

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

## **ТИЖДЕНЬ НАУКИ-2024**

**Інженерно-фізичний факультет**

Збірник тез доповідей щорічної  
науково-практичної конференції серед студентів, викладачів,  
науковців, молодих учених і аспірантів  
15–19 квітня 2024 року

Електронне видання на DVD-ROM

Запоріжжя • НУ «Запорізька політехніка» • 2024

УДК 621  
Т39

*Рекомендовано до видання Вченою радою  
Національного університету «Запорізька політехніка»  
(Протокол №10 від 04.06.2024 р.)*

**Упорядник:** *Ольга ЯСТРЕБОВА*

**Редакційна колегія:**

*Вадим ШАЛОМЄЄВ*, д-р техн. наук, професор, (відпов. ред.)  
*Олексій КУЗЬКІН*, д-р техн. наук, професор;  
*Василь ГЛУШКО*, канд. техн. наук, доцент;  
*Олександр КЛИМОВ*, канд. техн. наук, доцент;  
*Микола АНТОНОВ*, канд. техн. наук;  
*Віра САВЧЕНКО*, канд. техн. наук, доцент;  
*Наталія ФУРМАНОВА*, канд. техн. наук, доцент;  
*Микола КАСЬЯН*, канд. техн. наук, доцент;  
*Владислав КОРОЛЬКОВ*, канд. екон. наук, професор;  
*Микола ДЄДКОВ*, канд. іст. наук, доцент;  
*Олена ВАСИЛЬЄВА*, д-р екон. наук, професор;  
*Ірина ПУЩИНА*, канд. пед. наук, доцент;  
*Юрій ФЛЕЙ*, канд. юр. наук, професор;  
*Тайсія ГАЙВОРОНСЬКА*, канд. філос. наук, доцент;  
*Михайло БРИКОВ*, д-р техн. наук, професор;  
*Наталія ВИСОЦЬКА*, начальник патентно-інформаційного відділу;  
*Наталія САВЧУК*, начальник редакційно-видавничого відділу;  
*Сніжана ВИЧУЖАНІНА*, керівник відділу наукової роботи студентів;  
*Юлія ЧУШКІНА*, провідний фахівець відділу наукової роботи студентів

**Т39 Тижень науки-2024. Інженерно-фізичний факультет.** Тези доповідей науково-практичної конференції, Запоріжжя, 15–19 квітня 2024 р. [Електронний ресурс] / Редкол. : Вадим ШАЛОМЄЄВ (відпов. ред.) Електрон. дані. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка», 2024. – 74 с. – 1 електрон. опт. диск (DVD-ROM); 12 см. – Назва з тит. екрана.

ISBN 978-617-529-453-6

Зібрані тези доповідей, заслуханих на щорічній науково-практичній конференції серед студентів, викладачів, науковців, молодих учених і аспірантів. Збірка відображає широкий спектр тематики наукових досліджень, що проводяться на машинобудівному факультеті Національного університету «Запорізька політехніка». Збірка розрахована на широкий загал дослідників та науковців

**УДК 621**

ISBN978-617-529-453-6

© Національний університет  
«Запорізька політехніка»  
(НУ «Запорізька політехніка»), 2024

## ЗМІСТ

### СЕКЦІЯ «ПРИКЛАДНЕ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО»

<i>Курилець В.Ю., Обносков К.В., Глотка О.А</i> <i>ЕВТЕКТИЧНІ КАРБИДИ В ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ</i> <i>ШВИДКОРИЗАЛЬНИХ СТАЛЯХ</i> .....	7
<i>Гіржон В.В., Степаненко Т.В.</i> <i>ЛАЗЕРНА ОБРОБКА АВІАЛЮ АДЗІ</i> .....	9
<i>Смоляков О.В., Обедкова А.К.</i> <i>КРИСТАЛІЗАЦІЯ АМОРФНОГО СПЛАВУ 30КСП ПРИ ІМПУЛЬСНОМУ</i> <i>ЛАЗЕРНОМУ НАГРІВІ</i> .....	11
<i>Шестопалов О.В., Діденко О.М., Починова Н.В. Вініченко В.С.</i> <i>ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ЗНИЖЕННЯ ВТРАТ</i> <i>ГАЗУ ПРИ ЗДІЙСНЕННІ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОГО</i> <i>ВІДПАЛУ СТАЛІ DX51D</i> .....	13
<i>Грабовський В.Я., Кочетков К.В.</i> <i>ДОСЛІДЖЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК НОВОЇ</i> <i>ШТАМПОВОЇ СТАЛІ З РЕГУЛЬОВАНИМ</i> <i>АУСТЕНІТНИМ ПЕРЕТВОРЕННЯМ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ</i> <i>ТА ДИСПЕРСІЙНИМ КАРБІДНИМ ТВЕРДІННЯМ</i> .....	15
<i>Fasol Ye. O., Shulyak - Lyubimova K. E.</i> <i>THE EFFECT OF ALLOYING ON THE</i> <i>MICROHARDNESS OF SEALING COATINGS</i> .....	17
<i>Гордієнко М.Р., Лук'яненко О.С., Степаненко Т.В. Ткач Д.В.</i> <i>ІННОВАЦІЙНІ ФІЛАМЕНТИ З РЕГУЛЬОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ</i> <i>ДЛЯ РОЗШИРЕННЯ</i> <i>МОЖЛИВОСТЕЙ 3D-ДРУКУ</i> .....	19
<i>Ольшанецький В.Ю., Кононенко Ю.І., Кононенко АВ., Скребицов А.А.</i> <i>ЩОДО ВЗАЄМОДІЇ ЧАСТИНОК НЕПРАВИЛЬНОЇ</i> <i>ФОРМИ З ПОВЕРХНЕЮ-ПІДКЛАДИНКОЮ</i> <i>ПРИ СПЕЧЕННІ</i> .....	22
<i>Лук'яненко О.С., Рябоконь І. Ю.</i> <i>ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ РЕНТГЕНОФЛУОРЕСЦЕНТНОГО АНАЛІЗУ</i> <i>ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ЕЛЕМЕНТНОГО</i> <i>СКЛАДУ ЧОРНИХ МЕТАЛІВ В КРИМІНАЛІСТИЧНІЙ ПРАКТИЦІ</i> .....	23
<i>Шаломєєв В.А., Вініченко В.С., Пархісенко Д.І.</i> <i>ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИЦІЙНОГО</i>	

МАТЕРІАЛУ З МАТРИЦЕЮ ЗІ СТАЛІ 12Х18Н10Т ТА АРМУЮЧИМИ  
ВОЛОКНАМИ ЗІ СПЛАВУ ВР27ЗВП ..... 26

Шлома Р.О., Ткач Д.В.  
ОРГАНІЗАЦІЯ ТА АНАЛІЗ ВЕЛИКИХ ОБ'ЄМІВ ДАНИХ У РОЗРОБЦІ  
МЕДИЧНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ.  
ОРГАНІЗАЦІЯ ДОСТУПНОЇ БАЗИ ЗНАНЬ ТА ЗБІР ДАНИХ ..... 28

Кодінцев Ю.В., Ткач Д.В.  
ФОРМУВАННЯ ВИСОКОПОРИСТИХ ТИТАНОВИХ ВИРОБІВ З  
КОНТРОЛЬОВАНОЮ СФЕРИЧНОЮ ПОРИСТІСТЮ ..... 30

### **СЕКЦІЯ «МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ»**

Іванов В. Г., Матвейшин М. В.  
СУЧАСНІ КОНСТРУКЦІЙНІ ЧАВУНИ ДЛЯ  
ВІДПОВІДАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ТРАНСПОРТНОГО  
МАШИНОБУДУВАННЯ ..... 32

Петруша Ю. П., Юрчук С.О.  
ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ  
ВИПЛАВКИ БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК ..... 34

Омельченко О.В.  
ЗАСТОСУВАННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ  
ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ МАЙСТЕР-МОДЕЛЕЙ ..... 35

Snizhnoi G.V., Sazhnev V.M., Snizhnoi V.L., Sazhnev A.V.  
PREDICTION OF THE IMPACT STRENGTH OF  
AUSTENITE HIGH MANGANESE STEELS AT  
NEGATIVE TEMPERATURES USING THE SPECIFIC PARAMAGNETIC  
SUSCEPTIBILITY OF AUSTENITE ..... 38

Кармазін М.О., Мітін В.К., Кудін В.В.  
ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ФЕРОТИТАНОМ НА  
СТРУКТУРУ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ ..... 40

Івахненко Є.І., Третьяк О.Ю.  
ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОКРЕМНИСТИХ СПЛАВІВ  
ЗАЛІЗА ..... 42

Гнатенко М.О., Логвиненко А.Г.  
УСУНЕННЯ ЛИВАРНОГО БРАКУ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДАМИ  
МІКРОПЛАЗМОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ..... 44

**СЕКЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ  
ПРОЦЕСИ І ТЕХНОЛОГІЇ»**

<i>Попов С. М., Коряковцев С., Гладішев А. Міненко В. ДОСЛІДЖЕННЯ РУЙНУВАННЯ РОБОЧИХ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ В УМОВАХ КАВІТАЦІЙНОГО ЗНОШУВАННЯ .....</i>	<i>46</i>
<i>Рижиков О.І., Попов С. М. АНАЛІЗ МЕХАНІЗМУ РУЙНАЦІЇ ПОВЕРХНІ ТЕРТЯ ЗУБІВ КОВЩА ЕКСКАВАТОРА ТА РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ЇХ ЗМІЦНЕННЯ .....</i>	<i>47</i>
<i>Бажміна Е.А., Коц А.А. УМОВНОСТІ ТА СПРОЩЕННЯ НА КРЕСЛЕНИКАХ, ЯКІ ПОЛЕГШУЮТЬ ВИКОНАННЯ ЗОБРАЖЕНЬ .....</i>	<i>49</i>
<i>Бажміна Е.А., Коц А.А. УМОВНОСТІ ТА СПРОЩЕННЯ НА КРЕСЛЕНИКАХ, ЯКІ СКОРОЧУЮТЬ КІЛЬКІСТЬ ЗОБРАЖЕНЬ .....</i>	<i>51</i>
<i>Бажміна Е.А., Гонтар А.А. СКЛАДНІ РОЗРІЗИ .....</i>	<i>54</i>
<i>Бажміна Е.А., Гонтар А.А. ВІДМІННІСТЬ РОЗРІЗІВ І ПЕРЕРІЗІВ .....</i>	<i>56</i>
<i>Бажміна Е.А., Вайновський О.С. ПОЗНАЧЕННЯ НАРІЗИ НА КРЕСЛЕНИКУ .....</i>	<i>57</i>
<i>Бажміна Е.А., Вайновський О.С. КЛАСИФІКАЦІЯ НАРІЗЕЙ .....</i>	<i>59</i>
<i>Паничук Д.С., Бовкун С. А. ІНТЕРАКТИВНИЙ СПОСІБ РІШЕННЯ ПОЗИЦІЙНИХ ЗАДАЧ КУРСУ «ІНЖЕНЕРНА ГРАФІКА» .....</i>	<i>62</i>
<i>Молчанов Б.С. Скоробогата М.В. КОНТРОЛЬ ЗНАТЬ СТУДЕНТІВ З НАРИСНОЇ ГЕОМЕТРІЇ ШЛЯХОМ ПРОВЕДЕННЯ ТЕСТУВАННЯ .....</i>	<i>64</i>
<i>Морозов А.В., Нетребко В.В. ОСОБЛИВОСТІ ПРОЄКТУВАННЯ ДІЛЬНИЦЬ З КОНТАКТНОГО ЗВАРЮВАННЯ ВИРОБІВ У СКЛАДІ МАШИНОБУДІВНИХ ЦЕХІВ .....</i>	<i>66</i>
<i>Бриков М.М., Гіржон В.В., Климов О.В., Капустян О.С., Єфременко О.В. ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ</i>	

<i>НА ГРАДІСНТНУ НАНОСТРУКТУРУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ОПОРУ УДАРНОМУ РУЙНУВАННЮ .....</i>	<i>67</i>
<i>Бриков М.М., Гіржон В.В., Климов О.В., Капустян О.Є., Єфременко О.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ЗВАРЮВАНOSTI НЕЛЕГОВАНОЇ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ІЗ НАДЗВИЧАЙНО НИЗЬКИМ ТЕПЛОВКЛАДЕННЯМ .....</i>	<i>68</i>
<i>Попов С. М., Білоник Д.І. ПРОБЛЕМА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ЧИННИКІВ ПОРОШКОВИХ ВИТРАТНИХ ЕЛЕКТРОДІВ ДО ТЕХНІЧНИХ УМОВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИХ ПРОЦЕСІВ .....</i>	<i>69</i>
<i>Корнієнко В.В., Харченко А.О., Міценко В.Г. ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ 18×15 НЗМ-Ш ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ .</i>	<i>70</i>
<i>Bilonyk D.I., Shumykin S. O., Laptieva H. M., Kornienko E.B. CONSUMABLES (POWDER ELECTRODES) FOR ELECTROSLAG PROCESSES .....</i>	<i>72</i>

## СЕКЦІЯ «ПРИКЛАДНЕ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО»

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Курилець В.Ю.<sup>1</sup>, Обносів К.В.<sup>2</sup>, Глотка О.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> студ. гр. ІФ -213м НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> асп. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>3</sup> канд.техн.наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

### ЕВТЕКТИЧНІ КАРБІДИ В ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЯХ

Швидкорізальні сталі є одними з основних інструментальних матеріалів. З них виготовляють до 60% різального інструменту. Принципова відмінність швидкорізальних сталей від вуглецевих і легованих інструментальних - теплостійкість. Швидкорізальні сталі зберігають високу твердість при нагріванні до температур понад 600°C. Одним із важливих факторів забезпечуються утворенням в структурі складних карбідів  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $MC$ .

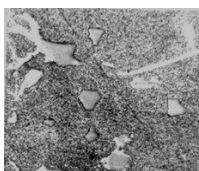
В даній роботі розглянуто сталь РЗАМЗФ2, яка додатково легована ніобієм в кількості 1,26-1,28% та титаном 0,2% за першим варіантом 1,55% за другим варіантом. Попередньо зразки піддавали відпалу при 850°C, 2 години, далі гартуванню 1210°C та триразовому відпуску при 560°C.

В литій сталі типу РЗАМЗФ2 кристалізуються карбіди типу  $M_6C$ ,  $MC$  і  $M_2C$  які можуть утворювати евтектичні колонії. Додаткове легування ніобієм (склад №1) не призводить до зміни типу карбідів в литому стані.

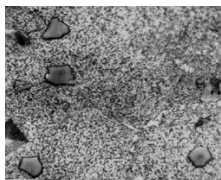
Введення титану (склад №2) викликає збільшення його кількості в карбідах  $MC$ , а також долегування карбідів в яких спостерігалось його відсутність. Додаткове легування  $Ti$  призводить до зародження карбіду типу  $M_6C$  і зникнення  $M_2C$  і  $MC$  ( $NbC$ ). Зафіксовані евтектичні карбіди  $M_6C$ , формуванню яких, як слід припустити, сприяє комплексне легування титаном і ніобієм, що також призводить до появи складнолегованого титано-ніобієвого карбіду  $MC$  ( $(TiNb)C$ ). Таким чином, підвищення легування сталі призводить до збільшення елементів в карбідах, і як наслідок і до можливості підвищення властивостей сталі. Після термічної обробки природа карбідної фази змінюється. Так, в сталі складу №1, розпадаються карбіди  $M_2C$  і утворюються карбіди типу  $M_6C$ , однак при цьому первинні карбіди типу  $MC$  залишаються незмінними.



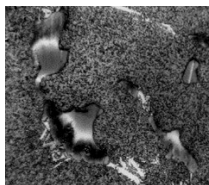
а



б



в



г

Рисунок 1 – Типова морфологія карбідів в експериментальних сталях ( $\times 1250$ )

а – карбід TiC; б – карбидNbC; в – карбид (TiNb)C;  
г – карбид (VNb)C

Морфологія карбідів при цьому є типова, карбід TiC (рис. 1, а) має форму «китайських ієрогліфів» з розвиненою поверхнею. Карбід NbC (рис. 1, б) має типову форму шестигранників, які розташовані рівномірно по площі шліфа. Також спостерігається пір'ясті відгалуження від шестигранників, які класифікуються як карбід  $M_2C$ , така будова пояснюється умовами кристалізації з рідинно-твердого стану. У складі №2 після ТО, має місце розпад карбиду  $M_2C$ . Поряд з TiC, морфологія якого схожа зі складом №1, утворюється «складний» карбід типу (TiNb)C (рис. 1, в). Форма його істотно відрізняється від TiC, вона набуває обрисів трьох-, п'яти-, а іноді і шестигранників. Кількість ніобію в ньому знаходиться на максимальному рівні з відносно великою кількістю титану, що може привести до істотного збільшення експлуатаційних властивостей матеріалу. Карбід NbC відсутній в складі №2, при цьому після ТО утворюється «складний» карбід типу (VNb)C. Його будова є не типовою для даного матеріалу, воно полягає в утворенні «комплексно легovanого» карбиду на підкладці (TiNb) C (рис. 1, г). Як видно на (рис. 1, г) від багатогранника карбиду (TiNb) C відходять відгалуження (VNb)C, що може пояснюватися подібною кристалічною ґраткою цих карбідів.



УДК 669.71:669.058:539.24'25

Гіржон В.В.<sup>1</sup>, Степаненко Т.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> д-р техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> студ. гр. ІФ-213м НУ «Запорізька політехніка»

## ЛАЗЕРНА ОБРОБКА АВІАЛІУ АД31

Унікальне поєднання ряду фізико-хімічних властивостей (високі значення тепло- і електропровідності, корозійна стійкість і питома міцність) в алюмінієвих сплавах є основою для їхнього використання в багатьох галузях техніки. Найбільш затребуваними є сплави системи Al-Si (силуміни), незважаючи на досить посередній рівень їх механічних властивостей. Для підвищення експлуатаційних характеристик використовуються більш складні системи, наприклад сплави типу  $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si потрійної системи Al-Mg-Si. Ці сплави мають ряд переваг у порівнянні з силумінами, зокрема більш високу температура плавлення евтектики ( $\alpha$ -Al + Mg<sub>2</sub>Si). Проте і така зміна властивостей не завжди виявляється достатньою. Тому авіалі можуть піддаватися ще й дисперсійному зміцненню, наприклад при легуванні цинком і міддю.

Відомо, що підвищення службових характеристик металевих сплавів завдяки зростанню ступеня їх дисперсності відбувається за умов нерівноважного структуроутворення: гартування з рідкого стану, плазменного нанесення покриття, лазерного оплавлення, електроосадження тощо. Окрім того, до суттєвого зростання механічних властивостей поверхневих шарів алюмінієвих сплавів призводить лазерне легування різними елементами. Тому метою роботи є дослідження процесів структуроутворення в авіалі АД31 при лазерному легуванні їх поверхні нікелем.

В роботі дослідження проводилися на зразках промислового сплаву авіаль Д-31(табл. 1)

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву АД-31(мас.%)

Сплав	Mg	Si	Cr	Fe	Cu	Mn	Zn	Ti
АД31	0,45-0,90	0,2-0,6	0,10	0,35	0,10	0,10	0,10	0,10

Зразки для лазерної обробки мали кубічну форму зі стороною 10 мм. Лазерне легування здійснювали методом обмазки на імпульсному YAG-лазері ( $\lambda = 1,06$  мкм,  $\tau = 4$  мс) з 30 % перекриття плям в атмосфері повітря. Товщина обмазки складала 60 і 80 мкм. В якості легуючої речовини використовували нікель фракцією 25 мкм. Фазовий аналіз виконували дифрактометрично (Cu-K $\alpha$  випромінювання). Для виявлення

мікроструктури зразка проводилося хімічне травлення в суміші кислот: 0,5 HF + 1,5 HCl + 2,5 HNO<sub>3</sub>.

Аналіз дифрактограм сплаву АД-31 у вихідному стані (рис. 1, а) показав наявність відображень лише від ГЦК-гратки  $\alpha$ -твердого розчину на основі Al.

