

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ

ТИЖДЕНЬ НАУКИ-2019.
Інженерно-фізичний факультет

Збірник тез доповідей щорічної
науково-практичної конференції серед студентів,
викладачів, науковців, молодих учених і аспірантів

15–19 квітня 2019 року

Електронне видання комбінованого
використовування на DVD-ROM

м. Запоріжжя

УДК 621
Т39

*Рекомендовано до видання Вченою радою
Запорізького національного технічного університету
(Протокол №10 від 03.06.2019 р.)*

Упорядник Ястребова О.Ф.

Редакційна колегія:

Наумик В. В., д-р техн. наук, професор (відпов. ред.)
Прушківський В. Г., д-р екон. наук, професор
Кузькін О.Ф., канд. техн. наук, доцент
Глушко В.І., канд. техн. наук, доцент
Климов О.В., канд. техн. наук, доцент
Антонов М.Л., канд. техн. наук, доцент
Савченко В.О., канд. техн. наук, доцент
Кабак В.С., канд. техн. наук, доцент
Касьян М.М., канд. техн. наук, доцент
Корольков В.В., канд. екон. наук, доцент
Дєдков М.В., канд. іст. наук, доцент
Васильєва О.О., канд. фіз.-мат. наук, доцент
Пуцина І.В., канд. пед. наук, доцент
Філей Ю.В., канд. юр. наук, доцент
Гайворонська Т.О., канд. філос. наук, доцент
Сажєнев В. М., канд. техн. наук, доцент
Висоцька Н. І., начальник патентно-інформаційного відділу

Тези доповідей друкуються методом прямого відтворення тексту, представленою авторами, які несуть відповідальність за його форму і зміст.

Т39 Тижень науки-2019. Інженерно-фізичний факультет. Тези доповідей науково-практичної конференції, Запоріжжя, 15–19 квітня 2019 р. [Електронний ресурс] / Редкол. :В. В. Наумик (відпов. ред.) Електрон. дані. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2019. – 1 електрон. опт. диск (DVD-ROM); 12 см. – Назва з тит. екрана.
ISBN 978-617-529-220-4.

Зібрані тези доповідей, заслуханих на щорічній науково-практичній конференції серед студентів, викладачів, науковців, молодих учених і аспірантів. Збірка відображає широкий спектр тематики наукових досліджень, які проводяться на Інженерно-фізичному факультеті Запорізького національного технічного університету. Збірка розрахована на широкий загал дослідників та науковців.

ISBN 978-617-529-220-4.

© Запорізький національний
технічний університет (ЗНТУ), 2019

ЗМІСТ

СЕКЦІЯ «ПРИКЛАДНЕ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО».....	5
<i>Степанова Л.П., Тищенко М.О.</i> Дослідження змін у фазовому складі ущільнювальних покриттів після випробувань при температурі 1100°C ...	5
<i>Ольшанецький В.Ю., Кононенко Ю.І., Шульженко В.В.</i> Аналітичні умови заміни кооперативної двофазної структури (пакетної або стовпчастої) на структуру конгломератного типу.....	7
<i>Гайдук С.В., Дорогокупля А.С.</i> Дослідження впливу танталу на критичні температури і структуру багатокомпонентної нікелевої системи	9
<i>Вініченко В.С., Дудка К.В.</i> Дослідження впливу термічної обробки на характер діаграм зміцнення сталі 08X18T1	10
<i>Грабовський В.Я., Шило Д.О.</i> Дослідження ефективності ступінчастого старіння штампового сплаву з інтерметалідно-карбідним зміцненням	12
<i>Глотка О.А., Назаренко А.Ю., Гайдук С.В.</i> Вплив неметалевих включень на формування мікропор вальнищевої сталі	14
<i>Ольшанецький В.Ю., Джуган О.А.</i> Використання деформованих титанових заготовок з метою підвищення якості отримуваних порошкових матеріалів	16
<i>Грабовський В.Я.</i> Удосконалення термічної обробки нового штампового сплаву ХН35В6ТЮ (ЭК30)	17
<i>Вініченко В.С., Джус А.В.</i> Дослідження залежності між структурою та величиною пластичності при температурі 20 °С вольфрамівих сплавів ВТ7 і ВТ20	19
СЕКЦІЯ «МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ, МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ».....	21
<i>Осташенко А.Ю., Алексеенко О.В.</i> Вплив титану на властивості ливарних сталей.....	21
<i>Чижов Д.В., Алексеенко О.В.</i> Вплив початкових шихтових матеріалів на властивості чавуну.....	22
<i>Сокрута Я.О., Петров Є.В., Бялік Г.А.</i> Вплив модифікування РЗМ на властивості сталі при нормальних та низьких температурах	24
<i>Войновська О.С., Сергієнко О.С.</i> Аналіз технологічних особливостей виготовлення художніх виробів з природним дизайном	26
<i>Шарієва А.В., Алексеенко О.В.</i> Використання новітніх методів металографічних досліджень та нанотехнологій металургії в	

криміналістиці	28
<i>Сотник В.В., Алексеенко О.В.</i> Вплив модифікування РЗМ на властивості сталі при нормальних та низьких температурах.....	30
СЕКЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ПРОЦЕСИ І ТЕХНОЛОГІЇ».....	33
<i>Овчинников О.В., Юхно В.А. Шалева Н.В.</i> Дослідження впливу захисних газів в ТІГ процесі сплавлення активних металів.....	33
<i>Акритова Т.О., Круглякова Д.А., Капустян О.Є., Осіпов М.Ю., Андрущенко М.І.</i> Методи визначення температури поверхні тертя.....	35
<i>Строгонов Д.В., Кононенко А.В.</i> Дослідження роботизованого адитивного наплавлення	37
<i>Фетісов Р.Ю., Бережний С.П.</i> Виготовлення інструменту із стружки інструментальної сталі Р18.....	38
<i>Савонов Ю.М., Стрелько А.Ю., Євангеліст К.І., Камель Г.І.</i> Спеціальні інструменти для обробки гранітного каменя	40
<i>Савонов Ю.М., Жабіна Є.О., Рудик Н.Г., Камель Г.І.</i> Вибір матеріалів для виготовлення деталей конічної трибосистеми	42
<i>Білоник Д.І.</i> Отримання деталі спеціального кріплення з використанням електрошлакової технології.....	43
<i>Куликовський Р.А., Дудников О.С., Боренко О.О., Камель Г.І.</i> Виготовлення біметалевих листів зі зносостійким покриттям.....	45
<i>Куликовський Р.А., Білозуб Л.В., Жабіна Є.О., Камель Г.І.</i> Виготовлення обичайки армованої рівномірно розподіленими за об'ємом тврдосплавними зернами покритих модифікатором	47
<i>Нетребко В.В.</i> Особливості формування карбідів у високохромистих чавунах	48
<i>Шумикін С.О.</i> . Комп'ютерне програмне забезпечення моделювання технологічних процесів у зварюванні (Computer software modeling of technological processes in welding).....	49
<i>Савонов Ю.М., Куликовський Р.А.</i> Корозійне розтріскування хромонікелевих нержавіючих сталей в агресивних середовищах	51

СЕКЦІЯ «ПРИКЛАДНЕ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО»

УДК 669.058:669. 24

Степанова Л.П.¹, Тищенко М.О.²

¹ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

² студ. гр. ІФ-214м ЗНТУ

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗМІН У ФАЗОВОМУ СКЛАДІ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ПІСЛЯ ВИПРОБУВАНЬ ПРИ ТЕМПЕРАТУРІ 1100°C

Ущільнювальні покриття застосовуються для зменшення величини радіального зазору між ротором і статором, що приводить до підвищення температури газу, а отже і збільшення коефіцієнту корисної дії авіадвигуна.

Покриття наносилися газополумєним методом. У складі базового покриття КНА-82 присутні нікель (основа), кремній, алюміній та тверді мастила (графіт і нітрид бору). Лігатури усіх покриттів містять ітрії.

Для підвищення жаростійкості покриттів доцільно вводити такі елементи як Сг, Со що дозволить сформувати оксидну плівку з високими захисними властивостями

Дослідження фазового складу було проведено рентгеноструктурним методом. При дослідженні фазового складу покриттів у вихідному стані було встановлено, що основними фазами в покритті КНА-82+Ni-Y є NiAl, Ni₂Si, а також у невеликій кількості Y і Y₂O₃. Введення в склад лігатури Ni з Y порівняно із чистим Y привело до утворення фази Ni₅Y (таблиця 1).

Після високотемпературних випробувань у процесі витримки 50 і 100 годин суттєво змінюється фазовий склад, зменшення інтенсивність ліній Ni і VN свідчить про зниження їх вмісту в покриттях.

При окисленні цих фаз з'являються оксиди нікелю NiO і бору B₂O₃. Плівка оксиду нікелю захищає метал від подальшого окислення.

На дифрактограмах виявлена фаза високотемпературного оксиду ітрію Y₂O₃ у кількості, що перевищує вміст цієї фази у вихідному стані, при цьому лінії ітрію слабшають вже при витримці 50 годин, тобто окислення ітрію відбувається більш прискорено, ніж окислення нікелю й нітриду бору.

Після високотемпературних випробувань фази Ni₂Si, NiAl, Ni₅Y зберігаються в покритті в невеликій кількості, як і у вихідному стані.

Плівка оксиду Al₂O₃, яка утворюється в процесі окислення, має високу щільність і гарно захищає поверхню покриття від подальшого негативного впливу корозійного середовища при підвищенні температури.

Таблиця 1 – Фазовий склад покриттів у вихідному стані й після випробувань на термостійкість

Покриття	Вихідний стан	Після випробувань при температурі 1100 °С	
		1100 °С, 50 год	1100 °С, 100 год
Склад №1 (КНА-82+Ni-Y)	Ni, BN, NiAl, Ni ₂ Si, Y, Y ₂ O ₃ , Ni ₅ Y	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, NiAl, B ₂ O ₃ , Ni ₅ Y, Y ₂ O ₃ , Y,	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, NiAl, B ₂ O ₃ , Ni ₅ Y, Y ₂ O ₃ , Y
Склад №2 (КНА-82+Y)	Ni, BN, NiAl, Ni ₂ Si, Y, Y ₂ O ₃	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, NiAl, B ₂ O ₃ , α- Al ₂ O ₃ , Y ₂ O ₃ , Y	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, NiAl, B ₂ O ₃ , α- Al ₂ O ₃ , Y ₂ O ₃ , Y
Склад №3 (КНА-82+Co- Ni-Cr-Al-Y)	Ni, BN, α-Co, Co ₂ Al ₅ , CoCr ₂ , Ni ₂ Si, NiAl, Ni ₃ Al	Ni, BN, α-Co, Co ₂ Al ₅ , CoCr ₂ , Ni ₂ Si, NiAl, NiO, B ₂ O ₃ , Y ₂ O ₃ , NiCr ₂ O ₄ , CoAl ₂ O ₄ , Y ₂ O ₃	Ni, BN, α-Co, Co ₂ Al ₅ , CoCr ₂ , Ni ₂ Si, NiAl, NiO, B ₂ O ₃ , Y ₂ O ₃ , NiCr ₂ O ₄ , CoAl ₂ O ₄ , Y ₂ O ₃
Склад №4, базовий КНА-82 (КНА+ВКНА)	Ni, BN, NiAl, Ni ₂ Si, α-Al ₂ O ₃	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, α-Al ₂ O ₃ , NiAl, B ₂ O ₃	Ni, BN, NiO, Ni ₂ Si, α-Al ₂ O ₃ , NiAl, B ₂ O ₃

Виявлено, що інтерметаліди Ni₂Si, NiAl, Ni₃Al, які присутні в покриттях складів №1, 2, 3 зберігаються й після високотемпературних випробувань, а також фази Co₂Al₅ і CoCr₂ у покритті №3. Високотемпературний оксид Al₂O₃ у покритті №2 є термостабільним і при температурі 1100 °С, що в подальшому буде позитивно впливати на жаростійкість даного покриття.

У покритті №3 окрім оксиду Y₂O₃ присутні також подвійні оксиди на основі кобальту й алюмінію CoO·Al₂O₃ (CoAl₂O₄), а також NiCr₂O₄, які утворюються в процесі витримки при 1100 °С.

Оксид Al₂O₃ у покритті №3 не виявлений, можливо внаслідок того, що при великому вмісті (до 39 %) Co відбувається інтенсивне утворення подвійного оксиду – шпінелі CoO·Al₂O₃ (CoAl₂O₄). Наявність високотемпературних складних оксидів (шпінелей) в покритті має забезпечувати задовільні теплозахисні властивості. Найкращі показники жароміцності слід чекати для покриття складу №3 завдяки утворенню шпінелі CoAl₂O₄, NiCr₂O₄ та інтерметалідів до складу яких входить Co.

