б-№1,5 + Б-№3,0	50/50	Відсутнє
А-№3,0 + Б-№3,0	50/50	Часткове
А-№1,5 + Б-№3,0	50/50	Відсутнє

Таким чином, виходячи з аналізу даних табл. 1, структурувалася лише суміш А-№3,0, яка містила 3,0% рідкого скла (20% води у рідкому склі). Тобто дана кількість води в рідкому склі виявилася достатньою для проходження процесу пароутворення, конденсації пари і переходу затверділого рідкого скла в рідкорухливий стан. Оскільки збільшення вмісту рідкого скла в ПРС призводить до підвищення роботи її вибивання та утворення пригару на виливках, то, не дивлячись на отриманий результат (див. суміш А-№3,0), для виробництва стрижнів та ливарних форм доцільно використовувати спосіб ПМЗ з водяними зарядами та ПРС із вмістом рідкого скла 1,5%.

Проте суміші типу А-№3,0 можуть бути рекомендовані для виготовлення стрижнів і ливарних форм при заливанні в них розплавів низькотемпературних сплавів (сплави на основі свинцю, олова, цинку тощо).

#### Література:

1. Спосіб виготовлення ливарних форм і стрижнів з рідкоскляної суміші: Пат. 122538 України. – № а201901350; заявл. 11.02.2019; опубл. 25.11.2020, Бюл. №22. – 4 с.
2. Григорьев П.Н., Матвеев М.А. Растворимое стекло. – М.: Промстройиздат, 1956. – с. 443.

**Солоненко Л.І.**

*(УДУНТ, м. Дніпро)*

**ДОСЛІДЖЕННЯ СПІНЮВАННЯ РІДКОГО СКЛА ПІД ДІЄЮ  
МІКРОХВИЛЬОВОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ В СТРУКТУРОВАНІЙ  
ПІЩАНО-РІДКОСКЛЯНІЙ СУМІШІ**

**E-mail:** solonenkoli14@gmail.com

Ефект спінювання рідкого скла під дією мікрохвильового випромінювання можна використовувати для склеювання стрижнів, їх частин, стрижнів та ливарних форм, а також ливарних півформ між собою, виготовлених із матеріалів, які змочує вода або рідке скло (патент UA 123068). Як такий приклад на рис. 1 представлений вид поверхонь склейки піщано-рідкоскляних стрижнів (а, б) та поверхні жовтого стрижня після нанесення на неї підфарбованого червоним пігментом рідкого скла (в).

На рис. 2 представлений вид поперечного розрізу клейового шва з'єднаних стрижнів після їх обробки мікрохвильовим випромінюванням (а) та чверті поверхні жовтого стрижня після руйнування за місцем склейки (б).

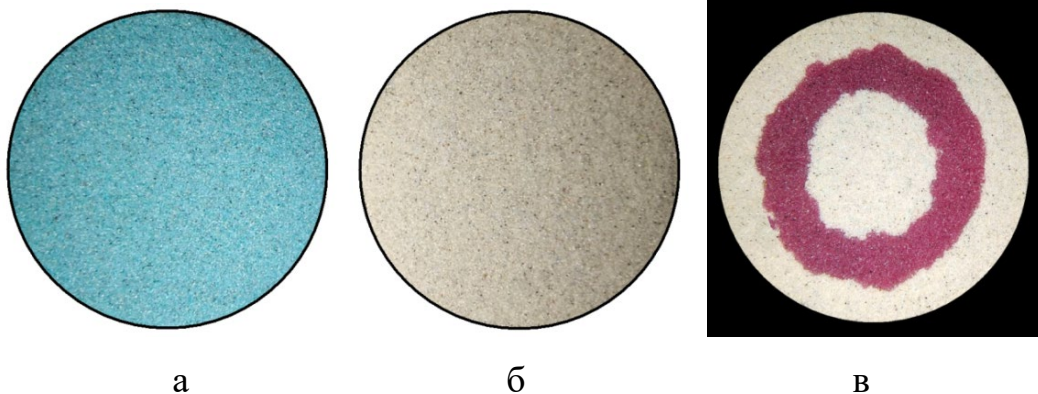
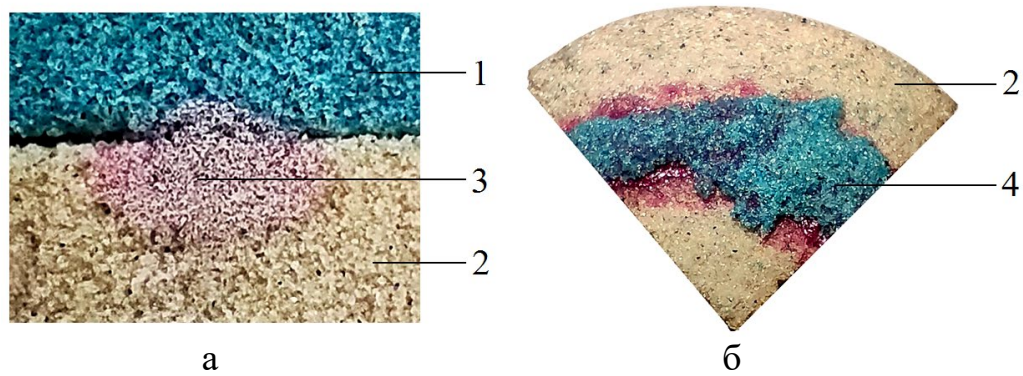


Рис. 1. Вид поверхні синього (а) і жовтого (б) стрижнів, що склеюється між собою, вид поверхні жовтого стрижня після нанесення на неї підфарбованого червоним пігментом рідкого скла (в)



1 – синій стрижень; 2 – жовтий стрижень; 3 – клейовий шов; 4 – залишки матеріалу синього стрижня на поверхні клейового шва

Рис. 2. Вид поперечного розрізу клейового шва з'єднаних стрижнів після їх обробки мікрохвильовим випромінюванням (а) і чверті поверхні жовтого стрижня після руйнування за місцем склейки (б)

Для склеювання на одну із поверхонь стрижня 2 (див. рис. 2, а) наносили рідке скло, зчленували з відповідною поверхнею стрижня 2 і обробляли мікрохвильовим випромінюванням потужністю 700 Вт протягом 2 хв.

Аналіз зображення на рис. 2 показує, що використання рідкого скла в якості клею при його мікрохвильовій обробці в складі структурованої піщано-рідкоскляної суміші призводить до: розчинення в місці просочення стрижня рідкого скла манжет структурованих сумішей; спінювання рідкого скла в капілярах суміші; часткового перенесення (на глибину до 5 мм) рідкого скла в прилеглий капілярно-пористий простір суміші; часткового переміщення зерен суміші в області сполучених поверхонь під дією спіненого рідкого скла; дегідратації рідкого скла; утворення в місці склеювання стрижнів нових, загальних для них піщано-рідкоскляних структур з підвищеним вмістом силікату натрію.

За результатами механічних випробувань встановлено, що міцність такого клейового шва на розрив склеєних і цільних зразків, структурованих в результаті конвекційного сушіння при 150 °С протягом 2 годин, в 9,0...9,4 разів нижча за аналогічну міцність самої суміші, що витікає з даних табл. 1. (див.  $\sigma_p/\sigma_{рш}$ ).

Таблиця 1 – Міцність піщано-рідкоскляної суміші після сушіння та клейового рідкоскляного шва після сушіння мікрохвильовим випромінюванням потужністю 700 Вт протягом 2 хв

Вміст рідкого скла у суміші, % (за масою, понад 100% кварцового піску)	$\sigma_p$ , МПа	$\sigma_{рш}$ , МПа	$\sigma_p/\sigma_{рш}$
Стрижні після конвекційного сушіння при 150 °С протягом 2 годин			
2	0,45±0,05	0,05±0,02	9,0
4	1,29±0,03	0,14±0,02	9,2
6	1,30±0,02	0,14±0,01	9,3
8	1,31±0,01	0,14±0,01	9,4
Стрижні структуровані за ПМЗ-процесом протягом 4 хв			
0,5	0,34±0,01	≥0,34	≤1
1,5	0,71±0,02	≥0,71	≤1
2,5	1,00±0,05	≥1,00	≤1

Примітка.  $\sigma_p$  – міцність на розрив структурованого стрижня;  $\sigma_{рш}$  – міцність на розрив клейового шва

З аналізу даних табл. 1 витікає, що міцність на розрив клейового шва в суміші, структурованій протягом 4 хв за ПМЗ-процесом, вище аналогічної міцності самої суміші, а глибина проникнення рідкого скла в стрижень з боку поверхонь, що склеюють, складає не менше 5 мм. Слід зазначити, що рідке скло не придатне для склеювання піщано-рідкоскляної суміші, структурованої в результаті її теплового сушіння з підведенням тепла ззовні. Це пояснюється тим, що рідке скло в таких випадках проникає в поверхню сполучного стрижня на глибину до 1 мм, що недостатньо для створення міцного клейового з'єднання тіл з таких сумішей.

Солоненко Л.І.

(УДУНТ, м. Дніпро)

## НАГРІВАННЯ ТА ВИПАРОВУВАННЯ ВОДИ З НАВАЖОК В МІКРОХВИЛЬОВІЙ ПЕЧІ У ПРИСУТНОСТІ МАТЕРІАЛІВ РІЗНОЇ ПРИРОДИ

E-mail: solonenkoli14@gmail.com

В дослідженнях використали воду водопровідну (індекс – А), пісок кварцовий (індекс – В), силікат натрію зневоднений (індекс – С), гіпс Г-22 зачинений водою та висушений (індекс – D). Випаровування води у присутності матеріалів проводили у мікрохвильовій печі з потужністю магнетрона 700 Вт та частотою 2,45 ГГц. Віддалення всіх матеріалів від вісі обертання столу в резонаторі мікрохвильової печі в експериментах становило  $r = 100$  мм. За результатами експериментів, що надані в табл. 1, склали систему лінійних рівнянь для цих матеріалів та випаровування води загальною масою від 200 до 600 г.

Таблиця 1 – Експериментальні та розрахункові величини за випаровуванням води

п/п	m <sub>A</sub> , кг (H <sub>2</sub> O)	m <sub>B</sub> , кг (SiO <sub>2</sub> )	m <sub>C</sub> , кг (Na <sub>2</sub> O·3SiO <sub>2</sub> )	m <sub>D</sub> , кг (CaSO <sub>4</sub> )	τ, с		$\Delta = 100 \frac{\tau_E - \tau_P}{\tau_E}, \%$
					розр (τ <sub>P</sub> )	експ (τ <sub>E</sub> )	
1	0,6	1			3331	3333	0,1
2	0,5	1			2812	2800	-0,4
3	0,5	0,5	0,03		2727	2782	2,0
4	0,5	0,2	0,01		2645	2677	1,2
5	0,5	0,1	0,005	1	2623	2600	-0,9
6	0,4	1			2294	2300	0,3
7	0,4	1	0,01		2302	2365	2,7
8	0,4	0,5	0,01		2192	2278	3,8
9	0,3	0,2			1599	1588	-0,7
10	0,3	1	0,01		1784	1800	0,9
11	0,24	0,4			1332	1330	-0,2
12	0,2			1	1041	1077	3,3
13	0,18	0,6			1065	1080	1,4
14	0,15	0,2			822	830	1,0
15	0,15	1	0,01		1006	1000	-0,6
16	0,12	0,8			798	775	-3,0
17	0,12	0,4			710	694	-2,3
18	0,1	2	0,02	1	979	920	-6,4
19	0,1	2	0,02	2	983	925	-6,3
20	0,09	0,6			599	585	-2,3

Примітка. m – маса; τ – час.

Для способу структурування сумішей за ПМЗ-процесом маса наважок води не повинна перевищувати 3 г. У зв'язку з цим тривалість нагрівання та випаровування води з наважок масою до 10 г розраховували за формулою з використання даних табл. 2:

$$\tau = \frac{25,795 \cdot (m_B - 25,3m_B^2) \cdot (c_A \cdot \Delta t_A + L_A)}{P_M} + \frac{110000 \cdot m_B + 413800 \cdot m_C + 2000 \cdot m_D}{Z \cdot P_M}, \quad (1)$$

де  $c_A$  – питома теплоємність води, Дж/(кг·°C);  $\Delta t_A$  – різниця між кінцевою (100 °C) і початковою температурою води, що нагрівається протягом часу  $\tau$ , °C;  $L_A$  – питома теплота випаровування води, Дж/кг;  $P_M$  – номінальна потужність магнетрона мікрохвильової печі, Вт;  $Z$  – коефіцієнт;  $m_B$  – маса наважки кварцового піску, кг;  $m_C$  – маса наважки силікату натрію, кг;  $m_D$  – маса наважки гіпсу, кг.

Таблиця 2 – Тривалість нагріву та випаровування води з наважок масою до 10 г

п/п	m <sub>A</sub> , кг (H <sub>2</sub> O)	m <sub>B</sub> , кг (Na <sub>2</sub> O·3SiO <sub>2</sub> )	m <sub>C</sub> , кг (SiO <sub>2</sub> )	m <sub>C</sub> , кг (CaSO <sub>4</sub> )	τ, с		Δ = 100 $\frac{\tau_E - \tau_P}{\tau_E}$ , %
					експ. (τ <sub>E</sub> )	розр. (τ <sub>P</sub> )	
1	2	3	4	5	6	7	8
1	0,0005				37	35	-4,8
2	0,001				72	75	3,4
3	0,002				141	140	-0,8
4	0,003				206	210	1,9
5	0,004				267	273	2,2
6	0,005				325	330	1,7
7	0,006				378	370	-2,2
8	0,007				428	440	2,7
9	0,008				474	478	0,8
10	0,009				516	520	0,7
11	0,01				555	545	-1,8
12	0,001	0,3			138	135	-2,5
13	0,002	0,3			207	210	1,4
14	0,003	0,3			272	270	-0,7
15	0,004	0,3			333	340	2,0
16	0,005	0,3			391	385	-1,4
17	0,001	0,3	0,003		141	152	7,3



Продовження табл. 2

1	2	3	4	5	6	7	8
18	0,002	0,3	0,003		210	220	4,7
19	0,003	0,3	0,003		274	270	-1,7
20	0,004	0,3	0,003		336	340	1,3
21	0,005	0,3	0,003		393	382	-2,9
22	0,001	0,3	0,003	1	145	145	0,1
23	0,002	0,3	0,003	1	214	218	2,0
24	0,003	0,3	0,003	1	278	270	-3,1
25	0,004	0,3	0,003	1	340	340	0,1
26	0,005	0,3	0,003	1	397	404	1,7
27	0,001	2	0,02	1	533	525	-1,5
28	0,002	2	0,02	1	602	600	-0,3

Аналіз даних табл. 2 показує задовільну збіжність розрахункових та експериментальних даних (розбіжність між даними менше 4,8%), що дозволяє рекомендувати цю формулу для проведення інженерних розрахунків.