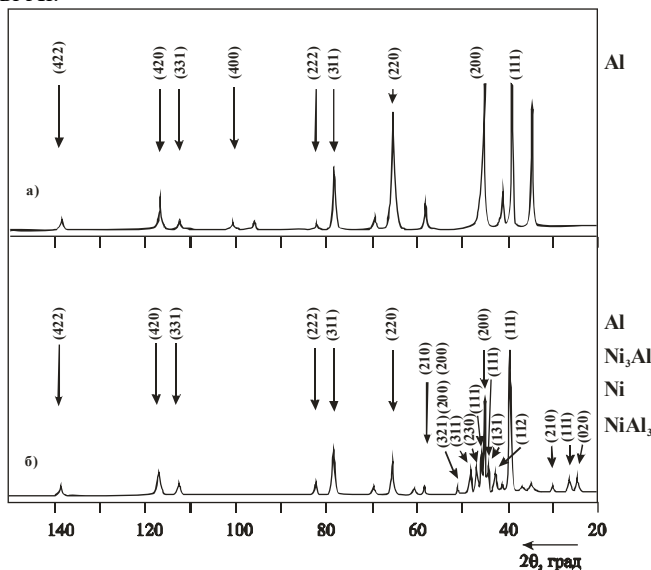


Рисунок 1 – Дифрактограми від поверхні зразка сплаву АД-31 у вихідному стані (а) та після лазерного легування нікелем (б).

Після легування нікелем (рис. 1, б) фіксувались відображення від площин ГЦК-фази на основі Al, а також лінії, що належать Ni та інтерметалідам Ni<sub>3</sub>Al, NiAl<sub>3</sub>. Лазерна обробка виконувалась на повітрі, тому спостерігалися сліди окису Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

У вихідному стані параметр гратки алюмінію складав  $a = 0,4050$  нм, а мікротвердість  $H_{\mu} = 125$  МПа. Після легування нікелем:  $a = 0,4079$  нм,  $H_{\mu} = 890$  МПа. Зростання мікротвердості пов'язано з подрібненням структурних складових і утворенням дисперсних інтерметалідів Ni<sub>3</sub>Al, і Al<sub>3</sub>Ni.

Таким чином, високі швидкості охолодження розплаву при лазерному легуванні сплаву АД-31 нікелем призвели до семикратного підвищення мікротвердості в поверхневих шарах. Причиною цьому є одночасна дія декількох факторів: утворення пересиченого твердого розчину Ni в Al (твердотільне зміцнення), зростання ступеня дисперсності структурних складових та формування дрібних інтерметалідів.

УДК 536.425

Смоляков О.В.<sup>1</sup>, Обєдкова А.К.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> д-р техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> студ. гр. ІФ-213м НУ «Запорізька політехніка»

## КРИСТАЛІЗАЦІЯ АМОРФНОГО СПЛАВУ 30КСР ПРИ ІМПУЛЬСНОМУ ЛАЗЕРНОМУ НАГРІВІ

Аморфні матеріали системи Fe-B відносяться до найбільш досліджених. Вони характеризуються високими магнітними і механічними властивостями. У цих сплавах добре вивчені температурні інтервали кристалізації, черговість утворення і розпаду метастабільних фаз при об'ємних відпалах, а також вплив вмісту металоїду на умови кристалізації сплавів. Вплив складного легування на температурну стабільність і особливості кристалізації аморфних сплавів Fe-B вивчено недостатньо. Крім того, в науковій літературі практично відсутні дані про кристалізацію аморфних сплавів в умовах надвисоких швидкостей нагріву під дією імпульсного лазерного випромінювання. Тому метою роботи є дослідження процесів кристалізації високолегованого аморфного сплаву 30КСР системи Fe-Co-Si-B в умовах надвисоких швидкостей нагріву при імпульсній лазерній обробці.

Досліджено структурний стан аморфного сплаву 30КСР, який було отримано методом спінінгування в атмосфері очищеного гелю. Лазерний нагрів зразків зі сторони вільної поверхні виконувався на імпульсному YAG-лазері ( $\lambda = 1,06$  мкм,  $\tau = 2 - 4$  мс) в атмосфері аргону з мінімальним перекриттям плям (~15 %). Нагрів проводився з різною густиною потужності випромінювання  $q$  (30–175 МВт/м<sup>2</sup>). Фазовий аналіз виконували дифрактометрично (Co-K $_{\alpha}$  випромінювання).

При лазерних нагрівах з густиною потужністю  $q < 46$  МВт/м<sup>2</sup>, зміна дифракційної картини не відбувалася (рис. 1, *a*). При досягненні густини потужності 48 МВт/м<sup>2</sup> були зафіксовані дифракційні максимуми від ОЦК ґратки на основі заліза, а також від фаз (Fe,Co)<sub>2</sub>B та (Fe,Co)<sub>3</sub>B (рис. 1, *b*). Підвищення  $q$  до 60 та 85 МВт/м<sup>2</sup> призводило до зниження інтенсивності дифракційних максимумів від бориду (Fe,Co)<sub>3</sub>B та зростання інтенсивності відбивань від ОЦК ґратки та ґратки бориду (Fe,Co)<sub>2</sub>B (рис. 1, *c - d*). Оскільки лазерні нагріви з густиною потужністю меншою ніж 46 МВт/м<sup>2</sup> не призводили до кристалізації зразків, а незначне збільшення  $q$  до 48 МВт/м<sup>2</sup> викликало повну кристалізацію, то можна вважати, що в цих умовах кристалізація відбувається за вибуховим механізмом.

За даними рентгеноструктурного аналізу були розраховані параметри кристалічних ґраток ОЦК твердого розчину на основі заліза та бориду (Fe,Co)<sub>2</sub>B (табл. 1).

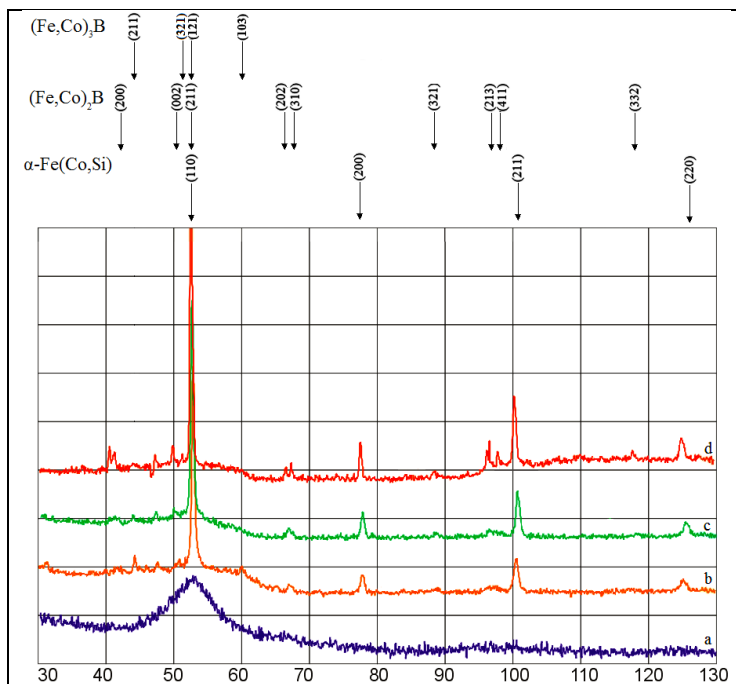


Рисунок 1 – Дифрактограми від поверхні зразків сплаву 30КРР у вихідному стані (а) та після лазерних нагрівів з густиною потужності 48 МВт/м<sup>2</sup> (b), 60 МВт/м<sup>2</sup> (c), 85 МВт/м<sup>2</sup> (d)

Видно, що із зростанням густини потужності при лазерному нагріві, параметр тетрагональності  $c/a$  зростає. Крім того, параметр ОЦК ґратки у всіх випадках менший ніж для чистого заліза ( $a = 0,28662$  нм) та зі збільшенням величини  $q$  зменшується. Зміна параметрів ґраток кристалічних фаз може бути обумовлена перерозподілом легуючих компонентів між цими фазами.

Таблиця 1 – Параметри кристалічних ґраток

q, МВт.м <sup>2</sup>	Параметри ґратки, нм		
	α-Fe(Co,Si)	(Fe,Co) <sub>2</sub> B	
		a	a
48	0,2852	0,514	0,420
60	0,2849	0,513	0,421
85	0,2847	0,513	0,422

УДК 669.018

Шестопалов О.В.<sup>1</sup>, Діденко О.М.<sup>2</sup>, Починова Н.В.<sup>3</sup>, Вініченко В.С.<sup>4</sup>

<sup>1,2</sup> провідний інженер-технолог ПАТ «Запоріжсталь»

<sup>3</sup> студ. гр. ІФ-212сп НУ «Запорізька політехніка»

<sup>4</sup> канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

## **ВІНІЧЕНКО В.С. ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ЗНИЖЕННЯ ВТРАТ ГАЗУ ПРИ ЗДІЙСНЕННІ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОГО ВІДПАЛУ СТАЛІ DX51D**

На даний час низьковуглецева сталь для холодного штампування у вигляді листів та стрічки є одним із найбільш затребуваних видів продукції металургійних підприємств. Збільшення внутрішнього споживання такого роду продукції, а також експорту до країн СНД, Середньої Азії та дальнього зарубіжжя, вимагали освоєння нових марок сталі за стандартами європейських виробників. Це спонукало ПАТ «Запоріжсталь» до аналізу власних виробничих можливостей. В результаті було встановлено, що налагодження виробництва сталі марки DX51D, яка є аналогом сталі 08кп(пс) являється економічно доцільним. При цьому було виявлено, що у технології виробництва холоднокатаної стрічки із сталі марки DX51D на ПАТ «Запоріжсталь» бажано удосконалити операції термічної обробки, а саме, режим відпалу холоднокатаних рулонів із зазначеної марки сталі, який би забезпечив показники механічних властивостей холоднокатаного прокату відповідно до EN 10130-2006 при мінімальних витратах енергії, що особливо актуально для ПАТ «Запоріжсталь» на сьогодні. З метою реалізації вказаної пропозиції була проведена дана науково-дослідна робота.

Після теоретичного опрацювання можливості оптимізації режиму відпалу, було висунуто гіпотезу, що питання зниження витрат енергії при здійсненні відпалу, ймовірно, можливо вирішити шляхом зниження температури відпалу та/або скороченням часу витримки. З метою підтвердження цієї гіпотези було проведено експериментальну перевірку.

У відповідності до вимог замовника була обрана сталь 08кп(пс), яка виробляється за технологією для прокату з властивостями вказаними у EN 10346. Хімічний склад сталі, що використовувалась у даному дослідженні наведено у таблиці 1.

Механічні властивості стрічки із сталі DX51D визначали у відповідності до ДСТУ EN 10002-1:20006 на стандартних зразках за допомогою універсальної машини для випробувань «AVERY».

Чистоту поверхні прокату оцінювали за методикою визначення кількості забруднень на поверхні холоднокатаної сталі гравіметричним методом, розробленою спеціалістами центру випробувань та атестації продукції ПАТ «Запоріжсталь».

Таблиця 1 - Хімічний склад сталі для проведення досліджень

Марка	Масова доля хімічних елементів, % не більше					
	C	Mn	S	P	Si	Ti
DX51D	0,16	0,9	0,044	0,10	0,48	0,29

Із врахуванням наявного обладнання в термічному відділенні цеху холодного прокату ПАТ «Запоріжсталь», для проведення експериментальних відпалів було розглянуто можливість застосування ковпакових печей фірми «EBNER» та газових ковпакових печей. Проте застосування печей фірми «Ебнер» було відхилено у зв'язку з початком бойових дій та їх підвищеною пожежною небезпечністю, яка обумовлена використанням як захисної атмосфери в них водню (99,9995%), а експериментальні відпали було вирішено здійснювати в газових ковпакових печах.

Проведені експерименти, зокрема, визначення механічних властивостей прокату, відпаленого за режимом, що передбачає зниження температури відпалу з 700°C до 660°C, скорочення часу витримки з 7 до 6 годин та загального часу відпалу з 22 до 19 годин показали, що прокат після відпалу за вказаним режимом відповідає вимогам до механічних властивостей прокату сталі марки DX51D за EN 10346. Слід зазначити, що при цьому помітно підвищились показники міцності прокату і знизилась пластичність. Так межа плинності збільшилася на 1,9% з 262 Н/мм<sup>2</sup> до 267 Н/мм<sup>2</sup>, межа міцності на 12% із 349 Н/мм<sup>2</sup> до 391 Н/мм<sup>2</sup>, відносне видовження знизилося на 10% з 33% до 29%, а розмір зерна зменшився з 8-9 балу до 9-10 балу.

В ході експерименту також встановлено, що подальше зниження температури або часу відпалу призводить до неповної рекристалізації, і як наслідок, до невідповідності механічних властивостей прокату встановленим вимогам.

Таким чином, було доведено, що режими рекристалізаційного відпалу холоднокатаних рулонів низьковуглецевої якісної сталі на ковпакових газових печах ПАТ «Запоріжсталь», розроблені в ході даної науково дослідницької роботи, забезпечують механічні властивості прокату на рівні необхідних для сталі марки DX51D за EN 10346.

УДК 669.15:620.17:621.77

Грабовський В.Я. <sup>1</sup>Кочетков К.В. <sup>2</sup>

<sup>1</sup>канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup>студ. гр. ІФ-213м НУ «Запорізька політехніка»

## **ДОСЛІДЖЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК НОВОЇ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ З РЕГУЛЬОВАНИМ АУСТЕНІТНИМ ПЕРЕТВОРЕННЯМ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ТА ДИСПЕРСІЙНИМ КАРБІДНИМ ТВЕРДІННЯМ**

Штампові сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації (РАПЕ) являють собою новий клас матеріалів, розроблених, як заміників серійних теплостійких штампових сталей мартенситного класу, для експлуатації в умовах нагрівання пресового інструменту вище 750 °С [1, 2]. Їх особливістю є суміщення переваг у високотемпературній міцності аустенітної структури з задовільною механічною оброблюваністю феритної основи. Додаткове зміцнення сталей з РАПЕ може досягатися за рахунок дисперсійного твердіння. Але реалізація такого зміцнення потребує спеціального корегування та контролю їх хімічного складу, який забезпечував би збереження аустенітної структури в загартованому стані (обробки на пересичений твердий розчин). З урахуванням вказаного розроблена нова штампова сталь з РАПЕ марочного складу 6Х3Н3Г7МФ3 [1]. Після гартування та наступного старіння вона зміцнюється за рахунок виділення частинок карбиду тип VC. За високотемпературною (750 °С та вище) міцністю сталь 6Х3Н3Г7МФ3 суттєво переважає найбільш теплостійкі серійні штампові сталі. Однак специфічні вимоги до структурно-фазового стану розробленої сталі обумовлюють її підвищену чутливість до кількості та співвідношення в ній компонентів. Це потрібно враховувати при її промисловому виробництві та використанні. Метою роботи є визначення границь легування сталі 6Х3Н3Г7МФ3 з РАПЕ, що забезпечують збереження її особливостей та потрібну високотемпературну міцність.

З аналізу ролі кожного легувального елементу та технології виробництва були намічені наступні границі вмісту компонентів в розробленій сталі 6Х3Н3Г7МФ3 (в % мас.): С 0,53-0,61; Мп 6,25-7,75; Cr 2,75-3,95; Ni 2,75-3,65; V 2,25-2,95; Мо 0,75-1,45 та Si 0,22-0,58, решта – Fe. Для дослідів отримані три склади сталі, що містять усі компоненти або на мінімальному, або на середньому, або на максимальному рівнях вказаного вмісту. Після витопу у відкритій індукційній печі ємністю 50 кг зливки піддавали куванню на прутки квадратом 35 мм, з яких виготовляли зразки для досліджень.

Встановлено, що усі склади сталі мали критичні точки, близькі до значень, що відповідають сталям з РАПЕ:  $A_{c1} = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c3} = 795\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{r3} = 220\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $M_n = 135\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $M_k = 40\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Після гартування від температури  $1180\text{ }^{\circ}\text{C}$  з охолодженням у маслі для усіх рівнів легування була отримана переважно (більше 50%) аустенітна структура, що необхідно для можливості їх дисперсійного зміцнення. Механічні властивості усіх рівнів легування досліджуваної сталі 6Х3Н3Г7МФ3 при кімнатній температурі і  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , після вказаного гартування та оптимального старіння ( $710\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 2 години) і охолодження на повітрі, наведені в таблиці. Для порівняння надані також службові механічні властивості серійної високотеплостійкої штампової сталі мартенситного класу 5Х3В3МФС (ДИ23).

Таблиця – Механічні властивості сталей

Температура випробувань, $^{\circ}\text{C}$	Рівень легування, позначення сталі	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
20	Мінімальний	1594	1795	2,7	3,3
	Середній	1520	1650	8,0	9,8
	Максимальний	1344	1609	3,9	4,3
	ДИ23	1482	1630	8,2	18,7
800	Мінімальний	406	446	19,1	63,6
	Середній	424	469	5,7	57,2
	Максимальний	443	509	4,3	58,2
	ДИ23	165	219	37,0	75,6

З наведених даних видно, що при температурі  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  нова сталь на усіх рівнях легування за значеннями  $\sigma_{0,2}$  в 2,5 - 2,7 рази а  $\sigma_B$  в 2,0 – 2,3 рази переважає серійну сталь. Таку перевагу забезпечує дисперсійно зміцнена аустенітна структура нової сталі. При кімнатній температурі нова сталь за міцністю не поступається серійній сталі, що не досягається для дисперсійно зміцнених сталей зі стабільною аустенітною структурою. Це обумовлено набуванням новою сталлю мартенсито-бейнітної структури при охолодженні до кімнатної температури. Таким чином встановлено, що для усіх обраних рівнів легування нової сталі 6Х3Н3Г7МФ3 забезпечуються переваги за характеристиками високотемпературної міцності, порівняно з серійними високотеплостійкими штамповими сталями, при збереженні особливостей, як сталі з РАПЕ.



## Список використаної літератури

1. Грабовський В.Я., Колісник О.П., Островська А.Є. Особливості структури та властивостей штампової сталі аустенітно-мартенситного класу. - *Металознавство та обробка металів*. 2008, № 1, с. 35-38.
2. Переполькіна М. В., Грабовський В.Я. Вибір ефективного легування нових штампових сталей з аустенітним перетворенням при експлуатації - *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*.-2016.- №1.- С.11 - 15.

УДК 669.017:629.7.023.22

Fasol Ye.O.<sup>1</sup>, Shulyak - Lyubimova K.E.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Senior teacher NU «Zaporizhzhia Polytechnic»

<sup>2</sup> student of the group IF-213sp

### THE EFFECT OF ALLOYING ON THE MICROHARDNESS OF SEALING COATINGS

Increasing the engine's efficiency is possible by improving the completeness of fuel combustion. For example, an increase in temperature by 50° C leads to an increase in efficiency by 12.5%.

One way to increase engine efficiency is to minimize air losses in the compressor and turbine. The minimum radial clearance is determined by the manufacturing technology, the radial movement of the rotor, and also depends on the heating of the stator and rotor components.

As a base material for the research, we chose a serialized KNA coating, which is currently used in aircraft engines manufactured by Motor Sich JSC. The following ligature compositions with different yttrium content were investigated: composition No. 1 - KNA -82 + NiY; composition No. 2 - KNA -82 + Y; composition No. 3 - KNA -82 + CoNiCrAlY, composition No. 4 - KNA, composition No. 5 - CNA-82. KNA-82 is a base - KNA coating, which is supplemented with VKNA powder, according to TU 48-5-226, charge composition: 15.0...19.0 % boron nitride, 1.5...2.0 % graphite, 1.0...3.0 % aluminum, 1.4. 2.5 % silicon, nickel base. The microhardness was determined, as stated in the methodology, by measuring the indenter print. Starting from the base material, transition zone and coating surface. Samples after exposure for 50 hours and 100 hours. Figure 1 shows examples of the microstructure of the indented samples.