УДК 669.017.539.211

Ольшанецкий В.Ю.¹, Кононенко Ю.І.,² Шульженко В.В.³

¹ д-р техн.наук, проф. ЗНТУ

² ст. викл. ЗНТУ

³ студ. гр. ІФ-214м ЗНТУ

АНАЛІТИЧНІ УМОВИ ЗАМІНИ КООПЕРАТИВНОЇ ДВОФАЗНОЇ СТРУКТУРИ (ПАКЕТНОЇ АБО СТОВПЧАСТОЇ) НА СТРУКТУРУ КОНГЛОМЕРАТНОГО ТИПУ

Умовою формування кооперативної структури означеного типу за реакцією $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$, як відомо [1] є співвідношення поверхневих міжфазних енергій (σ_{ij}) такого виду: $\sigma_{\gamma\alpha} + \sigma_{\gamma\beta} > \sigma_{\alpha\beta}$, де наведені позначки відповідають фазам, що контактують між собою. Відмітимо, що це передусім кооперативна структура пакетного типу (наприклад, пластинчатий перліт у вуглецевих сталях), рис.1.

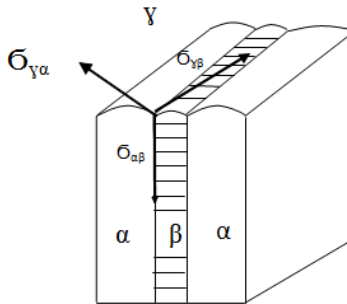


Рисунок 1 – Елементарна зародкова колонія перлітної структури в аустенітній матриці

Але, якщо з певних причин (наприклад, наявність впливу гомеопатичних доз горофільних хімічних мікродобавок) вищенаведена аналітична нерівність набуде зворотній характер (тобто $\sigma_{\gamma\alpha} + \sigma_{\gamma\beta} < \sigma_{\alpha\beta}$), то спостерігатиметься ефект «просочування» матеріалу матриці (фаза γ) в зону контакту фаз α та β . У цьому випадку обидві пластини (див. рис.2) з часом роз'єднуються і тоді буде відбуватися поступове утворення стовпчастої структури (внаслідок роз'єднання пакету) іншого морфологічного виду (рис.2).

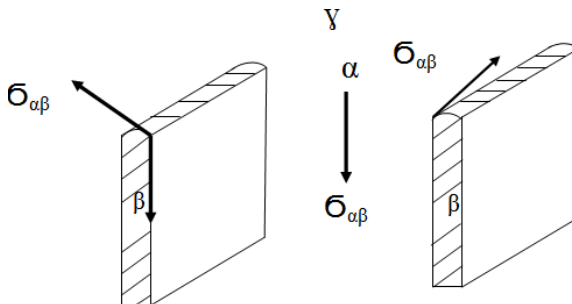


Рисунок 2 – Суміш стовпчиків β -фази в оточенні α -фази в зоні завершення перетворення $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$

В подальшому все залежить від значення вільної енергії $\sigma\alpha\beta$. Якщо вона достатня, щоб створити необхідний при певній температурі кристалоповерхневий тиск, то кожна пластинка β -фази в силу співвідношення

$$\sum_i \sigma_i A_i \equiv \min$$

(A_i – площі окремих поверхонь кристалу) почне набувати більш компактної форми (іноді чітко глобулярної або навіть сфероїдальної (рис.3)) і структура стає конгломератною, при цьому відбувається і певна трансформація γ -фази у суміш ($\alpha + \beta$).

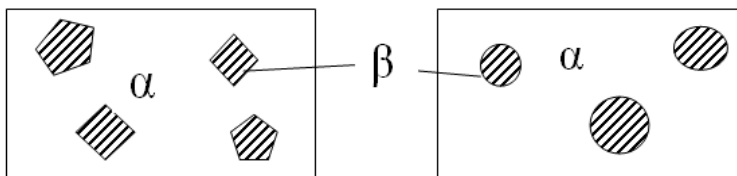


Рисунок 3 – Конгломератна форма фазової суміші: а – випадок низькосиметричних кристалів моноклінної або ромбічної сингонії; б – випадок високосиметричних кристалів розвинених форм кубічної сингонії

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Дурягіна, З.А. Структурно-енергетичний стан внутрішніх та зовнішніх меж поділу у металевих системах: Монографія / З.А. Дурягіна, В.Ю. Ольшанецький, Ю.І. Кононенко – Львів: Видавництво Львівської політехніки, 2013. – 456 с.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТАНТАЛУ НА КРИТИЧНІ ТЕМПЕРАТУРИ І СТРУКТУРУ БАГАТОКОМПОНЕНТНОЇ НІКЕЛЕВОЇ СИСТЕМИ

Метою цієї роботи є порівняльна оцінка впливу танталу на критичні температури виділення і розчинення фаз в багатокомпонентній системі на основі нікелю за допомогою методу CALPHAD (пасивний експеримент) і активного експерименту методом диференційного термічного аналізу (ДТА).

Метод пасивного експерименту полягав в комп'ютерному моделюванні термодинамічних процесів, які протікають при кристалізації (охолодженні) або нагріванні в сплавах. Моделювання даних процесів дозволило провести розрахункове прогнозування і зробити порівняльну оцінку впливу танталу на критичні температури виділення або розчинення окремих фаз в дослідних складах, в порівнянні з базовим складом без танталу. Розрахунки критичних температур проводили індивідуально по кожному дослідженому складу при покроковому введенні танталу (Ta) з концентраційним кроком 1,0% за масою в фіксований склад багатокомпонентної системи $Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,03Y-0,01La-0,12C$ в дослідженому діапазоні (1,0-5,0% за масою). Аналіз результатів показав, що з підвищенням вмісту танталу в дослідженому діапазоні легування, критичні температури ліквідуса (t_L) і солідуса (t_S) поступово знижуються. Одночасно звужується температурний інтервал кристалізації ($\Delta t_{кр.}$) сплавів. Так, температура ліквідуса (t_L) при вмісті танталу 5,0% за масою знизилася на 26 °С, а температура солідуса (t_S) знизилася тільки на 14 °С, в порівнянні з цими температурами для базового складу ЗМІ-ЗУ без танталу. При цьому, підвищилася температура локального плавлення ($t_{ЕВТ.}$) евтектики ($\gamma+\gamma'$) на 37 °С. Встановлено, що легування танталом розширює температурний інтервал для проведення першої ступені гомогенізації ($\Delta t_{ГОМ.}$) на ~ 25 °С.

Металографічні дослідження показали, що мікроструктура монокристалічних зразків [001] в литому стані має типово дендритну будову, що виявляється в нерівномірному розподілі часток γ' - фази, евтектики ($\gamma+\gamma'$) і карбідної фази. Але, після кристалізації в структурі дослідних складів частки основної зміцнювальної γ' - фази виділилися із γ - твердого розчину достатньо рівномірно та мають кубічну морфологію. Після проведення дослідним складам відповідної гомогенізації (перша ступень) від 1180 °С, з підвищуючим температурним кроком 15 °С, протягом 4 години, в структурі досліджених складів помітно знижується кількість нерівноважних фаз. З

підвищенням концентрації танталу в сплаві ЗМІ-3У з 1,0% до 5,0%, за масою, в структурі збільшується об'ємна кількість основної зміцнювальної γ' - фази, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу. Порівняльні металографічні дослідження показали, що після другої ступені гомогенізації (1050 °С -4 години) в структурі дослідних складів спостерігається коагуляція часток основної γ' - фази, які не розчинилися. Одночасно відбувається додаткове виділення дрібнодисперсних частинок γ' - фази в результаті дорозпаду γ - твердого розчину, що формує її бімодальність (двохрозмірність).

Узагальнення результатів комплексних досліджень показало, що для багатокомпонентної системи (Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,03Y-0,01La-0,12C) вміст танталу до 4,0% за масою оцінюється як позитивний. Збільшення вмісту танталу до 5,0% за масою, призводить до помітного зниження температури солідуса (t_s), нижче, ніж 1280 °С, що є небажаним для ливарних жароміцних нікелевих сплавів, які працюють за температур до 1000 °С і вище.

Вміст танталу 5,0% за масою для дослідженої багатокомпонентної системи оцінюється як негативний, так як перелегування танталом може призводити до таких небажаних наслідків, як збільшення структурної неоднорідності і зниження фазової стабільності за рахунок виділення шкідливих ТЦУ- фаз несприятливої морфології, що може призводити до різкого зниження міцності, особливо пластичності, і втрати працездатності матеріалу.

УДК 620.22(075.8)

Вініченко В.С.¹, Дудка К.І.²

¹ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

² студ. гр. ІФ-214м ЗНТУ

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ХАРАКТЕР ДІАГРАМ ЗМІЦНЕННЯ СТАЛІ 08X18T1

Досить багато деталей з листових сталей виготовляють за технологією глибокої витяжки. Це обумовлено тим, що технологія глибокої витяжки дозволяє отримувати деталі досить складної форми без застосування з'єднувальних операцій, підвищувати жорсткість та міцність оболонок, корпусів що знайшли широке застосування, зокрема, в автомобілебудуванні і інших галузях промисловості. У зв'язку з цим безперервно підвищуються вимоги до властивостей, що характеризують здатність холоднокатаних листових сталей до глибокої витяжки.

Відомо, що в процесі пластичної деформації відбувається значне збільшення густини дислокацій з їх перерозподілом в об'ємі та утворенням дислокаційних структур, кожна з яких відповідає певному механізму деформаційного зміцнення. Ймовірно, що послідовне формування таких структур в процесі деформації повинно призводити до зміни ходу кривої навантаження при випробуванні зразків на розтяг. Базуючись на цьому припущенні, Трефіловим зі співробітниками було запропоновано аналізувати криві навантаження перебудовані у координатах $S - \sqrt{\epsilon}$. Цей спосіб аналізу кривих навантажень, на думку Трефілова, дозволяє пов'язати зміни у виді кривої з характером тонкої структури. В результаті такої перебудови криві навантаження перетворюються у ламані лінії з прямолінійними ділянками. Кожній ділянці відповідає утворення тонкої структури певного типу (з рівномірним або комірчастим розподілом дислокацій).

З метою виявлення впливу режимів термічної обробки на тонку структуру листової сталі 08X18T1 в даній роботі за вказаною методикою проводили дослідження діаграм розтягу вказаної сталі після різних режимів термообробки.

Як матеріал для проведення дослідження було обрано карти сталі в нагартованому стані. Хімічний склад обраної сталі наведено в табл. 1.

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 08X18T1

Марка сталі	Вміст елементів, % (мас.)						
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
08X18T1	0,08	0,55	0,76	18,10	0,20	0,020	0,01

1. Випробування на розтяг проводили при кімнатній температурі на універсальній розривній машині з механічним приводом типу УМЕ-10Т за стандартними методиками.

В результаті проведених досліджень було встановлено, що діаграми побудовані в координатах ($S - \sqrt{\epsilon}$), складаються з двох прямолінійних ділянок з різними кутковими коефіцієнтами значення яких залежать від режиму термічної обробки. Ці характеристики намагались пов'язати з значеннями критерію σ_T/σ_B та глибини лунки за Еріксоном (E).

Значення співвідношення σ_T/σ_B та глибини лунки за Еріксоном (E) вказують на те, що краще повинен штампуватись (за умов двовісного розтягнення) метал, відпалений при температурі 1000 °С в продовж 1 хв та метал, відпалений при температурі 800 °С в продовж 30 хв. У зразків після

вказаних режимів термічної обробки значення кутових коефіцієнтів на перших прямолінійних ділянках помітно вище ніж в металу після відпалу при температурі 1100 °С в продовж 2 хвилини, який має нижчі значення співвідношення σ_t/σ_b та глибини лунки за Еріксоном.

Більш низькі значення кутових коефіцієнтів зміцнення металу відпаленого при температурі 1100 °С в продовж 2 хв порівняно з металом відпаленого при 800 °С в продовж 30 хв та 1000 °С в продовж 1 хв можна пояснити наявністю дрібного зерна, в останніх, що обмежує рух дислокацій і відповідно призводить до більш швидкого зміцнення даного металу в процесі деформації. Таким чином метал з більш крупним зерном і відповідно вищою пластичністю має нижчу здатність до глибокої витяжки порівняно з металом з більш дрібним зерном та нижчою пластичністю внаслідок вищого коефіцієнта зміцнення.

УДК 669.15 – 194.56

Грабовський В.Я.¹, Шило Д.О.²

¹ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

² студ. гр. ІФ-214 ЗНТУ

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ СТУПІНЧАСТОГО СТАРІННЯ ШТАМПОВОГО СПЛАВУ З ІНТЕРМЕТАЛІДНО-КАРБІДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ

Для високих температур експлуатації пресових інструментів та інших виробів запропоновано сплав на залізо-нікелевій основі марки ХН30ВМЮУ (ЭК40) з дисперсійним твердінням. Сплав має ГЦК кристалічну ґратку основи, а легування забезпечує йому зміцнення при старінні за рахунок виділення дисперсних частинок карбідів типу $M_{23}C_6$, M_6C і інтерметалідів γ^* - фази типу Ni_3Al та фази Лавеса $Fe_2(W,Mo)$. Рекомендована зміцнювальна термічна обробка сплаву полягає в гартуванні від температури 1250^{°С} (витримка 2 години) в маслі та наступного старіння 800^{°С}, 10 годин. В загартованому стані сплав має твердість 86 HRB (тобто нижче мінімальних значень вимірювань за шкалою HRC). Після наступного старіння твердість зростає до 22 HRC (більше 100 HRB), а механічні властивості при температурі 750^{°С} складають близько наступних значень: границя текучості – 200 Н/мм², границя міцності – 370 Н/мм², відносне подовження – 29%, відносне звуження – 42%, ударна в'язкість – 43Дж/см².