Використовуючи формулу (1), розраховували залежність тривалості нагрівання та випаровування води з наважок від її маси ( $m_B$ ) та маси стрижневої суміші ( $m_{CT}$ ) на основі кварцового піску, плакованого 6% рідким склом, яка знаходиться в гіпсовому стрижневому ящику, маса якого становить 1/3 маси стрижневої суміші у ньому.

Результати розрахунків подано на рис. 1.

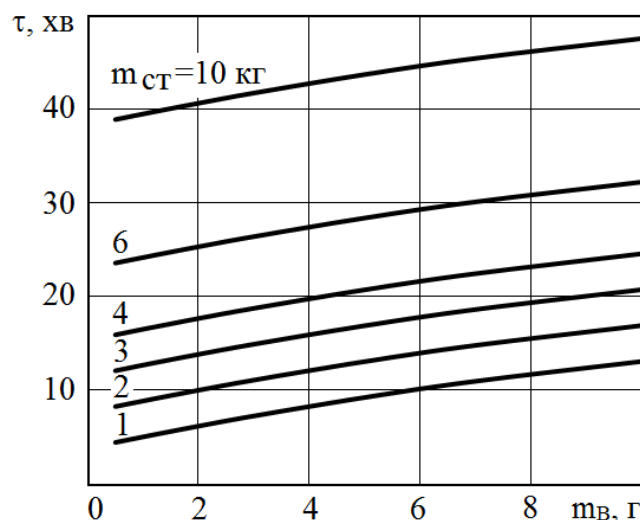


Рис. 1. Залежність тривалості нагрівання та випаровування води з наважок від її маси ( $m_B$ ) і маси стрижневої суміші ( $m_{CT}$ ) на основі кварцового піску, плакованого 6% рідким склом, що знаходиться в гіпсовому стрижневому ящику в центрі обертового столу

Аналіз залежностей на рис. 1 показує, що зі збільшенням маси наважок води, маси гіпсу, силікату натрію та маси стрижневої суміші тривалість нагрівання та випаровування води з наважок неухильно монотонно зростає. При цьому з погляду технологічності ПМЗ-процесу структурування сумішей з використанням пари та мікрохвильового випромінювання низької потужності (до 1200 Вт) доцільно використовувати наважки водяного заряду з одиничною масою до 3 г.

**Титаренко В.В., Заблудовський В.О., Титаренко І.В.**

*(УДУНТ, м. Дніпро)*

## **МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ СПІЛЬНОГО ЕЛЕКТРОЛІТИЧНОГО ОСАДЖЕННЯ ІОНІВ МЕТАЛУ ТА ЧАСТИНОК ДИСПЕРСНОЇ ФАЗИ**

**E-mail:** tytarenko.valentina@gmail.com

Отримання композиційних електролітичних покриттів (КЕП) є найважливішим напрямком фізики твердого тіла. У процесі нанесення КЕП можна отримати покриття, які істотно відрізняються від класичних гальванічних покриттів за своїми експлуатаційними характеристиками. Процес спільного електролітичного осадження знаходить застосування в таких галузях промисловості, як автомобілебудування, будівництво, виробництво електроенергії, а також в аерокосмічній галузі та нафтогазовому секторі.

Унікальні фізико-хімічні властивості електроосаджених металевих покриттів значною мірою залежать від концентрації частинок вуглецевого наноматеріалу (ВНМ) у металевій матриці. Тому особливу увагу останнім часом викликає контроль та керування вмістом частинок ВНМ у композиційних металевих покриттях. Вирішення цієї задачі неможливе без вивчення механізму формування структури вуглецевмісних композиційних металевих покриттів. Проте процес спільного осадження на підкладці іонів металу та частинок ВНМ залишається до кінця не вивченим. Мета даної роботи полягає у розробці математичної моделі, що описує

перенесення частинок ультрадисперсного алмазу (УДА) та іонів металу в об'ємі електролітичної ванни та кінетику процесу співосадження іонів металу та частинок УДА на катоді.

Композиційні електролітичні покриття отримували з водного розчину електроліту нікелювання наступного складу:  $\text{Ni}_2\text{SO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  – 300 г/л,  $\text{H}_3\text{BO}_3$  – 30 г/л,  $\text{Na}_2\text{SO}_4 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$  – 50 г/л, при  $\text{pH} = 5$ , температурі 293 К і густині струму 100 А/м<sup>2</sup>. У якості дисперсної фази використовували наночастинки УДА. При побудові моделі були зроблені такі припущення: за межами шару масоперенесення концентрації іонів металу та частинок дисперсної фази не змінюються і дорівнюють величинам концентрацій в об'ємі розчину електроліту; через мінімальний розмір часток дисперсної фази і вертикального розташування електродів можна знехтувати впливом сил Архімеда і гравітації.

Відповідно до рівняння Нернста-Планка перенесення іонів та вуглецевих наночастинок у водному розчині електроліту визначається двома факторами: нерівномірністю їхнього розподілу, тобто градієнтом концентрації, та впливом електричного поля:

$$J = -D \frac{dc}{dx} - \frac{D}{RT} ZFc \frac{d\phi}{dx} = -D \left( \frac{dc}{dx} + \frac{ZFc}{RT} \frac{d\phi}{dx} \right). \quad (1)$$

Розв'язок рівняння (1) має вигляд:

$$J = \frac{D\psi}{l} \frac{c_0 - e^\psi c_l}{e^\psi - 1}, \quad (2)$$

де  $D$  – коефіцієнт дифузії (м<sup>2</sup>/с),  $c_0$  і  $c_l$  – концентрація іонів металу та частинок ВМ в об'ємі водного розчину електроліту та поблизу поверхні катоду відповідно.

Рівняння (2) встановлює зв'язок густини потоку іонів металу та частинок ВМ з двома величинами: 1) концентрацією іонів металу та частинок ВМ у водному розчині електроліту; 2) електричним полем.

З метою встановлення механізму перенесення та співосадження частинок ВНМ, проаналізуємо окремий випадок рівняння (2):

1)  $\psi = 0$ , що означає або  $Z = 0$  (нейтральні частки), або відсутність електричного поля ( $\Delta\varphi = 0$ ), або те й інше. Після математичних перетворень отримуємо:

$$J = \frac{D}{l}(c_0 - c_l), \quad (3)$$

Ця модель (модель 1) враховує лише дифузійний механізм процесу спільного електролітичного осадження іонів металу та частинок УДА;

2) однакова концентрація вуглецевих наночастинок в об'ємі водного розчину електроліту ( $c_0$ ) і поблизу поверхні катоду ( $c_l$ ), тобто за наявності електричного поля:

$$J = -\frac{D\psi}{l}c \quad \text{або} \quad J = -D\frac{ZF}{RT}\frac{\Delta\varphi}{l}c. \quad (4)$$

Модель 2 розглядає перенесення частинок ВНМ у водному розчині електроліту під дією електричного поля.

Аналіз результатів розрахунків математичних моделей процесу спільного електролітичного осадження іонів металу та частинок УДА показав, що основним фактором, який впливає на перенесення частинок ВНМ у водному розчині електроліту, є градієнт потенціалу. Внесок градієнту концентрації у густину потоку частинок є незначним. Експериментально отримане значення густини потоку частинок УДА для режиму осадження за допомогою постійного струму ( $J = 5,8 \cdot 10^{-7}$  кг/м<sup>2</sup>·с) корелює з результатами розрахунків математичної моделі 2 для частинок розміром  $\sim 1$  мкм.

Густина потоку частинок ДФ визначається зарядом адсорбованих на поверхні частинки катіонів металу, що у результаті отримання частинками позитивного заряду, сприяє електрофоретичному співосадженню. Заряд більше  $+2e$  ( $e$  – заряд електрона) не утримується на частинці ВНМ, оскільки при послідовному приєднанні кількох іонів металу на частинці ВНМ, енергія зв'язку їх зменшується від 1,907 еВ до 0,240 еВ.

**Трикозенко Д. І., Кочешков А.С.**

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

**СПЕЦІАЛІЗАЦІЯ ХУДОЖНЄ І ЮВЕЛІРНЕ ЛИТВО:  
ЛИТТЯ НЕМЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ – ШОКОЛАД**

**E-mail: dan2002@ukr.net**

Приблизно 2000 років тому на плоскогір'ях Гватемали і мексиканської провінції Чіапас в Америці мешкала цивілізація майя, які по здогадкам науковців і винайшли шоколад. Майя шоколадний напій називали "xocolatl", а ацтеки – "cacahuatl": у мові мексиканських індіанців слово "шоколад" виникає з комбінації слів "choco" ("піна") і "atl" ("вода").

Можливо, це відбулося тому, що спочатку шоколад уживався тільки як напій. Невірно було б вважати, що індіанці майя володіли єдиним рецептом шоколадного напою. Вони знали добре відпрацьовані методи приготування шоколадних напоїв різних видів з використанням різних добавок і компонентів.

Христофор Колумб привіз какао-боби королю Фердинанду зі своєї четвертої експедиції в Новий Світ, але ні король, ні його придворні не звернули особливої уваги. Однак протягом наступних ста років після повернення Колумба шоколад став популярним у Європі, коштував він по 10...15 шилінгів за фунт і вважався напоєм для найвищого світу.

У шістнадцятому сторіччі іспанський історик Овієдо писав: «Тільки багатий і шляхетний міг дозволити собі пити шоколад, тому що він буквально пив гроші. Какао-боби використовували як валюту всі нації, за 100 зерен какао цілком можна було купити гарного раба». Шоколад застосовується також і як лікувальний засіб провідними цілителями того часу [1, 2].

Від какао-бобів (фото 1) до готової продукції (фото 2) шлях значний в часі і технологіях. Основними операціями виробництва є конширування – один з найважливіших етапів у виготовленні шоколаду, його метою є видалення всієї залишкової вологи, усунення несумісних смаків і ароматів, грудочок, а також витиснення летючих кислот і надмірної гіркоти.



Фото 1. Найкращий сорт какао-бобів «кріоло»



Фото 2. Пористий шоколад

Темперування шоколаду (рекристалізація какао-масла, рис. 1) – це послідовні цикли нагрівання, охолодження і перемішування. В процесі темперування воно переходить в стабільну форму, масло какао складається з різних жирів, кожен з яких плавиться при своїй температурі. Під час темперування жири змішуються та утворюють ідеальну масу. Це надає шоколаду твердість, крихкість і блиск після охолодження.

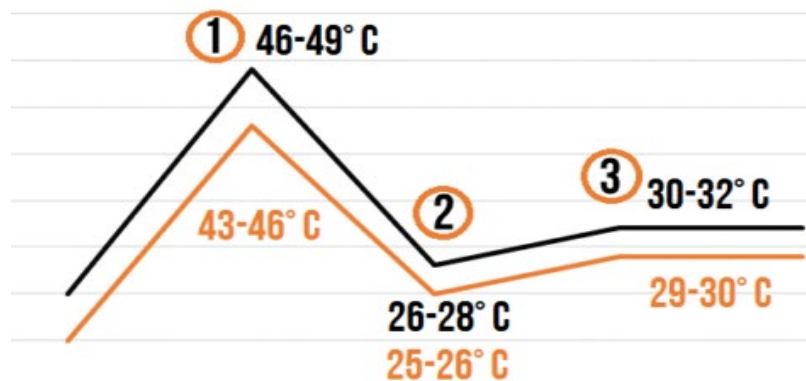


Рис. 1. Три стадії темперування шоколадів:

- чорного і молочного;
- білого.

З темперованого шоколаду виливають прикраси у вигляді різноманітних об'єктів: тварин, барельєфів, плоских фігур.

Важливим інструментом для виливки шоколаду є форми. Вони відрізняються матеріалом виготовлення і бувають: силіконові (рис. 2), полікарбонатні, мета-

леві, пластикові. Повнооб'ємні фігури (рис. 3) відливають порожнистими в середині, а барельєфи – суцільними [3].



Рис. 2. Силіконова форма



Рис. 3. Виливки з шоколаду: чорного, молочного

Ліплення з шоколаду.

Для цього темперований шоколад не підійде, через це до нього додають воду, глюкозу або мед. Таким чином шоколад стає пластичною масою, яка піддається розкочуванню та ліпленню руками [4].



Фото 3. Скульптура з шоколаду [4]



Фото 4. Шоколадний гігант [5]

Найбільший виріб з шоколаду виготовили 14 лютого 2004 в Мадриді «шоколадне серце», смаколик важив 7 тонн (фото 4).

Шоколадне покриття.

Для цього змішують розтоплений шоколад і какао масло при 38...40 °С.

Шоколадний велюр – це тип покриття поверхні кондитерського виробу шоколадом, який нагадує тканину «велюр». Поверхня перед цим має бути ідеально гладкою і замороженою.