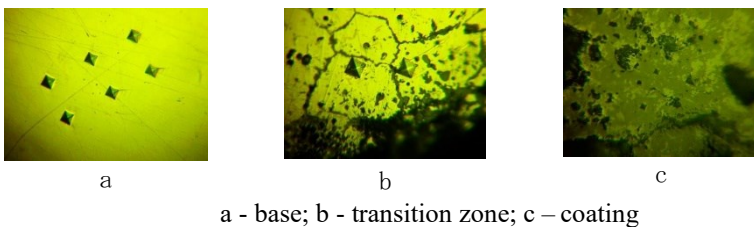


Figure 1 – An example of the microstructure of sample from composition No. 2 after 50 hours of aging

A significant increase in microhardness after prolonged heat treatment in an oxidizing environment at 1100°C for 50 and 100 hours is explained by an increase in oxide and intermetallic phases in the structure (Figure 2-3).

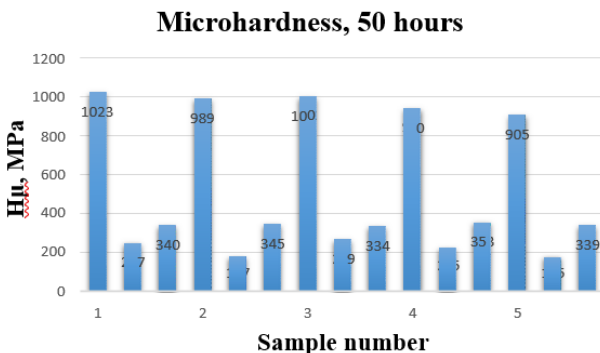


Figure 2 – Dependence of the microhardness of coatings on the content of ligatures at a temperature of 1100°C, holding time 50 hours

The higher hardness of the coatings additionally alloyed with different ligature compositions in the initial state after sputtering is due to, firstly, the enhancement of diffusion interaction during the formation of gas-thermal coatings, and secondly, the presence of oxides  $Al_2O_3$ ,  $Y_2O_3$  and the preservation of intermetallics  $Ni_5Y$ ,  $NiAl$ ,  $Ni_3Al$ ,  $Co_2Al_5$ ,  $CoCr$  after sputtering.

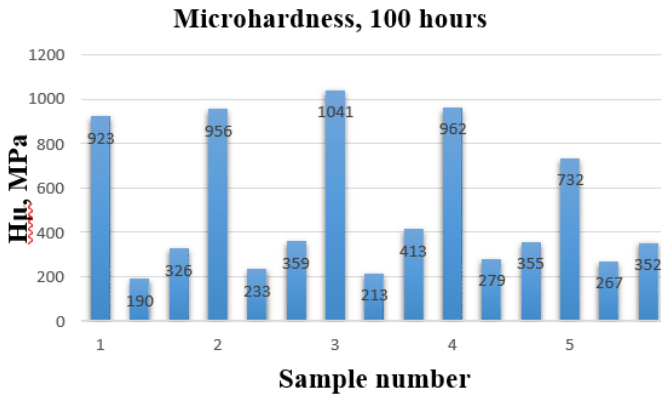


Figure 3 – Dependence of the microhardness of coatings on the content of ligatures at a temperature of 1100°C, holding time 100 hours

If we compare the compositions of the coatings, we can see from the histograms that coating No. 3 has the highest microhardness after 100 hours of exposure, which is the result of the formation of complex spinel oxide compounds ( $\text{NiCr}_2\text{O}_4$ ,  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$ ) and a significant number of intermetallic compounds of different nature ( $\text{NiAl}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_5\text{Y}$ ,  $\text{Co}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{CoCr}_2$ ). Thus, it was found that composition No. 3 corresponds to the best combination of microhardness indicators.

УДК 620.22:678.7:004.356.2

Гордієнко М.Р.<sup>1</sup>, Лук'яненко О.С.<sup>2</sup>, Степаненко Т.В.<sup>3</sup>, Ткач Д.В.<sup>4</sup>

<sup>1,2</sup> асп. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>3</sup> студ. гр ІФ-213м НУ «Запорізька політехніка»,

<sup>4</sup> канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

### **ТКАЧ Д.В. ІННОВАЦІЙНІ ФІЛАМЕНТИ З РЕГУЛЬОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ ДЛЯ РОЗШИРЕННЯ МОЖЛИВОСТЕЙ 3D-ДРУКУ**

Технологія 3D-друку стрімко розвивається та знаходить застосування у різноманітних сферах, таких як промисловість, медицина, науково-дослідна діяльність та мистецтво. Адитивне виробництво дозволяє створювати складні геометричні форми, персоналізовані продукти та функціональні прототипи з мінімальними витратами часу та

ресурсів. Однак, незважаючи на значний прогрес у розвитку 3D-принтерів та програмного забезпечення, властивості надрукованих виробів часто обмежуються характеристиками доступних філаментів. Стандартні філаменти, такі як ABS, PLA та PETG, не завжди відповідають специфічним вимогам до механічних, термічних, електричних та хімічних властивостей, що висуваються у різних галузях застосування. Тому розробка інноваційних філаментів з регульованими властивостями є актуальним напрямком досліджень, який дозволить розширити можливості 3D-друку та відкрити нові перспективи для створення функціональних виробів з унікальними характеристиками.

Дослідження у галузі розробки інноваційних філаментів для 3D-друку активно проводяться науковцями та компаніями по всьому світу. Значна увага приділяється створенню полімерних композитів з покращеними механічними властивостями за рахунок введення армуючих наповнювачів, таких як вуглецеві волокна, скловолокна та керамічні частинки. Незважаючи на значний прогрес у розробці інноваційних філаментів, більшість досліджень зосереджені на створенні композитів з одним типом наповнювача та фіксованими властивостями. Натомість, можливість регулювання характеристик філаментів за рахунок зміни складу та пропорцій декількох наповнювачів залишається малодослідженою. Крім того, практичне застосування багатьох розроблених філаментів обмежується їх високою вартістю та складністю виробництва.

Таким чином, розробка інноваційних філаментів з регульованими властивостями, які можуть бути адаптовані під потреби конкретних проектів та галузей, є актуальним завданням, що потребує подальших досліджень та оптимізації технологічних процесів.

Пропонується інноваційний підхід до створення філаментів з регульованими властивостями за рахунок використання як одного, так і декількох типів наповнювачів та зміни їх співвідношення у композиції.

Ключовими етапами розробки інноваційних філаментів є: вибір полімерної матриці та наповнювачів відповідно до вимог до кінцевого виробу; дослідження впливу типу, розміру та концентрації наповнювачів на структуру та властивості композиту; оптимізація технологічних режимів компаундування та екструзії для забезпечення однорідності розподілу наповнювачів та стабільності властивостей філаменту; тестування та валідація розроблених філаментів на 3D-принтерах для підтвердження їх друкованості та відповідності заявленим характеристикам; масштабування технології виробництва для промислового випуску філаментів.

Окрім розширення функціональних можливостей 3D-друку, використання інноваційних філаментів дозволяє скоротити час та витрати на виробництво прототипів та малих серій виробів. Завдяки можливості регулювання властивостей філаментів під потреби конкретних проєктів, зникає необхідність у додатковій механічній обробці чи зміцненні надрукованих деталей. Крім того, локальне виробництво філаментів на замовлення дозволяє зменшити витрати на логістику та зберігання великих партій матеріалів.

Отже, розробка інноваційних філаментів з регульованими властивостями є перспективним напрямком для розширення можливостей 3D-друку та створення функціональних виробів з унікальними характеристиками. Підхід заснований на використанні декількох типів наповнювачів та оптимізації їх співвідношення у композиції, дозволяє адаптувати властивості філаментів під потреби конкретних галузей та проєктів. Це відкриває нові горизонти для застосування адитивних технологій у таких сферах, як аерокосмічна промисловість, автомобілебудування, медицина, робототехніка та електроніка.

Розроблені філаменти з покращеними механічними, термічними, електричними та біосумісними властивостями дозволяють значно розширити спектр деталей та виробів, що можуть бути надруковані на 3D-принтерах. Крім того, можливість регулювання властивостей філаментів дозволяє скоротити час та витрати на постобробку та зміцнення надрукованих об'єктів. Розробка інноваційних філаментів з регульованими властивостями є важливим кроком на шляху до розкриття повного потенціалу 3D-друку та створення функціональних виробів з унікальними характеристиками.

## ЩОДО ВЗАЄМОДІЇ ЧАСТИНОК НЕПРАВИЛЬНОЇ ФОРМИ З ПОВЕРХНЕЮ-ПІДКЛАДИНКОЮ ПРИ СПЕЧЕННІ

Спечення є одним з найважливіших етапів отримання металевого виробу методом порошкової металургії, оскільки при цьому досягається необхідна механічна міцність деталі.

Розглянемо взаємодію металевих частинок неправильної (несферичної) форми (наприклад, титанового порошку) з поверхнею-підкладкою при спеченні. Для спрощення розглядаємої ситуації прийняли, що всі частинки належать одній фракції (тобто мають однаковий розмір), майже однакові за формою, яка наближена до половинки сфери (рис., а), та мають усереднену поверхневу енергію. Кожна така частинка торкається пластини-підкладки плоскою частиною поверхні.

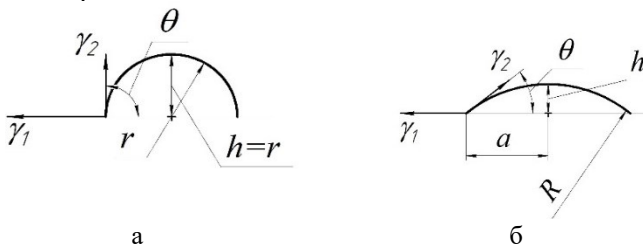


Рисунок – Розташування частинки у вигляді напівсфери на робочій поверхні (позначення:  $\gamma_1$  та  $\gamma_2$  – питомі поверхневі енергії на межах поділу поверхня/пора та частинка/пора відповідно;  $\theta$  – кут контакту частинки з робочою поверхнею;  $r$  – початковий радіус напівсферичної частинки,  $R$  – радіус напівсферичної частинки після «розповзання»)

а – початковий момент часу; б – після «розповзання»

При нагріванні відбувається адгезія окремих наноплощин частинок з поверхнею, а також їхня взаємодія між собою. З часом відбувається збільшення поверхні контакту при майже незмінному об'ємі частинки (рис.б). При цьому приймали, що при «розповзанні» частинки площа кожного контакту постійно залишається круглою; цей круг лише

збільшує свій радіус. Середній зсув кожної частинки буде відбуватися до появи контакту на робочій поверхні з іншими частинками.

В результаті отримується «хвилястий» шар речовини частинок, який поступово зменшує цю «хвилястість», тобто локальну різницю по висоті.

Такий підхід до розгляду взаємодії частинки із поверхнею-підкладкою дозволяє оцінити термодинамічний вигравш завдяки зменшенню вільної поверхневої енергії  $F$  [1] за допомогою виразу:

$$\frac{\Delta F}{F_{\text{напієсф}}} = \frac{1 - \cos \theta - \frac{1}{2} \frac{\gamma_1}{\gamma_2} \sin^2 \theta}{\left[ \frac{1}{2} (1 - \cos \theta)^2 (2 + \cos \theta) \right]^{\frac{2}{3}}} - 1.$$

### Список використаної літератури

1. Ольшанецький В.Ю., Кононенко Ю.І., Кононенко А.В., Скребцов А.А. Про взаємодію частинок довільної форми між собою та з робочою поверхнею // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – Запоріжжя: Національний університет «Запорізька політехніка», 2024, №1, с.89-91.

УДК 542.8

Лук'яненко О.С.<sup>1</sup>, Рябокони І. Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>асп. НУ «Запорізька політехніка», судовий експерт ВДМРВ НДЕКЦ

<sup>2</sup>завідувач ВДМРВ НДЕКЦ

### ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ РЕНТГЕНОФЛУОРЕСЦЕНТНОГО АНАЛІЗУ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ЕЛЕМЕНТНОГО СКЛАДУ ЧОРНИХ МЕТАЛІВ В КРИМІНАЛІСТИЧНІЙ ПРАКТИЦІ

Криміналістична експертиза матеріалів і речовин досліджує питання, більшість із яких, пов'язане з визначенням елементного складу об'єктів різної природи. Оснащення сучасними техніко-криміналістичними засобами та вплив науково-технічного прогресу на експертні методи дозволяє успішно виявляти, фіксувати й досліджувати найрізноманітніші об'єкти.

На сьогодні створені методики для дослідження металу на основі різних інструментальних методів. Рентгенофлуоресцентний аналіз (РФА) у даних методиках практично не освітлений, що й привело до необхідності систематизації, розробки і впровадження методичних

рекомендацій щодо дослідження різноманітних матеріалів і речовин методом РФА.

Рентгенофлуоресцентний аналіз (РФА) один із сучасних спектроскопічних методів дослідження об'єкта з метою одержання його елементного складу. Сучасні лабораторії використовують новітні спектрометри, призначені для багатоелементного аналізу речовин різного походження й агрегатного стану. В основному, це обладнання широко відомих світових виробників рентгенівської аналітичної техніки. Комплекс лабораторії РФА звичайно складається з аналітичного інструмента – спектрометра, програмного забезпечення для керування аналізом і обробки результатів.

Найбільш часто при криміналістичних дослідженнях металів і сплавів зустрічаються: свинець, олово і їхні сплави, мідь і мідні сплави, алюміній і його сплави, дорогоцінні метали і їхні сплави, сталі і чавуни тощо.

Чорні метали являють собою сплав заліза з невеликою кількістю вуглецю. Наряду з вуглецем чорні метали можуть містити кремній, марганець, фосфор, сірку й інші хімічні елементи, що попадають у метали з руд або додаються у процесі плавки. Для покращення якості або додавання специфічних властивостей до складу чорних металів вводять легуючі добавки - мідь, нікель, хром, кремній і інших.

Відомо, що в залежності від вимог до хімічного складу, насамперед до вмісту шкідливих домішок, сталі поділяють на сталі звичайної якості ( $P \leq 0.04\%$ ;  $S \leq 0.05\%$ ), якісні ( $P$  і  $S \leq 0.035\%$  кожного), високоякісні ( $P$  і  $S \leq 0.025\%$  кожного) і особливо високоякісні ( $P \leq 0.025$  і  $S \leq 0.015\%$ ). В основній масі металознавчих експертиз, як правило, присутнє запитання стосовно визначення марки вуглецевої або легованої сталі. Саме у вирішенні цього питання в експерта виникають зокрема проблеми пов'язані із можливостями рентгенофлуоресцентних аналізаторів.

В технічній документації на РФА елементного складу вказано, що в сталях, чавунах, залізо-нікелевих і нікелевих сплавах нижня межа виявлення кремнію складає 0.1% з абсолютною похибкою визначення 0.03%, (третина від 0.1%). Це є свідченням того, що диференціювати киплячі та напівспокійні вуглецеві сталі за вмістом кремнію з допомогою приладу не є можливим, оскільки вміст кремнію у зазначених сталях складає  $\leq 0.1\%$ . Причиною недостатньої чутливості приладу є те, що матеріалом детектора вторинного рентгенівського випромінювання є кремній активований літєм, у якому характеристичне випромінювання елементів зразка частково збуджує кремній самого детектора, що сприяє підвищенню інтенсивності аналітичної лінії кремнію. В перерахунку на масову частку кремнію, цей вклад становить  $\leq 0.1\%$ . До того ж детектор



вкритий струмопровідним алюмінієвим шаром (100Å°). Тому, в послідовному режимі роботи приладу в низькоенергетичній частині спектру присутність слабких ліній К-серії кремнію і алюмінію обумовлені вище вказаними чинниками.

До того ж слід пам'ятати, що в разі наявності в сталі домішки вольфраму, прилад зафіксує завищений вміст кремнію, внаслідок накладання лінії  $W\text{M}\alpha$  (1.774keV) на  $\text{SiK}\alpha$  (1.739keV). Крім іншого, встановлення марок сталі істотно залежить від точності визначень масових часток С та шкідливих домішок S і P, що є проблематичним в зв'язку з неможливістю визначити наявність С на РФА. При визначенні елементного складу на РФА поверхню аналізованої проби заточують і протирають спиртом. Заточена поверхня зразка повинна бути рівною, гладкою, без усадочної раковини, пор, тріщин, шлакових і неметалічних включень, щоб виключити неправильність результатів за рахунок можливого розсіювання випромінювання в нерівностях. Спосіб обробки поверхні проби визначається заданою точністю аналізу і довжиною хвилі аналітичної лінії. При пред'явленні високих вимог до точності результатів аналізу, особливо коли до складу проби входять елементи з малими атомними номерами, поверхня обробляється в 2–3 прийоми (механічна обробка на відповідному станку або абразивному кругу, шліфівка, поліровка). Підготовку поверхні проводять безпосередньо перед аналізом.

Пробу поміщають у вимірювальну камеру, звертаючи особливу увагу на відсутність перекосів між пробою і віконцем детектора. Подальший цикл проведення аналізу відбувається автоматично. Аналіз проби виконують у трьох паралельних визначеннях. За результат одного з паралельних визначень приймають результат реєстрації протягом однієї експозиції аналітичного сигналу, виражений в одиницях масової частки елемента. За результат аналізу приймають середнє арифметичне результатів трьох паралельних вимірів.

УДК 620.22

Шаломеєв В.А.<sup>1</sup>, Вініченко В.С.<sup>2</sup>, Пархісенко Д.І.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>д-р техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup>канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>3</sup>асп. НУ «Запорізька політехніка»

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ З МАТРИЦЕЮ ЗІ СТАЛІ 12Х18Н10Т ТА АРМУЮЧИМИ ВОЛОКНАМИ ЗІ СПЛАВУ ВР27ЗВП

Для великогабаритних тонкостінних оболонок, зокрема, потужних двигунів реактивної тяги, конструкційна ефективність матеріалу є дуже важливою і на сьогодні використання анізотропних жароміцних сплавів вже не достатньо для вирішення цілого ряду завдань. На зміну вказаним матеріалам все частіше намагаються застосовувати анізотропні композиційні матеріали (КМ), які не тільки мають необхідні властивості, але і більш доступні, а їх вартість часто може бути нижчою, ніж ізотропних аналогів. До того ж при застосуванні композитів є можливість створювати анізотропію властивостей, за такою схемою, щоб матеріал мав найбільш раціональний їх розподіл для конкретних виробів.

Серед КМ придатних для виготовлення великогабаритних тонкостінних деталей, що експлуатуються при температурах до 1300°C, заслуговують уваги, так звані металеві композиційні матеріали (МКМ). Це КМ з металевою матрицею. Подібні МКМ мають високу конструктивну жорсткість, добре чинять опір ерозії, мають високу теплопровідність, що сприяє рівномірному розподілу температур при швидкому нагріванні, наприклад, в момент запуску теплових двигунів реактивної тяги, а відповідно зниженню внутрішніх напружень. Проте використання нових жароміцних сплавів як матриць стримується, зокрема, через труднощі їх сертифікації.

Також під час створення композиційних матеріалів для вказаного призначення доводиться долати низку технологічних труднощів. Наприклад, під час формування волокнистих металокомпозитів необхідно зберегти висхідну міцність волокон, їх цілісність, забезпечити надійне з'єднання між волокнами та матрицею. Серед безлічі відомих методів виготовлення жароміцних волокнистих металокомпозитів вказаним вимогам в більшій мірі задовольняють рідиннофазні методи. Проте їм теж притаманні деякі недоліки, зокрема, знеміцнення або розчинення армувальних волокон; утворення нових фаз на межах поділу компонентів, перерозподіл домішок які в сукупності чинять негативний вплив на експлуатаційні властивості виробів із КМ. Подолати вказані негативні наслідки дозволяє скорочення часу контакту складових

композиційного матеріалу при високих температурах. Реалізувати таке скорочення можливо шляхом застосування швидкого імпульсного нагрівання. Один із таких методів розроблено в "Запорізькій політехніці" [1, 2,]. При його реалізації як джерела енергії використовуються потужні імпульси електричного струму. Короткочасність процесу з'єднання дає змогу звести до мінімуму фізико-хімічну взаємодію фазових складових між собою і з навколишнім середовищем, а здійснення з'єднання матриці і волокон в рідкій фазі гарантує отримання суцільної зони з'єднання елементів композиції. Тому в давній роботі дослідили можливість формування композиційного матеріалу з застосуванням імпульсного нагрівання.