Порівняно низька твердість сплаву потребує її підвищення. З цією метою виконаний пошук режимів ступінчастого старіння, що згідно багатьом дослідженням порівняно із звичайним (одинарним) збільшує здатність до

дисперсійного твердіння без зменшення пластичності сплавів. Пошук оптимальних режимів ступінчастого старіння виконували після попереднього гартування за режимом: 1250^{°C}, витримка 2 години, охолодження в маслі. Варіювання температури та часу старіння виконували за методикою математичного планування експерименту з використанням дрібної репліки 2⁴⁻¹. Визначний контраст відповідав співвідношенню X₁X₂X₃=X₄. Параметрами оптимізації були твердість (HRC) та ударна в'язкість (КСУ), яка визначалась при температурі 750^{°C}. Остання характеристика вибрана для контролю схильності для гарячої деформації металів. Рівні та інтервали варіювання незалежних факторів ступінчастого старіння наведені в таблиці 1. Час старіння для першої та третьої сходинки був фіксованим і складав 10 годин та 20 годин відповідно, а для другої сходинки варіювався в межах.

Таблиця 1. – Умови побудови факторного плану 2⁴⁻¹

Найменування	Температура I сходинки, °C	Температура II сходинки, °C	Час витримки для II сходинки, годин	Температура III сходинки, °C
Кодове позначення	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄
Нижній рівень	650	725	5	800
Середній рівень	675	750	10	825
Верхній рівень	700	775	15	850
Інтервал варіювання	25	25	5	25

За отриманими даними розраховані рівняння регресії, які, після виключення незначущих коефіцієнтів, мають наступний вигляд:

$$HRC = 24,4 - 0,5 X_1 - 0,3 X_2 + 0,6 X_3 - 1,4 X_4 - 0,4 X_1 X_2;$$

$$КСУ^{750}, \text{ Дж/см}^2 = 36,1 + 1,5 X_1 - 2,1 X_2 - 1,6 X_1 X_2 + 1,1 X_1 X_3.$$

Пошук найбільш ефективного режиму старіння виконували шляхом дослідження області навколо досліду з найкращим рівнем характеристик. Такому досліду відповідає ступінчасте старіння за режимом: 700^{°C}, 10 годин + 775^{°C}, 15 годин + 800^{°C}, 20 годин.

Цей режим старіння забезпечує твердість 27 HRC та ударну в'язкість 44 Дж/см². Для більшого підвищення твердості виконано думкове варіювання незалежних змінних навколо цього досліду в межах $-2 < X_1 < 2$.

Найбільше значення твердості, що складало 29 HRC, при досить високій ударній в'язкості (48 Дж/см²) режиму ступінчастого старіння температури першої та другої сходинок співпадають, що відповідає ступінчастому старінню за режимом 710^{°C}, 30 годин + 775^{°C}, 20 годин.

Це забезпечило сплаву твердість 29 HRC, і наступні механічні властивості при температурі 750^{°C}: границя текучості – 284 Н/мм², границя міцності – 419 Н/мм², відносне подовження – 32%, відносне звуження – 44%, ударна в'язкість 42(48) Дж/см².

Тобто в порівнянні зі звичайним старінням досягнуто зростання твердості на 7 одиниць HRC, границі текучості на 80 Н/мм² та границі міцності на 50 Н/мм² без зменшення характеристик пластичності та ударної в'язкості.

УДК 659.44.

Глотка О.А.¹, Назаренко А.Ю.², Гайдук С.В.³

¹ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

² студ. гр. ІФ-614м ЗНТУ

³ д-р техн. наук ЗНТУ

ВПЛИВ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ НА ФОРМУВАННЯ МІКРОПОР ВАЛЬНИЦЕВОЇ СТАЛІ

До вальницьких сталей висуваються високі вимоги відносно чистоти за неметалевими включеннями, поверхневими дефектами, макроструктурою, карбідною неоднорідністю, так як вони є концентраторами напруження і джерелами зародження втомних тріщин під час експлуатації вальниць.

Пори, як правило, утворюються в процесі деформації в наслідок різної пластичності металу та неметалевих включень.

Тому дослідження впливу умов гарячої деформації і неметалевих включень на утворення мікропор в сталі ШХ15СГ є актуальною задачею.

Оцінку неметалевих включень і мікропор здійснюють на спеціально підготовлених, полірованій поверхні зразків (рис1).



Рисунок 1 – Неметалеve включення та мікропора

Включення згруповано за розмірами і визначено кількість включень з порами, що входять в матрицю (N_0) і їх загальну кількість (N_n). З метою оцінки впливу типу і розмірів включень на зародження і розповсюдження мікропор введено параметр співвідношення (N_0/N_n). За допомогою параметру (N_0/N_n) з'ясовано, що існує інтервал температур (900-1000 °С) в якому спостерігається мінімальний розвиток мікропор усіх різновидів включень.

У ході аналізу, виявлено наступні особливості, а саме при низьких температур прокатки 800-850 °С у ряді випадків відбувається зняття сульфідної оболонки кисневих включень в результаті чого спостерігається утворення мікропор. В інтервалі температур прокатки 1100-1200 °С в окисульфідних включеннях, на межі розподілу фаз оксид-сульфід, відбувається оплавлення оксидної складової, що теж сприяє утворенню мікропор.

Найменша кількість включень з порами характерна для сульфідних, найбільша - для кисневих включень (глобулярних і оксидних) для всіх температур деформації.

Встановлена закономірність, що з підвищенням температури прокатки від 800 °С до 950 °С спостерігається підвищення щільності і зменшення частки включень усіх різновидів з порами. З наступним підвищенням температури прокатування (1000-1100 °С) частка включень з порами збільшується, а щільність зменшується.

Отже найбільший розвиток мікропор спостерігається біля оксидних включень, найменший - біля нітридних, далі окисульфідних і сульфідних. З'ясовано кількісна залежність включень з порами від температур деформації. Вона знижується з підвищенням температури, досягає свого мінімуму при 950 °С і підвищується з подальшим ростом температури прокатки для оксидних і в більшій мірі для оксидосульфідних включень.

УДК 621.762.02: 669.295

Ольшанецький В.Ю.¹, Джуган О.А.²

¹ д-р техн. наук, проф. ЗНТУ

² асист. ЗНТУ

ВИКОРИСТАННЯ ДЕФОРМОВАНИХ ТИТАНОВИХ ЗАГОТОВОК З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ОТРИМУВАНИХ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

Застосування титану в багатьох галузях промисловості, зокрема таких як виробництво медичного обладнання (а також для екзо і ендопротезування), харчовій промисловості, високоточному машинобудуванні, авіаційній і космічній промисловості обумовлює значну зацікавленість титані і сплавах на його основі.

На сьогоднішній день активно розвивається технологія пошарового вирощування виробів з порошкових матеріалів (метод 3D друку) яка вже довела свою конкурентоспроможність і пропонує ряд переваг перед стандартними, класичними технологіями виготовлення (лиття, порошкова металургія, механічна обробка, обробка металів тиском і т.д.) виробів як простої форми, так і складної геометрії. Незважаючи на всі переваги, технологія 3D друку не позбавлена ряду недоліків: як неоднорідність структури і хімічного складу, анізотропія властивостей, пористість виробів.

Одним з головних чинників, що впливає на якість виробів при вирощуванні методами адитивних технологій, є якість вихідної сировини, тобто порошкових матеріалів різної морфології, фракційного і хімічного складів.

При виготовленні виробів методами 3D друку застосовуються порошки як зі сферичною формою які отримуються (розпиленням різними методами), так несферичною формою частинок, із литих і деформованих титанових заготовок. Початковий стан заготовки для отримання порошків безпосередньо впливає на якість порошкових матеріалів і як наслідок на властивості готового виробу. При виготовленні титанових несферичних порошків з литих заготовок методом гідрування-дегідрування (HDH) спостерігається ряд негативних явищ таких як хімічна і структурна неоднорідність, а також різнодисперсність і гетероморфізм. Тому, як вихідну сировину, запропоновано використовувати деформовані заготовки, а саме обрізки від деформаційної обробки поковок і відходи виробництва титанового прокату.

Металографічні дослідження і дослідження хімічного складу порошкових матеріалів, отриманих з деформованих заготовок, показали, що вони володіють більшим ступенем гомогенності структури і більш

рівномірним розподілом легуючих елементів в порівнянні з порошками, отриманими з литих заготовок. Також при використанні вихідної сировини в деформованому стані збільшується вихід заданої фракції порошкових матеріалів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

Скребцов, А.А. Влияние содержания гидрированного титана в смеси порошков на механические свойства спеченного сплава ВТ1-0 / А.А. Скребцов, А.В. Овчинников, В.Г. Шевченко, А.Е. Капустян, А.А. Джуган // Стародубовские чтения 2014. Сборник научных трудов. Строительство, материаловедение, машиностроение. 17-18 апреля 2014г. Днепропетровск. С 89-93.

Джуган, А.А. Аддитивные технологии и возможности их применения в современных условиях (обзор) / А.А. Джуган, А.В. Овчинников, В.Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. -2014.-№2 – С. 96–101.

Ольшанецкий, В.Е Уплотняемость порошковых материалов с различной формой частиц / В.Е. Ольшанецкий, А.В. Овчинников, А.А. Джуган, О.А. Михайлютенко //Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. - 2015. - №1.–С. 130 – 133.

Джуган, О.А. Про попередню оцінку результатів використання імітаційних адитивних технологій отримання та ремонту деталей авіаційної техніки / О.А. Джуган, О.В. Овчинников В.Ю. Ольшанецкий //Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. - 2015. - №2. – С. 136 – 139.

Овчинников, А.В. Применение несферических гидрированных и дегидрированных порошков титана для получения изделий в аддитивных технологиях / А.В. Овчинников, В.Е. Ольшанецкий, А.А. Джуган //Вестникдвигателестроения.–2015.- №1. – С.114 – 117.

УДК669.14.018.44

Грабовський В.Я¹.

¹ канд.техн. наук, доц. ЗНТУ

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НОВОГО ШТАМПОВОГО СПЛАВУ

Більшість сплавів, що призначені для роботи в умовах високотемпературного навантаження зміцнюються дисперсійним твердінням, переважно за рахунок частинок γ'' фази типу $Ni_3 (Al,Ti)$ Існує практика

використання таких сплавів для виготовлення інструментів гарячого деформування металів, які розігріваються до температур вище 700-750 °С, оскільки серійні теплостійкі штампові сталі мартенситного класу при такому нагріванні швидко знемцнюються і втрачають працездатність. Одним з них є сплав на залізонікелевій основі марки ХН35В6ТЮ(ЕК39). Утворення при старінні γ' фази забезпечується легуванням сплаву 0,8-1,4% Al та 1,8-2,4% Ti.

Рекомендована термічна обробка сплаву полягає в гартуванні від температури 1150 °С, 2 години, масло та старіння 780 °С, 10 годин. При температурах вище 700 °С сплав значно переважає найбільш теплостійкі серійні штампові сталі мартенситного класу.

Негативною особливістю сплаву є суттєве зниження (провал) ударної в'язкості з підвищенням температури випробувань від кімнатної до 750 °С (зі 120 до 38 Дж/см²).

Оскільки сплав призначено для виготовлення пресового інструменту, що розігрівається саме до такої та вище температур, то вказане зниження ударної в'язкості зменшує стійкість проти утворення тріщин, а отже і працездатність, інструменту, що експлуатується в умовах перемінного температурно-силового навантаження.

З метою підвищення ударної в'язкості в роботі виконано пошук режимів ступінчастого старіння, що порівняно зі звичайним (одинарним) повинно збільшити цю характеристику без зменшення твердості та міцності сплаву.

Зміна температур при ступінчастому старінні відбувалась в послідовності: низькотемпературне + високотемпературне.

Пошук оптимального режиму ступінчастого старіння виконували за методикою математичного планування експерименту з використанням дрібної репліки 2⁴⁻¹.

Факторами, що варіювались були: температура і час витримки на першій шабельці та температура і час на другій шабельці ступінчастого старіння.

Визначали такі характеристики, як твердість при кімнатній температурі та ударну в'язкість при температурі випробувань 750 °С.

Для дослідів, що забезпечують найкраще сполучення вказаних характеристик визначали повний комплекс властивостей при випробуванні на розтяг при високих температурах.

В результаті проведених досліджень знайдено режим ступінчастого старіння, який збільшує високотемпературну ударну в'язкість в 2 рази без зменшення твердості та міцності, що видно з даних, наведених в таблиці.