Інформаційні джерела:

1. Беккет С. Шоколад и шоколадные изделия. Сырье, свойства, оборудование, технологи. Видавництво: Профессия, 2013. – 708 с.
2. Нарди Марко. Золотая книга шоколада. Видавництво: Практическая медицина. – 2011. – 704 с.
3. Сучасні технології кондитерського виробництва: підручник / [Гайдук О. В., Герлянд Т.М., Дрозіч І. А., Кулалаєва Н. В., Романова Г. М.]. – Житомир: «Полісся», 2020. – 514 с.
4. Амори Гишон – Шоколадний архітектор: <https://youtu.be/P60ZLdgzt9k>.
5. <https://home-tort.com/shokoladnyy-dekor-tonkoshchi-i-tekhnohohi/>.

**Устименко А.І., Лук'яненко І.В.**

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

**ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ЧАВУННИХ ВИЛИВКІВ З  
ГРАДІЄНТНОЮ СТРУКТУРОЮ У ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ  
ФОРМОКОМПЛЕКТУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ СКЛОТАРИ**

**E-mail:** [ustymenko@kpi.ua](mailto:ustymenko@kpi.ua)

Сучасні загострені питання екології та стану навколишнього середовища диктують нові тенденції у споживанні та звичках людей [1]. У світових аналітичних звітах щодо зазначених питань повідомляється, що щорічна кількість твердих побутових відходів становить 2,01 млрд. т, а 12 % від цього обсягу (близько 241,2 млн. т) складають відходи пластику (рис. 1). Головна особливість забруднення довкілля пластиком, виробленим за різними технологіями, полягає в тому,



що середній час його розкладання, за оцінкою National Geographic, коливається від 450 років до нескінченності [2].



Рис. 1. Розподіл твердих побутових відходів у світі [2]

Отже, беручи до уваги деструктивний вплив пластикових відходів на екологічну ситуацію, виникає потреба у альтернативних йому екологічних матеріалах. Одним із таких матеріалів, що дозволяє замінити пластик у виготовленні тари, є скло. Всесвітня тенденція із заміни пластикової тари на скляну призводить до збільшення попиту такого роду виробів, що в свою чергу дає поштовх нарощуванню виробничих потужностей, розробленню нових матеріалів та технологій для виготовлення скляної тари [3].

Одним із недоліків промислових підприємств України, які займаються виготовленням скляної тари, є використання оснащення закордонного виробництва для безпосереднього формоутворення тари (формокомплектів). Тому актуальною проблемою є розроблення та удосконалення матеріалів та технологій виготовлення елементів формокомплекту, які гарантуватимуть високі експлуатаційні характеристики на рівні закордонних аналогів та будуть забезпечувати їх імпортозаміщення.

Аналізуючи інформацію та літературу, що стосується даної тематики, можна стверджувати, що найбільше поширення в якості матеріалу для деталей фор-

мокомплекту отримали низько- та середньолеговані чавуни, а технологія для їх виробництва – лиття [4-7].

Деталі формокомплекту працюють в умовах нестационарних термоциклічних навантажень, що в свою чергу призводить до фрикційних та структурних трансформацій по всьому їх перерізу [4]. Внаслідок цього виникає необхідність у їх постійному ремонті та заміні, що обумовлює суттєві економічні затрати на дорогі деталі та простій устаткування. Тому актуальною є потреба у збільшенні термінів міжремонтного періоду та експлуатаційного ресурсу формокомплекту в цілому.

Одним із перспективних напрямків вирішення зазначених проблем є підбір хімічного складу та забезпечення оптимальної структури основних деталей формокомплекту по їх перерізу (градієнтної структури), де кожен шар має свій комплекс технологічних та функціональних властивостей. Даний напрям є економічно вигідним та енергоефективним, адже не потребує переобладнання виробництва.

#### Література:

1. Laurent C. M. Lebreton. River plastic emissions to the world's oceans / Laurent C. M. Lebreton, Joost van der Zwet, Jan-Willem Damsteeg, Boyan Slat, Anthony Andrady & Julia Reisser // Nature Communications. – 2017. – №8 (15611). <https://www.nature.com/articles/ncomms15611>.
2. Михайлова Є. О., Пластикове забруднення – одна з головних екологічних проблем людства / Є. О. Михайлова // Комунальне господарство міст. – 2020.– №4 (157). – С. 109-121.
3. Сірик Т. А., Скляна тара – один із перспективних видів багаторазової упаковки / Т. А. Сірик // Вісник Сумського державного університету. Серія Економіка. – 2011. – №3. – С.49–57. <http://essuir.sumdu.edu.ua/handle/123456789/23224>.
4. Леушин И. О., Повышение эксплуатационной стойкости деталей чугуновых стеклоформ путем совершенствования технологии их изготовления и контроля / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков, С. Н. Марфенин // Труды Нижегородского государственного университета им. Р. Е. Алексеева. – 2014. – №1 (103). – С. 212-224.

5. Леушин И. О., Зиновьев Ю. А., Чистяков Д. Г. Упрочняющие фазы чугуновых деталей стеклоформ с градиентной структурой литья // Литейное производство. – 2014. – № 1 (74). – С. 62-66.

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

7. Леушин И. О. Влияние структуры чугуна на образование эксплуатационных дефектов стеклоформирующей оснастки / И. О. Леушин, Д. Г. Чистяков, В. А. Володин // Наука и Образование МГТУ им. Н. Э. Баумана. – 2015. – №11. – С. 111–123.

**Федоров М.М., Дьяченко Ю.Г., Тристан М.В.**

*(ДДМА, м. Краматорськ)*

## **АВТОРСЬКІ ЮВЕЛІРНІ ВИРОБИ – ОСОБЛИВОСТІ КОМП'ЮТЕРНОГО ПРОЕКТУВАННЯ**

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

У сучасному технологічному процесі виробництва ювелірних виробів, що виготовляються методами лиття, ключова роль відводиться першому (проектувальному) етапу, на якому створюється майстер-модель майбутнього ювелірного виробу. Цей процес складається з наступних послідовних етапів: ідея художника-дизайнера → створення ескізу виробу на папері → побудова комп'ютерної 3D-моделі виробу в спеціалізованій програмі для тривимірного моделювання → отримання воскової моделі (майстер-моделі) різними способами (3D-друк, лазерна стереолітографія тощо).

Ескізування майбутнього ювелірного виробу – це творчий багатостадійний процес, що зазвичай реалізовується художником-дизайнером на шляху від власної фантазії до остаточного відображення форми виробу на папері. У готовому

ескізному проекті повинні бути відображені оригінальна ідея і символічність ювелірної прикраси. Важливим моментом на етапі створення ескізу є необхідність врахування критеріїв технологічності і функціональності виробу. Процес створення ескізного проекту виробу умовно можна розділити на три основних етапи: 1) вибір стилю виробу, форми каменів, виду металу, розташування конструктивних елементів прикраси; 2) промальовування кінцевого вигляду виробу з урахуванням технологічних особливостей подальшого його виготовлення методами лиття за витоплюваними моделями; 3) затвердження ескізного проекту виробу на художній нараді підприємства-виробника.

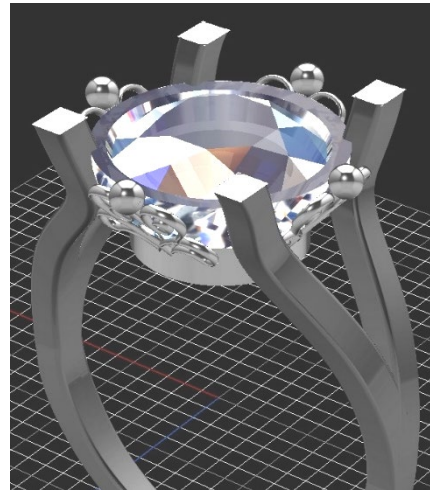
Наступним етапом у виробництві моделі ювелірного виробу є створення за наявним ескізним проектом комп'ютерної 3D-моделі майбутнього виробу. На сьогоднішній день існує ряд спеціалізованих комп'ютерних програм, що дозволяють виконувати різні за складністю проектно-дизайнерські ювелірні роботи. Особливою популярністю серед ювелірів-дизайнерів користуються такі програмні додатки як: Matrix; JewelCADPro; 3DesignCAD; SolidWorks; PowerShape. Програмні можливості перелічених додатків дозволяють втілювати в тривимірному вигляді задумку художника-дизайнера з наступним поданням моделі виробу в будь-якій координатній площині з можливістю внесення будь-яких змін під час подальшого корегування.

Практично в кожному із вище перелічених програмних продуктів поряд з незаперечними перевагами маються й свої недоліки, головним із яких є порівняно висока ліцензійна вартість для вітчизняного користувача. Стандартний набір функцій цих програм включає такі можливості як: створення 3D-моделі, швидке й зручне редагування вже існуючих моделей або даних сканування (3D-сканери), можливість додавання технологічних ухилів, ливників, можливість розрахунків маси виробу, величини усадки, часу виготовлення тощо. Незаперечною перевагою комп'ютерного моделювання є те, що вже на цьому початковому етапі моделювання, коли до кінцевого виробу ще далеко, можна оцінити його зовнішній вигляд, вагу, технологічність, а за необхідності, внести відповідні конструктивні й технологічні правки.

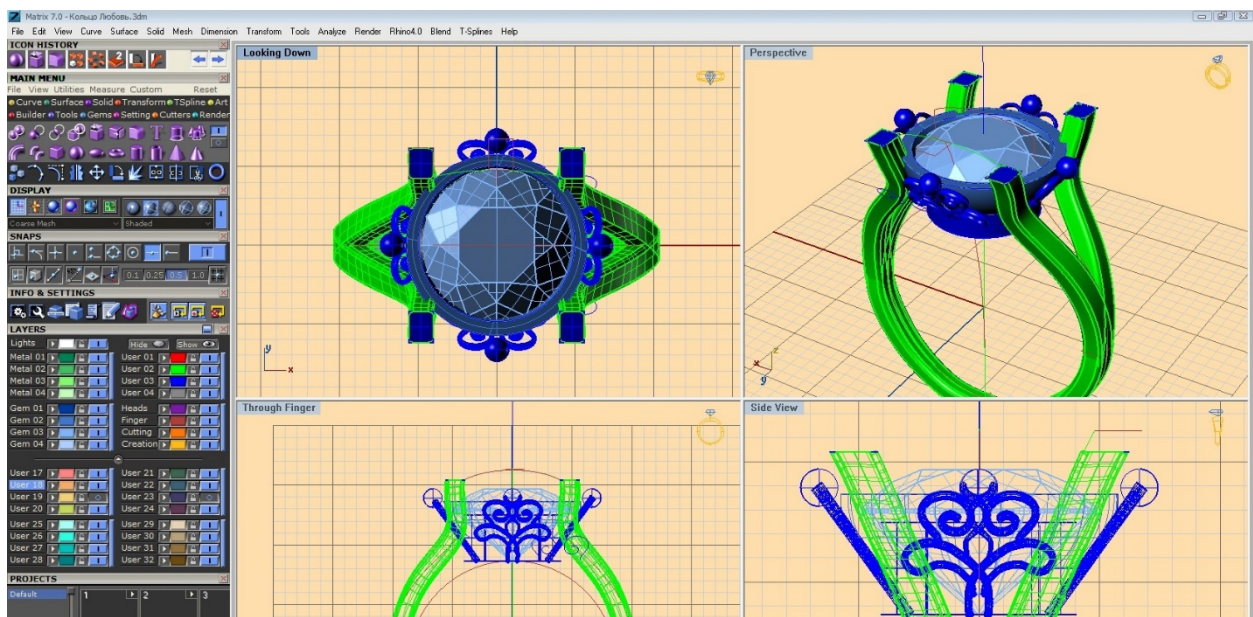
У даній роботі в якості моделюючої програми для створення 3D-моделі авторської ювелірної прикраси була використана програма Matrix, що є плагіном CAD/CAM системи Rhinoceros, що розроблений в якості спеціального додатку, призначеного для ювелірного моделювання (рис. 1).



а



б



в

Рис. 1. Створення моделі авторського ювелірного виробу – кільця «Гармонія» з використанням програми Matrix: а – ескіз виробу; б, в – етапи побудови 3D-моделі

Програма Matrix має ряд переваг в порівнянні з іншими вищезазначеними програмами: великий набір специфічних функцій і інструментів для створення реалістичних майстер-моделей; можливість обчислення маси і розрахунку оптимальної кількості ювелірних каменів в кожній деталі конструкції; можливість створення «презентації» виробу з метою демонстрації закінченого вигляду ювелірної прикраси, що особливо важливо при затвердженні моделі замовником; збереження файлу з моделлю в форматі \*.stl (стереолітографія) з подальшим експортуванням на 3D-принтер або верстат з числовим програмним управлінням.

**Хворостяный В.В., Родичев Ю.М., Бодунов В.Е., Качинская И.Р.**

*(ИПП имени Г. С. Писаренко НАН Украины, г. Киев)*

## **ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ КЕРАМИКИ И СТЕКЛА ПРИ ЦАРАПАНИИ И ИНДЕНТИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ АЛМАЗНЫМИ ИНДЕНТОРАМИ**

**E-mail:** plt2002@ukr.net

Настоящая работа является дополнительной частью к ранее проведенным исследованиям механического поведения хрупких материалов в условиях локального контактного нагружения [1]. Выполнены определения важной механической характеристики – твердости, что характеризует способность материалов сопротивляться деформированию и разрушению при внедрении в их поверхность другого твердого тела. Различают несколько способов определения твердости: при статическом и динамическом индентировании, царапании или при истирании абразивом. Указанные испытания достаточно широко применяются как в экспериментальных научных исследованиях, так и в производственной практике, рассматриваются в качестве методов неразрушающего контроля, для которых главные преимущества заключаются в их простоте, экономичности, доступности и производительности.

Цель работы состояла в определении твердости керамики и стекла при использовании методов механических испытаний на индентирование и царапание

стандартними алмазними інденторами с последующей верификацией полученных результатов путем их сопоставления с литературными данными.