Як матрицю застосували листи товщиною 0,4 мм із сталі 12X18H10T, яка є сертифікованим матеріалом для виготовлення вказаних деталей. Як волокна використовували дріт діаметром 0,3 мм із сплаву ВР273ВП. Їх об'ємна частка становила 22% (об.). Формування МКМ здійснювали шовним зварювання по всій поверхні заготовки.

Оптимізацію технології формування композиційних матеріалів методом шовного зварювання здійснювали з застосуванням постановки багатофакторних експериментів. У результаті аналізу механічних властивостей, мікроструктур і перерозподілу елементів у фазових складових були визначені режими формування, які забезпечують збереження початкових характеристик міцності армувальних волокон.

В результаті проведених механічних випробувань зразків отриманого МКМ було встановлено, що при температурі 1300°C він за характеристиками короткочасної ( $\sigma_b$ ) і питомої ( $\sigma_b/\gamma$ ) міцності перевершує у 2-4 рази неармований матричний матеріал. Також важливо, що в ньому застосована як матриця сертифікована сталь.

Таким чином в результаті проведених досліджень встановлено, що сформований вказаним методом із вказаних складових композиційний матеріал має високі характеристики жароміцності і може застосовуватися до температур 1300°C.

## Список використаної літератури

1. А.с. 311513 СССР, МКИ В23к 11/06. Способ изготовления листовых армированных металлических материалов / Б.С. Натапов, Ф.П. Банас, Б.В. Александров// Бюллетень изобретений. 1971. №24.

2. А.с.1519023 СССР, МКИ В23к11/00. Способ изготовления многослойных обечаек из композиционного материала / А.Д. Коваль, А.С. Лавренко, Б.С. Натапов и др. //Бюллетень изобретений. 1989. №40.

УДК 669.295:004

Шлома Р.О.<sup>1</sup>, Ткач Д.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> асп. НУ «Запорізька політехніка»,

<sup>2</sup> канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

## **ОРГАНІЗАЦІЯ ТА АНАЛІЗ ВЕЛИКИХ ОБ'ЄМІВ ДАНИХ У РОЗРОБЦІ МЕДИЧНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ. ОРГАНІЗАЦІЯ ДОСТУПНОЇ БАЗИ ЗНАНЬ ТА ЗБІР ДАНИХ**

Активний розвиток технологій створення і обробки металевих сплавів розширює площину для новинок у геометричній прогресії. Водночас виникає проблема адекватної обробки великих об'ємів даних, які ростуть в тому ж темпі або навіть швидше.

Особливої уваги вимагають титанові сплави, які активно впроваджуються в медицину завдяки своїм сприятливим властивостям: легкості, біосумісності, відсутності корозії та токсичності у чистого титана, високій міцності. Титан використовується у медичних інструментах (скальпелі, хірургічні щипці, шовні голки тощо), протезах та імплантатах для ортопедії та остеосинтезу, а також у допоміжному реабілітаційному обладнанні.

Зважаючи на користь медичних титанових сплавів, виникає необхідність активного розвитку та розширення їх застосування. Створення нових сплавів з покращеними властивостями не тільки вдосконалив медичну практику, а й розширив сферу їх використання.

Для ефективного пошуку нових сплавів та оптимізації існуючих необхідно зібрати та проаналізувати всі доступні дані. Першочергова проблема - трудомісткість та складність збору інформації з нуля. Тому як початкові дані можна використати доступні онлайн-бази, такі як Materials Project, OQMD, AFLOW, JARVIS. Більшість із них надають API для програмної взаємодії. При цьому постає проблема неоднорідності форматів даних, що вимагає їх зведення до єдиного стандарту.

Основні критерії відбору даних та вибору складу сплаву: мінімізація токсичності та корозії, оптимізація ваги та габаритів виробів, релевантність технологій обробки за співвідношенням ціна/якість.

Перед використанням дані мають бути очищені, інтегровані, проріджені та перетворені для підвищення їх якості. Після цього можна застосовувати методи машинного навчання: лінійну регресію, стохастичний градієнтний спуск, опорно-векторну регресію, дерева рішень, випадковий ліс, AdaBoost, градієнтний бустинг, нейронні мережі. Перспективним є ансамблювання методів: бустинговий, беггінговий чи стекінговий підхід. Для визначення оптимальних параметрів сплавів

необхідно враховувати вимоги застосування, біосумісність, корозійну стійкість, механічні властивості, методи обробки та вартість.

Для зберігання даних найкраще підходить реляційна база даних з 1-2 основними таблицями і допоміжними таблицями для громіздких параметрів. Її можна реалізувати засобами MySQL, MariaDB, Microsoft Access. Після формування бази даних стане можливим виконувати запити за бажаними характеристиками для визначеної мети та отримувати найбільш відповідні сплави. Використання машинного навчання дозволить прогнозувати властивості нових сплавів за їх складом.

Важливість роботи підкріплюється реальними застосуваннями титанових сплавів: імплантати, хірургічні інструменти, ортопедичні пристрої, зубні імплантати. Використання титанових сплавів прискорює інновації та знижує вартість розробки нових медичних виробів завдяки їх міцності, легкості, корозійній стійкості, біосумісності та сучасним методам виробництва. Розвиток інформаційних технологій сприяє появі нових сплавів з покращеними властивостями.

Отже, титанові сплави завдяки унікальному поєднанню властивостей (легкість, міцність, біосумісність, корозійна стійкість) є незамінними для багатьох медичних застосувань, зокрема в ортопедії та кістковій хірургії. Розвиток комп'ютерних технологій створює можливість збору та аналізу великих об'ємів даних про склад, структуру та властивості титанових сплавів у форматі реляційної бази даних, що сприяє прискоренню розробки нових матеріалів з покращеними характеристиками. Попередня обробка даних та вибір оптимальних методів машинного навчання дають змогу отримати точне прогнозування властивостей сплавів залежно від їх складу та параметрів. Аналіз великих даних дозволяє здійснювати пошук оптимальних сплавів з бажаними параметрами для конкретних медичних застосувань, скорочуючи тривалість та вартість розробки нових матеріалів. Застосування методів машинного навчання відкриває можливість для проектування нових сплавів із заданими характеристиками без необхідності проведення великої кількості експериментів. Перспективи подальших досліджень включають розширення бази даних, розвиток методів штучного інтелекту для виявлення неочевидних закономірностей, створення експертних систем для автоматичного підбору оптимальних матеріалів та поширення підходу на інші галузі.

## **ФОРМУВАННЯ ВИСОКОПОРИСТИХ ТИТАНОВИХ ВИРОБІВ З КОНТРОЛЬОВАНОЮ СФЕРИЧНОЮ ПОРИСТИСТІЮ**

Високопористі титанові вироби знаходять широке застосування в різноманітних галузях через їх унікальні властивості, такі як низька питома вага, висока міцність, корозійна стійкість та біосумісність. Особливий інтерес становлять вироби з контрольованою сферичною пористістю, яка може забезпечити покращені механічні характеристики, біосумісність та транспортні властивості матеріалу.

Для формування високопористих титанових виробів із заданою структурою пор використовуються різноманітні методи й підходи. Один з найбільш поширених методів базується на використанні просочувальних агентів (полімерів, солей, парафіну) для створення тимчасових шаблонів пор з наступним їх видаленням шляхом випалювання або розчинення [1; 2]. Також застосовуються частково розчинні просочувальні агенти (композити, суміші) з контрольованим вилугуванням для формування відкритої пористості [3; 4]. Інший підхід полягає у використанні пухирців газу, що утворюються в процесі спінювання рідкого металу або розкладання гідридів [5; 6]. Крім того, для отримання пористої структури можуть застосовуватись порошки сферичної форми як вихідний матеріал з подальшим контрольованим спіканням.

Запропонований підхід Найбільш перспективним методом для формування високопористих титанових виробів з контрольованою сферичною пористістю є використання суміші титанового порошку з полімерними мікросферами в якості тимчасових шаблонів пор. Причини вибору цього методу:

1. Точний контроль розміру та форми пор завдяки використанню полімерних мікросфер із заданими параметрами.
2. Відносна простота технології та можливість її реалізації без спеціалізованого обладнання.
3. Широкий вибір доступних полімерних матеріалів з різними властивостями.
4. Більш контрольоване формування пор порівняно з методом газотворення.
5. Технологічна простота та економічність порівняно зі спінюванням рідкого металу.

Для успішної реалізації цього методу необхідно ретельно підібрати склад суміші (концентрація та тип полімерних мікросфер), оптимізувати режими спікання та повністю видалити полімерні залишки після формування пористої структури.

Таким чином, для досягнення мети формування високопористих титанових виробів із контрольованою сферичною пористістю пропонується використовувати метод з застосуванням суміші титанового порошку та полімерних мікросфер як тимчасових шаблонів пор. Цей підхід забезпечує точний контроль параметрів пористості, технологічну простоту та широкі можливості для оптимізації. Ретельна оптимізація складу суміші та режимів спікання на основі експериментальних досліджень та комп'ютерного моделювання дозволить розробити технологію для виготовлення титанових виробів із запрограмованими характеристиками сферичної пористості та покращеними функціональними властивостями.

### **Список використаної літератури**

1. Li B. Y., Rong L. J., Li Y. Y. Porous NiTi alloy prepared from elemental powder sintering. *Journal of Materials Research*. 1998. Vol. 13, № 10. P. 2847–2851.
2. Alvarez K., Nakajima H. Metallic scaffolds for bone regeneration. *Materials*. 2009. Vol. 2, № 3. P. 790–832. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma2030790>
3. Imwinkelried T. Mechanical properties of open-pore titanium foam. *Journal of Biomedical Materials Research Part A*. 2007. Vol. 81A, № 4. P. 964–970. DOI: <https://doi.org/10.1002/jbm.a.31170>
4. Wen C. E., Yamada Y., Shimojima K., Chino Y., Hosokawa H., Mabuchi M. Novel titanium foam for bone tissue engineering. *Journal of Materials Research*. 2002. Vol. 17, № 10. P. 2633–2639. DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.2002.0383>
5. Достанко А. П., Баглюк Г. А., Лавренко В. А., Евич Р. Л. Поризованные порошковые материалы и изделия из них. Минск : Наука и техника, 1987. 184 с.
6. Wen C. E., Mabuchi M., Yamada Y., Shimojima K., Chino Y., Asahina T. Processing of biocompatible porous Ti and Mg. *Scripta Materialia*. 2001. Vol. 45, № 10. P. 1147–1153. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01127-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01127-7)

## СЕКЦІЯ «МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ»

УДК 669.18

Іванов В. Г.<sup>1</sup>, Матвейшин М. В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> д-р техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> асп. НУ «Запорізька політехніка»

### СУЧАСНІ КОНСТРУКЦІЙНІ ЧАВУНИ ДЛЯ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ТРАНСПОРТНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ

Підвищення якості, надійності та довговічності литих деталей при забезпеченні їх мінімальної маси та низької вартості залишається актуальною проблемою ливарного виробництва та транспортного машинобудування. Вирішення цієї проблеми пов'язано з використанням більш ефективних конструкційних матеріалів і, в першу чергу, чавунів, як найбільш доступних та розповсюджених матеріалів.

Деякі відповідальні автомобільні деталі, як маточини колеса, корпус диференціала, гальмівні барабани тощо зазнають також значних динамічних навантажень. Традиційно для таких умов використовували вилівки з ковкого чавуну завдяки його високим фізико-механічним властивостям, нескладності та стабільності технології виробництва та низької вартості у порівнянні із вилівками зі сталі, поковок або штамповок. Крім того, ковкий чавун має не тільки високі показники міцності (300...800 МПа) та пластичності (1,5...12,0 %), але і характеризується високою здатністю чинити опір втомленому та ударно-втомленому руйнуванню, завдяки компактним (пластівчастим) вкрапленням графіту, що утворюються в результаті відпаду.

У зв'язку зі зростанням і посиленням вимог до надійності та ресурсу автомобільних деталей ковкий чавун вже не може вважатися задовільним матеріалом. Крім того, зростання цін на енергоносії зробило тривалу високотемпературну технологію виготовлення вилівок з ковкого чавуну нерентабельною.

Значно раціональніше використовувати для відповідальних автомобільних деталей високоміцний чавун з кулястим графітом, вкраплення якого утворюються безпосередньо у литому стані. Діапазон механічних властивостей, що входять у відповідний український стандарт (ДСТУ3925-99), варіюється у значно більших межах, ніж у ковкого чавуну. Тимчасовий опір при розтягненні високоміцних чавунів складає 350...1000 МПа, відносне подовження – 2...22 % при різних структурах металевої матриці. Менші показники механічних



властивостей можна отримати і у литому стані, а більш високі – тільки з використанням термічної обробки.

Крім того, відомо, що деякі види термообробки дозволяють покращити механічні властивості у два і більше разів. Так витримка перлітного високоміцного чавуну з кулястим графітом при температурі близько 900 °С з наступним швидким гартуванням у соляній ванні і витримці певний час при 350...400 °С дозволяє досягти міцність при розтягненні 800...1600 МПа, а відносно подовження складає не менш 1,0...10 %. При цьому утворюється так звана «аустоферитна» гольчата структура, а такий чавун відомий як ADI (Austempered Ductile Iron).

Такий чавун також є стійким в умовах інтенсивного тертя. При виникненні наклепу, аустеніт в ADI-чавуні перетворюється у мартенсит, за аналогією, як це відбувається у високомарганцевих сталях. Тому номенклатура використання такого нового конструкційного матеріалу суттєво розширюється. З нього можна виробляти відповідальні деталі транспортного машинобудування, які раніше виготовляли зі сталі: деталі рульового керування, шестерні, кронштейни ресор тощо.

Варіюванням режимами термічної обробки високоміцного чавуну з кулястим графітом можна отримати необхідне співвідношення потрібних показників фізико-механічних властивостей.

Так, наприклад, для забезпечення високої пластичності (більше 10%) аустенізацію треба проводити при менших температурах (850 °С), а гартування і витримку в соляній ванні проводити при підвищених температурах (380...400 °С) і довготривалій витримці, що може доходити до декількох десятків годин.

Крім того, для забезпечення високих фізико-механічних і експлуатаційних властивостей необхідно приділяти увагу і хімічному складу ADI-чавуну, який характеризується підвищеним вмістом вуглецю (3,5...3,7 %) і кремнію (2,3...2,7 %) та низьким вмістом шкідливих домішок (до 0,04 %P та 0,02 S). Для забезпечення високих показників пластичності вміст марганцю треба обмежувати (до 0,4 %). Додатково ADI-чавун часто легують нікелем, молібденом, міддю з метою полегшення проведення термічної обробки та регулювання початковою та остаточною структурою.

Режимами термічної обробки також можна змінювати і кількість залишкового аустеніту (15...50 %), який при наклепі може перетворюватися у мартенсит.

Таким чином, варіюванням режимами термічної обробки і хімічним складом високоміцного чавуну з кулястим графітом можна отримати необхідні показники фізико-механічних властивостей металу для забезпечення високої експлуатаційної надійності відповідальних литих деталей транспортного машинобудування.

## **ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ВИПЛАВКИ БІМЕТАЛЕВИХ ЗАГОТОВОК**

Технічні пристрої і устаткування в хімічній, нафто-переробній, сільськогосподарській та ряді інших галузей промисловості працюють в умовах, коли на матеріал впливає цілий ряд факторів, які можуть призводити до передчасного руйнування. Це вплив агресивних середовищ, що викликає прискорений розвиток корозійних процесів, знос, знакозмінні механічні, ударні навантаження, а для багатьох видів обладнання ще й високі температури й тиск.

Тому для їх виготовлення необхідні сучасні високотехнологічні матеріали, які одночасно мають високі показники міцності, зносостійкості, корозійної стійкості і ряд інших експлуатаційних характеристик.

Реалізація всього комплексу вищезазначених властивостей в окремо взятому монометалічному матеріалі наможлива, особливо, в світлі завдань щодо зниження матеріальних і енергетичних витрат, економного витрачання гостродефіцитних і дорогих легуючих елементів. Тому оптимальне рішення полягає у використанні корозійностійких і/або зносостійких біметалевих матеріалів, що мають основний шар з високоміцної конструкційної сталі і робочий шар із сталі зі спеціальними властивостями (зносостійкість, корозійна стійкість та тощо).

Для електрошлакової виплавки біметалевих заготовок потрібне спеціальне обладнання. З огляду на це, була підготовлена плавильна установка на базі апарату для зварювання пластинчатим електродом А-550У-02, джерелом живлення якої є трансформатор ТШС-3000-1. При підготовці установки враховували, що у зв'язку з високою продуктивністю процесу електрошлакового наплавлення біметалевих заготовок при значній масі основного і наплавленого металів та дрібносерійному характері виробництва основна частина часу (70-80%) в загальному циклі виробництва біметалевої заготовки прийдеться на допоміжні і підготовчо-збірні операції. Тому для скорочення допоміжного часу були максимально спрощені операції з наплавки та уніфіковані допоміжне обладнання та оснастка. Плавильна піч може здійснювати виплавку біметалевих заготовок з низьковуглецевих, легованих і корозійностійких сталей і має наступні характеристики:

- 1) номінальна сила струму, А – 3000;

- 2) діаметр електроду, мм -  $\leq 200$  ;
- 3) швидкість подачі електроду, м/год – 0,8 – 10;
- 4) габаритні розміри, мм – 1200x575x3800;
- 5) джерело живлення, ТШС – 3000-1;

Установка складається з механізму затискання, переміщення і корекції електроду, джерела живлення, короткої мережі і системи управління установкою.

УДК 669.338

Омельченко О.В.

асп. НУ «Запорізька політехніка»

## **ЗАСТОСУВАННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ МАЙСТЕР-МОДЕЛЕЙ**

Застосування нових технологій - головний тренд останніх років в будь якій сфері промислового виробництва. Кожне підприємство прагне створювати більш дешеву, надійну і якісну продукцію, використовуючи найдосконаліші методи і матеріали. Використання адитивних технологій - один з найяскравіших прикладів того, як нові розробки і обладнання можуть істотно поліпшувати традиційне виробництво.

Одним з цікавих напрямів використання адитивних технологій є дослідження їх можливостей для виготовлення моделей спеціальних видів лиття. При промисловому виготовленні невеликих партій деталей чи дрібних виробів зі складною конфігурацією та формою, складний та трудомісткий процес створення форм варто замінити на виготовлення за допомогою технологією 3D-принтіngu.

Для лиття низькотемпературними розплавами, такими як ЗАМАК, використовуються різні технології, як, наприклад, лиття під тиском. Ця технологія передбачає виготовлення двох напівматриць електрокорозійним методом або фрезеруванням за допомогою фрезерних і гравіювально-фрезерних верстатів, із вбудованим програмним керуванням. На виготовлення однієї напівматриці зазвичай йде від двох до чотирьох днів, після чого кінцева обробка, тобто – шліфування та полірування, перевірка всіх розмірів. Ціна такої форми приблизно – 600-900 доларів США.

У випадках, коли необхідно отримати малу чи середню партію виробів, раціональніше використовувати відцентроване лиття та виготовлення форм, за допомогою 3D-друку.

При цьому застосовується технологія друку SLA або LCD. В якості матеріалу для друку використовується спеціальна фото-полімерна смола, яка витримує нагрів до 235 градусів.

При технології LCD кількість одночасно друківаних майстер-моделей не впливає на час друку, оскільки полімеризація відбувається завдяки монохромному дисплею, через який проходять ультрафіолетові промені. При використанні принтерів з технологією друку SLA (Рис.2) час виготовлення майстер-моделей збільшується через використання рухомих дзеркал для фокусування ультрафіолетового променя на потрібній ділянці.

На якість надруківаних моделей впливають наступні критерії:

- роздільна здатність крокового двигуна, який переміщає платформу побудови моделей або мінімальна товщина шару (мкм)
- розмір одного пікселю на екрані чи ширина лазерного проміння (мкм).