Таблиця. Зміна механічних властивостей сплаву ХН35В6ТЮ після ступінчастого старіння

Режим старіння	HRC	Температура випробувань 750 °С				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	$\delta, \%$	$\psi, \%$	КСУ, Дж/см ²
780 °С, 10 год.	30 ±	647 ±16	752 ±12	6 ±2	10 ±2	38 ±6
700 °С, 10 год. +750 °С, 6 год.	31 ±1	620 ±23	775 ±26	5 ±2	9 ±3	80 ±10

Таке зростання ударної в'язкості підвищило розпалостійкість, а отже і працездатність інструментів для гарячого пресування з дослідженого сплаву.

УДК 669.27.:539.42

Вініченко В. С.¹, Джус А.В.²

¹ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

² асист. ЗНТУ

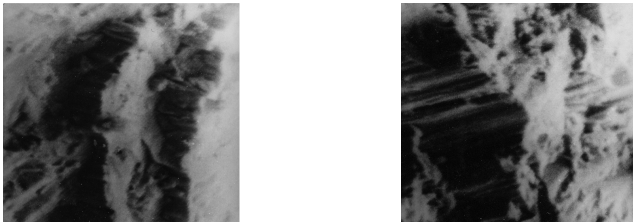
ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ МІЖ СТРУКТУРОЮ ТА ВЕЛИЧИНОЮ ПЛАСТИЧНОСТІ ПРИ ТЕМПЕРАТУРІ 20 °С ВОЛЬФРАМОВИХ СПЛАВІВ ВТ7, ВТ20

Тугоплавкі метали мають унікальний комплекс властивостей. Серед них особливо важливими є високі міцність і модуль пружності при підвищених температурах. Найбільш тугоплавким серед них є вольфрам ($T_{пл}=3390$ °С), проте істотним недоліком його є високий (300-600 °С) поріг холодноламкості. На сьогодні відомо кілька способів зниження порогу холодноламкості і, відповідно, підвищення пластичності вольфраму при звичайних температурах (20 °С). Одним із відомих способів підвищення пластичності при звичайних температурах є очищення сплавів від домішок. Однак, наявні промислові технології виробництва вольфраму не дозволяють досягати того ступеня його чистоти, щоб уникнути негативного впливу домішок впровадження.

З метою з'ясування можливих причин підвищення пластичності вольфрамового дроту при деформації й була проведена дана робота.

Для досліджень використали дріт з торійованих вольфрамових сплавів ВТ7 та ВТ15. Було встановлено, що при зменшенні діаметра дроту з 2,75 до 1,65 мм, відносне видовження підвищується до 10 - 12 %, а при подальшому волочінні до діаметра 1,45мм відносне видовження дротів з обох сплавів починає знижуватись. Дослідження поверхні зламів зразків після випробування на розтяг показало, що для дроту діаметром 2,75 мм характерний рельєф крихкого руйнування з низькою швидкістю поширення тріщин. При цьому на поверхні зламів були виявлені окремі сходинки, орієнтовані по осі дроту. Зі зменшенням діаметра дроту до 1,65 мм висота сходинок збільшується.

Пояснити описаний взаємозв'язок між змінами характеру зламів і відносним видовженням дротів, на наш погляд, можна тим, що при зменшенні діаметра дроту до 1,65 мм окремі кристаліти мають таку довжину і міцність зв'язку між собою, що відбувається перерозподіл зовнішнього навантаження між ними внаслідок пластичної деформації самих кристалітів і проковзування їх одного відносно іншого по границям їх з'єднання.



а

б

(а) діаметром 2,75 мм, (б) діаметром 1,65 мм

Рисунок 1 – Структура зламу дроту із сплаву ВТ15. $\times 2000$

Підтвердженням цього є збільшення довжини сходинок на поверхні зламів. При подальшому зменшенні діаметра, пластичність кристалітів зменшується, наприклад, внаслідок наклепу, і можливість перерозподілу зовнішнього навантаження теж зменшується. З наведеного випливає, що для конкретного діаметру дроту бажано підбирати значення технологічних параметрів, які забезпечать структуру, а саме довжину і міцність зв'язку між кристалітами, при яких дріт буде мати максимальну пластичність при температурі 20 °С. Конкретні значення технологічних параметрів з точністю достатньою для реалізації виробничої технології, скоріш за все, можливо встановити шляхом створення емпіричних математичних моделей процесу деформаційної обробки дроту із вольфрамових сплавів.

СЕКЦІЯ «МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИЛИВКІВ, МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ»

УДК 669.15-194.1:669.295.7

Осташенко А.Ю.¹ Алексєєнко О.В.²

¹ студ. гр. ІФ-126сп ЗНТУ

² старш. викл. ЗНТУ

ВПЛИВ ТИТАНУ НА ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ СТАЛЕЙ

Дослідження структури і властивостей сталі показали, що нітрид титану є активним центром кристалізації і має істотний вплив на поліпшення властивостей сталі. Так, в модифікованій високо марганцевій сталі (0,03...0,10 % Ti) середній розмір зерна аустеніту зменшується в ~2 рази, помітно знижується дендритність структури і схильність литва до тріщин на 15-25 %, що підвищує значення механічних властивостей сталі.

Чудова властивість модифікованої сталі – це одночасне зростання міцносних та пластичних показників при незмінному або дуже не значному збільшенні твердості. Виливки з високомарганцевій сталі, модифікованої титаном, характеризуються більш високою (~ у 1,5 разів) зносостійкістю та кращими експлуатаційними показниками.

Великий інтерес представляють дослідження властивостей сталей, комплексно легованих на базі кремнемарганцевій сталі. Сталь, легована комплексом (Cu+Mo+Ti), тобто зміст 0,80 % Cu, 0,15 % Mo та 0,13 % Ti, виділяється високою межею плинності і високим співвідношенням значень σ_T та σ_B , а також високою в'язкістю при відповідних температурах відпуску. У разі легування сталі великою кількістю Ti (0,24 %) спостерігається значне падіння в'язкості (з 7 до 4,5 кг·м/см⁴), після низького відпуску, а після середнього і високого відпуску поєднання міцності, пластичності і в'язкості цілком задовільне. Проте, введення в дану комплексно леговану сталь ще більшої кількості Ti (0,32 %), викликає падіння ударної в'язкості до 1...2 кг·м/см². До температури 300 °С характеристики міцності сталі зберігаються практично незмінними ($\sigma_H = 175...178$ кг·м/см²; $\sigma_T = 163...166$ кг·м/см²). При відпуску ж понад 400 °С ці показники різко знижуються.

Зниження в сталі вмісту Ti і збільшення в ній Cr призводять до поліпшення її пластичності і в'язкості. У сталі, що містить 0,34 % C, 1,16 % Mn, 1,64 % Cr і 0,08 % Ti, спостерігається значне підвищення в'язкості вже при відпуску 450 °С та немає різкого падіння межі міцності і межі плинності на усьому інтервалі відпуску, як у тієї, що розглядається вище сталі. Комплексна добавка Mo, V і Ti навіть в незначних кількостях (0,03...0,05 % Ti, 0,1 % V і 0,2...0,3 % Mo) збільшує стійкість сталі.

Добавки Ті призводять до дуже значного (в 10 разів) збільшення надмірних карбідів. Останнє пояснюється тим, що при введенні Ті в розплав не утворюються спеціальні карбіди (ТіС), що грають роль додаткових центрів кристалізації, які утворюються ж в інтервалі ліквідус–солідус переважно в міжосних ділянках карбіду Ті є лише додатковими концентраторами напруги. Тому сталь 4Х5МФС з додаванням Ті має значно меншу пластичність і в'язкість в порівнянні з матеріалом звичайного складу.

Доктор техн. наук Гуляєв Б.Б. та інші дослідники дослідили вплив кінцевого розкислювання Ті на ударну в'язкість литої сталі. Розкислююча здатність Ті нижча, ніж Al. Проте Ті не лише розкислює сталь, але і сприяє очищенню її від неметалевих вкраплень флюсоуючою дією його оксидів на комплексні силікати Mn, Fe та ін. елементів. З'єднуючись з азотом, Ті утворює в рідкому розплаві дрібнодисперсний нітрид, який служить центром кристалізації і сприяє отриманню дрібнозернистої структури.

Не дивлячись на велику різницю у вартості Al і Ті для кінцевого розкислювання ефективніше використати Ті з розрахунку 0,02...0,06 % залишкового вмісту в готовому металі. Це відповідає найбільш сприятливому розташуванню включень, їх формі і розмірам, найменшій забрудненості сталі, що обумовлює високі значення ударної в'язкості.

Додаткове введення в марганцеві сталі Al, що розкислює, присадок Ті і Са на 10...30 % підвищують рідкотекучість, на 5...10 % знижує ливарну усадку, в 2,5...4 рази зменшує зернистість первинної структури, зменшує зону стовпчастих кристалів, на 5...15 % збільшує об'єм концентрованої усадкової раковини при деякому зменшенні глибини її залягання (тобто збільшує зону щільного металу), на 40...60 % знижує брак від усадки, порізах та гарячих тріщин.

УДК 669.13:621.745.4

Чижов Д.В.¹, Алексєєнко О.В.²

¹ студ. гр. ІФ-126сп ЗНТУ

² старш. викл. ЗНТУ

ВПЛИВ ПОЧАТКОВИХ ШИХТОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ВЛАСТИВОСТІ ЧАВУНУ

У наш час постійно змінюється поставки і відповідно склад шихтового матеріалу, тому актуальне питання як при значних коливаннях вмісту заліза і інших компонентів забезпечити стабільну роботу доменної печі і забезпечити стабільні (контрольовані нормативи) показники хімічного складу чавуну та його фізико–механічних властивостей.

Дослідження величини коливань хімічного складу шихтових матеріалів доменних печей комбінату «Криворіжсталь» на якість чавуну встановлений взаємозв'язок коливання хімічного складу агломерату з вмістом сірки в чавуні.

Навуглецювання рідкого матеріалу необхідно розглядати як складний процес, деякі етапи якого роблять позитивний вплив на властивості міцності чавуну.

У роботі Жукова показано, що діаграма стану залізо–вуглець є по суті розрізом потрібної діаграми стану залізо–вуглець–кисень.

Оскільки при навуглецюванні метал розкислюється, то відповідно до цієї діаграми лінія розчинності вуглецю зрушується до низьких концентрацій в чавуні. При цьому можливе виділення надмірного вуглецю у формі.

Спостерігаємо, що при 1...3 % концентрації вуглецю залежність міцності чавуну при розтягуванні можна з малою погрешністю виразити лінійною функцією, переходячи до абсолютних значень: $\Delta\sigma_v = |1,5\Delta C| \cdot \text{дан/мм}^2$. Відносна межа міцності при вигині також монотонно зростає.

Міра графітизації синтетичних сплавів менша, ніж звичайних чавунів, що сприяє стабілізації цементиту і підвищенню твердості металевої основи сплаву.

Міра графітизації сплавів, в яких засвоєння вуглецю при плавлі складене 2% і більше, практично однакова.

Можна зробити висновок, що це пов'язано з тим, що для рафінування сплаву досить певної кількості карбюризатора, подальше засвоєння його вже не дає ефекту.

Таким чином збільшення міцності і твердості синтетичного чавуну, в порівнянні із звичайним обумовлене змінними характеристиками графіту і фазового складу металевої основи.

Отже, при різних концентраціях вуглецю і інших рівних умовах, можна отримати однакові механічні властивості чавуну оскільки вплив вуглецю, що міститься в початкових шихтових матеріалах що пригнічує при вуглецюванні, впливає на механічні властивості чавуну по-різному (рис. 1).

На правому полі номограми представлені лише ізомірності чавуну по мірі їх евтектичності, на лівому – лінії впливу процесу вуглецювання за величиною засвоєного під час плавки вуглецю.

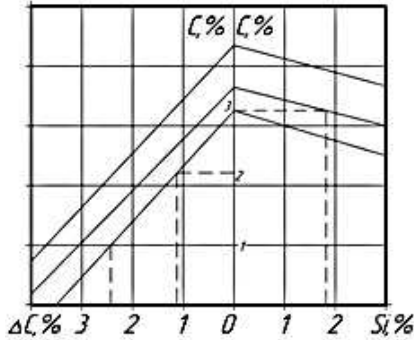


Рисунок 1 – Номограма міцності чавунів з різною мірою вуглецювання при виплавці

Таким чином незважаючи на постійно змінюючийся склад поставок шихтового матеріалу вибираючи відповідним чином початкову концентрацію вуглецю, можна отримати чавун із заданою міцністю і підвищеною мірою евтектичності, що сприятливо впливає на його ливарні властивості.

УДК 621.78

Сокрута Я.О.¹, Петров Є.В.², Бялік Г.А.³

¹ студ. гр. ІФ-514м

² студ. гр. ІФ-514м

³ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ДИФУЗІЇ ПРИ ТЕРМООБРОБЦІ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

Термічна обробка жароміцних сплавів - складний технологічний процес, пов'язаний з контрольованим нагрівом виробів до високих температур. Відомо, що підвищення температури істотно підвищує коефіцієнт дифузії, ця тенденція підтверджується як теоретичними розрахунками, так і експериментальними дослідженнями. Однак щодо нікелю, як основи найбільш поширених жароміцних сплавів, відомості носять фрагментарний характер і не дозволяють коректно визначити коефіцієнт дифузії в конкретних діапазонах температур, характерних для термічної обробки.