Экспериментальные исследования были выполнены на подготовленных образцах нитрид кремниевой и диоксид циркониевой керамики, а также на флоат-стекле в соответствии с основными положениями стандартов ASTM G171-03 (2009) “Standard test method for scratch hardness of materials using a diamond stylus” и ASTM C1327-15 (2019) “Standard Test Method for Vickers Indentation Hardness of Advanced Ceramics”. В случае статического индентирования материалов применялся индентор Виккерса, тогда как царапание поверхности образцов осуществлялось индентором Роквелла.

Результаты определения твердости стекла и керамики представлены в таблицах 1 и 2, в которые для сравнения также были внесены данные из литературных источников подобных материалов. Методы определения твердости при локальном контактном нагружении обоснованно рассматриваются в качестве надежного и информативного инструмента физико-технического анализа состояния материалов и изменения их механических характеристик вследствие влияния технологических и эксплуатационных факторов, изучения особенностей деформирования и разрушения материалов.

Таблица 1 – Сравнение значений твердости флоат-стекла, полученных в испытаниях на царапание и индентирование поверхности

Твердость, ГПа	Нагрузка приложенная к индентору $P$ , Н			Литературные данные
	9,81	19,62	29,43	
$H_s$	6,9±0,24 (17)*	6,7±0,20 (10)	7,8±0,33 (16)	5,3 [2]
$HV$	5,5±0,21 (10)	5,7±0,08 (10)	5,7±0,15 (10)	5,6 [3] 5,9 [4]

\* в скобках указано количество выполненных экспериментов.

Таблица 2 – Сравнение значений твердости керамических материалов, полученных в испытаниях на царапание и индентирование поверхности

Твердость, ГПа	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>		Y-TZP	
	<i>P</i> =49,05 Н	литературные данные	<i>P</i> =49,05 Н	литературные данные
<i>H<sub>s</sub></i>	19,9 (20)*	13,0 [2]	20,4 (10)	18,9 [2]
<i>HV</i>	11,8±0,34 (10)	16,0 [5] 14,8 [6]	13,0±0,18 (10)	17,8 [4] 14,0 [7]

\* в скобках указано количество выполненных экспериментов.

Выводы представленного исследования:

– полученные экспериментальные значения твердости при индентировании индентором Виккерса для флоат-стекла удовлетворительно согласуются с известными литературными данными, тогда как для изучаемых керамических материалов эти значения меньше на 25%;

– полученные при царапании индентором Роквелла значения твердости стекла и керамики Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> на 25...50% превышают литературные данные твердости при индентировании и царапании, а для керамики Y-TZP – больше на 15...46%;

– при оперировании значениями твердости при царапании необходимо учитывать существенное расхождение этих значений с данными, полученными при индентировании, в связи с чем, вероятно, необходимо использовать поправочные эмпирические коэффициенты для их корректного сопоставления.

Литература:

1. Хворостяний В. В. Опір руйнуванню крихких матеріалів при локальному навантаженні методом дряпання до крайового відколювання. Повідомлення 2. Залежність S+EF для лінійно-пружної кераміки / В. В. Хворостяний // Проблеми міцності. – 2021. – №3. – С. 75 – 84.

2. Newton L. Scratch edge chipping / L. Newton, M. G. Gee, R. Morrell // NPL Report DEPC-MN 026. – 2005. – P. 1 – 12.



3. Arora A. Indentation deformation/fracture of normal and anomalous glasses / A. Arora, D. B. Marshall, B. R. Lawn, M. V. Swain // J. Non-Cryst. Sol. – 1979. – №31. – P. 415 – 428.
4. Cook R. F. Direct observation and analysis of indentation cracking in glasses and ceramics / R. F. Cook, G. M. Pharr // J. Am. Ceram. Soc. – 1990. – №73. – P. 787 – 817.
5. Lawn B. R. Hardness, toughness and brittleness: an indentation analysis / B. R. Lawn, D. B. Marshall // J. Am. Ceram. Soc. – 1979. – №62. – P. 347 – 350.
6. Ramachandran N. Rising crack-growth-resistance (R-curve) behavior of toughened alumina and silicon nitride / N. Ramachandran, D. K. Shetty // J. Am. Ceram. Soc. – 1991. – №74. – P. 2634 – 2641.
7. Quinn J. «Edge toughness» and material properties related to the machining of dental ceramics / J. Quinn, L. Su, L. Flanders, I. Lloyd // Machining Science and Technology. – 2000. – №4. – P. 291 – 304.

**Чубенко В.А., Скідін І.Е., Саїтгарєєв Л.Н., Хіноцька А.А., Ярош Т.П.**

*(КНУ, м. Кривий Ріг)*

## **ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ГАРЯЧОГО ПРОКАТУВАННЯ ТОВСТИХ ЛИСТІВ НА ВИТРАТИ ЕНЕРГІЇ**

**E-mail:** chubenko\_va@knu.edu.ua

Розвиток металургійного виробництва неможливий без детального дослідження і удосконалення технологічних процесів прокатування, на що потребуються великі витрати енергоресурсів. Останнім часом активний розвиток інформаційних технологій зробив можливим їх широке використання в розробці процесів оброблення металів тиском, що дозволяє вирішити проблему підвищення ефективності прокатного виробництва і забезпечення випуску конкурентоспроможної продукції необхідної якості при мінімальних витратах енергії.

Великими можливостями у моделюванні процесу прокатування володіє комп'ютерна програма DEFORM 3D, яка призначена для аналізу складних триви-

мірних процесів пластичного деформування металу при його обтисненні. В експериментах було приділено особливу увагу розподілу зусиль прокатування та витрат енергії на процес при гарячій обробці товстих листів.

Вихідні дані для дослідження: розміри початкової заготовки – висота  $h_0$  моделювалась в межах від 300 до 500 мм; ширина  $b_0$  залишалася постійною і дорівнювала 1000 мм; довжина  $l_0 = 1000$  мм; обтиснення  $\Delta h$  змінювалося в межах від 30 до 100 мм; початкова швидкість прокатування  $v_0$  змінювалася в межах від 3 до 10 м/с; радіус валків  $R_B = 400$  мм. Температура прокатування дорівнювала 1000 °С. В якості оброблюваного матеріалу використовувалася низьковуглецева сталь.

Проведено дослідження процесу деформації на початку процесу прокатування: за допомогою комп'ютерної програми розташовано об'єкти у просторі, відстань між валками визначалася з врахуванням розмірів заготовки та величини обтиснення (рис.1), вказано реологічну модель деформуемого матеріалу, де було прийнято жорстко-пластичне середовище.

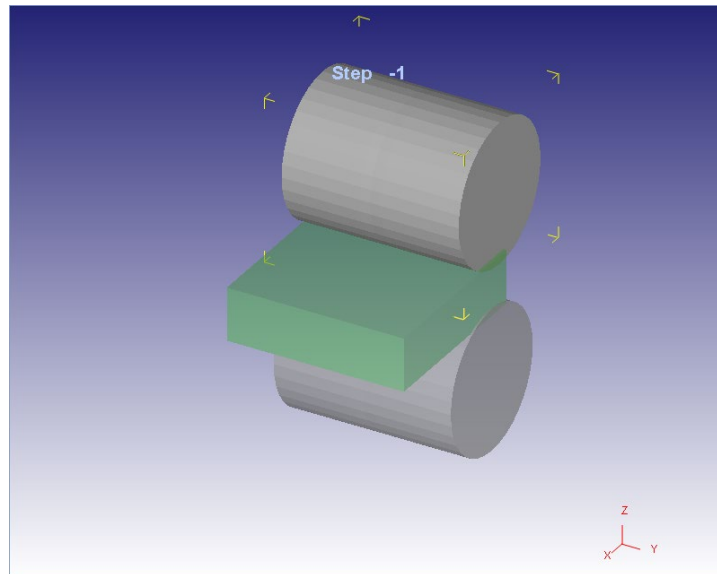


Рис. 1. Схема розташування прокатних валків та оброблюваного матеріалу

При моделюванні для розкату використовували пластичну модель, а для прокатних валків було обрано жорстку модель матеріалу. Поведінка матеріалу заготовки описувалась за допомогою діаграми «Напруження-деформація». Визначені механічні властивості матеріалу заготовки та їх зміни під впливом темпера-

тури, задано коефіцієнт тертя між заготовкою та валками, який дорівнює 0,3; виявлено контактну взаємодію між інструментом та заготовкою, задано температуру гарячого прокатування, швидкість деформації було прийнято на початку обробки, яка дорівнює 3 мм/с. Розрахунок процесу деформації було розбито на 90 кроків. Матеріал оброблюваної заготовки визначено з бібліотеки комп'ютерної програми. В дослідженнях використовувався матеріал з вуглецевої сталі AISI-1015 (20-1200C). Визначено пружні властивості матеріалу (модуль Юнга та коефіцієнт Пуассона), які відповідно дорівнюють 0,3 та  $1,5 \times 10^5$ , які є постійною величиною.

На рис. 2 наведено графік зміни зусилля, що діє на інструмент в початковий момент прокатування, де видно, що воно змінюється в межах від 0 до 4,1 МПа, а поля переміщення діють в межах до 27 мм.

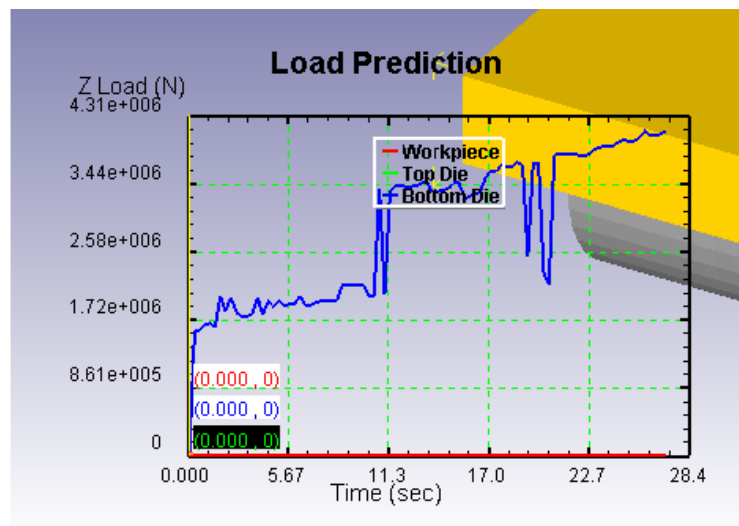


Рис.2. Зміна зусиль, що діють на інструмент

Під час обробки тиском на оброблюваний матеріал діють нерівномірні напруження, які викликають нерівномірну пластичну деформацію. Визначено, що при прокатуванні виникають як дотичні, так і нормальні напруження. Досліджено зміну напруження під час деформації (рис. 3). Встановлено, що при гарячому прокатуванні великі обтиснення, що досягають більше 10 мм, зменшують вплив нерівномірності напружень на якість виробу.

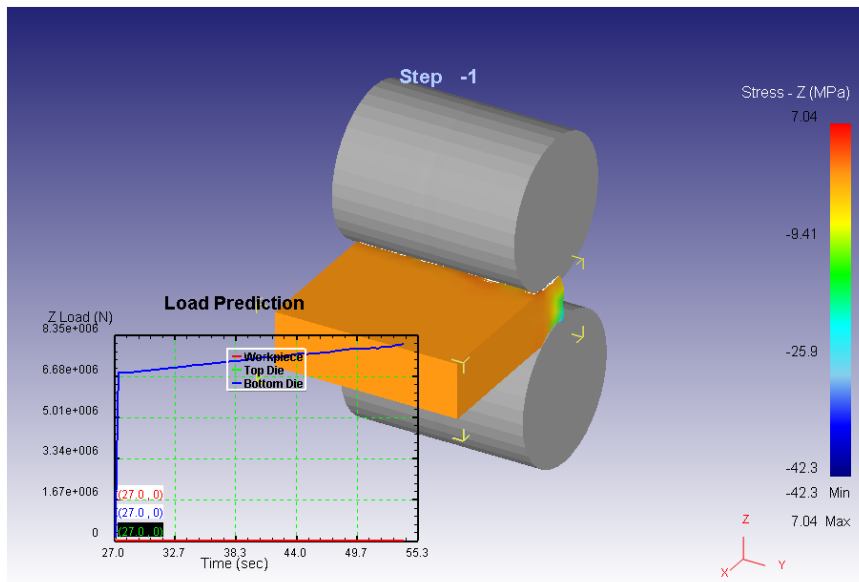


Рис 3. Зміна напруження під час деформації

Розподіл діючого напруження за величиною наведено на рис. 4, де видно, що його значення в осередку деформації досягає 37 МПа і зменшується при зменшенні величини обтиснення.

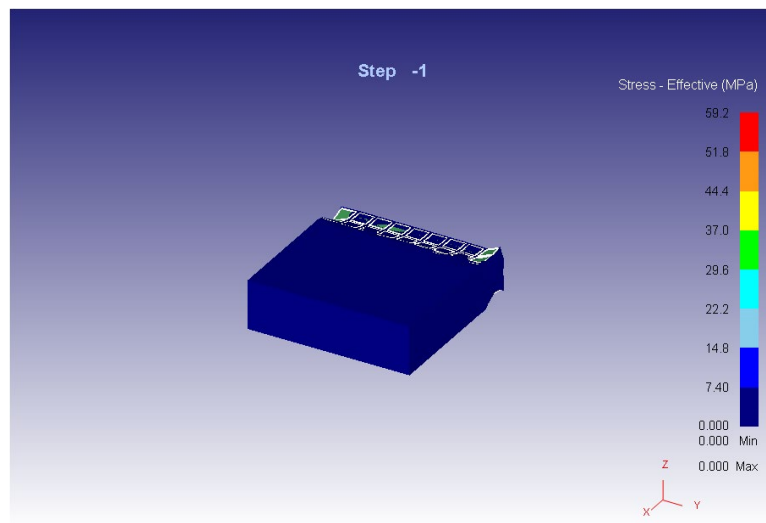


Рис. 4. Розподіл діючого напруження в осередку деформації

Дослідження дозволили визначити витрати енергії на процес прокатування в залежності від режимів обтиснення, що забезпечило раціональні режими обробки. Результати дослідження занесено в табл. 1.