Враховуючи, що у середньому вага майстер-моделі приблизно 30 грамів, затрати на фотополімерну смолу досягають 3 доларів США. Для подальшого виготовлення форми використовується комплект гуми, яка складається з двох шарів і коштує 65 доларів США. Загальна ціна готової форми – 90 доларів США, що в деяких випадках у 10 разів дешевше за виготовлення форм для лиття під тиском. Друкована майстер-модель може бути основою для подальшого отримання воскових копій.

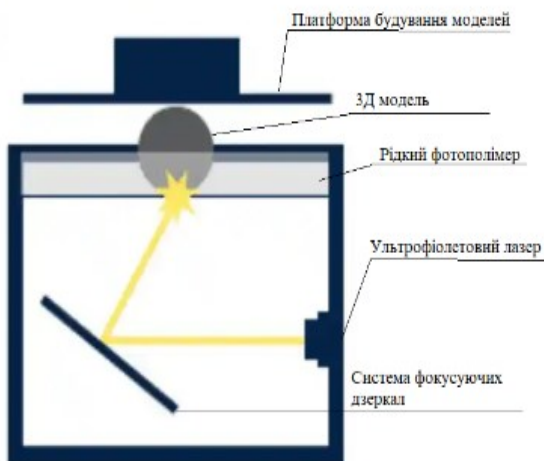


Рисунок 1 Технологія LCD друку

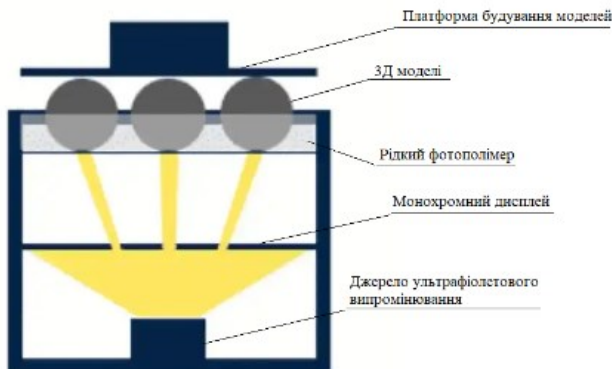


Рисунок 2 – Технологія друку SLA

Таблиця 1 – Порівняння технічних характеристик сучасних 3D-принтерів

Назва принтеру	Технологія друку	Мінімальна товщина шару, мкм	Розмір одного пікселю, мкм
Phrozen Sonic Mighty 4K	LCD	10	52
Phrozen Sonic Mighty 8K	LCD	10	28
Anycubic Photon Mono X2	LCD	10	48
Formlabs Form 3+	SLA	25	25

Висновок: використання адитивних технологій у ливарному виробництві має вагомі переваги над традиційними методами створення форм. Сучасні технології 3D-друку дозволяють отримати майстер-моделі з точністю до 1 мкм, що надає можливість виготовляти прецизійні деталі. Застосування такої технології в декілька разів підвищує ресурс використання майстер-моделей, покращує якість поверхні готової виливки, що дозволяє виключити додаткові операції з обробки та доведення поверхні.

УДК 669.1: 539.538: 539.4.019.3: 537.621.4

Snizhnoi G.V.<sup>1</sup>, Sazhnev V.M.<sup>2</sup>, Snizhnoi V.L.<sup>3</sup>, Sazhnev A.V.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Doctor of Technical Science, professor NU «Zaporizhzhia Polytechnic»

<sup>2</sup> PhD (Technical Science), assistant professor NU «Zaporizhzhia Polytechnic»

<sup>3</sup> PhD (Physics and Mathematics Sciences), assistant professor Zaporizhzhia National University

<sup>4</sup> student of group IF – 513m NU «Zaporizhzhia Polytechnic»

## **PREDICTION OF THE IMPACT STRENGTH OF AUSTENITE HIGH MANGANESE STEELS AT NEGATIVE TEMPERATURES USING THE SPECIFIC PARAMAGNETIC SUSCEPTIBILITY OF AUSTENITE**

High-manganese steels are considered a very attractive material due to a good ratio of strength and plastic characteristics. The mechanical properties of steels are affected by the chemical composition, the content of carbides, the presence of harmful impurities, etc. The different content of chemical elements, even within the limits of the values specified in the grade composition of steels, can significantly affect the physical, mechanical and operational properties of metal products.

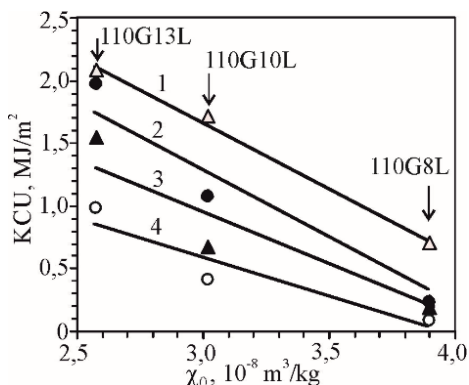
The magnetic state of austenite is characterized by specific paramagnetic susceptibility  $c_0$ , which is determined by the total magnetic moment of a unit mass of austenite under the condition of a unit value of the magnetic field. The parameter  $c_0$  is a complex characteristic of austenite, the state of which was formed as a result of the available chemical elements, phases, mechanical and temperature actions, i.e.  $c_0$  is sensitive to external factors [1].

Hence, it is relevant to investigate the correlation between  $c_0$  of austenite and the mechanical properties of high-manganese steels and will allow us to propose a new method of controlling the mechanical properties of steels with an austenitic structure.

In fig. 1 shows the results of tests conducted on the relationship between impact toughness at low temperatures and the magnetic state of austenite formed before the tests.

As the manganese content increases, the paramagnetic susceptibility  $c_0$  of austenite decreases. Thus, with a decrease in the manganese content, the stability of manganese austenite decreases and the ability to form other intermediate phases appears, which directly affects the mechanical properties.

In order to achieve high impact toughness of manganese steels, it is necessary to obtain the minimum value of the specific paramagnetic susceptibility of austenite  $c_0$  for them (fig. 1).



test temperatures; 1) +20 °C, 2) -20 °C, 3) -40 °C, 4) -60 °C

Figure 1 – Correlation of impact strength KCU at low test temperatures and paramagnetic susceptibility  $\chi_0$  of austenite (formed for mechanical tests) steels 110G8L, 110G10L, 110G13L

The results correlate with KCU studies at room temperatures [2], which confirms the possibility of using the specific paramagnetic susceptibility of the austenite matrix as a parameter for predicting steel properties at low temperatures.

## REFERENCES

1. Snizhnoi, G. V. Magnetic state of the deformed austenite before and after martensite nucleation in austenitic stainless steels / G. V. Snizhnoi, M. S. Rasshchupkyna // *Journal of Iron and Steel Research, International*. – 2012. – Vol. 19. – No. 6. – P. 42–46. DOI 10.1016/S1006-706X(12)60125-3
2. Snizhnoi, G. V. The magnetic state of austenitic matrix and mechanical properties high-manganese steel / G. V. Snizhnoi, V. N. Sazhnev // *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*. – 2012. – No. 9(96). – P. 115–120.

УДК 621.74

Кармазін М.О.<sup>1</sup>, Мітін В.К.<sup>2</sup>, Кудін В.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> асп. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> студ. гр. ІФ-110 НУ «Запорізька політехніка»

<sup>3</sup> канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

## **ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ФЕРОТИТАНОМ НА СТРУКТУРУ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ**

Дивлячись на багаторічний досвід виробництва високомарганцевої сталі 110Г13Л та багаточисленні дослідження впливу різних факторів на весь комплекс ливарних, механічних та експлуатаційних властивостей, витрати і брак виливків залишаються досить високими. Навіть однотипові виливки, в практично однакових умовах відрізняються між собою по стійкості (терміну експлуатації) в 2-5 разів. Цей факт свідчить, що резерви покращення якості деталей із високомарганцевої сталі далеко ще не вичерпані. Тому важливою і актуальною задачею є підвищення якості виливків за рахунок раціонального модифікування або легування сталі різними елементами.

В даній роботі вивчали вплив модифікування титаном на неметалеві включення та структуру високомарганцевої сталі 110Г13Л, яку виплавляли методом переплаву в індукційній печі ИСТ-0,16. Після розплавлення шихти, рідкий метал нагрівали до температури 1600°C, яку контролювали вольфрам-молібденовою термопарою. Для модифікування сталі використовували феротитан марки ФТи70С05. На АТ «МОТОР СІЧ» проводили металографічні дослідження структури на термооброблених зразках.

При додаванні в сталь невеликої кількості титану він, з'єднуючись з киснем, азотом і вуглецем, утворював тугоплавкі неметалеві включення, які знаходилися у вигляді дисперсних твердих багатограничних кристалів. Поряд з видимими на мікрошліфах включеннями була значна кількість частинок колоїдальних розмірів, добре спостережуваних в електронному мікроскопі. Поряд з розорієнтованими та рівномірно розподіленими включеннями нітридів, карбонітридів та оксидів виявлені дрібні рядки, які склалися в окремі найдрібніші неметалеві включення, імовірно сульфід титану, що розташовувалися в міжвузлях дендритів.

Для дослідження зміни складу неметалевих включень були проведені плавки з додаванням різної кількості титану. Неметалеві включення виділяли електролітичним методом в електроліті: 3% розчину сірчанокислого закисного заліза з добавками 1% пористого натрію та 0,2% сегнетової солі. Необхідно відмітити, що в процесі виділення неметалевих включень сульфідів, карбідів та фосфідів вони були



частково зруйновані при розчиненні. У складі неметалевих включень повністю були відсутні оксиди заліза та магнію.

У сталі без титану основними типами неметалевих включень є кремнезем, глинозем, оксид кальцію і незначна кількість оксиду марганцю. При введенні в сталь титану загальна кількість неметалевих включень зменшувалася незначно, всього на 5%, однак відбувався суттєвий перерозподіл складу неметалевих включень. Зменшувалася кількість кремнезему і глинозему, практично зникав оксид марганцю, але значно збільшувалася кількість нітридів титану (3 рази) та оксидів титану (10 разів). Подальші присадки титану призводили до повного зникнення включень оксиду марганцю та різкого (2–3) рази зниження вмісту кремнезему і глинозему. При введенні в сталь 0,15% титану переважаюча більшість включень відноситься до нітриду та оксиду титану.

Введення в сталь більше 0,3% титану призводила до різкого забруднення сталі включеннями, з яких більше 90% припадала на частку нітридів та оксидів титану, що відбувалося за рахунок включень нітридів титану. Металографічними дослідженнями встановлено, що забрудненість оксидними і сульфідними включеннями різко зменшувалася вже після перших присадок титану, а при вмісті титану більше 0,2% вони вже практично не утворювалися. Присадки титану знижували індекс забрудненості сталі включеннями фосфідної евтектики за рахунок карбідної складової. Утворені титаном тверді, тугоплавкі включення нітридів та карбідів були центрами кристалізації, що призводило до подрібнення аустенітного зерна (табл. 1).

Таблиця 1 - Вплив титану на розмір зерна та щільність сталі 110Г13Л

Вміст титану, %	Сліди	0,049	0,104	0,151	0,203	0,322	0,500
Протяжність границь зерен, мм/мм <sup>2</sup>	21,0	26,0	28,0	30,0	32,0	34,0	35,0
Щільність, кг/м <sup>3</sup>	7784	7805	7800	7780	7762	7742	7720

Подрібнення аустенітного зерна призводило до підвищення щільності сталі. Дані показали, що найкращі показники досягали при кількості титану 0,05-0,10%, при збільшенні присадок титану щільність сталі зменшувалася, що можна пояснити інтенсивним забрудненням сталі неметалевими включеннями. Встановлено позитивний вплив модифікування титаном на механічні властивості. Високомарганцева сталь 110Г13Л модифікована титаном мала тонші та чистіші границі зерен від фосфору, що спостерігалось на рентгенівському мікроаналізаторі. Позитивний вплив титану, як модифікатора, відбувався за рахунок очищення границь зерен від фосфідів та фосфідної евтектики.

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОКРЕМНИСТИХ СПЛАВІВ ЗАЛІЗА

Висококремністі сплави заліза – феросиліди (ЧС15Д4ФЧЕЛ) застосовуються для роботи в умовах впливу кислих агресивних середовищ. Вони показують універсальні корозійні властивості при дії різноманітних кислот, не містять дефіцитних елементів, відносно дешеві і здібні замінити дорого вартісні матеріали (нержавіючу сталь, гартблей, титан).

Не дивлячись на високу корозійну стійкість застосування феросилідів обмежене через низькі технологічні властивості, механічної міцності та експлуатаційної надійності. Вирішення проблеми підвищення довговічності і надійності литих деталей визначається, перед усім, якісним виконанням технологічних заходів по всіх періодах.

На практиці виробництва вилівок із висококремністих сплавів найбільш розповсюджені дефекти лиття – газові раковини, підкоркова та міждендритна пористість, гарячі тріщини та інші. Утворення цих дефектів пов'язане з негативним впливом газів, розчинених в феросиліді (табл.1). Гази поглинаються металом із атмосфери печі (особливо під час плавки шихти, феросплавів) по ходу плавки в результаті складних дифузійних процесів, а також при транспортуванні та заливці металу в форми.

Таблиця 1- Вміст газів в процесі плавки феросиліду

N п/п	Проба металу	Вміст газів		
		Водень, См <sup>3</sup> /100г	Азот, %	Кисень, %
1	За розплавом	12,2	0,0102	0,0128
2	Пічна перед випуском металу	4,2	0,0096	0,0067
3	Ківшева	3,96	0,0090	0,0059

При виплавці феросиліду рекомендовано застосовувати марки феросиліцію ФС 75 та ФС 45 ДСТУ 4127:2002, в яких вміст алюмінію не повинно перевищувати 2%. Застосування феросиліцію інших марок, які мають відхилення у вмісті цього елементу, призводить до утворення газових та усадкових раковин та тріщин, зниження механічних властивостей, що може призвести до збільшення браку лиття до 70%.

Із таблиці 1 видно, що основна складова частина газів, які входять в феросилід - водень, який володіє більшою швидкістю дифузії, чим кисень, азот та інші.

Відомо, що кремній знижує розчинність водню в рідкому залізі. При зростаючій присадці кремнію (до 15%) дифузійна рухливість водню знижується. Ймовірно це відбувається за рахунок того, що атоми кремнію утворюють міцні зв'язки з атомами заліза, сили взаємодії яких значно вище, ніж сили зв'язків атомів заліза з воднем. В процесі кристалізації, кристали що ростуть, містять менше газу, ніж рідкий метал, який безперервно насичується газом. При пересиченні водень видаляється із металу в місцях, які мають контакт з атмосферою.

Специфіка виплавки високоремнистих сплавів заліза заключається в обов'язковому нагріванні ( на 150...250 °C вище  $T_{кр}$ ) після введення всіх складових компонентів, що сприяє значному покращенню якості металу.

Для достатньо надійного визначення ступеню дегазації сплаву і раціональних засобів його розливу застосовують експрес-контроль рідкого металу за газовмістом з використанням портативного газоаналізатора типу ЛЖТ.

Вміст вуглецю в заевтектичних сплавах призводить до утворення крупних виділень графіту пластинчастої форми.

Вуглець в сплаві повинен відповідати евтектичному складу.

Введення міді та селену сприяє утворенню оболонок високо мідистих фаз, які дозволили ізолювати від матриці дисперсний графіт і не металічні включення, що ускладнює накопичення і дифузії газів у сплаві і суттєво впливає на такі параметри, як рідинотекучість, теплопровідність, корозійна стійкість та інші.

Марганець відноситься до елементів, які не схильні до пасивації, тому швидкість корозії висококремнистих сплавів в основному визначається вмістом кремнію. Кислотостійкість сплаву системи твердий розчин – комплексний карбід вище, ніж системи твердий розчин – графіт. Являючи аустенітоутворюючим елементом, марганець значно збільшує розчинність вуглецю в  $\gamma$  – твердому розчині. Отримана в міждендритних проміжках структура перешкоджає утворенню крихкості сплаву.

Модифікування сплаву ванадієм приводить до утворенню в розплаві більшої кількості дрібних тугоплавких часток, що сприяє процесам об'ємної кристалізації. Вміст вільного азоту знижується за рахунок утворення карбонітридів ванадію.

Найбільший ефект дегазації досягається при комплексному модифікуванні сплаву спільно з ітрієм, який забезпечує переведення кисню та сірки із активного стану в пасивний.

Таким чином, проведення дослідів по комплексному легуванню і модифікуванню при термочасовій обробці металу з застосуванням методів контролю показали, що використання раціонального управління металургійними факторами забезпечує високу ефективність при виробництві складно легованого корозійностійкого лиття.

УДК 621.74

Гнатенко М.О.<sup>1</sup>, Логвиненко А.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> старш. викл. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> студ. гр. ІФ-511 НУ «Запорізька політехніка»

## **УСУНЕННЯ ЛИВАРНОГО БРАКУ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДАМИ МІКРОПЛАЗМОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ**

При виготовленні деталей методами литва, можуть виникати дефекти чи брак, що є закономірним явищем для будь яких технічних процесів.

Дефекти лиття можуть виникати з різних причин, включаючи недосконалу конструкцію ливарної форми, виробничі помилки або фактори навколишнього середовища. Дефекти можуть виявлятися в різних формах, включаючи пористість, шорсткість поверхні, тріщини та короблення, що може вплинути на якість та функціональність кінцевого продукту[

В останні роки сучасні технології ремонту та відновлення ливарних деталей методом плазмового наплавлення та адитивних технологій стали все більш популярними. Ці методи дозволяють швидко та ефективно відновити деталі, які раніше вважалися непридатними для використання. Плазмова наплавка – це метод, при якому металевий порошок нагрівається до температури плавлення за допомогою плазмової дуги та наноситься на пошкоджену поверхню. Плазмова дуга розплавляє поверхню металу, далі в розплавлену ванну подається порошок що при затвердінні з'єднується з поверхнею деталі, створюючи новий шар металу на поверхні виливку.

Процес роботизованого наплавлення є керованим та автоматизованим за допомогою програмного та автоматизованого виробництва (САМ), та дозволяє забезпечити точний ремонт.

Розглянемо застосування методу порошкового наплавлення для усунення ливарного браку на прикладі деталі з жароміцного нікелевого сплаву ЕП648 (ХН50ВМТЮБ-ВИ) кожух камери згорання. Принцип дії процесу полягав в тому, що на робочому пульті задавався напрямок руху робота і швидкість наплавлення. При запуску процесу наплавлення починає подаватися порошок механізмом подачі і захисний газ.

Було проведено дослідження структури наплавленого матеріалу. Загальна структура наплавленої поверхні нікелевого сплаву включає в себе металеві зерна, границі зерен, включення та дефекти. Оскільки якість наплавленої поверхні має великий вплив на ефективність та надійність деталі, необхідно приділяти особливу увагу контролю параметрів процесу наплавлення та якості наплавленого металу.

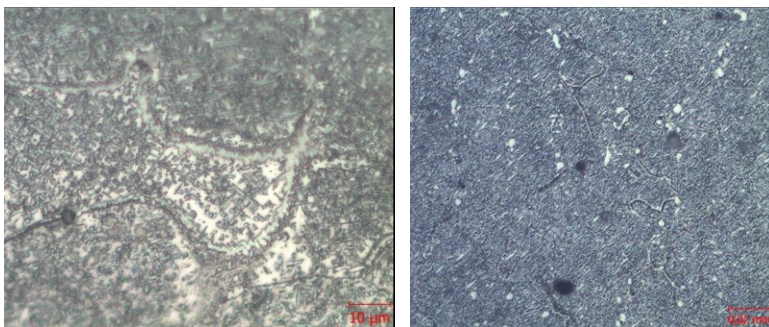


Рисунок 1 – Мікроструктура матеріала зразків зі сплаву ЕП648 (ВХ4Л)

Мікроструктура складається з  $\gamma$ -твердого розчину, метастабільних карбідів та нітридів. Розміри та розподіл фаз залежать від складу сплаву, швидкості наплавлення та температури охолодження.