Слід зазначити, що найбільш докладно вплив температури на коефіцієнт дифузії вивчено для сплавів на основі заліза. Атоми елементів тріади заліза (залізо, кобальт і нікель) мають на зовнішньому енергетичному рівні по 2 електрони, які вони віддають в хімічних реакціях. Радіуси атомів заліза і

нікелю відрізняються незначно (12,6 і 12,4 нм відповідно), а також залізо і нікель мають близькі коефіцієнти самодифузії. Таким чином, в першому наближенні для розрахунку коефіцієнтів дифузії деяких легуючих елементів в нікелі можна взяти за основу коефіцієнти дифузії цих елементів в залізі з урахуванням поправочних коефіцієнтів.

Розглянемо литу структуру сплаву ЗМІ-М5 до термообробки (рис. 1) (середній розмір дендрита становить 0,714 см (7400 мкм)) і три варіанти термообробки:

- а) варіант 1 – нагрів до температури 1270 °С з витримкою 7200 с.;
- б) варіант 2 – нагрів до 1275 °С з витримкою 14400 с.;
- в) варіант 3 – нагрів до 1280 °С з витримкою 4500 с.

Розраховуємо середнє зміщення усіх атомів що дифундують, яке відповідає середній глибині проникнення елементів, що дифундують алюмінію, хрому і вольфраму для трьох варіантів термообробки з урахуванням впливу температури на коефіцієнт дифузії.

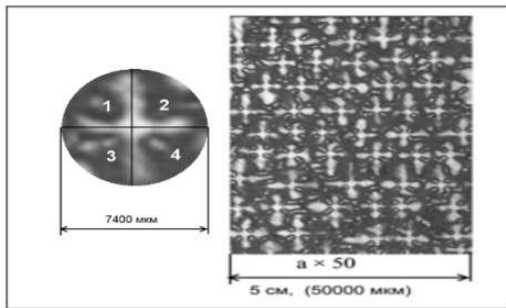


Рисунок 1 – Лита структура сплаву ЗМІ-М5 до термообробки та фрагмент литого зерна

Визначивши середню глибину проникнення атомів ми побачили, що при першому і другому варіантах термічної обробки і в першому етапі третього варіанту вирівнювання хімічного складу відбувається в тонкому поверхневому шарі дендритів, що не може істотно зменшити локальну неоднорідність по всьому перетину первинних литих зерен. Отже, в третьому варіанті вирішальну роль відіграє тривала витримка сплаву після нагріву до температури 870 °С і витримка протягом 28 годин.

Визначимо коефіцієнт дифузії з обсягу зерен при температурі 870 °С. Припустимо, що протягом 28 годин відбувається за рахунок дифузії істотне зменшення локальної неоднорідності по всьому об'єму литого зерна. Слід також враховувати, що осями дендритів 2 порядку кожен дендрит розділений

на 4 фрагменти (рис. 1). В формулі у разі дифузійного вирівнювання концентрації легуючих елементів по всьому об'єму X – середнє зміщення всіх атомів, що дифундують атомів, що відповідає середній глибині проникнення приймаємо рівним половині дендритного фрагмента (з урахуванням одночасного протікання дифузійного процесу з обох сторін).

Отримане значення коефіцієнта дифузії істотно, на 4 порядки розходиться з теоретично розрахованими і експериментально перевіреними даними. Отже, об'ємний процес дифузії відбувається в більш дрібних фрагментах мікроструктури – субструктурах. Визначивши коефіцієнти дифузії, розміри фрагментів, в яких відбувається дифузія і коефіцієнти ліквідації для складових сплаву в цих фрагментах отримаємо дані для розрахунку часу термообробки. Підставивши отримані значення в рівняння для визначення часу дифузійного відпалу при температурі 870 °С і порахувавши, отримуємо час відпалу, який складає 31,18 годин.

УДК 539

Войновська О.С.¹, Сергієнко О.С.²

¹ студ. гр. ІФ-514м ЗНТУ

² старш. викл. ЗНТУ

АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ОСОБЛИВОСТЕЙ ВИГОТОВЛЕННЯ ХУДОЖНІХ ВИРОБІВ З ПРИРОДНИМ ДИЗАЙНОМ

Найдавніша ювелірна прикраса, що знайдена на території України, датується 18 тис. до н.е..

У сучасному світі всесвітньо відомі ювелірні будинки такі, як Dior, Michael Michaud, Pasquale та інші, використовують природні мотиви у дизайні майбутніх прикрас. Отже, тематика виготовлення подібних ювелірних виробів залишається актуальною.

Існує декілька методів створення ювелірних виробів з природним дизайном, а саме: лиття за витоплюваними моделями, гальванічний метод нанесення покриття, друк виробів безпосередньо на 3D принтері, лиття за випалюваними природними моделями.

Для лиття за витоплюваними моделями існують три основних методи виготовлення моделей: створення еталону вручну з воску чи пластиліну, використання 3D друку комп'ютерної моделі, або з попереднім 3D скануванням природного об'єкта. Альтернативою є використання природних об'єктів у якості моделей.

Проведення аналізу дає змогу зробити висновок, що існуючі на сьогодні технології створення ювелірних виробів, що є точними копіями природних

об'єктів мають певні недоліки. При використанні гальванопластики рельєф природного об'єкта згладжується за рахунок нанесення на поверхню металевого покриття та цей процес є досить довготривалим. Використовуючи технології 3D моделювання складно передати структуру і фактуру поверхні природного об'єкта. При оцифруванні поверхні флористичного об'єкта за допомогою спеціального 3D сканера досить складний природний рельєф отримуємо малоприматну модель для подальшої роботи, що потребує оптимізації. При використанні 3D друку готового виробу існує малий вибір матеріалу (сплаву) друку, а обмеженість габаритів і кількості виробів пов'язана з розмірами робочого простору устаткування Лиття за моделями, що витоплюються не дає точного повторення природних форм. При литті за природними випалюваними моделями виникають дефекти виливків пов'язані з підвищеною зольністю. Використання гумових прес-форм для створення моделей, що витоплюються дозволяє створювати копії тільки з природних матеріалів, які мають достатню міцність.

У зв'язку з цим залишається актуальним пошук нових технологій, які дозволяли б створювати бездефектні точні копії природних об'єктів [1, 2]. Результати аналізу існуючих методів виготовлення моделей наведено у таблиці 1.1.

Таблиця 1.1 – Порівняльний аналіз існуючих методів отримання ювелірних виробів за природними мотивами

Показник	Виготовлення за еталоном	3D друк	Використання природних моделей
Час виготовлення: моделі, год.; вироб, год.	3,3...6,3 16,3...18,3	1,5...6,5 4,5...12,5	1,25...2,25 14,25...15,25
Мінімальна товщина стінки, мм	2	1	1
Необхідне обладнання	Піч термічна; стенд нагрівальний; піч плавильна; вібростенд.	3D сканер; ПК; 3D принтер.	Піч термічна муфельна; вакуумне устаткування; піч плавильна; вібростенд.
Відтворення природних форм	6/10	7/10	9/10
Наявність дефектів	2/10	1/10	5/10

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Хрущева, И. Г. Дизайн и технология изготовления ювелирных изделий на основе природных растительных материалов: автореф. дис. на получение науч. степени канд. техн. наук : спец. 17.00.06 "Техническая эстетика и дизайн" / Хрущева И. Г. – Иркутск, 2013. – 139 с.
2. Хрущёва, И.Г. Создание ювелирных изделий способом вакуумного литья по природным моделям / И.Г. Хрущёва, Р.М. Лобацкая. Труды академии технической эстетики и дизайна, - Иркутск, 2014. 36-43с.

УДК 620.18+620.3:669

Шарієва А.В.¹, Алексєєнко О.В.²

¹ студ. гр. ІФ-115 ЗНТУ

² старш. викл. ЗНТУ

ВИКОРИСТАННЯ НОВІТНІХ МЕТОДІВМЕТАЛОГРАФІЧНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА НАНОТЕХНОЛОГІЙ МЕТАЛУРГІЇ В КРИМІНАЛІСТИЦІ

Мікроскопічне дослідження дозволяє судити про механізм утворення металевих часток (про процес відділення часток від металевого предмета). Хімічне дослідження найчастіше робиться з метою диференціації різних металів і сплавів.

Металографія.

Металографія – це класичний метод дослідження і контролю металевих матеріалів, підготовка і вивчення будови структури шліфа за допомогою оптичної мікроскопії. Структуру металу виявляють за допомогою травлення або зрізу, шліфування і полірування зразка. У криміналістиці металографія - це спостереження і опис будови предметів з металу. Металографічний спосіб дослідження є невід'ємною частиною таких судових експертиз, як трасологічна, балістична, вибухотехнічна і так далі. Він складається з декількох етапів: огляд об'єкту (зовнішній вигляд, параметри, колір, розміри, наявність тріщин); фрактографічне дослідження (визначення типу, виду зламу); приготування мікрошліфа; мікроскопічне дослідження (у полі зору оптичного мікроскопа (визначення неметалічних включень)); вимір мікротвердості; травлення зразка; визначення марки металу; визначення зон деформації; визначення коефіцієнта зміцнення металу.

Цей спосіб особливо актуальний у світлі складної терористичної ситуації у світі, оскільки саме металографічні дослідження дозволяють отримати цілісне уявлення про властивості вибухового пристрою.

Приклад модернізованого металографічного дослідження.

На дослідження представлений зразок з метою встановлення його приналежності до частини вибухового пристрою. Вибраний об'єкт на першому етапі був досліджений класичним способом металографічного аналізу по алгоритму, після цього фрагмент вибухового пристрою (ВП) був вивчений за допомогою скануючої зондової мікроскопії.

Вимір мікротвердості перлітової і ферритної складових проводилося на протравленій поверхні зразка на приладі ПМТ-3 при умовному навантаженні 50 гр. Проводили виміри глибини відбитку за допомогою МИМ-8 при збільшенні x100.

В ході досліджень було виявлено наявність трьох зон з різною мікротвердістю і мікроструктурою, це дозволяє стверджувати, що представлений на дослідження зразок є осколком вибухового пристрою.

Щоб простежити властивості і структуру об'єкту від «мікро» до «нано» рівня, фрагмент ВП був досліджений на скануючому зондовому мікроскопі SolverPro з атомарним дозволом з максимальною областю сканування 10×10 мкм. Був вибраний метод атомно-силової мікроскопії при постійній висоті дослідження над поверхнею об'єкту в контактному режимі. Були отримані СЗМ-зображення фрагмента ВП з атомарним дозволом, на яких перепад висот по досліджуваній поверхні ВП не перевищує 1,4 мкм.

Таким чином, найбільш ефективним напрямом зараз в криміналістичному дослідженні матеріалів і об'єктів, у тому числі на атомарному рівні, являється скануюча зондова мікроскопія.

У дослідженнях вибухових пристроїв і вибухових речовин у світлі нанотехнологій знаходить своє застосування модернізований металографічний аналіз, який дозволяє встановити марку використаного металу, оцінити потужність вибухової речовини по зміні структури металу в результаті вибухового вантаження; по наявних зварних або паяних швах визначити застосовану зварювальну техніку і матеріали (марку електроду, тип припою), що є дуже важливим при розслідуванні справ.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Митричев, В.С. Основы криминалистического исследования материалов, веществ и изделий из них [Текст] / В. С. Митричев, В. Н. Хрусталева. – СПб.: Питер, 2003. – 591 с.

2. Модернизация металлографического метода исследования объектов судебной экспертизы в свете нанотехнологий. [Электронный ресурс] / Режим доступа: <https://cyberleninka.ru/article/v/modernizatsiya-metallograficheskogo-metoda-issledovaniya-obektov-sudebnoy-ekspertizy-v-svete-nanotehnologiy>. – Загл. с экрана.

УДК 669.15-194.018.4

Сотник В.В.¹, Алексеєнко О.В.²

¹ студ. гр. ІФ-115 ЗНТУ

² старш. викл. ЗНТУ

ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ РЗМ НА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ ПРИ НОРМАЛЬНИХ ТА НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Широко відомо про позитивний вплив рідкоземельних металів (РЗМ) на механічні, технологічні та службові сталі, що зазвичай пояснюється їх хімічним впливом на шкідливі домішки і зв'язуваннями їх в більш тугоплавкі хімічні сполуки.

Експерименти проводились на сталях з сумарним вмістом легуючих елементів 3,5...4 %, виплавлених в лабораторних і напівпромислових умовах.

Напівпромислові плавки вагою 1,5 т. проводились в дуговій електропечі основним способом за технологією виробництва сталі в промислових печах. Температура рідкої сталі на жолобі за термопарою занурення становила 1710 °С. Сталь, розкислена силікокальцієм і алюмінієм (0,3 кг/т кожного), випускалась в гарячий ківш і витримувалась до початку розливання 3 хв.