Таблиця 1 – Результати дослідження енергосилових параметрів процесу гарячого прокатування\*

$h_0$ , мм	$h_1$ , мм	$b_0$ , мм	$v_B$ , м/с	$\sigma_{T0,2}$ , МПа	Витрати енергії, кДж/с
300	255	1000	5	145,5	878474,2
500	400	1000	3	122,5	10144297

\*  $h_0, h_1$  – відповідно початкова і кінцева товщина смуги;  $b_0$  – початкова ширина смуги;  $v_B$  – швидкість валків;  $\sigma_{T0,2}$  – границя пластичності металу.

Такі дослідження дозволяють раціональні режими обтиснення (табл. 1) використовувати при розробці технологічного процесу виготовлення товстих листів гарячим прокатуванням, що забезпечує розвиток металургійної промисловості.

**Шемет В.Ж.<sup>1</sup>, Семенко А.Ю.<sup>2</sup>, Верзілов О.П.<sup>2</sup>, Ворон М.М.<sup>2</sup>**

*(<sup>1</sup> КНІ ім. Ігоря Сікорського; <sup>2</sup> ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**МІКРОСТРУКТУРА, МЕХАНІЧНІ ТА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ  
ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОЇ СТАЛІ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ Mn ТА Al**

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

Сталі системи Fe-Mn-Al-C з високим вмістом Mn, Al і C демонструють унікальне поєднання міцності та пластичності, низької густини, а також мають високі показники корозійної стійкості і відносно низьку загальну вартість деталей, які з них виготовляються. Марганець і вуглець є сильними стабілізаторами аустеніту, а алюміній – фериту. Наявність алюмінію в таких сталях обумовлює також утворення зміцнювальних  $k$ -карбідів. Сплави системи Fe-Mn-Al-C можуть бути дуплексними або триплексними сталями залежно від вмісту Mn, Al і C і процесу виробництва [1].

Нещодавно триплексні сталі Fe-Mn-Al-C були запропоновані для промислового використання через їх високу міцність [2]. Крім того, високий вміст Al (до

12 мас. %) у сталі може не тільки зменшити густину сплаву, але й також робить його більш стійким до окислення. Крім того, з практичної точки зору, заміна таких дорогих елементів як нікель і хром на марганець та алюміній дає помітну перевагу досліджуванім сплавам перед традиційними корозійно-стійкими сталями.

Зазвичай високомарганцеві сталі з високим вмістом алюмінію одержують литтям, тому важливою задачею для таких сплавів є подрібнення їх литої структури. Додавання рідкісноземельних металів також є ефективним способом для вирішення такої задачі та для додаткового підвищення корозійної стійкості [3].

В якості шихтових матеріалів для проведення досліджень використовували армко-залізо (99,7 мас. %), електролітичний марганець (99,9 мас. %), чистий алюміній марки А5 (99,95 мас. %), феросплав Fe-80Mn-7C в якості джерела вуглецю та лігатуру власного приготування Al-40La. Два зразки складу Fe-21Mn-12Al-1C та Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La було виплавлено вакуумно-дуговим способом з використанням невитратного вольфрамового електрода і мідного водоохолоджуваного тигля-форми. Плавлення проводили в атмосфері Ar (99,98% чистоти) з додатковим очищенням середовища печі шляхом спалювання Ti-Zr гетеру. Кожен експериментальний зразок піддавали п'ятикратному переплаву для досягнення максимальної хімічної гомогенності. Шлак в процесі приготування зразків не утворювався.

Дослідні зразки виготовляли за стандартними методиками з використанням механічної обробки, шліфування, полірування та травлення. Високотемпературне окислення сталей проводили в горизонтальній трубчастій печі опору при 700 і 900 °C в середовищі повітря. Зразки розміром 10 x 10 x 1,5 мм через кожні 2 години окислення охолоджували до кімнатної температури і зважували на аналітичних вагах. Мікроструктуру та елементний розподіл зразків сплавів Fe-Mn-1Al-C досліджували за допомогою сканувального електронного мікроскопа «Zeiss EVO-50» з можливістю проведення енергодисперсійної спектроскопії (EDS) і дифракції зворотного розсіювання електронів (EBSD). Фазовий склад сталей визначали методом рентгенівської дифракції на дифрактометрі Rigaku Ultima IV. Випробування на розтяг проводили на установці UTM-100 при кімнатній температурі.

Типова мікроструктура сталей Fe-Mn-Al-C показана на рис. 1, а. Відлиті зразки після охолодження містять первинний  $\delta$ -ферит та  $\gamma$ -аустеніт, які безпосередньо утворилися з рідкого металу і зберігалися до кімнатної температури. Під час охолодження в литому зразку  $\kappa$ -карбіди осаджуються переважно вздовж меж зерен первинних  $\delta$ -фериту і  $\gamma$ -аустеніту (рис. 1, а). Це відповідає термодинаміці розрахунку (рис. 1, б) [4].

Детальне вивчення компонентів структури, а також меж зерен і текстур у дослідних зразків сталі Fe-Mn-Al-C проводили за допомогою аналізу EBSD. Результати досліджень показано на рис. 2.

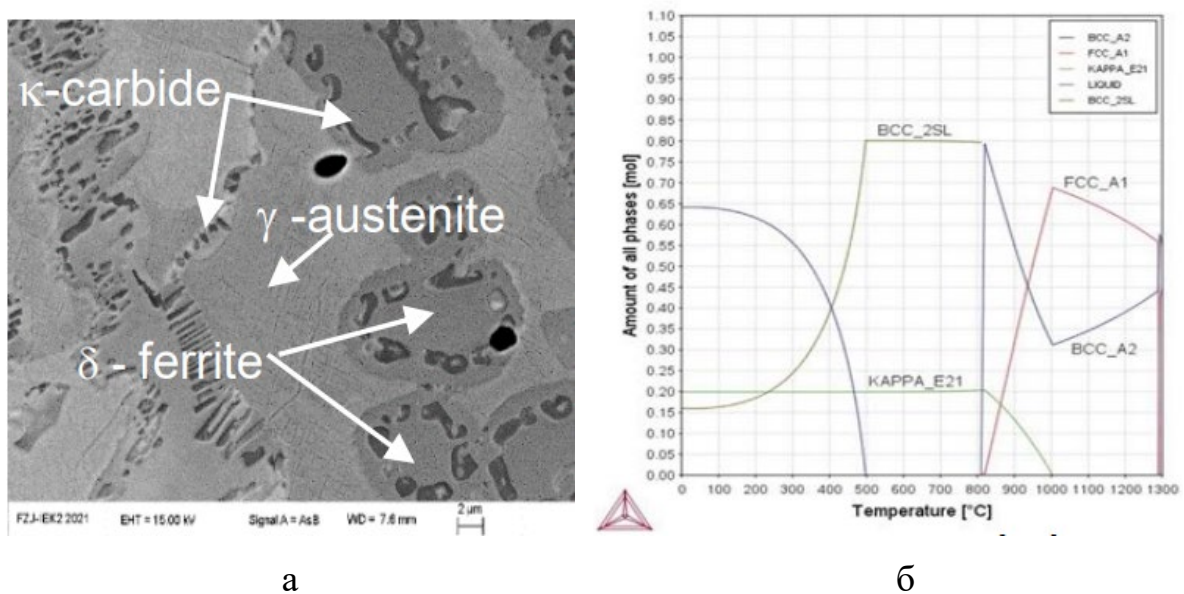


Рис. 1. Мікроструктура литої сталі Fe-21Mn-12Al-1C-0.1La (а) та фазова діаграма об'ємних долей Fe-21Mn-12Al-1C (б)

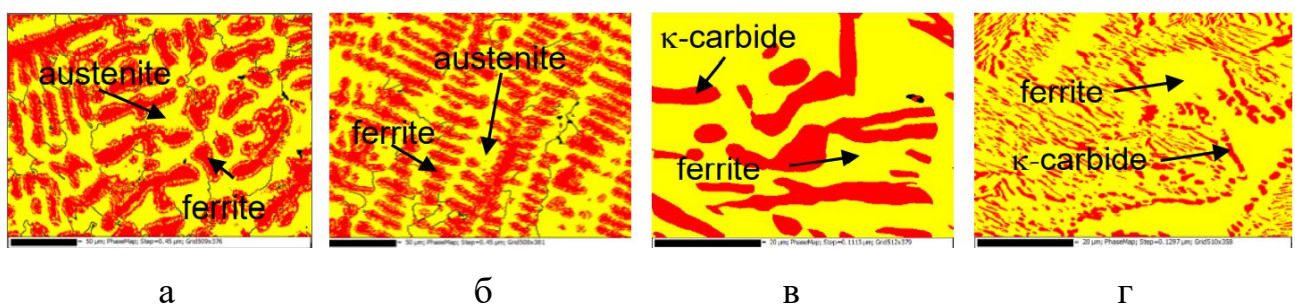


Рис. 2. SEM/EBSD аналіз мікроструктури та фазового складу литих сталей, Fe-21Mn-12Al-1C (а), Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La (б) і мікроструктура сталі Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La після 10 годин окислення на повітрі при 900 °С (в) і при 700 °С (г)

Результати досліджень показали, що обидва литі зразки характеризуються наявністю яскраво виражених феритних дендритів та дрібнодисперсних  $\kappa$ -карбідів, які випадають по межах зерен (рис. 2, а, б). У модифікованій лантаном сталі розмір зерен  $\delta$ -фази був у межах 20...30 мкм, що вдвічі менше, ніж у не модифікованого сплаву. За даними EBSD-аналізу, литі зразки містять близько 53...58% аустеніту. Додавання La практично не змінює співвідношення фаз  $\delta/\gamma$  в сталі, але істотно подрібнює ферит.

Результати досліджень жароміцності показано на рис. 3 як зміну маси зразків протягом окислення на повітрі при 700 °C і 900 °C. Перша оцінка кінетичних даних показала, що після початкового періоду перехідного окислення всі зразки мали наближену до параболічної залежність змінення маси.

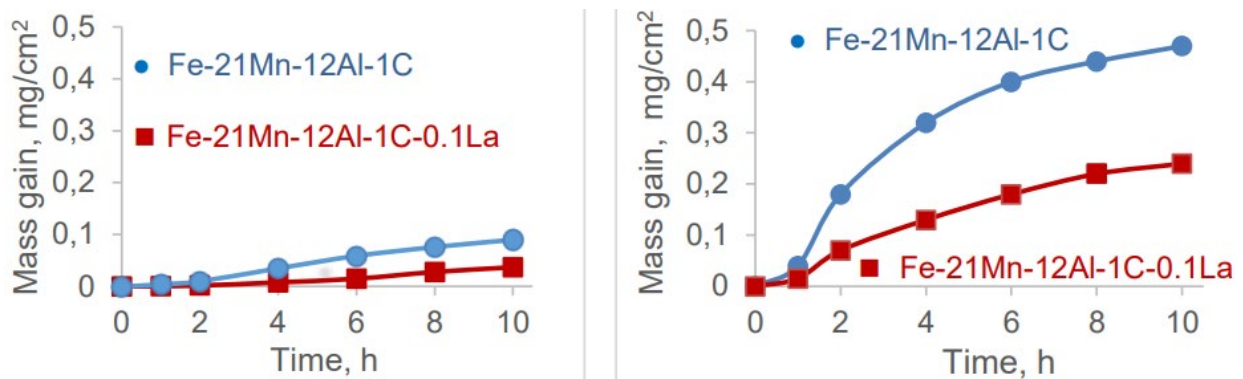


Рис 3. Кінетика окислення експериментальних зразків на повітрі при 700 °C (а) і 900 °C (б)

Обидва зразки сталі мають високу корозійну стійкість при 700 °C, але при більш високих температурах сталь без додавання La демонструє високу швидкість окислення. Наприклад, збільшення маси зразка без La становило 0,47 мг/см<sup>2</sup> при 900 °C, але при цьому модифікований зразок мав майже вдвічі менший приріст ваги. При 700 °C сталь, що містить La, також показала менший приріст ваги. Відмінності в константі швидкості окислення при 700 °C і 900 °C відображають різну окислюваність та/або відмінності в поверхневому шарі.



При окисленні зразків при 700 °С утворюється щільна окалина. Зовнішній шар складається з суміші  $MnFe_2O_4$  і  $Mn_2O_3$ , а внутрішній шар – з  $Al_2O_3$  (рис. 4, а). Окалина мала хорошу адгезію до обох зразків. При температурі 900 °С невеликі скупчення, переважно з  $Mn_2O_3$  та  $Mn_3O_4$ , утворилися у зовнішній окалині (рис. 4, б). Фазове перетворення аустеніту в ферит і  $\kappa$ -карбід відбувається при температурі нижче 900 °С, і як наслідок – активність Al в зоні під окалиною зростає. Згідно з даними EBSD, а також розрахунками, які виконано в [4], лише дві фази фериту та карбіду співіснують у сталі при цих температурах (рис. 2, в, г та рис. 4).

Таким чином, суцільний шар  $Al_2O_3$  спостерігався лише під зовнішнім шаром шпінелі на межі розділу з новоутвореними феритними зернами в обох сплавах. Невеликі добавки La до сталі Fe-21Mn-12Al-1C значно знижують швидкість їх окислення. Це, очевидно, пов'язано з «РЗМ-ефектом», який добре описаний для феритних сталей у [5].