Оскільки вміст нітридів та карбонітридів структури даного сплаву високий то мікроструктура має зернисту та колоноподібну форму, що обумовлено їх сильним впливом на зростання зерен та орієнтацію зерен при наплавленні. На мікрографах таких сплавів можна побачити дрібні частинки нітридів і карбонітридів, рівномірно розподілених у матриці  $\gamma$ -твердого розчину.

Даний метод дозволяє проводити відновлення деталей зі збереженням вихідної мікроструктури металу, що забезпечує належене усунення ливарних дефектів.

## СЕКЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ПРОЦЕСИ І ТЕХНОЛОГІЇ»

УДК 539

Попов С. М.<sup>1</sup>, Коряковцев С.<sup>2</sup>, Гладишев А.<sup>3</sup>, Міненко В.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> д-р філос. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2,3,4</sup> студ. гр. ІФ-412 НУ «Запорізька політехніка»

### МІНЕНКО В. ДОСЛІДЖЕННЯ РУЙНУВАННЯ РОБОЧИХ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ В УМОВАХ КАВІТАЦІЙНОГО ЗНОШУВАННЯ

Кавітаційне зношування дуже актуальна наукова проблема оскільки процес руйнування поверхневого шару твердого тіла відбувається у рідині, що рухається зі змінною швидкістю. Цього виду зношування зазнають вузли тертя, що працюють в умовах гідродинамічного змащення; лопатки гідротурбін; деталі гідроапаратури, насосів і гребних гвинтів; трубопроводи; зовнішні поверхні циліндрів двигунів внутрішнього згоряння, охолоджуваних водою; корпуси судів, торпед і підводних човнів. Тож дослідження апріорі показало, що кавітація являє собою спостережуваний в об'ємі рідини процес зародження, росту й схлопування каверн – замкнених порожнин (пухирців), які можуть містити газ або пару. Вона виникає при зниженні тиску в об'ємі рідини.



Однак визначальним результатом схлопування кавітаційних пухирців є механічний вплив рідини на поверхню твердого тіла, що приводить до її руйнування. Багаторазовий вплив мікроструменів описаного характеру на ту саму ділянку поверхні приводить до локального руйнування поверхні твердого тіла. При впливі на метал розбудовуються пластичні деформації й з'являються лінії зрушення по межах зерен, а згодом утворюються ультрамікротріщини, які, розбудовуючись, приводять до викрошування часток матеріалу й появи поглиблень. При пластичному деформуванні на поверхні тіла, що

зношується, з'являються поглиблення, які збільшуються, тому що кожне з них концентрує (фокусує) ударні хвилі від наступного схлопування пухирців. На краях поглиблень утворюються ободки пластично деформованого матеріалу, які, досягши критичного об'єму, відділяються від тіла, що зношується. У результаті поверхня твердого тіла покривається поглибленнями у вигляді видавлених кратерів. Швидкість плину рідини визначає розміри й частоту утворення пухирців і, отже, інтенсивність кавітаційного зношування.

Традиційні способи реставрації зношених деталей і інструменту передбачають часткове або повне відновлення тим або іншим способом тільки тих конструктивних параметрів, які властиві новим деталям (наприклад – геометричні розміри, фізико-хімічні характеристики матеріалу та ін.)

При розв'язуванні питання про доцільний спосіб відновлення деталі, у якості оціночного показника потрібно встановити комплексний показник якості відновлення, що враховує ресурс відновленої деталі, сумарні витрати на відновлення й експлуатацію.

УДК 621.8

Рижиков О.І.<sup>1</sup>, Попов С.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> студ. гр. ІФ-313м НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> д-р. філос. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

## **АНАЛІЗ МЕХАНІЗМУ РУЙНАЦІЇ ПОВЕРХНІ ТЕРТЯ ЗУБІВ КОВША ЕКСКАВАТОРА ТА РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ЇХ ЗМІЦНЕННЯ**

Наразі актуальною є проблема пошуку ефективних методів підвищення міцності деталей, які швидко псуються у вимогливих середовищах, включаючи агресивні умови, зокрема це стосується зубів ковша екскаватора, який використовується на всіх стадіях будівництва дорожньо-транспортного покриття. Важливе значення при цьому має підвищення зносостійкості рухомих деталей, що взаємодіють із середовищем. В ході дослідження характеру руйнації нами було проведено аналіз механізму зношування. Аналіз показав, що у ході експлуатації великий вплив зносу і затуплення, зі зміною геометричних форм зубів ковша, впливає на продуктивність роботи екскаватора. Відновлення зубів екскаваторного ковша здійснюється здебільшого лише після їх втрати, або коли зношування унеможлиблює роботу екскаватора

Особливістю взаємодій поверхні інструменту з поверхнею ґрунта є дуже велика інтенсивність зношування і велика величина допустимого зносу. У зв'язку з тим, що знос поверхні зубів по різному відбувається при зміні форми та розмірів зубів, виникає потреба проаналізувати їх для більш детального розуміння щодо зносостійкості поверхні зуба.

На першому етапі пошуку можливостей для підвищення експлуатаційних характеристик було поставлене завдання визначити зміни форми зубів залежно від кількості обробленої поверхні ґрунту. Під час виконання робіт екскаватором на початку спостерігається збільшення радіусу затуплення ріжучої кромки зуба. Наступним етапом є утворення на задній частині зуба площадки зносу, форма якої стабілізується після навантаження на неї від 4 до 7 тон ґрунту, або після 1,74 м<sup>3</sup> – 4,6 м<sup>3</sup> обробленої поверхні (асфальтної крошки). Подібна закономірність зношування відзначена для різців вугільно добувних комбайнів та робочих лез ґрунтообробних машин. Площадка зносу має вигляд опуклої криволінійної поверхні, що утворює негативний кут  $\epsilon = 12^{\circ}45'$  до траєкторії різання. Зовнішнім оглядом майданчика було виявлено добре видимі вм'ятини і борозди глибина яких могла досягати 2-3 мм. А це вказує на те, що дане зношення є абразивним типом зношування з переважаючим мікрорізнанням в поєднанні з ударно-абразивним зношенням, яке відбувається під час взаємодії з поверхнею тертя (ґрунтом, асфальтною крошкою).



Рисунок 1 – Зовнішній вигляд зношених зубів

Для передньої та задньої граней ріжучої частини зуба більш характерне абразивне зношення за механізмом накопичення отриманих пошкоджень з характерним відділенням частинок зносу при багаторазовій пластичній деформації.



При цьому затуплення зубів ковша будуть впливати не тільки на продуктивність, а й на час копання та швидкість. Також можемо наголосити, що нехтування заходами підтримування гостроти ріжучої поверхні негативно впливає на зношування ріжучої поверхні інструменту і впливу зношення на опір ґрунтів.

У результаті нашого аналізу також було визначено, що зміна температури також має вплив на абразивні зношення. При температурі від +20° С до - 10° С швидкість зношування збільшується в 1,75 раз, а при подальшому зниженні температури до -40° С збільшується в 2,5 рази.

В заключенні аналізу можна сказати, що головною причиною абразивного зношування є багаторазове пластичне деформування одних і тих самих мікроб'ємів металу, яке викликає їх втомне руйнування і відділення частинок металу від поверхневого шару. Величина зносу буде залежити від впливу абразиву на зношену поверхню - зі збільшенням навантаження знос зростає.

Для підвищення зносостійкості деталі, яка працює у визначених умовах нами було вирішено застосувати наплавлення матеріалів за допомогою електродугового відновлювального наплавлення. Зношену поверхню зуба ковша можна відновити електронаплавленням спеціальним дводуговим апаратом А-482 під флюсом з роз'єднанням зуба від ковша та подальшою обробкою на верстатах. Наплавлення зношених зубів приблизно в півтора рази може скоротити зняття металу з зуба ковша при його обточуванні для отримання нормального профілю і продовжити термін використання зубів ковша.

УДК 514.18

Бажміна Е.А.<sup>1</sup>, Коц А.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> PhD, доц. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> студ. гр. Т-213 НУ «Запорізька політехніка»

### **УМОВНОСТІ ТА СПРОЩЕННЯ НА КРЕСЛЕНИКАХ, ЯКІ ПОЛЕГШУЮТЬ ВИКОНАННЯ ЗОБРАЖЕНЬ**

Державними стандартами встановлено низку умовностей і спрощень, які полегшують виконання зображень на креслениках.

У випадку, якщо деталь має кілька однакових рівномірно розташованих елементів (отворів, зубців, пазів тощо), то на зображенні повністю показують тільки один-два таких елементи, а решту показують спрощено або умовно (рис. 1).

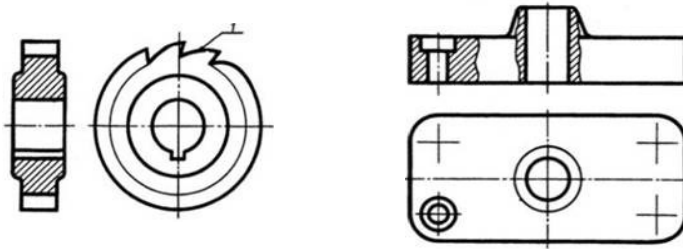


Рисунок 1 – Зображення деталі, що має кілька однакових рівномірно розташованих елементів

Допускається показувати частину деталі із зазначенням кількості елементів і їх розташування (рис. 2).

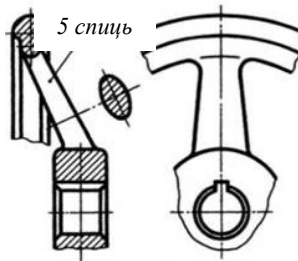


Рисунок 2 – Зображення частини деталі із зазначенням кількості елементів і їх розташування

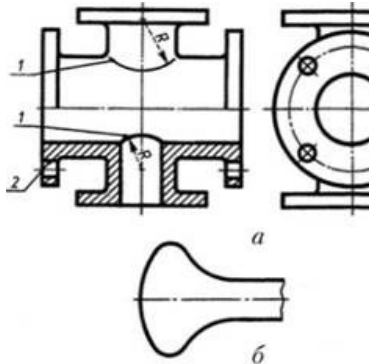


Рисунок 3 – Спрощене зображення ліній перетину поверхні

Якщо не потрібно точної побудови ліній перетину поверхні, їх можна зображати спрощено. Замість лекальних кривих проводять дуги

кіл і прями лінії (рис. 3). Умовне зображення ліній переходу поверхонь (1) та розташування отворів у круглому фланці (2) показано на рис. 3, а. Плавний перехід від однієї поверхні до іншої показують умовно – за допомогою тонкої лінії (рис. 3, а) або зовсім не показують (рис. 3, б).

При зображенні отворів у ступицях шківів, зубчастих коліс, шпонкових пазів тощо допускається замість повного зображення давати лише контур отвору (рис. 4, а) або шпонкового паза (рис. 4, б).

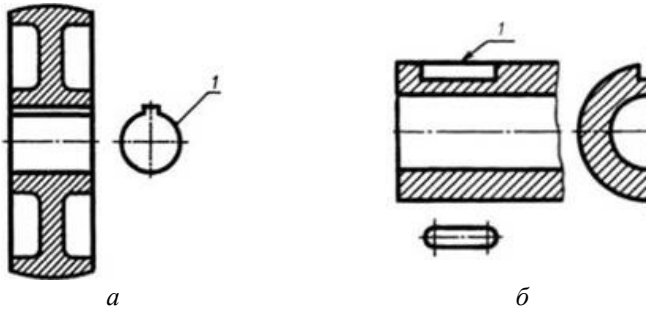


Рисунок 4 – Зображення отворів у зубчастих коліс, шпонкових пазів

Представлені умовності та спрощення на креслениках, які полегшують виконання зображень, містять дотримання правил, установлених ДСТУ.

УДК 514.18

Бажміна Е.А.<sup>1</sup>, Коц А.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> PhD, доц. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> студ. гр. Т-213 НУ «Запорізька політехніка»

### **УМОВНОСТІ ТА СПРОЩЕННЯ НА КРЕСЛЕНИКАХ, ЯКІ СКОРОЧУЮТЬ КІЛЬКІСТЬ ЗОБРАЖЕНЬ**

Державними стандартами встановлено низку умовностей і спрощень, які скорочують кількість зображень при виконанні креслеників.

Застосування умовних знаків діаметра  $\varnothing$  і квадрата  $\square$  сприяє обмеженню одним зображенням циліндричних, конічних і призматичних елементів (рис. 1, а); також завдяки застосуванню знаків можна обмежитися одним зображенням деталі, що складається з таких елементів (рис. 1, б). Деталі, накреслені без застосування знаків  $\varnothing$  і  $\square$  (рис. 1, в).

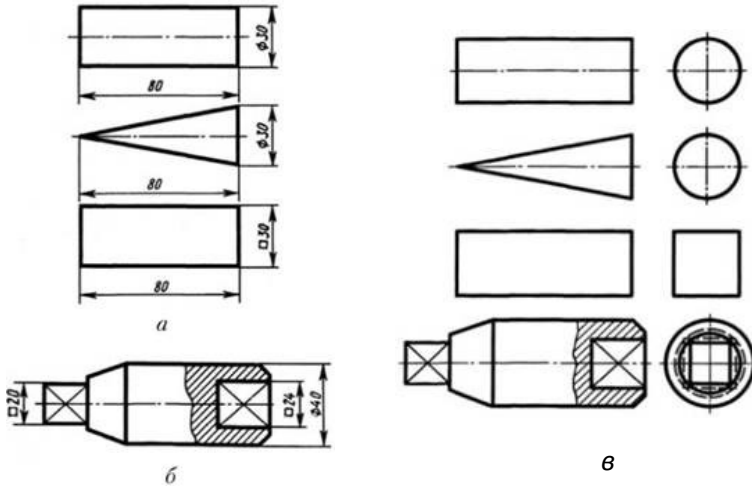


Рисунок 1 – Застосування умовних знаків діаметра  $\varnothing$  і квадрата  $\square$

Якщо потрібно виділити на зображенні деталі плоску поверхню, то її позначають суцільними тонкими лініями діагоналями (рис. 1, б).

Сферичну поверхню предмета можна позначити одним видом і винести перед знаком  $\varnothing$  (R) слово «Сфера» в тих випадках, коли без цього слова важко відрізнити сферу від інших поверхонь (рис. 2).

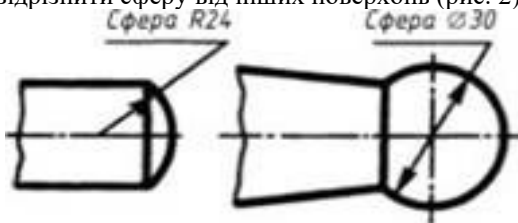


Рисунок 2 – Позначення сферичної поверхні предмета

Завдяки нанесенню умовних позначень товщини ( $s_3$ ) та довжини (l) деталі, плоскі і довгі предмети можна показувати однією проєкцією (рис. 3).

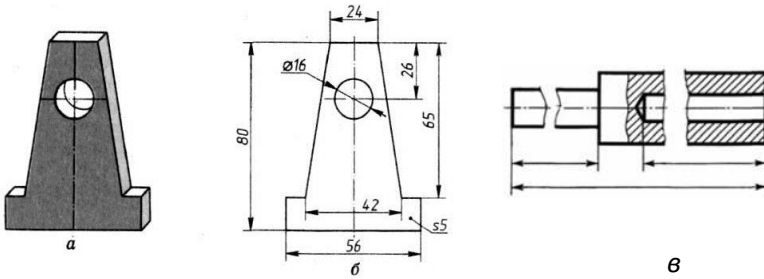


Рисунок 3 – Нанесення умовних позначень товщини та довжини деталі плоских і довгих предметів

а – загальний вид деталі плоскої деталі; б, в – кресленик деталі

Якщо зображення деталі є симетричною фігурою, допускається креслити лише половину зображення або трохи більше. Межею виду та розрізу має бути вісь симетрії (рис. 4, а) або лінія обриву (рис. 4, б). Таке зображення називають поєднання половини виду з половиною відповідного розрізу.

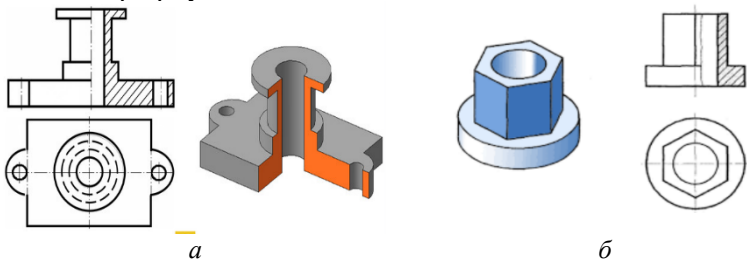


Рисунок 4 – Поєднання половини виду з половиною розрізу

Представлені умовності та спрощення на креслениках, які скорочують кількість зображень, містять дотримання правил, установлених ДСТУ.

### СКЛАДНІ РОЗРІЗИ

Складні розрізи – це розрізи, утворені двома або більшою кількістю площин. Складні розрізи поділяють на ступінчасті та ламані.

Ступінчастий розріз – це складний розріз, утворений паралельними січними площинами. На рис. 1 розріз виконано трьома паралельними площинами. Передню частину деталі умовно відкинута, а частину, що залишилася, зображено в розрізі на місці виду спереду, оскільки використано фронтальні січні площини. Розріз виконують так: зображення, що містяться на трьох паралельних площинах, суміщають в одну площину без позначення меж кожної з площин.

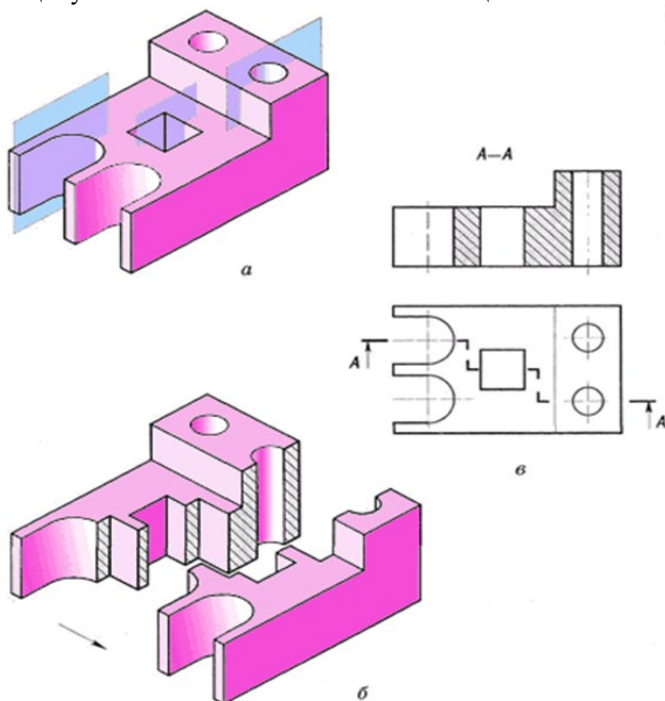


Рисунок 1 – Ступінчастий розріз

Ламаний розріз – це складний розріз, утворений січними площинами, що перетинаються під кутом більше ніж  $90^\circ$ . При виконанні ламаних розрізів січні площини умовно повертають навколо лінії взаємного перетину до суміщення з площиною, паралельною до однієї з площин проєкцій. Коли суміщені площини виявляються паралельними одній з основних проєкцій (горизонтальній чи вертикальній), то ламаний розріз треба розміщати на місці відповідного виду. На рис. 2 похила площина повернута в профільне положення, тому розріз розміщено на місці виду зліва. Стрілкою на кресленку показано напрям проєціювання (рис. 2, в). При повертанні січної площини елементи деталі, які розташовані за нею, не мають переміщатися на кут повороту. Тобто, ці елементи проєкуються таким способом, як при звичайних простих горизонтальних або вертикальних розрізах.