Сталь розливали в попередньо просушені піщані форми на виливки розміром 200×200×250 мм без врахування надливу. Температура сталі на початку розливання становила 1650...1680 °С. Додатки РЗМ в порціях по 60 г, упаковані в алюмінієву фольгу, вводили під струмінь рідкої сталі в форму, заповнену на 30 %.

В чотири відлитих виливка вводили РЗМ в порядку зменшення процентного вмісту від початку розливання відповідно 0,25 %; 0,20 %; 0,15 % та без РЗМ.

Проби на хімічний аналіз відбирали по ходу плавки і в середині розливання. Вибиті з форм злитки при температурі не нижче 100 °С завантажували в піч на відпал при 650...670 °С, витримували 12 год і охолоджували разом з піччю до 150 °С на повітрі.

Лабораторні злитки проковували за три проходи на пруток діаметром 22 мм. Температура нагріву під ковку становила 1180...1200 °С, закінчення кування – 850...900 °С

Злитки напівпромислової сталі попередньо проковували на квадрат 90х90 мм в температурному інтервалі 1180...850 °С, потім охолоджували з піччю зі швидкістю не більше 30 °С в годину до температури 80...100 °С і проковували за чотири проходи на коло діаметром 20 мм.

Прутки лабораторних і напівпромислових плавок проходили гартування температурі 880...900 °С, охолодження у воді та відпустку при 580...600 °С.

Зразки для випробувань механічних властивостей в литому стані вирізали із зливка в межах зони стовпчастих кристалів і термічно обробляли за однаковим режиму для прутків.

Зразки з розмірами $d = 10 \text{ мм}$, $h = 20 \text{ мм}$ зі сталі лабораторних литих плавок піддавали випробуванням на усадку; гагарінські зразки з кованої сталі напівпромислових плавок випробували на розрив (рис. 1).

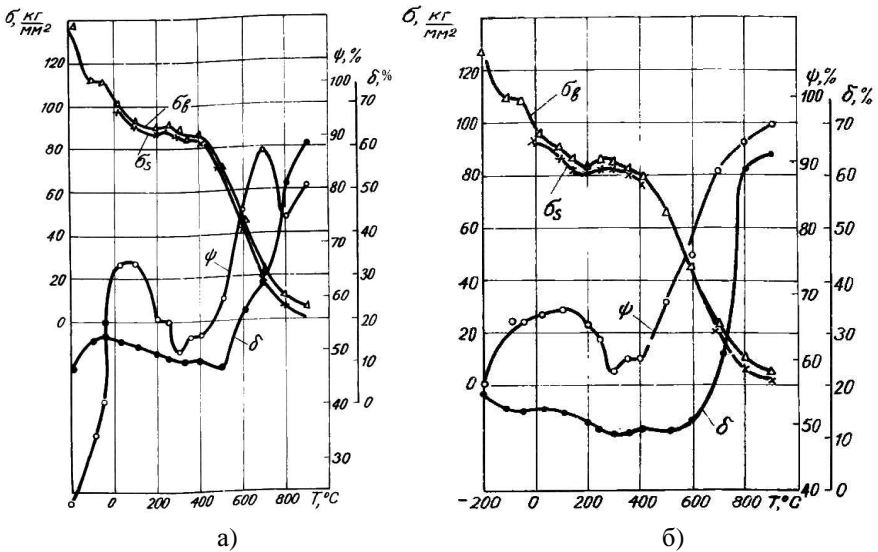


Рисунок 1 – Температурна залежність механічних характеристик кованої сталі Cr-Ni-Mo: (а) без добавок РЗМ, (б) з добавкою 0,20 % FeSe

Зі збільшенням вмісту РЗМ межі пластичності і міцності сталі знижуються.

З введенням добавок РЗМ межа холодоломкості рухається до більш низьких температур. Величини показників пластичності в області холодноломкості ($-50 \text{ }^\circ\text{C}$), зі збільшенням добавки РЗМ до оптимальної (0,2 % FeSe) значно збільшуються, при цьому явища крихкості сталей, викликані зазвичай зниженнями пластичності при цих температурах, повинні виявлятися слабо.

У роботі відзначено поліпшення механічних характеристик Cr-Ni-Mo сталі в кованому стані в області провалів пластичності шляхом введення РЗМ. Зразки з литих сталей показують сильний розкид опору деформації в залежності від їх місця в виливку.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Голубцов, В. А. Модифицирование стали для отливок и слитков [Текст] / В. А. Голубцов, В. В. Лунёв. – Челябинск - Запорожье: ЗНТУ, 2009. – 256 с.

2. Влияние микродобавок редкоземельных металлов на механические свойства хромоникельмолибденовой стали в литом и деформированном состоянии при температурах от -196 °С до 900 °С [Электронный ресурс] / Амерест. – Режим доступа: <http://www.amerest.ru/redkozemelnye-metally/vliyanie-mikrodobavok.php>.

СЕКЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ПРОЦЕСИ І ТЕХНОЛОГІЇ»

УДК 533.2:669.2/8.04

Овчинников О.В.¹, Юхно В.А.², Шалєва Н.В.³

¹ д-р техн. наук, проф. ЗНТУ

² студ. гр. ІФ-315 ЗНТУ

³ студ. гр. ІФ-414 м ЗНТУ

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЗАХИСНИХ ГАЗІВ В TIG ПРОЦЕСІ СПЛАВЛЕННЯ АКТИВНИХ МЕТАЛІВ

За останні роки кольорові метали набули широкого застосування у металургії. Вироби з кольорових металів та їх сплавів активно використовуються у промисловості, медицині та інших галузях. Значна частина цих металів є хімічно активними, що робить практично неможливим отримання у атмосфері повітря якісних заготовок та виробів шляхом дугового переплаву. Висока спорідненість даних металів до газів (кисню, азоту та водню) при підвищених температурах обумовлює використання у якості захисної атмосфери інертних газів, найбільш розповсюдженими з яких є гелій та аргон.

Аналіз апріорних джерел [1], [2], [3] показав, що використання гелію як захисного газу підвищує теплову ефективність електричної дуги. Найбільш вірогідно, це обумовлене теплофізичними властивостями гелію, який має теплопровідність на порядок вищу, ніж аргон, та підвищену, у порівнянні з аргоном, напругу на дузі, що сприяє більш рівномірному розподілу тепла у металі. Незважаючи на усі переваги, використання чистого гелію у якості захисного газу значно збільшує матеріальні витрати на виробництво за рахунок більшої вартості гелію. Саме тому було прийняте рішення використовувати суміш гелію з аргоном для отримання дуги, близької за властивостями до дуги у гелії за менших витрат.

В рамках наукової роботи було виконано електродуговий пошаровий переплав у кристалізаторі з водним охолодженням сплаву 48% Ті та 52% Zr масових у суміші захисних газів Ar-He у співвідношеннях: 90% Ar+10% He, 80% Ar+20% He та 70% Ar+30% He.

Порівняльний аналіз виплавлених зразків показав, що при використанні суміші 90% Ar+10% He (рис. 1, а) на боковій поверхні зливка утворюються напливи, а границі сплавлення шарів чітко виражені. При переплаві у суміші 80% Ar+20% He (рис. 1, б) також чітко видно границі сплавлення, але шари металу сплавлені між собою більш щільно. Візуальний огляд зливка, переплавленого у суміші 70% Ar+30% He (рис. 1, в) показав, що на боковій

поверхні зливка відсутні напливи, межі сплавлення шарів металу розмиті, а структура бокової поверхні зливка близька до литої, внаслідок чого можна зробити висновок, що газова суміш 70%Ar+30%He є оптимальною для дугового переплаву сплаву заданого хімічного складу з точки зору отримання зливка без технологічних дефектів (напливи шарів один на інший, несплавлення шарів металу).



а – 90% Ar+10% He; б – 80% Ar+20% He; в – 70% Ar+30% He.
Рисунок 1 – Бокові поверхні експериментальних зразків

Таблиця 1 – Параметри режиму переплаву

Сила струму, А	Напруга на дузі, В
400 – 500	30 – 35

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Новожилов, Н.М. Основы металлургии дуговой сварки в газах / Н.М. Новожилов. – М.:Машиностроение, 1979. – 231 с.
2. Теория сварочных процессов: Учебник для вузов по спец. «Оборуд. и технология сварочн. производства» / В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Винокуров и др.; под ред. В.В. Фролова. – М.: Высш. шк., 1988. 559 с.
3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Б.Е. Патон, К.К. Хренов, С.Л. Мандельберг и др.; под ред. Б.Е. Патона. – М.:Машиностроение, 1974. – 768 с.

УДК 536.12:621.891

Акритова Т.О.¹, Круглякова Д.А.², Капустян О.С.³ Осіпов М.Ю.⁴, Андрущенко М.І.⁵

¹ асп. ЗНТУ

² студ. гр. ІФ-418 сп ЗНТУ

³ ст. викладач ЗНТУ

⁴ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

⁵ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

МЕТОДИ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ПОВЕРХНІ ТЕРТЯ

Відомо, що в багатьох випадках зношування деталей, в тому числі абразивному, відбувається при підвищених температурах, які виникають, або в результаті фрикційного нагрівання, або ж в наслідок переробки нагрітих матеріалів.

Відомо, що в умовах абразивного зношування, при температурах близьких до кімнатної, найбільша зносостійкість матеріалів на основі заліза досягається при наявності в металевій матриці великої кількості високовуглецевого метастабільного аустеніту, здатного перетворюватися в мартенсит деформації. Однак пізніше було встановлено, що в деяких випадках, наприклад в умовах роботи скребків змішувачів, навіть при наявності в структурі достатньо великої кількості метастабільного аустеніту ефект підвищення зносостійкості не спостерігається.

Однією з причин цього може бути підвищена температура поверхні тертя. Але на той час достовірних відомостей відносно цього не було. Тому вивчення закономірностей впливу температури на повноту фазових перетворень, рівень самозміцнення поверхні тертя в процесі зношування та на зносостійкість було і є актуальним до цього часу.

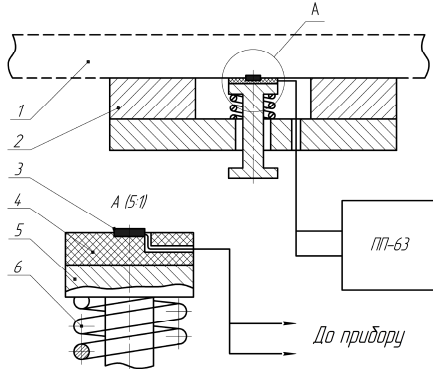
При вирішенні цієї проблеми, по-перше, необхідно знати істинну температуру поверхні тертя деталі. Для цього потрібно вивчати, аналізувати, вибирати та розробляти методи оцінки температури поверхні тертя. Це і було метою даної роботи.

У промисловій та науковій термометрії використовується 2 основних методи вимірювання температури: контактний і безконтактний. Перший реалізується за допомогою використання термопар, другий – пірометрів.

На кафедрі ОТЗВ ЗНТУ широко використовують спосіб оцінки температури поверхонь тертя за допомогою різних видів термопар. Зокрема для оцінки температури робочої поверхні скребків змішувачів гарячі спаї хромель-копелевих термопар приварювалися на різних відстанях від неї. По мірі зношування скребка спаї термопар наближались до поверхні тертя і в момент, який передував їх руйнуванню, фіксувалась температура.

Було встановлено, що температура робочої поверхні скребків може перевищувати 500° С. Тому в даному випадку використання матеріалів з метастабільним аустенітом є недоцільним.

Для вимірювання температури робочої поверхні штампів прес-форм було розроблено нескладне пристосування (рис. 1).



- 1 – штамп; 2 – магніт; 3 – спай термопар; 4 – поліуретанова пластина;
5 – шток; 6 – пружина

Рисунок 1 – Пристосування для виміру температури на поверхні штампів в процесі роботи

В даному випадку гарячий спай розплющувався і за допомогою постійного магніту і пружини притискався до робочої поверхні штампів прес-форм. Було встановлено, що їх температура перевищує 200° С.

Ефективний спосіб оцінки температури поверхні тертя зразків на машині Х4-Б запропоновано на кафедрі ОТЗВ [1]. В даному випадку стандартний зразок діаметром 2 мм виготовлявся із хромеля, а до нього конденсаторним зварюванням приєднувався дріт із копеля. Холодний спай розміщувався в посуді з водою та льодом. Було встановлено, що температура поверхні тертя зразка може перевищувати 300° С.

Таким чином існує ряд способів визначення температури поверхні тертя зразків або деталей під час зношування. Їх вибір залежить від задач досліджень, конструкції деталей, виду та умов зношування.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Брыков, М. Н. Определение температуры металлических материалов при испытаниях на абразивное изнашивание / М. Н. Брыков // Вісник технологічного університету Поділля. – 2004. - № 1, Ч. 1. - С. 38-41.