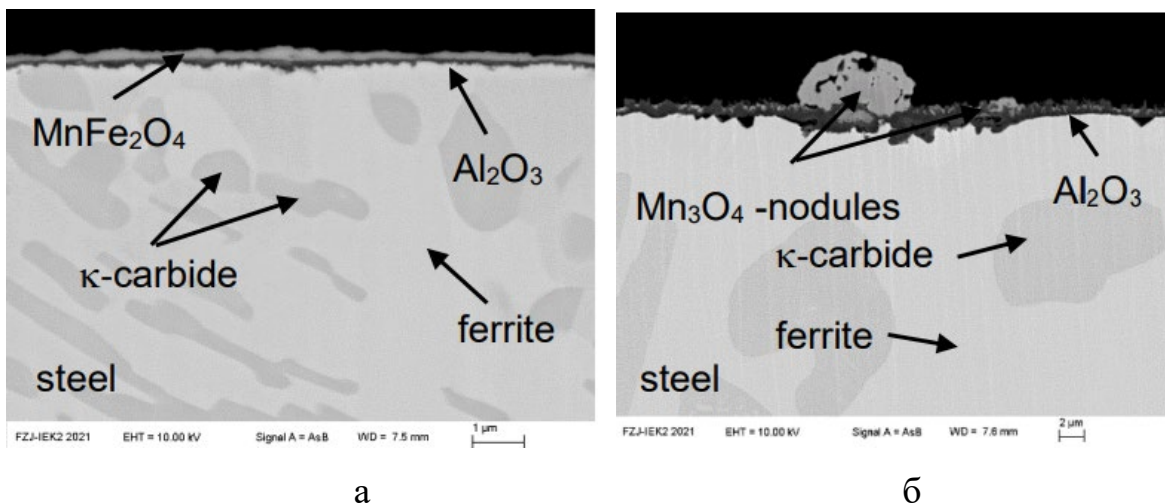


Рис 4. Поперечні перерізи сталі Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La після 10 годин окислення в повітрі при 700 °С (а) і 900 °С (б)

Обидва зразки сталі Fe-21Mn-12Al-1C та Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La показують дуже високі значення граничної міцності на розрив – 1020 та 990 МПа відповідно. При цьому пластичність має дуже низькі значення  $\delta \sim 1$  та 2% відповідно. Розміри феритних дендритних зерен модифікованого зразка мають розміри

20...30 мкм, що є вдвічі меншим за немодифікований зразок. Вихідний сплав містить 47% фериту і має твердість 302 НВ. Після модифікування вміст фериту складає 42%, а твердість підвищується до 321 НВ.

Таким чином, можна зробити висновок, що додавання лантану до високомарганцевих сталей з високим вмістом алюмінію має багатосторонній позитивний вплив, який полягає у зерноподрібненні литої структури, підвищенні пластичності та суттєвому підвищенні корозійної стійкості.

#### Література:

1. Верзілов О.П., Ворон М.М., Семенко А.Ю., Шемет В.Ж. Сучасний стан та перспективи розробки високопластичних надміцних сталей Fe-Mn-Al-C. Частина 1 // *Метал та лиття України*. – 2021. – № 2. – С.101-109.
2. Springer H., Raabe D. Rapid alloy prototyping. Compositional and thermo-mechanical high throughput bulk combinatorial design of structural materials based on the example of 30Mn-1.2C-xAl triplex steels // *Acta Materialia*. – 2012. – vol. 60. – pp. 4950–4959.
3. Ji Y., Zhang M.X., Ren H., Roles of Lanthanum and Cerium in Grain Refinement of Steels during Solidification // *Metals*. – 2018. – № 8. – 884.  
DOI: 10.3390/met8110884
4. Mapelli C., Barella S., Gruttadauria A., Mombelli D., Bizzozero M., Veys X.  $\gamma$  Decomposition in Fe–Mn–Al–C lightweight steels // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – № 3. – pp. 4604–4616.
5. Pirón Abelián J., Shemet V., Tietz F., Singheiser L., Quadackers W.J., Gil A. Ferritic Steel Interconnect for Reduced Temperature SOFC // *ECS Proceedings*. – Vol. 2001-16. – pp. 811-820.

**Шинський В.О., Дорошенко В.С.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

**ЛИТІ ЕЛЕМЕНТИ МОДУЛЬНИХ МЕТАЛЕВИХ БУДІВЕЛЬНИХ  
КОНСТРУКЦІЙ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЗА ЛГМ-ПРОЦЕСОМ**

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

Створення швидкозбірних модульних споруд, як несучих і огорожувальних конструкцій, полягає в тому, що елементи всієї будівлі чи її частини після виготовлення на заводі в контейнері чи габаритною відправкою подаються на монтаж, де їх найпростішими способами встановлюють у проектне положення. Останнім часом розроблені плоскі й просторові конструкції такого типу у вигляді кроквяних систем, циліндричних і кулястих склепінь та інші [1]. Популярність тривимірних конструкцій невідомо зростає. Як правило, просторові рами конструюються з простих збірних одиниць, які часто є стандартними за формою і розміром. Такі модульні одиниці, які масово виробляються на заводах, можуть легко і швидко збиратися на місці навіть малокваліфікованим персоналом. Завдяки значній повторюваності стрижнів та вузлів заводське виробництво може бути повністю автоматизовано з ростом якості продукції. Це відповідає ідеології префабрикації (англ., prefabrication) – перенесення частини будівельних процесів у заводські умови.

Модульне будівництво із застосуванням металоконструкцій може стати імпульсом та ефективним рішенням в будівельній галузі. Очевидно, що в будь-якій збірній системі вкрай важливою частиною є вузол сполучення (так званий конектор), і кінцевий економічний результат безпосередньо співвідноситься з ефективною простотою конструкції конектора. Тому основна складність розвитку таких просторових систем пов'язана з виробництвом вузлових сполучень, як найбільш складних та відповідальних елементів конструкції. Значний потенціал вирішення проблем як конструктивного, так і технологічного характеру з виготовлення таких вузлових конекторів має процес лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), включно в цехах ФТІМС НАНУ.

Серед найбільш відомих болтових з'єднань відомий вузол «Меро» (рис. 1) [2], запропонований в 1942 р. інженером Менгерінхаузенем в Німеччині. Із застосуванням саме цього вузла в Югославії було збудовано стадіон «Спліт», який має винятково красиву стрижневу оболонку прольотом понад 200 метрів. При цьому у вузлі «Меро» був використаний болт діаметром 64 мм із високоміцної сталі.

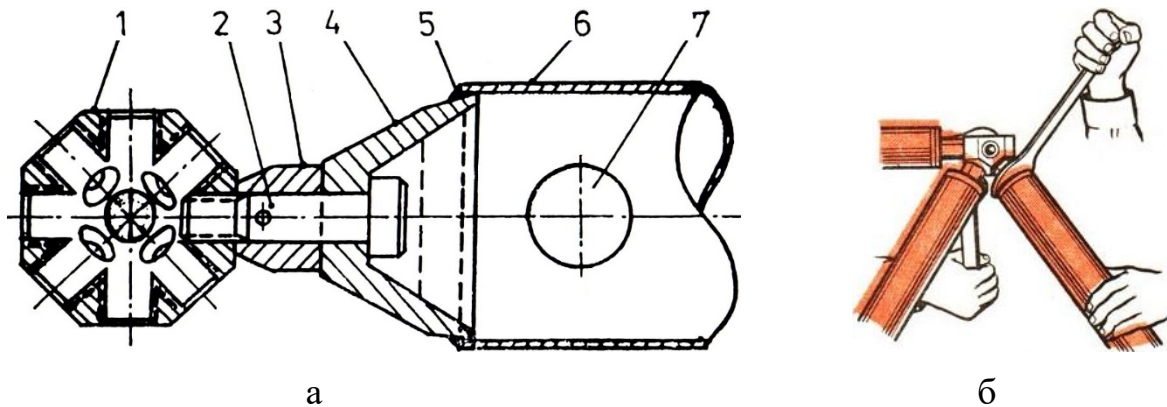


Рис. 1. Вузол системи «Меро» (а): 1 – вузловий елемент з різьбовими отворами для болтів; 2 – високоміцний болт; 3 – шестигранна муфта обертання; 4 – конічний наконечник; 5 – зварний шов; 6 – трубчастий елемент; 7 – монтажний отвір; та приклад збирання модульних конструкцій з болтовими з'єднаннями (б)

Також відомі вузли більш простої конструкції, наприклад (рис. 2, а) [3], та шарнірний вузол просторової стрижневої конструкції, в якому регулюється як кут між стрижнями, так і конфігурація всієї цілісної конструкції (рис. 2, б) [4].

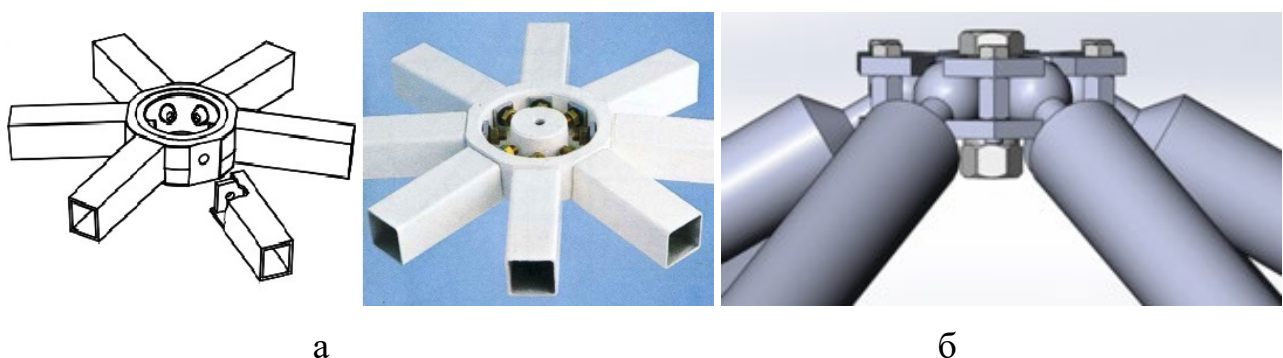


Рис. 2. Вузол «Меро-3» (а) [3] та вузол стрижневої конструкції регульованої структури (б) [4]



На рис. 3 показано варіанти кульових вузлів, конічних наконечників, трубчастих елементів (однакової довжини) з наконечниками і приклад збирання їх у просторову систему. Як вузли, так і наконечники найвигідніше лити точним способом ЛГМ з мінімальною механічною обробкою, чи навіть без неї.



Рис. 3. Конструкції кульових вузлів, конічних наконечників, трубчастих елементів і зібраної просторової системи, що пропонують підприємства КНР

Також на рис. 4 [5] показано елементи подібної до попередньої просторової модульної конструкції «Zublin» у складі: трубчастий стрижень, кульовий конектор, болт з диференційною різьбою та шестигранна привідна муфта. Поруч – збірка просторового каркасу (конектор і стрижень в перерізі).

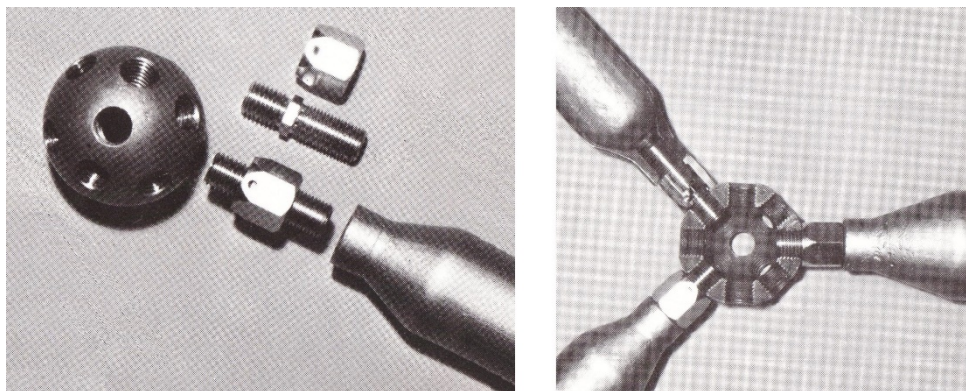


Рис. 4. Елементи просторової модульної конструкції «Zublin»

Розглянемо більш складний варіант литих вузлів. Естетично привабливу форму мають литі сталеві вузли навісу перед входом у шпиталь *Baustate Noble* у Вестфілді, штат Массачусетс [6] (рис. 5). Такі трубчасті вузли на стиках між елементами конструкції одночасно витримують необхідне конструктивне навантаження на з'єднання та забезпечують декоративний вид. Для цього зварні шви на стику труб з литими вузлами шліфують, якщо конструкції є частиною архітектурної композиції.



Рис. 5. Застосування сталевих вузлів в опорах навісу перед входом у шпиталь, а також на трубчастій просторовій конструкції на колоні [6]

Розвиток модульної технології збільшує число будівельних рішень, а потенціал сталевих конструкцій розкривається в нових сегментах будівельної галузі. Сьогодні програмні комплекси проектування дозволяють змоделювати конструкцію до кріпильних елементів та сполучних деталей та проаналізувати роботу всієї системи. На рис. 6 показано трубчасті моделі вузлів, надруковані на 3D-принтері, що демонструють три різні конфігурації зовнішньої форми, а також приклад модульної конструкції з вузлами одної з цих конфігурацій [6].



Рис. 6. Моделі вузлів різних конфігурацій та модульної конструкції



На відміну від бетону, зібрані сталеві конструкції не дають усадки або повзучості. Сталь також міцна і пластична, що робить її дуже стійкою до випадкових пошкоджень. Якщо якісь пошкодження все-таки виникли, їх можна легко відремонтувати за допомогою різання, зварювання або болтів, щоб відновити повну міцність. Монтаж металокаркасів на місці не обмежений погодними умовами, окрім сильного вітру, і може тривати цілий рік, без потреби в спеціальних заходах захисту взимку. Литі болтові кронштейни (рис. 7) для з'єднання спеціальних і проміжних сталевих каркасів можуть використовуватись при модернізації сейсмічно дефіцитних сталевих каркасних будівель або в новому будівництві. Швидке болтове з'єднання виключає зварювання в польових умовах (що знижує витрати на монтаж і спеціальний огляд), а при використанні в новому будівництві полегшує монтаж каркаса.