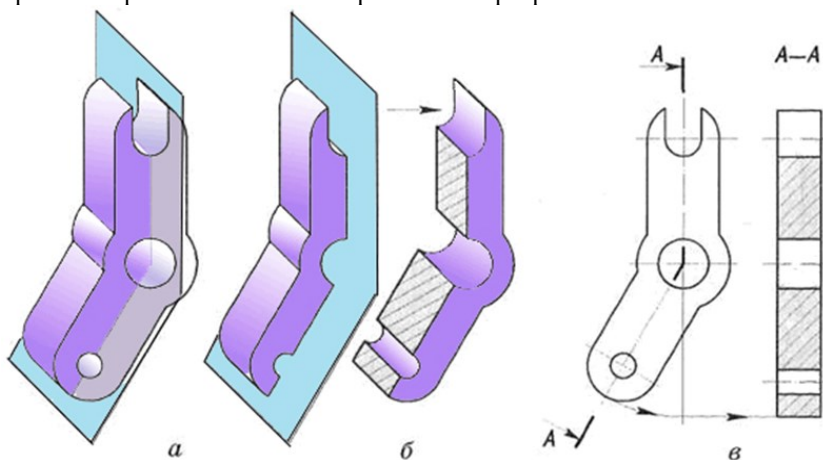


Рисунок 2 – Ламаний розріз

Отже, якщо деталь має декілька конструктивних елементів внутрішньої будови, що не розташовані в одній січній площині, то при виконанні розрізів треба розглядати складний ступінчастий або ламаний розріз.

УДК 514.18

Бажміна Е.А.<sup>1</sup>, Гонтар А.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> PhD, доц. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> студ. гр. Т-213 НУ «Запорізька політехніка»

## ВІДМІННІСТЬ РОЗРІЗІВ І ПЕРЕРІЗІВ

Розрізом називають зображення предмета, умовно розрізаного січною площиною. Частина деталі, розташовану перед січною площиною, умовно видаляють. На розрізі зображують те, що знаходиться в січній площині та за нею.

Перерізом називають зображення фігури, отримане при умовному перерізі предмета однією або кількома площинами. На перерізі показують тільки те, що міститься безпосередньо в січній площині (рис. 1).

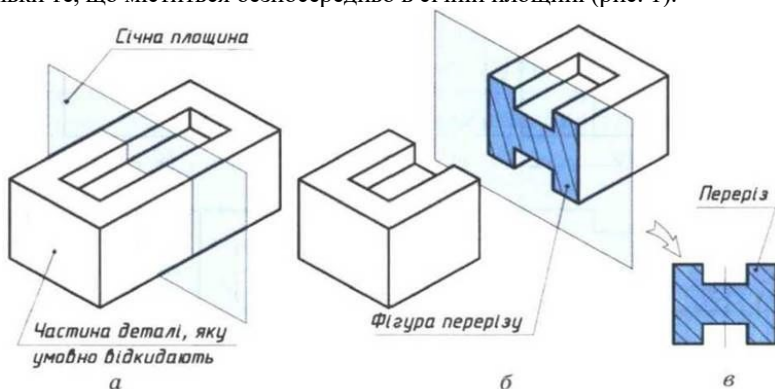


Рисунок 1 – Отримання фігури перерізу від січної площини

Утворення перерізів і розрізів відбувається однаково, проте між ними є відмінність: переріз містить зображення фігури, що безпосередньо розміщено в січній площині, а на розрізі, крім фігури перерізу, показують ще й те, що розташовано за січною площиною (рис. 2).

Отже, перед виконанням креслення деталі треба продумати, що доцільніше використати для розкриття внутрішньої будови деталі розріз чи переріз. Розріз містить крім фігури перерізу, ще й те, що розташовано за січною площиною.



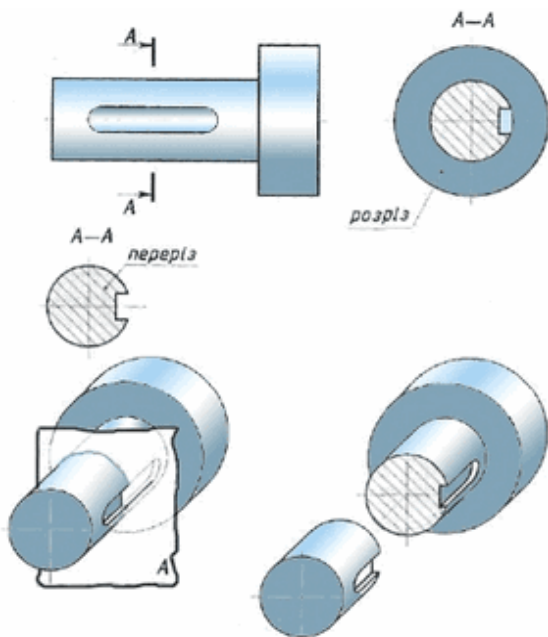


Рисунок 2 – Зображення розрізів і перерізів

УДК 514.18

Бажміна Е.А.<sup>1</sup>, Вайновський О.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> PhD, доц. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> студ. гр. Т-213 НУ «Запорізька політехніка»

### ПОЗНАЧЕННЯ НАРІЗИ НА КРЕСЛЕНИКУ

Нарізью називають поверхню, утворену гвинтовим переміщенням плоского профілю за циліндричною або конічною поверхнею. Нарізь належить до конструктивних елементів деталі.

Співвідношення зовнішньої і внутрішньої нарізі, нарізного з'єднання на деталі та їхнє зображення на кресленку показано на рис. 1.

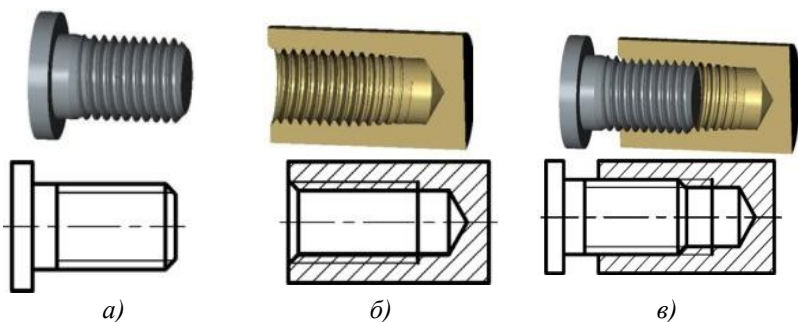


Рисунок 1 – Співвідношення нарізі, нарізного з'єднання на деталі та їхнє зображення на кресленнику

а – зовнішня нарізь; б – внутрішня нарізь; в – нарізне з'єднання

На стержні нарізі (наприклад, на деталі «гвинт») зображують суцільними основними лініями за зовнішнім діаметром і суцільними тонкими лініями за внутрішнім діаметром. На видах, паралельних осі стержня, суцільну тонку лінію проводять на всю довжину нарізі без збігу. Ця лінія має перетинати межу фаски. На видах, перпендикулярних осі стержня, суцільну тонку лінію внутрішнього діаметра нарізі проводять у вигляді дуги, приблизно на  $3/4$  довжини кола, при чому ця лінія може бути розімкнена в будь-якому місці, але кінці дуги не мають збігатися з осьовими лініями отвору.

В отворі нарізі (наприклад, на деталі «гайка») у розрізах вздовж осі зображують суцільними основними лініями за внутрішнім діаметром та суцільними тонкими – за зовнішнім. Тонку лінію проводять на всю довжину нарізі. При зображеннях на площині, перпендикулярній осі отвору, суцільну тонку лінію зовнішнього діаметра нарізі проводять лише на  $3/4$  довжини кола, розриваючи її в будь-якому місці.

За державними стандартами позначення всіх нарізей, крім конічних і трубної циліндричної, відносять до зовнішнього діаметру та проставляють над розмірною лінією, на її продовженні або на поличці лінії-виноски (рис. 2).

Позначення конічних нарізей і трубної циліндричної відносять до контуру нарізі (основної суцільної лінії) та наносять тільки на поличці лінії-виноски (рис. 3). На рис. 3 показано позначення зовнішньої та внутрішньої трубної циліндричної нарізі на кресленнику двома способами.

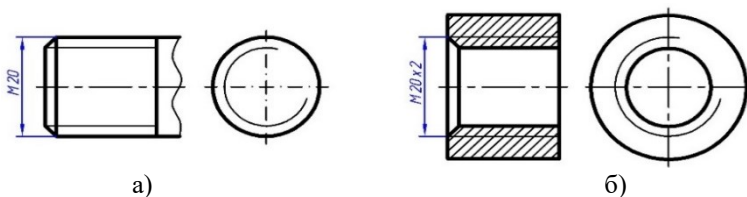


Рисунок 2 – Позначення циліндричної нарізі на кресленнику, крім трубної циліндричної

а – зовнішня нарізь; б – внутрішня нарізь

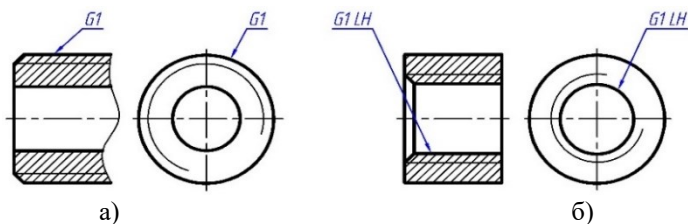


Рисунок 3 – Позначення трубної циліндричної нарізі на кресленнику

а – зовнішня нарізь; б – внутрішня нарізь

Щоб накреслити нарізь на кресленнику, використовують суцільні товсті та тонкі лінії, які показують місце нарізі та її розміри.

Креслення нарізей є процесом відображення та позначення нарізей з їхніми елементами на технічних кресленниках. Зображення, отримане в результаті такого процесу, допомагає зрозуміти, які частини деталі з'єднуються між собою та як вони виглядають у реальності.

УДК 514.18

Бажміна Е.А.<sup>1</sup>, Вайновський О.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> PhD, доц. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> студ. гр. Т-213 НУ «Запорізька політехніка»

## КЛАСИФІКАЦІЯ НАРІЗЕЙ

Нарізь є поширеним і важливим елементом у машинобудуванні, який використовується для з'єднання і кріплення деталей. Розуміння

різних видів виготовлення нарізей та їхнє застосування має вирішальне значення для інженерів та конструкторів.

Нарізі, що застосовують у техніці, класифікують за такими ознаками (рис. 1):

- формою профілю – конфігурації нарізного інструмента, за допомогою якого утворюють нарізі трикутні, трапецоїдні, прямокутні, круглі;

- формою поверхні, на якій нарізають нарізь циліндричну та конічну;

- розташуванням – можуть бути зовнішньою, якщо вона виконана на зовнішній поверхні циліндра або конуса (таку нарізну деталь умовно називають «гвинт») і внутрішньою, якщо вона виконана на поверхні циліндричного або конічного отвору (умовно називають «гайка»);

- призначенням – для з'єднання різних деталей машин та механізмів між собою використовують кріпильні нарізі; для перетворення обертowego руху нарізних деталей у зворотно-поступальний рух механізмів машин, наприклад, у ходовому гвинту токарного верстата – ходові; нарізі, у яких деякі параметри, наприклад, крок, зовнішній діаметр, профіль, відрізняються від інших – спеціальні;

- числом заходів однозахідні – профіль нарізі утворюється за допомогою одного плоского профілю (нарізного інструмента) та багатозахідні – якщо на поверхні циліндра одночасно переміщувати не один, а два, три або більше плоских профілів, рівномірно зміщених за колом один відносно одного, то можна утворити гвинти відповідно з двома, трьома або більше заходами. Число заходів гвинта легко визначити за його торцевою поверхнею;

- напрямком гвинтової лінії – права, що утворюється контуром, який обертається за стрілкою годинника й рухається вздовж осі в напрямку від спостерігача та ліва, яка утворюється контуром, що обертається проти годинникової стрілки й рухається вздовж осі в напрямку до спостерігача.

Знання класифікації нарізей за призначенням, формою профілю та поверхні, розташуванням, числом заходів і напрямком гвинтової лінії допомагають правильно вибрати тип нарізі для конкретного застосування.

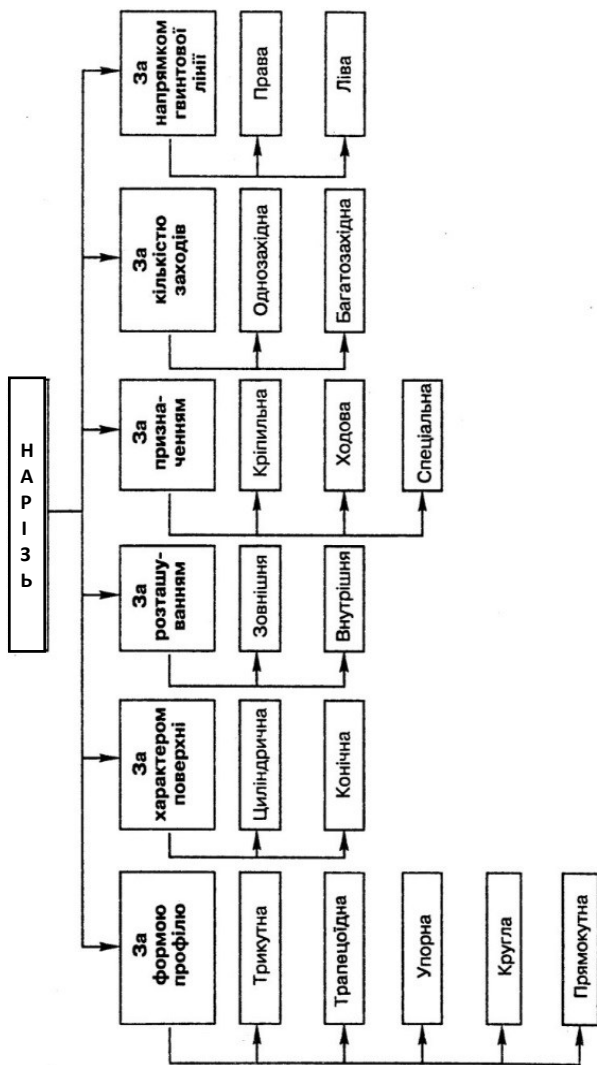


Рисунок 1 Класифікація нарізей –

УДК744

Паничук Д.С.<sup>1</sup>, Бовкун С. А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> студ. гр. БАД-532 НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> старш. викл. НУ «Запорізька політехніка»

## ІНТЕРАКТИВНИЙ СПОСІБ РІШЕННЯ ПОЗИЦІЙНИХ ЗАДАЧ КУРСУ «ІНЖЕНЕРНА ГРАФІКА»

Інженерна графіка є однією з основних дисциплін, яка закладає основи вищої технічної освіти.

Конфігурація та різноманітність форм деталей машин і механізмів, як правило, є комбінацією простих тіл, що обмежені плоскими, циліндричними, конічними та сферичними поверхнями. Тому, студенту, як майбутньому фахівцю, необхідно навчитися будувати та читати зображення геометричних тіл у будь-якому їх поєднанні та положенні щодо площин проєкцій. Прочитати зображення – значить уявити форму деталі за наявними проєкціями. Кожна проєкція окремо дозволяє лише частково уявити форму предмету. Необхідно вміти на різних проєкціях знаходити відомості, що відносяться до кожного елементу деталі, для того щоб подумки об'єднати їх та відтворити її просторовий образ.

Зображення предметів отримують способом прямокутного проєктування на площині проєкцій.

Для навчання студентів рішенню таких позиційних задач розроблені навчальні програми, що дозволяють покрокове автоматичне вирішення різних завдань. Комплекс навчальних інтерактивних програм «Позиційні задачі з нарисної геометрії та інженерної графіки» надає можливість покрокового розв'язування наступних задач (рис.1):

Проєкції точок на поверхнях геометричних тіл;

Переріз геометричних тіл проєруючими площинами;

Проєкції точок перетину тіл прямими лініями.

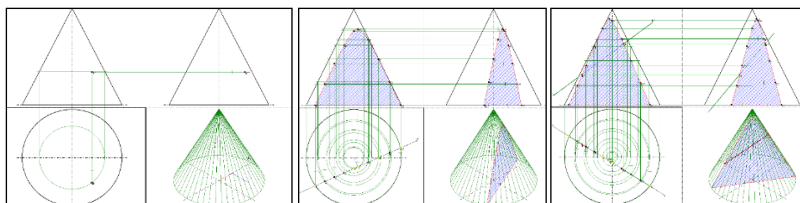


Рисунок 1 – Види задач, що розв'язує програма

Після запуску програми з'явиться головна форма, в якій необхідно обрати вхідні дані для розв'язування задачі (рис.2), а саме обрати вид

задачі, вид геометричного тіла (конус, сфера, циліндр, призма, піраміда), його параметри, проєкцію, метод побудови (в першій задачі) та тип аксонометричного зображення (ізометрія чи диметрія).

Наступним кроком у робочих формах (в яких безпосередньо відбувається процес розв'язування задачі) користувачу надається можливість введення даних (точок або прямих) за допомогою миші. Координати поставлених точок зберігаються в текстовому полі в правому верхньому куті робочої форми. При введенні точок можна використовувати прив'язки (прапорець "Привязки" повинен бути ввімкненим).

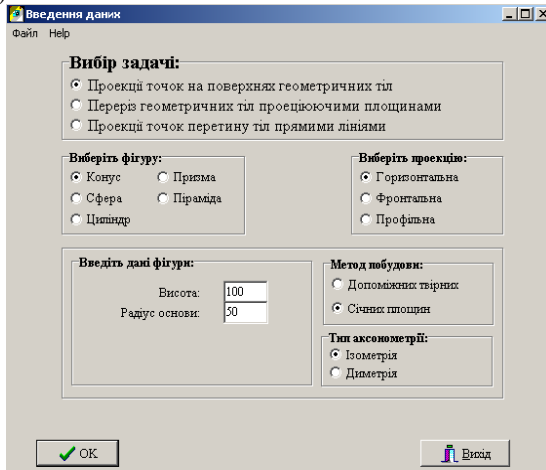


Рисунок 2 – Вікно вибору виду задачі

Для початку розв'язування задачі, тобто для переходу на новий етап, необхідно натиснути кнопку на "Next". На кожному етапі користувачу надаються докладні пояснення про хід розв'язування задачі у текстовому полі внизу робочої форми. Якщо необхідно одразу перейти на останній крок розв'язання задачі треба натиснути на кнопку "Result". Допоміжні лінії можна убрати (або додати), знявши (або поставивши) прапорець "Допоміжні лінії".

Програма надає можливість виведення результатів побудови на друк.

Таке автоматичне вирішення завдань з різними умовами може бути застосовано також і для демонстрації рішення, і для перевірки правильності рішення при довільних умовах.

## **КОНТРОЛЬ ЗНАНЬ СТУДЕНТІВ З НАРИСНОЇ ГЕОМЕТРІЇ ШЛЯХОМ ПРОВЕДЕННЯ ТЕСТУВАННЯ**

Однією з найважливіших умов підвищення ефективності та якості навчального процесу є систематичне отримання викладачем об'єктивної інформації про ступінь засвоєння дисципліни студентами. Контроль та оцінка знань - необхідна частина навчально-виховного процесу.

Найбільш економною формою контролю, а також об'єктивним показником засвоєння навчального матеріалу з навчальної дисципліни є тести.

Тестування - один з варіантів контролю теоретичних знань студентів з дисциплін нарисна геометрія та інженерна графіка, особливо актуальний у зв'язку з тим, що знання теорії надзвичайно важливе при виконанні графічних робіт. Дана форма контролю знань допоможе самому студенту визначити об'єктивний рівень його підготовки, а також дозволить викладачеві оцінити ступінь засвоєння навчального матеріалу студентами за певний період, виявити успіхи у вивченні, прогалини та недоліки у знаннях, вміннях та навичках у окремих студентів та у всієї групи загалом. Визначити якість засвоєння пройденого матеріалу. Це особливо важливо при вивченні курсу нарисної геометрії, оскільки всі розділи курсу пов'язані і кожен наступний ґрунтується на знаннях, отриманих щодо попереднього розділу.

Якщо студент не засвоїв теми «Точка», «Лінія», він не зможе вирішувати завдання на взаємне розташування геометричних елементів, завдання на поверхні. Якщо він погано засвоїв окремі методи перетворення ортогональних проєкцій, він не зможе при вирішенні завдань вибрати найбільш раціональний метод перетворення тощо.