УДК 621.791.92

Строгонов Д. В.¹, Кононенко А. В.²

¹співроб. підприємства «Триада - Сварка»

²студ. гр. ІФ-317 ЗНТУ

ДОСЛІДЖЕННЯ РОБОТИЗОВАНОГО АДИТИВНОГО НАПЛАВЛЕННЯ

Аддитивне виробництво – термін, яким прийнято називати технологічні способи швидкого прототипування, що дозволяють створювати об'ємні вироби з різноманітних матеріалів за певною комп'ютерною моделлю.

На підприємстві «Триада - Сварка» за заданою комп'ютерною програмою було наплавлено вертикальну стінку поступальним поздовжнім рухом дроту Св-08Г2С з мідним покриттям. Режим наплавлення: сила струму $I = 120 \dots 130$ А, напруга в дузі $U_d = 13,0 \dots 14,0$ В. Наплавлення проводилось в середовищі $Ag+CO_2$, витрати газів $Q_{Ag+CO_2} = 15$ л/хв. Товщина дроту $d_c = 1,0$ мм, виліт електроду $l_c = 15$ мм. Швидкість наплавлення $V_n = 150$ см/хв, швидкість подачі дроту $V = 5,0$ м/хв. Стінка була наплавлена в 74 шари, геометричні розміри валика: ширина $d = 2$ мм, висота $h = 1,35$ мм.

З отриманої стінки було вирізано 3 зразки вздовж та впоперек наплавленого металу для механічних випробувань на розрив на розривній машині IP-100. Отримані результати показали високі пластичність та значення границь плинності (на рівні 410 МПа) та міцності (на рівні 530 МПа) не залежно від способу вирізання зразків. Середнє відносне видовження – 35%.

Дослідження мікроструктури показали, що вздовж і поперек наплавлення вона однакова, а вимірjana твердість складає близько 54 HRB.

Важливою властивістю поверхні наплавленого металу є ступінь її хвилястості, оскільки може бути вимогою до її якості.

За допомогою індикатора годинникового типу було досліджено хвилястість бокової поверхні наплавлення за базовою довжиною $l = 25$ мм: висота хвилястості $Wz = 362$ мкм, крок хвилястості $Sw = 1560$ мкм.

На підставі отриманих результатів можна зробити такі висновки:

1. При наплавленні утворюється метал з майже однаковими властивостями за різними напрямками: міцністю $\sigma_b = (445 \pm 10)$ МПа, $\delta = (35 \pm 2,5)$ %, HRB = (54 ± 2) .

2. Висоти нерівностей бокової поверхні не перевищують 300 мкм.

3. Необхідно провести подальше ретельне дослідження залежності хвилястості від параметрів режиму наплавлення.

УДК 669.187.56

Фетісов Р.Ю.¹, Бережний С.П.²

¹ студ. гр. ІФ-316 ЗНТУ

² канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

ВИГОТОВЛЕННЯ ІНСТРУМЕНТУ ІЗ СТРУЖКИ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ P18

Розроблена технологія виготовлення ріжучого інструменту – свердла перового із відходів стружки інструментальної сталі P18. Запропонована технологія електрошлакового переплаву стружки забрудненої мастильно-охолоджуючою рідиною (МОР). З метою вигорання залишків МОР в процесі електрошлакового переплаву, стружку запропоновано подавати на невитратний графітовий електрод на відстані 200 мм від поверхні шлакової ванни.

У результаті нагріву стружки теплом від електроду та випромінюванню шлакової ванни залишки МОР спалахують і вигорають. Встановлено, що у результаті такої технології відбувається збільшення вуглецю у металі за рахунок сажі, що утворюється при вигоранні МОР. Вміст вуглецю у зливках збільшується з 0,8 % до 1,0 – 1,1 %. Розроблена конструкція сталевого кокілю, яка дозволяє отримати зливки близькі до геометричній формі інструменту.

Макроструктура злиwkів, отриманих методом електрошлакового кокільного лиття, щільна з вираженою направленою кристалізацією. Дефекти ливарного характеру (пори, шлакові включення і т.д.) відсутні. Встановлено, що на відстані до 30 мм від стінки кокілю, у структурі зливка відсутня суцільна карбідна сітка (рис. 1). Це дозволяє спростити процес термічної обробки та відмовитися від довготривалого процесу гомогенізаційного відпалу.

Термічна обробка злиwkів P18 полягала в ізотермічному відпалі (925 ± 25 °C), витримка 3 години. Остаточна термічна обробка інструмента, з урахуванням більш високого вмісту вуглецю, включала гартування з більш високої температури (1325 ± 25 °C). Твердість після гартування склала 54...58 HRC.

Після трикратного відпуску (перший - 600 ± 10 °C, другий та третій - 570 ± 10 °C) твердість підвищилась до 61...64 HRC. Промислові випробування показали, що свердла, виготовлені з відходів у вигляді стружки P18 за своїми експлуатаційними та ріжучими властивостями аналогічні свердлам, виготовленим з кованого металу P18.

Технологія дозволила використовувати відходи у вигляді стружки, відмовитися від її попередньої чистки, уникнути операцію кування, таким чином знизити собівартість виготовленого інструменту.

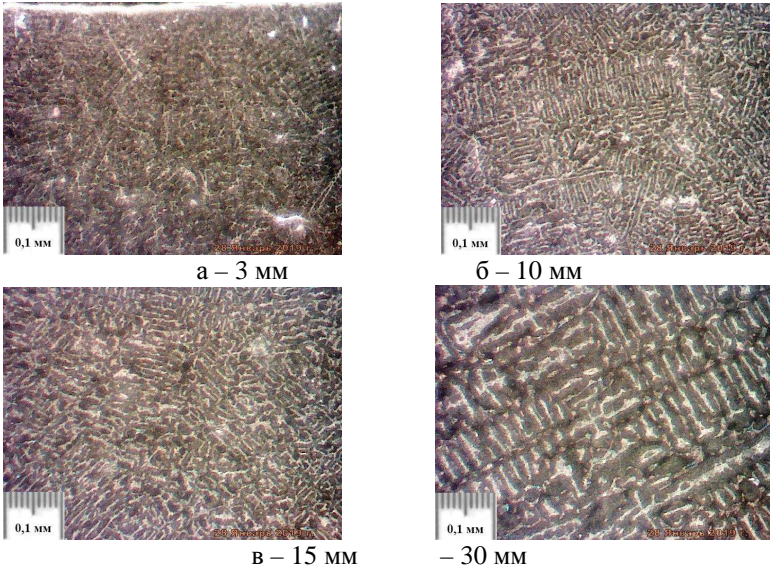


Рисунок 1 – Мікроструктура зливка на різній відстані від стінки кокілю

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Палей, М.М. Технология производства металлорежущих инструментов [Текст] / М.М. Палей; - М.: Машиностроение, 1982. – 256 с.
2. Шаповалов, В.А. Переработка промышленных отходов металлопроизводства [Текст] / В.А. Шаповалов, Ф.К. Бурнашев, В.В. Степаненко, Н.В. Рейда// Современная электрометаллургия. – 2013. – №1. – С. 40–44.
3. Глебов, А.Г. Электрошлаковый переплав [Текст] / А.Г. Глебов, Е.И. Мошкевич; - М.: Металлургия, 1985. - 343 с.
4. Ревис, И.А. Структура и свойства литого режущего инструмента [Текст] / И.А. Ревис, Т.А. Лебедев; - Л.: Машиностроение, 1972. – 125 с.
5. Гуляев, А.П. Металловедение [Текст] / А.П. Гуляев; - М.: Машиностроение, 1981. – 541 с.

УДК 671.791.927.5

Савонов Ю.М.¹, Стрелько А.Ю.², Евангеліст К.І.³, Камель Г.І.⁴

¹ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

² студ. гр. ГМ-17-2 ЗАК ім. О.Г. Івченко

³ викл. ЗАК ім. О.Г. Івченко

⁴ д-р техн. наук, проф. ЗАК ім. О.Г. Івченко

СПЕЦІАЛЬНІ ІНСТРУМЕНТИ ДЛЯ ОБРОБКИ ГРАНІТНОГО КАМЕНЯ

Робота відноситься до галузі зварювальної техніки і може використовуватись для відновлення деталей і підвищення зносостійкості металургійного, хімічного, нафтохімічного та машинобудівного обладнання, а саме до процесів нанесення на поверхню деталей шарів необхідного складу із заданими властивостями.

Для їх обробки використовують спеціальні інструменти (колючні ножі) які, діють на заготовку каменя, складають напруження, які призводять до розколу. Колючні ножі розміщуються в ряд з двох сторін каменя з центруванням по осі інструмента [1].

1. На заміну цих інструментів прийшов «Колючний ніж для обробки гранітного каменя», що містить зміцнювальні шари з твердосплавних матеріалів, нанесених методом наплавлення на робочу кромку та бокові грані колючного ножа, який відрізняється тим, що з метою підвищення пружності, пластичності та дрібнозернистості матриці сплаву використовують твердосплавні зерна вкриті модифікатором.

2. Колючний ніж для обробки гранітного каменя по п. 1, який відрізняється тим, що в якості модифікатора використовувався дисперсний нанопорошок карбонітриду титана, що отриманий плазмохімічним синтезом у вигляді порошку (зернистістю 10...100 нм) і плакований розчином силікату натрія густиною 1,3 г/см³.

3. Колючний ніж для обробки гранітного каменя по п.1 відрізняється тим, що товщина одного шару модифікатора на твердосплавних зернах змінювалась від 0,1 до 0,4 мм [1,2].

До недоліків відомих колючних ножів можна віднести низьку довговічність. Даний недолік обумовлений тією обставиною, що лезо і бокові грані колючного ножа мають велику зносостійкість, а її матриця сплаву, які утримують твердосплавні зерна, схильні до зношування об монолітний абразив при дії високих контактних навантажень.

Вдавлювання колючного ножа в поверхню плити граніту супроводжується руйнуванням і викришуванням мікрооб'ємів матриці

матеріалу леза ножа в точці максимального значення напружень – на робочій поверхні інструменту.

Подальша експлуатація інструмента потребує його переточки. Не дивлячись на те, що ресурс колючих ножів, армованих стандартними сплавами по патенту №117073, або з наплавленою робочою поверхнею більше, ніж інструментальних сталей, вони швидко виходять з ладу в результаті руйнувань, та викришування твердого сплаву, особливо при роботі на твердих гранітах.

Тому використання стандартних твердих сплавів з урахування їх високої вартості по патенту №117073 для умов роботи колючих ножів економічно недоцільне.

Така матриця сплаву погано утримує твердосплавні карбіди вольфраму і під дією робочого навантаження вони руйнуються та виламуються з основи матриці сплаву.

Матриця сплаву повинна бути:

а) ідеально упругою – повністю відновлювати форму, розміри та траєкторію руху до та після розколювання гранітного каменя;

б) витривалою – здатність витримувати великий термін знако-перемінних навантажень;

в) в'язкою – здатність витримувати ударні навантаження;

г) міцною – здатність не руйнуватися під дією навантаження. Оскільки колючі ножи працюють в умовах повторно - змінного навантаження і багатократно змінюють значення, то така дія призводить до виникнення усталісті матеріалу та подальшому відриву твердосплавних зерен від колючого ножа і виходу його з ладу.

В основу корисної моделі поставлена задача удосконалення колючого ножа для обробки гранітного каменя шляхом підвищення пружності, пластичності та дрібнозернистості матриці сплаву за рахунок використання модифікатора.

Поставлена задача вирішується тим, що в якості модифікатора використовувався дисперсний нанопорошок карбонітриду титана, що отриманий плазмохімічним синтезом у вигляді порошку (зернистістю 10...100 нм) і плакований розчином силікату натрія густиною 1,3 г/см³.

Використання модифікатора забезпечує високу пластичність, високу ударну в'язкість та дрібнозернисту структуру, що уникає виникнення руйнування матриці під дією високих контактних навантажень. Тому використання модифікатора робить матрицю сплаву пружною і пластичною, в якій відсутні відколи, відшарування і інші дефекти.

УДК 671.791.927.5

Савонов Ю.М.¹, Жабіна Є.О.², Рудик Н.Г.³, Камель Г.І.⁴

¹ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

² студ. гр.ГМ-16-1 ЗАК ім. О.Г. Івченко

³ викл. ЗАК ім. О.Г. Івченко

⁴ д-р техн. наук, проф. ЗАК ім. О.Г. Івченко

ВИБІР МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ КОНІЧНОЇ ТРИБОСИСТЕМИ

В результаті експлуатації в складних умовах при дії змінних навантажень і зовнішнього середовища в елементах конічних трибосистем (роторних живильників високого та низького тиску) промислового транспорту з'являються технологічні та експлуатаційні тріщини і деформації.

В хімічній та целюлозно-паперовій галузі поширені в використанні роторні живильники для переміщення та завантаження варильного котла деревинною сировиною.