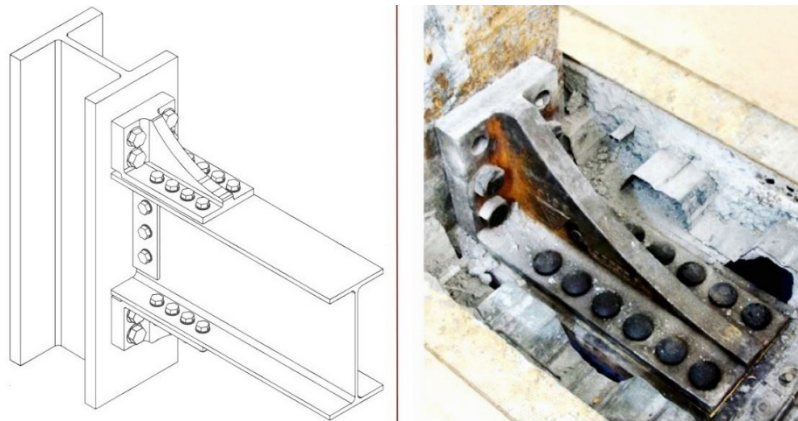


Рис. 7. Литі болтові кронштейни (з сайту [www.castconnex.com](http://www.castconnex.com))

Приклади ряду литих металевих вузлів-конекторів та їх моделей взято з сайту [www.castconnex.com](http://www.castconnex.com) для оцінки проектування ЛГМ-процесу (рис. 8, 9).

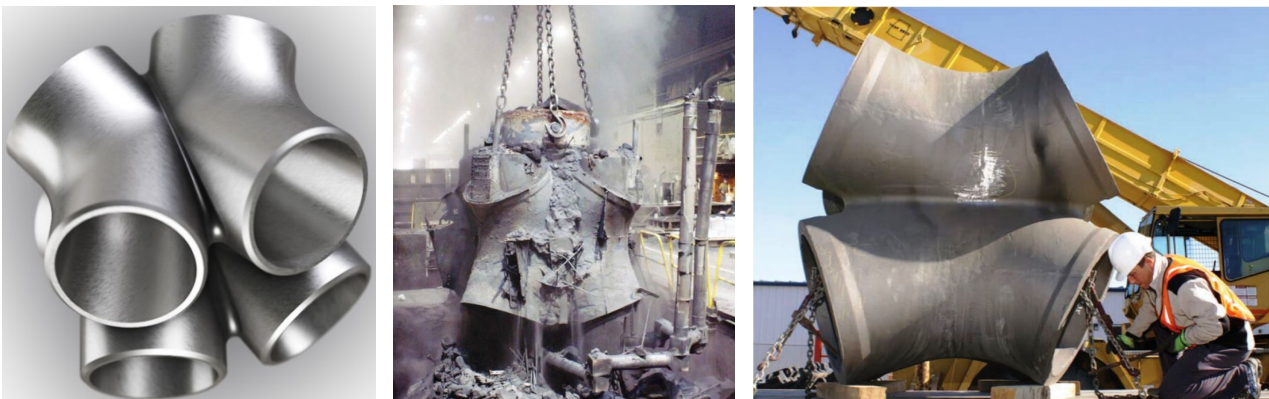


Рис. 8. Трубчастий вузол: вилівок ззовні, вибивка з форми, завантаження



Рис. 9. Приклади різних литих металевих вузлів-конекторів та їх моделей

#### Література:

1. Хоменко О.Г. Сталеві конструкції у будівництві: Підручник. – Глухів, 2018. – 347 с.
2. Демидов Н., Меликова В. Пространственные стержневые конструкции. URL: <https://in-regional.ru/realizatsiya-stroitelstva/proektnaya-dokumentatsiya/prostranstvennye-sterzhnevye-konstruktsii.html>.
3. S. Stephan, J. Sánchez-Alvarez, K. Knebel. Reticulated Structures on Free-Form Surfaces. URL: <https://www.researchgate.net/publication/228563882>.
4. Пат. 2586351 РФ: МПК E04B 1/58. Шарнирный узел пространственной стержневой конструкции регулярной структуры. Опубл. 10.06.16, Бюл. №16.
5. Пушкин Б. А. Пространственные каркасы «КК». Нюрнберг, 2022. URL: <http://www.fen-net.de/valeria.sokolova/Buch/BP.pdf>.
6. How to specify cast steel tree nodes. Sep 25, 2019. URL: <https://www.castconnex.com/blog/how-to-specify-cast-steel-tree-nodes>.



**Яким Р.С.**

*(ДДПУ ім. І. Франка, м. Дрогобич)*

**ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ОСЬОВИХ ПІДШИПНИКІВ  
КОВЗАННЯ ВІДКРИТИХ ОПОР ГІРНИЧОРУДНИХ ТРИШАРОШКОВИХ  
БУРОВИХ ДОЛІТ**

**E-mail:** Jakym.r@online.ua

Тришарошкові бурові долота з відкритими опорами, які призначені для буріння свердловин в гірничорудних умовах кар'єрів, працюють у екстремальних умовах. Для забезпечення ефективного функціонування доліт їхні опори конструюються із зносостійких матеріалів та створюються умови для якісного очищення й охолодження повітрям під тиском. Тим не менше, значна частина таких доліт передчасно втрачає працездатність через руйнування відповідальних поверхонь та елементів підшипників опори. Частим явищем є заклинювання шарошок. Поміж характерних причин таких явищ є низька зносостійкість осьових підшипників тертя опори. Аналізом відпрацьованих опор виявлено значні сліди зносу робочих поверхонь упорного торця бурта цапфи лапи та спряженої з нею поверхні упорного торця шарошки. Тому підвищення зносостійкості цих відповідальних поверхонь ковзання має важливе науково-практичне значення в сучасному долотобудуванні.

Аналізом відпрацьованих бурових доліт сучасних провідних виробників тришарошкових бурових доліт встановлено, що ефективне забезпечення зносостійкості можливе завдяки нанесенню спеціальних зносостійких покриттів та створення сприятливих умов тертя ковзання [1]. Зокрема на опорах доліт фірм «Hughes Christensen» [2], «Smith International» [3] та ін. є зносостійкі покриття на основі міді-нікелю-олова, а також тонкі покриття на основі срібла. В Україні для підвищення зносостійкості осьових підшипників опор доліт застосовують наплавлення упорного торця цапфи лапи. Як матеріал для наплавлення застосовують сплави типу стеліт, 3В16К, 3В14К-Б. Упорний торець шарошки піддається цементації. Встановлено [4], що наплавлення сплавом 3В16К, яке забезпечує твердість

HRC 49...52 дає ефект у зниженні зносу цементованого упорного торця шарошки практично в 3 рази. Тим не менше, відомо, що дані з лабораторних досліджень дають змогу лише попередньо оцінювати можливості зносостійких матеріалів, що працюють у таких важких умовах, як опори відкритих доліт. Тому важливі стендові випробовування, які максимально відтворюють реальні умови експлуатації доліт.

Дослідження були здійснені на основі порівняльних стендових випробовувань експериментальної партії з шести секцій тришарошкового бурового долота 244,5 ОК-ПГВ. Лапи з цапфами та шарошки виготовляли за стандартною технологією на долотному підприємстві. Шарошки виготовляли зі сталі 14ХНЗМА-В, а лапи зі сталі 19ХГНМА-В. Для нанесення зносостійкого матеріалу на робочі поверхні упорного торця цапфи лапи застосовували спеціалізоване устаткування для порошкового плазмового наплавлення ПМ-300Д.

Вивчення фізико-механічних показників сталей, деталей та зміцнених наплавленням поверхонь велося згідно стандартних металографічних методик із застосуванням відповідного обладнання [5]. Зокрема, твердість вимірювали за допомогою приладу ПМТ-3, мікроструктуру вивчали на мікроскопі ММ-2Р який обладнано цифровою камерою КЦ-13. Для виявлення мікроструктури наплавлених шарів застосовували розчин Мураками.

Стендові випробовування ґрунтувалися на тому, що дві секції, навантажені осьовим зусиллям до 70...80 кН, притискалися до стола з металевим вибоєм. Стіл разом з вибоєм обертався з частотою до 100 об/хв. Відтак, шарошки, під заданим навантаженням, оберталися із заданою швидкістю по поверхні вибою. Для охолодження і промивання в опори секцій подавалася вода під тиском. Це дає змогу максимально відтворити умови роботи опор доліт. Для виведення на робочий режим роботи опор значення осьового зусилля поступово збільшували: протягом 1 год – до 10 кН, далі ще протягом 1 год – до 30 кН, а потім протягом 20 хв – до 80 кН.

Наплавлення здійснювали порошком Stellite 190 W, який добре себе зарекомендував у сучасному долотобудуванні. При цьому застосовували діючі на ви-

робництві параметри технологічного процесу наплавлення, що забезпечують стабільне і якісне отримання поверхонь з твердістю HRC 58...60. На рис. 1 представлено порівняння характеру розподілу твердості по глибині наплавленого шару для Stellite 190 W та 3B16K.

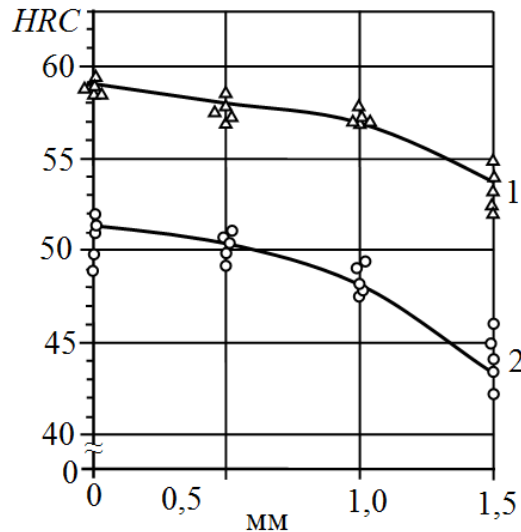


Рис. 1. Розподіл твердості по глибині наплавлених шарів зі Stellite 190 W (1) та 3B16K (2)

Зважаючи на досвід конструювання відкритих опор шарошкових бурових доліт і для розширення інформативності стендових випробовувань на зносостійкість, в конструкції досліджуваних опор внесено деякі зміни (табл. 1). Також до сталі шарошки одної секції висунуті спеціальні вимоги щодо якісних показників хімічного складу (табл. 2) і хіміко-термічної обробки. Зокрема, для цієї сталі границя витривалості  $\sigma_B = 1325$  МПа, границя плинності  $\sigma_{0,2} = 1010$  МПа, відносне звуження  $\psi = 49\%$ , відносне видовження  $\delta = 11\%$ , ударна в'язкість

$KCU = 10,5 \frac{Дж}{см^2}$ . Оцінка хімічного складу плавки сталі 14ХН3МА-В згідно

ASTM A255 та SPECIFICATION 9313 Steel з позиції критерію міцності DI, виявила мінімальне розсіювання, а показник не виходить за межі значення  $DI = 3,5 \pm 0,5$ . Мікроструктура цементованого шару сталі 14ХН3МА-В шарошки в ділянці упорного торця: дрібноголковий мартенсит 1 б з вмістом аустеніту до 1 б

та дрібних і рівномірно розподілених по об'єму карбідів 1-2 б. Серцевина – сорбітоподібний тростит.

Таблиця 1 – Характер лінійного зносу досліджуваних наплавлених упорних торців цапф лап

№	Вимоги до упорного торця бурта цапфи лапи	Лінійний знос (мм) за час (год)			
		10 год	20 год	30 год	40 год
1	Наплавка по всій ширині робочої поверхні на канавку для наплавлення стеліту	0,02	0,04	0,05	0,07
2	Серійна технологія наплавки + цементация	0,02	0,04	0,05	0,06
3	Наплавка по всій ширині робочої поверхні без канавки для наплавлення стеліту	0,02	0,03	0,04	0,04
4	Серійна технологія наплавки, а сталь шарошки має підвищені вимоги до хімічного складу та до термічної обробки	0,00	0,01	0,02	0,03
5	Серійна технологія наплавки	0,04	0,06	0,07	0,09
6	Серійна технологія наплавки	0,03	0,05	0,06	0,08

Таблиця 2 – Встановлені середні значення хімічного складу плавки сталі 14ХНЗМА-В шарошки, до якої висунуто підвищені якісні вимоги

C, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	Mn, %	Cu, %	V, %	Si, %	S, %	P, %
0,14	1,41	3,24	0,13	0,77	0,15	0,01	0,22	0,005	0,006

У результаті експериментів отримали характерні особливості зносу наплавлених упорних торців цапфи лапи (табл. 1) і спряжених з ними цементованих упорних торців шарошки (табл. 3).

Таблиця 3 – Параметри цементованого шару на упорних торцях шарошок та характер їхнього лінійного зносу

№	Товщина цементованого шару, мм	Поверхня твердість, HRC	Твердість серцевини, HRC	Карбід в цементованому шарі, бали	Твердість зношеного упорного торця, HRC	Лінійний знос (мм) за час (год)			
						10 год	20 год	30 год	40 год
1	2,1	59	36	1-2	46...48	0,02	0,27	0,31	0,32
2	1,6	61	37	1	48...49	0,07	0,10	0,15	0,25
3	2,1	59	35	1-2	43...46	0,21	0,23	0,24	0,33
4	1,6	61	37	1	54...59	0,03	0,04	0,11	0,20
5	1,8	60	34	3	38...44	0,23	0,28	0,03	0,36
6	1,3...1,6	60...62	40,5	1-3	38...44	0,28	0,36	0,41	0,58

Отримані результати дають змогу констатувати, що високі перепади в значеннях твердості на поверхні цементованого шару та в серцевині, а також коливання товщини цементованого загартованого шару упорних торців шарошки суттєво впливають на характер зношування й інтенсивність руйнування підшипника ковзання. Висока концентрація і нерівномірний розподіл карбідів також інтенсифікують процес. Одночасно, слід зауважити, що забезпечення плавного розподілу твердості від поверхні до серцевини, а також невисокі значення карбідів, які рівномірно розташовані по об'єму, дає змогу досягнути найменше значення лінійного зносу, наприклад для секцій № 2 і 4. Протилежна картина спостерігається в характері зносу секцій № 5 і 6.