Тести складено таким чином, що навіть умова завдання має навчальний характер, а саме, дається назва прямих, площин та їх різне положення щодо площини проєкції та ін. Такі завдання тренують пам'ять та сприятливо позначається на розвитку просторової уяви.

Викладачами кафедри розроблена велика база тестових питань та завдань з усіх дисциплін, що викладаються на кафедрі.

По кожній темі розроблено десять і більше варіантів тестових завдань.

Приклади представлення завдань показано на рисунку 1.



НУБІ		Тестові завдання з нарисної геометрії	
Розробив: студент спец. Скоробоган М.В.		Тема 1: Проектування точки	варіант №1
<b>1. Вказати вірну відповідь</b>			
Площина проєкцій $\Pi_1$ називається			Віповідь
1	горизонтальна площина проєкцій		
2	фронтальна площина проєкцій		
3	профільна площина проєкцій		
<b>2. Встановити відповідність</b>			
A(0,0,48)	B(0,0,84)	C(65,0,0)	D(35,20,0)
E(0,15,32)	F(14,45,32)	M(0,35,0)	N(3,10,74)
Визначити розташування кожної точки в системі координат:			Віповідь (позначена точкою)
1	В просторі розташована точка		
2	Горизонтальній площині проєкцій належить точка		
3	Фронтальній площині проєкцій належить точка		
4	Профільній площині проєкцій належить точка		
5	На осі X розташована точка		
6	На осі Y розташована точка		
7	На осі Z розташована точка		
<b>3. Вирішіть завдання</b>			
На комплексному кресленні побудувати відсутні проєкції точок A та B			

НУБІ		Тестові завдання з нарисної геометрії	
Розробив: студент спец. Скоробоган М.В.		Тема 2: Положення прямої в просторі	варіант №1
<b>1. Вказати вірну відповідь</b>			
Фронтально-проєкційної прямої є відразок прямої АВ з координатами:			Віповідь
1	A(3;30,0)	2	A(45;15,10)
	B(15;30,0)	3	A(35;30,30)
		4	B(15;30,0)
<b>2. Розв'язати завдання</b>			
Побудувати профільні проєкції відрізків прямих АВ, CD, EF			
<b>3. Встановити відповідність</b>			
1	2	3	4
а	б	в	г
а	б	в	г
а	б	в	г
а	б	в	г
По заданим ескізам визначити положення кожної прямої			
			Віповідь
Горизонтальна пряма зображена на ескізі			
Фронтальна пряма зображена на ескізі			
Профільна пряма зображена на ескізі			
Горизонтально-проєкційна пряма зображена на ескізі			
Фронтально-проєкційна пряма зображена на ескізі			
Профільно-проєкційна пряма зображена на ескізі			
Пряма загального положення зображена на ескізі			

Рисунок 1. Приклади питань на теми «Проектування точки», «Положення прямої в просторі»

Питання тестових завдань за змістом охоплюють всі розділи дисципліни. Проведене з допомогою тестування дозволяє оцінити знання значної кількості студентів у стислі терміни.

Тестова технологія контролю знань дає змогу:

1. Проводити індивідуальний контроль знань кожного студента.
2. Перевіряти рівень знань на всіх етапах процесу навчання.
3. Поєднувати її з іншими традиційними формами педагогічного контролю.

Використання тестів з нарисної геометрії та інженерної графіки зручне під час перевірки знань теоретичного матеріалу та термінології. Використання тестування дозволяють організувати освітній процес на сучасному рівні.

Запропонована організація навчання із використанням системи тестування дозволяє об'єктивно оцінювати знання студентів.

УДК 621; 624;672

Морозов А.В.<sup>1</sup>, Нетребко В.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> студ. гр. ІФ-310 НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> д-р. техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

### **ОСОБЛИВОСТІ ПРОЄКТУВАННЯ ДІЛЬНИЦЬ З КОНТАКТНОГО ЗВАРЮВАННЯ ВИРОБІВ У СКЛАДІ МАШИНОБУДІВНИХ ЦЕХІВ**

Проектування дільниць контактного зварювання виробів має певні особливості які визначаються як специфікою обладнання так і організацією виробничого процесу. Контактне зварювання застосовується у виготовленні виробів як малих розмірів (різні інструменти, побутові ємності, окремі деталі машин, кронштейни і тому подібне) так і великих габаритних розмірів, як наприклад вагонів, літаків, автомобілів, будівельних металоконструкцій і т. п.

Машини та пристрої для контактного зварювання можуть бути стаціонарними або переносними. Переносні пристрої для точкового зварювання мають різні назви: кліщі, скоби, зварювальні пістолети для точкового зварювання та ін. Стаціонарні машини контактного зварювання можуть бути використані для виробництва окремих виробів простої конструкції або вони інтегруються в автоматизовані (роботизовані) комплекси та лінії поточного виробництва.

При розробці плану розташування обладнання слід враховувати наступні особливості:

- зона безпеки має більші розміри у порівнянні із машинобудівними станками, що обумовлено можливістю переміщення робочих органів машин, а також можливими викидами рідкого металу із зони зварювання;
- збільшення площі технологічного складування заготовок, що визначається певною послідовністю зварювання елементів виробу, потреби у охолодженні після зварювання або після термічної обробки (за потреби);
- розташування місць збереження технологічної оснастки, електродів, кондукторів та різного допоміжного обладнання;
- встановлення захисних екранів і додаткових засобів безпеки;
- розташуванням станків або обладнання для механічної обробки електродів;
- місця для контролю технологічних зразків якості зварювання;
- розташування місць керування та вимірювальної апаратури.

Вказані особливості передбачають певні вимоги до ширини та висоти цехових прольотів, а також наявності місцевих (технологічних) вантажопідйомних механізмів. Значне використання електроенергії та постійний піковий режим потребує додаткових вимог до електричних мереж. Потрібно враховувати збільшення водовикористання на охолодження електродів машин.

УДК 669.15

Бриков М.М.<sup>1</sup>, Гіржон В.В.<sup>2</sup>, Климов О.В.<sup>3</sup>, Капустян О.Є.<sup>4</sup>, Єфременко О.В.<sup>5</sup>

<sup>1,2</sup> д-р. техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>3,4</sup> канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>5</sup> старш.наук.співроб. ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»

## **ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ НА ГРАДІЄНТНУ НАНОСТРУКТУРУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ОПОРУ УДАРНОМУ РУЙНУВАННЮ**

Високовуглецеві сталі зазвичай використовують як інструментальні матеріали. Застосування цих сталей в конструкціях ускладнене через їх високу крихкість і погану зварюваність. Однак виявляється, що високовуглецеві сталі володіють прихованими резервами пластичності і міцності за умов відповідної термічної обробки.

Нелеговану високовуглецеву сталь У8 було термічно оброблено нетрадиційним способом для одночасного підвищення міцності і ударної в'язкості. Зразки для випробувань на розтяг і ударний згин піддавали витримці впродовж часу від 3 хв. до 9 хв. за температури 800 °С з подальшим охолодженням в рідкому мастилі.

Встановлено, що для кожного типу зразків існує певна оптимальна температура витримки, за якої забезпечуються максимальна ударна в'язкість або максимальна міцність.

Мікроструктурні дослідження показали, що в підповерхневому шарі зразка було створено градієнтну наноструктуру. Кількість цементитних пластин було збільшено з 3 для відпаленого стану до 13 після термічної обробки. Твердість і мікротвердість поверхні і підповерхневого шару після термічної обробки з оптимальним часом витримки було підвищено до 390 HV. Нанотвердість підповерхневого шару складала 4500 МПа.

За результатами рентгенівської дифрактометрії було встановлено, що дифракційний максимуми (211) для  $\alpha$  фази після термічної обробки з оптимальною витримкою був зміщений в бік менших кутів  $2\theta$ . Це

свідчить про підвищений вміст вуглецю в  $\alpha$ -твердому розчині до 0,12 мас.%. Таким чином, після термічної обробки з оптимальним часом витримки в інструментальній сталі У8 утворюється наноструктурована суміш низьковуглецевого мартенситу і тонких цементитних пластин, що і забезпечує підвищені міцність і опор ударному руйнуванню.

Роботу виконано за фінансової підтримки Національного фонду досліджень України.

УДК 621.791

Брик М.М.<sup>1</sup>, Гіржон В.В.<sup>2</sup>, Климов О.В.<sup>3</sup>, Капустян О.С.<sup>4</sup>, Єфременко О.В.<sup>5</sup>

<sup>1,2</sup> д-р. техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>3,4</sup> канд. техн. наук, доц. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>5</sup> старш.наук.співроб. ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»

### **ДОСЛІДЖЕННЯ ЗВАРЮВАНOSTI НЕЛЕГОВАНОЇ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ІЗ НАДЗВИЧАЙНО НИЗЬКИМ ТЕПЛОВКЛАДЕННЯМ**

Виконано зварювання високовуглецевої інструментальної сталі У8 без попереднього підігріву і подальшої термічної обробки. Для мінімізації і точного дотримання певного рівня тепловкладення застосовували технологію СМТ (cold metal transfer).

Дослідження зон термічного впливу (ЗТВ) і ліній сплавлення за допомогою сканувальної електронної мікроскопії і оптичної мікроскопії показало, що існує можливість виключити або мінімізувати утворення мартенситу в ЗТВ і отримувати переважно перлітну мікроструктуру (Рис. 1).

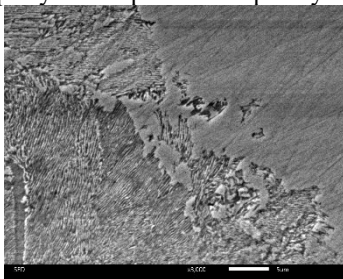


Рисунок 1 – Мікроструктура сталі У8 біля лінії сплавлення.

Показано, що мартенсит може утворюватись в наплавленому металі через насичення розплавленого електродного металу вуглецем впродовж контакту рідкої ванни з високовуглецевою сталлю. Для виключення

утворення мартенситу в наплавленому металі рекомендовано застосовувати аустенітний зварювальний дріт.

Зразки сталі У8, які зварено за СМТ технологією, було випробувано на розтяг і встановлено, що за умови точного додержання режиму СМТ зварювання утворюються якісні зварні з'єднання. Руйнування відбувається виключно через наплавлений метал.

Роботу виконано за фінансової підтримки Національного фонду досліджень України.

УДК 669.187.56

Попов С. М.<sup>1</sup>, Білоник Д.І.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> д-р. філос. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>2</sup> асп. НУ «Запорізька політехніка»

## **ПРОБЛЕМА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ЧИННИКІВ ПОРОШКОВИХ ВИТРАТНИХ ЕЛЕКТРОДІВ ДО ТЕХНІЧНИХ УМОВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИХ ПРОЦЕСІВ**

Апріорі підтверджує, що на даний час, у промисловості застосовуються електрошлакові технології які мають достатньо широкий спектр матеріалів для переплаву з різним хімічним складом, що обумовлює використання достатньо широкої номенклатури витратних електродів. Тож, аналіз проблеми технологічних чинників порошкових витратних електродів до технічних умов електрошлакових процесів є актуальною науковою задачею, що конче необхідно для подальшої розробки оптимальної конструкції порошкового електроду.

Для забезпечення необхідного хімічного складу наплавленого металу при електрошлакових процесах застосовують різні способи введення лігатурних компонентів наплавлений метал, серед яких основними є:

1. Введення за допомогою дозаторів добавок, що легують, на поверхню шлакової ванни. При цьому способі відбувається значний чад легуючих елементів.

2. Введення легуючих добавок за допомогою лігатурного електрода суцільного перерізу. Цей спосіб дає найкращі результати з розчинення та засвоєння легуючих елементів у металевій ванні. Однак, для отримання лігатурного електрода необхідно мати металургійний комплекс (плавильний агрегат, встановлення установки напівбезперервного лиття). Неминучі втрати високолегованого металу під час виготовлення лігатурного електрода. Існують технологічні проблеми закріплення лігатурного електрода на основному. Дана технологія знайшла

застосування тільки при електрошлаковому переплаві та електрошлаковому виплавленні, в основному, великих заготовок деталей.

3. Введення легуючих добавок за допомогою порошкової стрічки або коробчастого електрода, заповнених шихтою з лігатури або феросплавів. При цьому забезпечується точне дозування легуючих компонентів, висока однорідність хімічного складу наплавленого металу і вирішується питання закріплення порошкової стрічки або електрода на основному.

Отримання високих механічних та експлуатаційних властивостей електрошлакового металу багато в чому залежить від умов кристалізації, які визначаються не лише технологічними параметрами процесу, а й суттєво залежать від характеру краплеутворення на електродному торці. Процеси оплавлення електродного торця суцільного перерізу та крапле перенесення електродного металу вивчені досить повно та показано їх взаємозв'язок із глибиною та формою дна металеві ванни. Відомо що найбільш сприятливим для кристалізації наплавленого металу є випадок, коли відрив краплі відбувається не тільки з вершини конуса електродного торця, що оплавається, але і з периферійних ділянок перерізу електрода. З цією метою застосовують: примусове оплавлення електродного торця; подачу струменя газу на торець електрода; попередній підігрів електрода, що витрачається; обертання витратного електрода; електроди спеціальної конструкції, у яких кілька рядів виконані вузькі наскрізні щілини. Однак у наукових джерелах практично відсутні питання електрошлакової технології порошковим електродом і, зокрема, процеси плавлення електродного торця, формування на ньому джерел краплеутворення і перенесення крапель у розплав металеві ванни, та вплив умов плавлення порошкового електрода на кристалізацію наплавленого металу.

УДК 669.14.017-15

Корнієнко В.В.<sup>1</sup>, Харченко А.О.<sup>2</sup>, Міщенко В.Г.<sup>3</sup>

<sup>1,2</sup> асп. НУ «Запорізька політехніка»

<sup>3</sup> д-р техн. наук, проф. НУ «Запорізька політехніка»

## **ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ 18×15 НЗМ-Ш ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ**

У зв'язку з необхідністю забезпечення всезростаючого ресурсу роботи й підвищення експлуатаційної надійності ГТД актуальним є пошук способів удосконалення технології виготовлення заготовок із цієї сталі для підвищення якості виробів.

Таблиця 1 - Режими термічної обробки зразків, вирізаних із центральної частини сортового прокату

№ варіанта	Режими термічної обробки	Час витримки, хв	Мікроструктура
1	Н. - 1150 °С, оохолодження повітря	60	Рис. 4.3, а
2	Н. - 1150 °С, оохолодження повітря Н.- 990 °С, оохолодження повітря	60 120	Рис. 4.3, б
3	Н. - 1150 °С, оохолодження повітря Н. - 990 °С, оохолодження повітря В. В. - 650 °С, оохолодження повітря	60 120 180	Рис. 4.3, в
4	Н.-1150 °С, оохолодження повітря Н.- 990 °С, оохолодження повітря В. В. - 650 °С, оохолодження повітря Г. - 970 °С, оохолодження масло	60 120 180 30	Рис. 4.3, г, д
5	Н.-1150 °С, оохолодження повітря Н.-990 °С, оохолодження повітря В . В. - 650 °С, оохолодження повітря Г. - 970 °С, оохолодження масло В. В. - 580 °С, оохолодження повітря	60 120 180 30 180	Рис. 4.3, е

ПРИМІТКА: Н. - нормалізація; Г. - гартування; В. В. - високий відпуск.

Дослідження проводили на прокаті діаметром 150 мм промислового виробництва, хімічний склад досліджуваної сталі: вуглець 0,21%; хром 15,68%; нікель 2,86%; молібден 0,41%; вольфрам 0,32%; марганець 0,3%; кремній 0,44%. Структура металу вихідної заготовки (прокат діаметром 150 мм) неоднорідна і являє собою сорбіт, орієнтований по мартенситу більш грубої будови до центру профілю. Рідкими рядками, що товщають до центру кола, розташовується б-ферит. Виділення б-фериту облямовані суцільними рядками карбідів.

Рентгеноспектральним локальним аналізом на установці MAP-1 на зразках, вирізаних із центральної осьової частини сортового прокату, визначена хімічна неоднорідність б-фериту. Хімічний склад б-фериту відрізняється підвищеним вмістом хрому й зниженим вмістом нікелю. Локальним аналізом за допомогою установки «Камека» підтверджені попередні результати вмісту хрому й нікелю, а також установлений підвищений вміст молібдену.

Нагрівання до температури 1000...1050 °С призводить до зникнення карбідної фази, що облямовує б-ферит, яка розчиняється в аустеніті.

Структурні зміни сталі, викликані тепловою обробкою, що імітує технологічний процес виготовлення дисків компресора, вивчали на зразках, вирізаних із центру сортового прокату діаметром 150 мм (табл. 1).

Нагрівання сталі до 1150 °С не усуває структурну неоднорідність сталі, зберігається вона також після нормалізації при 900 °С. І тільки після високого відпуску спостерігаються крапкові ланцюжки карбідів, що розташовуються по границях зерен і б-фериту. Додаткове нагрівання при 970 °С призводить до значної коагуляції карбідів і утворення каркасу навколо б-фериту.

УДК 669.187.56

Bilonyk D.I.<sup>1</sup>, Shumykin S. O.<sup>2</sup>, Laptieva H. M.<sup>3</sup>, Kornienko E.B.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> PhD student NU «Zaporizhzhia Polytechnic»

<sup>2,3</sup> assistant professor NU «Zaporizhzhia Polytechnic»

<sup>4</sup> senior teacher NU «Zaporizhzhia Polytechnic»

## **CONSUMABLES (POWDER ELECTRODES) FOR ELECTROSLAG PROCESSES**

The work provides examples of industrial applications of electroslag technology that require consumables of varying chemical composition, in particular consumable electrodes.

Options for alloying the deposited metal are considered, and the advantage of using a powder electrode is proven. A design has been proposed



for a powder consumable electrode consisting of a steel box profile (steel 3ps, 3 kp) and a fixing tape (steel 08 kp), which also works as a dispenser for a charge consisting of crushed ferroalloys.

Electroslag ingots with a diameter of 55 mm, obtained using powder electrodes, correspond in chemical composition to steels 20X13, X12 and cast iron ЧX15Г5 and ЧX16Г3Т. It has been established that the chemical composition of the ingots meets the requirements of the relevant DSTU. There is also a refining effect, as evidenced by the sulfur and phosphorus content.

When examining the electrode ends, you can see from their appearance that at the end of the solid electrode there is only one place of drop formation, located in the center of the end. At the end of the powder electrode, several sources of droplet formation are formed, which are placed along the perimeter of the steel box profile. This ensures uniformity of heat flow and makes the crystallization front flatter.

The work suggests that when ferroalloys with a high melting point are used in powder electrodes, a refinement of the structure (inoculating effect) may occur, which helps to increase the dispersion of the cast structure.

A comparative diagram of the crystallization of electroslag metal using solid and powder consumable electrodes is presented. Crystallization conditions were assessed by crystallization coefficients (CC) and bath shape (CB.S.), calculated from the imprints of metal baths fixed with iron sulfur during electroslag smelting of ingots with a diameter of 80 mm. For a solid electrode,  $CC = 0.86-0.88$ ;  $CB.S.=0.32-0.35$ , and powder electrode  $CC=0.95-0.98$ ;  $CB.S.=0.76-0.80$ . This suggests that during electroslag surfacing with a powder electrode, a shallow metal pool with a flat crystallization front is formed.

Наукове електронне видання  
Можна використовувати в локальному та  
мережному режимах

## **ТИЖДЕНЬ НАУКИ-2024**

**Інженерно-фізичний факультет**

Збірник тез доповідей щорічної  
науково-практичної конференції серед студентів,  
викладачів, науковців, молодих вчених та аспірантів

*15–19 квітня 2024 року*

Один електронний оптичний диск (DVD-ROM); супровідна  
документація.

Тираж 100 прим. Зам. №504

Видавець і виготовлювач  
Національний університет «Запорізька політехніка»  
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64  
Тел.: (061) 769–82–96, 220–12–14

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 6952 від 22.10.2019.