Зауважимо, що при експлуатаційних відпрацюваннях слід очікувати дещо інтенсивнішого зносу спряжених упорних торців, оскільки промив рідини в стендових умовах створює дещо м'якші умови роботи. Також необхідно зауважити, що інтенсивне биття, що має місце в реальних умовах, здійснює надзвичайно не-

«п'ята-підп'ятник», що потребує окремого ґрунтового дослідження. Також потребує докладного дослідження вплив значення початкових зазорів у осьових підшипниках ковзання на характер перерозподілу навантажень елементів опор.

**Висновок:** Для підвищення зносостійкості осьових підшипників ковзання відкритих опор гірничорудних тришарошкових бурових доліт можна виокремити такі напрямки: 1) Увести поплашковий вибір сталей для виготовлення деталей доліт. При цьому слід ретельно контролювати фізико-механічні та технологічні показники сталі на вхідному контролі ЦЗЛ. 2) Ретельно проробляти та дотримуватись якісного виконання хіміко-термічної обробки для досягнення регламентованих параметрів розподілу концентрації вуглецю та твердості по глибині зміцнених шарів сталей шарошок і лап доліт. 3) Упорний торець бурта лапи наплавляти по всій ширині робочої поверхні без виконання канавки для наплавлення стеліту, при цьому має забезпечуватись задана висота наплавленого шару. 4) При складанні опор жорстко дотримуватись розмірних ланцюгів та контролювати параметри биття шарошок. 5) Внести зміни в конструкцію опори.

#### Література:

1. Буровой породоразрушающий инструмент: Международная инженерная энциклопедия. (Международный транслятор-справочник). Т.1: Шарошечные долота / Под науч. ред. В. Я. Кершенбаума, А. В. Торгашова, А. Г. Мессера. М.: Нефть и газ, 2003. – 257 с. (Серия „Нефтегазовая техника и технология” т. 1).
2. Каталог буровых долот компании Hughes Christensen / сост. Хьюз Кристенсен. Москва: Бейкер Хьюз Инкорпорейтед, 2008. – 44 с.
3. Smith Bits: каталог продукции 2007-2008: каталог / сост. Smith International. U.S.A.: Smith International, Inc., 2007. – 65 с.
4. Богомоллов Р. М. Методы повышения эффективности разрушения горных пород при бурении скважин шарошечными долотами: дис. докт. техн. наук : 25.00.15. Москва, 2001. – 434 с.
5. Яким Р. С., Петрина Ю. Д. Теорія і практика забезпечення якості та експлуатаційних показників цементованих деталей шарошкових бурових доліт: монографія. – Івано-Франківськ: Вид-во ІФНТУНГ, 2011. – 189с.

**Ясинський О.О., Бубликов В.Б., Берчук Д.М., Ясинська О.О.**

*(ФТІМС НАН України, м. Київ)*

## **ВПЛИВ НОРМАЛІЗАЦІЇ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛЕГОВАНОГО НІКЕЛЕМ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ**

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

Для отримання клиноподібних проб вихідний чавун виплавляли в індукційній печі ІСТ-016 використовуючи шихту, що складається з 85% переробного чавуну ПЛ2 і 15% відходів електротехнічної (динамної) сталі. У переробному чавуні вміст сірки становив 0,022%, у динамній сталі – 0,012%. Нікель у кількості 1,5% вводили в піч наприкінці плавки. Модифікування проходило у ливарній формі магнієвою лігатурою FeSiMg7.

Легування нікелем забезпечило отримання феритного (95% фериту) високоміцного чавуну з тимчасовим опором розриву  $\sigma_b > 550$  МПа, умовною межею плинності  $\sigma_{0,2} > 450$  МПа, відносним видовженням  $\delta > 17\%$ , твердістю (НВ) 2070 МПа.

Визначено вплив нормалізації на механічні властивості легovanого 1,5% Ni високоміцного чавуну, одержаного модифікуванням у ливарній формі. Нормалізацію клиноподібної проби товщиною 25 мм проводили за режимом: нагрівання у печі до 880 °С, витримка дві години, охолодження на повітрі.

В результаті нормалізації кількість перліту в металевій основі підвищилася до 45%, що забезпечило отримання високих властивостей міцності:  $\sigma_b > 700$  МПа,  $\sigma_{0,2} > 550$  МПа,  $\delta > 7\%$  при твердості (НВ) 2550 МПа.

В умовах промислового виробництва досліджено вплив легування нікелем високоміцного чавуну на механічні властивості виливків корпусів із товщиною стінки 10 мм. Плавки проводили в індукційній електропечі ІЧТ-6 з шихти, що складається з переробного високоякісного чушкового чавуну марки ПВКЗ (55%) з низьким вмістом шкідливих домішок (0,013...0,015% S; 0,02...0,03% P) та звороту 45%). У шихту вводили 1,5% Ni наприкінці плавки. Модифікування проводили магнієвою лігатурою марки FeSiMg7 у ливарній формі. Хімічний склад нелегова-

ного високоміцного чавуну у виливках був наступний, (мас. %): 3,41...3,80 C; 2,81...3,12 Si; 0,25...0,27 Mn; 0,15...0,17 Cr; 0,038...0,049 Mg; 0,009...0,011 S; 0,024 P. Механічні властивості легованого 1,5% Ni високоміцного чавуну визначали в литому стані та після нормалізації на зразках, вирізаних з корпусів.

Представлені у табл. 1 результати механічних випробувань зразків із виливків з товщиною стінки 10 мм показують, що в результаті поєднання легування нікелем з подальшою нормалізацією тимчасовий опір розриву високоміцного чавуну, отриманого внутрішньоформовим модифікуванням, збільшується на 77%, а умовна границя плинності – на 65%. При цьому забезпечується сприятливе поєднання міцності  $\sigma_B = 886$  МПа та відносного видовження  $\delta = 8\%$ .

Таблиця 1 – Вплив легування 1,5% Ni та нормалізації на структуру та механічні властивості високоміцного чавуну у виливках з товщиною стінки 10 мм

Високоміцний чавун	Механічні властивості				Кількість фериту в металевій основі
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	НВ, МПа	$\delta$ ,%	
1. Вихідний нелегований	502	396	2170	14,6	80
2. Легований 1,5% Ni	650	511	2410	13,3	55
3. Легований 1,5% Ni після нормалізації (860 °C, витримка 3 год., охолодження в повітрі)	886	651	2850	9,1	8

Таким чином, визначено оптимальні технологічні умови легування нікелем та режимів термооброблення для підвищення механічних властивостей високоміцного чавуну, що отримується внутрішньоформовим модифікуванням.



**Ясюков В.В., Лисенко Т.В., Тур М.П.**

*(ДУ «Одеська політехніка», м. Одеса)*

## **УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ ПОВЕРХНІ ВИЛИВКІВ**

**E-mail:** tyrmp15@gmail.com

Підвищення експлуатаційних властивостей деталей, зазвичай, досягається складними, дорогими, нетехнологічними методами. Тому актуальним для сучасного машинобудування та його основної заготівельної бази – ливарного виробництва – є вирішення проблеми підвищення точності та експлуатаційної надійності литих деталей шляхом покращення службових властивостей та, водночас, високої економічної ефективності процесу. Слід враховувати також, що підвищення якості та службових властивостей виливків має сенс лише, коли термін їх служби узгоджується з терміном служби виробу, складовою якого вони є.

Особлива увага приділяється якості поверхні лиття, оскільки знос та руйнування навантажених деталей починається з поверхні. При цьому якість поверхні необхідно оцінювати величиною нерівностей (при бездефектності та однорідності) та будовою поверхневого шару. Виливки з параметрами шорсткості  $R_a$  менше 2,5 мкм необхідні для тонкорельєфних поверхонь з виступами від 0,5 до 5 мм (склоформи, художнє лиття, прес-форми для лиття під тиском); для виливків (кола відцентрових насосів, лопатки парових та газових турбін, охолоджувані поршні двигунів внутрішнього згорання за технологією *downsizing*, хвилеводні елементи СВЧ-радіоприладів, клапанні плити компресорів холодильних машин), що працюють в контакт з рухомими рідкими та газовими середовищами радіохвиль. Низькі значення шорсткості поверхні покращують механічні властивості, зменшують термонапруги, підвищують корозійну стійкість, покращують характеристики литих деталей, що працюють при циклічних навантаженнях. Так, збільшення  $R_a$  від 2,5 до 10 мкм змінює межу витривалості  $\sigma_{-1}$  для сталі 30ХНМЛ від 550 до 190 МПа. Вплив якості поверхні на  $\sigma_R$  проявляється тим сильніше, чим вищі характеристики міцності сталі. Якщо отримувати поверхні з малими нерівностями обробкою різанням, то крім витрат видаляється поверхневий шар вилівка з підви-

щеними механічними властивостями. До того ж малі припуски ускладнюють механічну обробку.

Тонкорельєфні поверхні ( $Ra = 2,5$  мкм) можуть бути отримані литтям у різноманітні керамічні та керамізовані форми. У цій технології використовуються багатозразові моделі із деревини, металу, пластмас. Моделі з епоксидної смоли більш переважні з огляду на низьку адгезію холодноогельної кераміки при виготовленні форм. Якість поверхні виливків залежить від якості поверхні форми, здатності розплаву відтворювати цю поверхню та процесів взаємодії на межі розділу метал – форма. Ці параметри в досить широких інтервалах можуть змінюватись залежно від керованих технологічних факторів:

- оптимізація товщини керамічного облицювання двошарової форми. Чим тонший шар кераміки, тим кращі умови його дегазации та менша ймовірність утворення газових раковин на поверхні виливка;

- зменшення товщини керамічного шару досягається нанесенням гідрофобного покриття на піщану основу (опорний шар форми);

- управління процесом структуроутворення кераміки – співвідношення інгредієнтів, швидкість видалення летких при огелюванні, зв'язок між умовами випаровування та тріщиноутворення поверхневого шару кераміки, тобто формуванням мікроструктури;

- зміна параметрів термообробки форми перед заливанням металу;

- застосування вогнетривких наповнювачів суспензії з різною хімічною природою (кислі, основні, нейтральні).

Перелічені фактори не вичерпують можливості цієї технології, яка з розширенням номенклатури виливків удосконалюється та видозмінюється. Так, наприклад, з метою здешевлення процесу можна використовувати часткову керамізацію поверхні форми або формувати робочу поверхню виливка керамізованим стрижнем.

Внутрішні порожнини виливків із середнім відхиленням профілю менше 2,5 мкм можуть бути отримані при композиційному литті з використанням металевих оболонок, виготовлених різними методами: твердофазним спіканням плас-

тифікованих суспензій, гальванічним осадженням на стрижні з органічних матеріалів або легкоплавких сплавів. Ця технологія дозволяє керувати будовою та властивостями поверхневого шару. При виготовленні оболонок твердофазним спіканням, наприклад, регулюються розмірна точність, точність конфігурації та просторові відхилення виливків.

При розробці та підтримці технології твердофазного спікання використовували такі фактори:

- підготовка дисперсної фази, визначення гранулометричного складу, коефіцієнт упаковки;
- застосування дисперсійного середовища, що забезпечує необхідну седиментаційну стійкість суспензії;
- технологічні властивості суспензій;
- параметри випалу, що впливають на вогневу усадку оболонок, їх газотвірність, якість поверхні, міцність;
- можливість використання як дисперсної фази високовогнетривких матеріалів – циркону, дистенсиліманіту, хромоманезиту, хромистого залізняку;
- при використанні металевих оболонок, одержуваних твердофазним спіканням суміші порошків, важливим фактором є можливість заповнення пор оболонок рідким металом вилівка в процесі заливання форми. Якісний композиційний вилівок буде в тому випадку, якщо металокерамічна оболонка зварюється з матричним металом, утворюючи безперервний дифузійний перехідний шар. Найчастіше ці дифузійні взаємодії визначаються дефектами кристалічної структури. Контактна зона повинна бути однорідною та керованою за геометричними параметрами та властивостями, де протікають складні фізико-хімічні процеси при нестационарному тепловому режимі. Ця стадія є найменш прогнозованою через наявність граничних, температурних і геометричних бар'єрів.

Для отримання композиційних виливків із заданою структурою займистого шару та Ra в межах 1,25...2,5 мкм застосовували композицію з пористих металокерамічних оболонок (ПМКО), об'єднаних рідким чавуном, що заливається у форму. Найбільш складним є етап формування перехідної зони між ПМКО та рідким

металом. Необхідні умови заповнення пор металокераміки – прогрівання оболонок до 0,8...1,0 температури кристалізації розплаву, що можна отримати за рахунок перегрівання чавуну, температури заливання, підігрівання ливарної форми перед заливанням, перепуску металу, збільшення співвідношення товщин шару розплаву до товщини металокерамічної оболонки. Перераховані технологічні заходи ускладнюють та здорожчують процес, впливають на якість виливків.

Для стабілізації режимів консолідації перехідної зони було проведено наномодифікування чавуну карбонітридом титану (TiCN) у кількості 0,03% від чавуну. Міцність на зріз з'єднання кераміки з матричним металом зросла на 18...20%. Найбільш високі показники міцності отримані при температурі заливання 1420 °С. Відзначено низьку чутливість чавуну до коливань хімічного складу та тривалість модифікувального ефекту при витримці металу в ковші. Склад ПМКО – суміш порошків, що відповідає хімічному складу мартенситно-старіючої сталі 03Н18К9М5Т, матриця – сірий чавун СЧ21 – 40.

#### Література:

1. Рудской А.И. Нанотехнологии в металлургии. С.-Петербург: Наука, 2007. –186 с.
2. Концепция управления формообразованием отливок / Сост. Т.В.Лысенко, В.В. Ясюков, И.В. Прокопович. – Одесса: Экология, 2019. – 272 с.