Деталі роторних живильників відносяться до конічних трибовузлів і працюють в екстремальних умовах: корозійне середовище-луг з температурою 160-180 градусів, перепад тиску від 0,15 до 1,25 МПа, великі швидкості перетічок луку між обертаючим конічним ротором та конічним корпусом. Все це призводить до появи на конічній поверхні експлуатаційних тріщин.

Дослідження по вибору матеріалу для виготовлення ротора живильника виконувалось на копру маятниковому IMP460J моделі S1-1V (фірма INSTRON, Великобританія).

Для отримання параметрів ударної в'язкості по стандартам Е23 та ГОСТ 9454 -99 використовувались зразки тип 15-20 с Т- образною концентрацією напруження (КСТ) – з нормованим розміром тріщини. Копер маятниковий управлявся з комп'ютера.

При дослідженні на екрані монітора реєструється повний спектр досліджень, включаючи графіки розподілу зусиль удару та енергії удару в часі.

Серед досліджених матеріалів: 10X13; 20X13; 30X13; 40X13; 12X18N10T; X25N13D2T та інші.

При діагностуванні конічних трибовузлів основним методом контролю є візуальний та візуально оптичний огляд, визначення розмірів дефектів, інструментальний контроль тріщин і товщини металу, проведення ультразвукового контролю після ремонту відновлених деталей.

Перелік досліджених матеріалів наведений в таблиці.

Таблиця 1 – Матеріали фірмових та вітчизняних роторів

Група сплавів	Матеріали роторів інофірм	Вітчизняні матеріали роторів Камюр
I	Хромісті сталі Avesta 739, S 395	1X13 (ЭЖ-1)
II	Хромомолібденові сталі 265 MO 150 Швеція	X24N18M2ДЗ (BK-1)
III	Хромонікелеві сталі	1X18N10T, 1X18N9T, X18N9T, (ЭЯ-1Т)
IV	Хромонікельтітаніста сталь с меддю Мюренс (Фінляндія)	X15N5Д2Т (ЭП-410, ВНО-2)

Наявність дефектів або тріщин не обов'язково свідчить про критичний стан або втрату цілісності конструкції, але обов'язково про зниження її працездатності, що несе, унаслідок поєднання концентрації напруженості в дефектній зоні, і зміни форми і площі ефективного перерізу.

Конічні трибовузли виходять з ладу як унаслідок зносу, так і в результаті руйнування або втомних пошкоджень. Тому діагностику пошкоджень трибовузлів проводять також, досліджуючи фізичні ефекти навантаження і зростання дефектів.

Серед розглянутих матеріалів найменшим значенням:

1. імовірності виникнення експлуатаційних тріщин;
2. графік розподілу зусиль удару
3. енергії удару

в часі має місце для сталі 12X18N10T. Тому для впровадження в виробництво було запропоновано цей матеріал для виготовлення роторів високого тиску промислового транспорту целюлозно-паперового виробництва.

УДК 621.791.793

Білонік Д.І.¹

¹ студ. гр. ІФ-314м ЗНТУ

ОТРИМАННЯ ДЕТАЛІ СПЕЦІАЛЬНОГО КРІПЛЕННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТЕХНОЛОГІЇ

При механізованій формовці ізложниць для розливки сталі в ливарному цеху ОАО „Запоріжсталь” використовують нестандартні піскомети моделі

2ПН-40. Формувальну суміш набивають у форму за допомогою металеві головки. Спецболти, що утримують металевий ківшик і захисну дугу, – відповідальні високонавантажені деталі. Стержень болта зазнає динамічних навантажень розтягання і згинання, а його головка – згинальні навантаження і абразивну дію. Аналогічні спецболти встановлені і піскометах моделі 296М відділення сталюого фасонного лиття вказаного підприємства. Подібні конструкції спецболтів використовують в металургійному і станковому обладнанні, в автомобільній і дорожно-будівній техніці.

За існуючою технологією заготівку спецболта виготовляють вільною ковкою з сортового прокату діаметром 80 мм (сталь 45, ГОСТ 1045-88). Спершу формують головку спецболта, Потім відковують шестигранний хвостовик. Заготівка має масу 2,6 кг, деталь – 0,48 кг, тобто у відходи у вигляді стружки і обрізки переходить до 80% вихідного металу.

При наступній механічній обробці відбувається підрізання отриманих при ковці волокон металу, що може викликати утворення зародку втомного зносу в місці різкої зміни перерізу (головка - стержень). Провокувати втомне руйнування в небезпечному перерізі можуть також неметалічні включення, що містяться і прокати зі сталі 45.

Технологія отримання деталі зумовлює її механічні та експлуатаційні властивості й є вирішальним фактором у формуванні прямих витрат при виробництві Важливою особливістю деталей, отриманих методом електрошлакового приплавлення, є високі механічні властивості металу зони шва приплавлення та підвищена чистота від неметалічних включень, що зумовлює високу надійність деталей.

Про високу якість з'єднань, отриманих електрошлаковим приплавленням, свідчать приклади виготовлення заготовок колінчастих валів судових дизелів, а також заготовок деталей ходової частини електровозів типу „Серьга”, хрестовини, муфти тощо.

Ціллю роботи є розробка електрошлакової технології для торцевого приплавлення головки спецболта до стержня, що забезпечує економічність процесу, високу надійність та довговічність отриманих деталей кріплення.

Для отримання заготовок спецболтів методом електрошлакового приплавлення на установці А-330 спроектували спеціальне оснащення. За основу конструкції була закладена схема роз'ємно-обертового кристалізатора, що забезпечує існування зниження часу підготовчо-заклучних операцій.

З ціллю відпрацювання технології отримання заготовок спецболтів було проведено цикл електрошлакових припавлень. У відповідності до обраних режимів витратний електрод, що складається з двох прутків сталі 45 діаметром 12 мм, закріплювали в подавальному пристрої установки А-550 і вводили в порожнину водоохолоджуемого кристалізатора, на стадії

формування, де на піддоні збуджувалась дуга, розплавлявся флюс АНФ-6, а потім приплавлялася головка болта до стержня.

Силу струму змінювали в межах 800-1500А при напрузі на шлаковій ванні 36В. Дослідження макроструктури отриманих заготовок показали, що обрані режими забезпечують якісне приплавлення головки болта до стержня. Механічні властивості після нормалізації ($\sigma_b = 620$ МПа, $\sigma_T = 340$ МПа, $\delta = 18\%$, $\psi = 44\%$).

УДК 671.791.927.5

Куликовський Р.А.¹, Дудников О.С.², Боренко О.О.³, Камель Г.І.⁴

¹ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

² інженер ЗАК ім. О.Г. Івченко

³ студ. гр. ГМ 17 ЗАК ім. О.Г. Івченко

⁴ докт. техн. наук, проф. ЗАК ім. О.Г. Івченко

ВИГОТОВЛЕННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ЛИСТІВ ЗІ ЗНОСОСТІЙКИМ ПОКРИТТЯМ

Біметалеві листи відносяться до галузі зварювальної техніки і можуть використовуватись для відновлення деталей та підвищення зносостійкості, наприклад, обладнання металургійного, хімічного, нафтохімічного та машинобудівного обладнання, а також при виготовленні біметалічних листів зі зносостійким покриттям, призначених для футерування і відновлення зношених поверхонь устаткування, схильних до різних видів зношування з метою збільшення їх стійкості.

В способі виготовлення зносостійкого біметалічного листа пошарово наплавленням наносять покриття зі зносостійкого матеріалу на прокатаний лист з вуглецевих або низьколегованих сталей. При цьому, заздалегідь, на прокатаний лист по периметру приварюють тонкий лист, на поверхню якого укладають захисну підкладку та приварюють її контактним зварюванням або пічною пайкою. Отриману біметалічну заготовку розміщують під кутом $5^\circ \dots 10^\circ$ до горизонтальної площини. Стрічку зварювальної головки розміщують під кутом $5^\circ \dots 10^\circ$ до вертикальної площини. Наплавлення ведуть кутом вперед зверху вниз імпульсно-дуговим способом.

В якості захисної підкладки можна використовувати сітку з порошкового дроту чи стрічки, в оболонках яких містяться частки карбідів, нітридів, боридів та силіцидів різних металів.

Для зняття зварювальних залишкових напружень та уникнення деформацій при виробництві біметалевої заготовки, тонкий лист розташовують на товстому листі та приварюють по периметру заготовки. Для

забезпечення мінімальної деформації й мінімальної глибини проплавлення тонкого листа, та максимальної ширини наплавленого шару заздалегідь на поверхню тонкого листа укладають захисну підкладку з наступною точковою приваркою або пічною пайкою їх до тонкого листа. При цьому отримують захисне екрануюче покриття, яке при дуговому наплавленні виконує такі функції: захищає тонкий лист від надмірного проплавлення; збільшує витрати теплової енергії зварювальної дуги на плавлення захисної підкладки та зменшує витрати теплової енергії на плавлення тонкого листа; наявність рідкого металу, нахилу біметалевої заготовки та стрічки зварювальної головки призводить до заповнення кратера зварювальної ванни і цим зменшує проплавлення тонкого листа. Температура плавлення захисної підкладки не перевищує 1800° - температура рідкої металевої ванни. За рахунок цього зерна карбідів або дроти вольфраму, які входять в захисну підкладку і мають температуру плавлення більше 3500° не руйнуються, та зберігають свої фізико-механічні характеристики (зносостійкість, корозійну стійкість та температуру витривалість).

Для забезпечення мінімальної глибини проплавлення, максимальної ширини шва та мінімальної деформації тонкого біметалевого листа заздалегідь заготовку з товстого та тонкого листа розмішують під кутом $5^{\circ}\dots 10^{\circ}$ до горизонтальної площини, головку порошкової стрічки встановлюють під кутом $5^{\circ}\dots 10^{\circ}$ до вертикальної площини та ведуть наплавлення кутом вперед зверху вниз. Це забезпечує формування валика за рахунок вирівнювання тиску зварювальної дуги стрічки та гідростатичного тиску рідкої металевої ванни. Рівень рідкої металевої ванни зміщується в кратер.

Імпульсне дугове зварювання на жорсткому режимі (великий струм та короткий термін протікання струму) забезпечує, в першу чергу, розплавлення захисної підкладки та присадної стрічки, яка плавиться, і цим забезпечує мінімальну глибину проплавлення тонкого листа. При цьому, наплавлений шар по довжині біметалевого листа, складається з багатьох послідовних точок, які перекриваються на $20\dots 25\%$ між собою.

Результати роботи можуть використовуватися в гірничодобувній промисловості (шахтне обладнання, кар'єрне обладнання, дробильно-збагачувальне обладнання, окомковальне обладнання); вугільної промисловості (шахтне обладнання, збагачувальне обладнання, коксохімічне обладнання); цементній промисловості (кар'єрне обладнання, обладнання цементних заводів); хімічної промисловості (обладнання промислового транспорту, вентиляційне обладнання); металургійної промисловості (агломераційне обладнання, доменне обладнання); енергетичної промисловості (обладнання теплових електростанцій); портовому господарстві (перевантажувальне обладнання) та інші.

УДК 671.791.927.5

Куликовський Р.А.¹, Білозуб Л.В.², Жабіна Є.О.³, Камель Г.І.⁴

¹ канд. техн. наук, доцент ЗНТУ

² інженер ЗАК ім. О.Г. Івченко

³ студ. гр. ГМ-17-1 ЗАК ім. О.Г. Івченко

⁴ докт. техн. наук, проф. ЗАК ім. О.Г. Івченко

ВИГОТОВЛЕННЯ ОБИЧАЙКИ АРМОВАНОЇ РІВНОМІРНО РОЗПОДІЛЕНИМИ ЗА ОБ'ЄМОМ ТВЕРДОСПЛАВНИМИ ЗЕРНАМИ ПОКРИТИХ МОДИФІКАТОРОМ

Виготовлення обичайок, армованих рівномірно розподіленими за об'ємом твердосплавними зернами покритими модифікатором використовують в ракетній, авіаційній, металургійній та машинобудівній промисловості. Наразі подібні вироби виготовляють наступним чином. Між двома обичайками (листами) встановлюють армовані сітки (вольфраміві волокнисті матеріали, які переплетені дротом із матричного сплаву) з проміжною обичайкою (листом) та зварюють способом шовного контактного зварювання з перекриттям кільцевих (повздовжніх) швів на 25...30%.

Ця технологія характеризується рядом недоліків:

- неможливість виконання прихоплень окремих елементів армованих сіток і обичайок (листів), тому що при цьому руйнуються волокна;
- всі елементи заготовки: арміруючі сітки, обичайки (листи) не скріплені між собою і при контактному зварюванні виникають великі зазори, які призводять до деформації виробу та зниженню якості точкового зварювання;
- в армованих сітках волокна заізовані між собою матричним дротом, що збільшує зазори та пустоти в заготовці виробу;
- при проходженні зварювального струму через заготовку виділяється тепло в контактні волокна - обичайка (лист), що призводить до додаткового перегріву та частковому руйнуванню волокон;
- при зварюванні готових виробів виникає проблема отримання якісного стикового з'єднання обичайки (листів), що знижує надійність виробу;
- в армованій сітці заготовок й між нею та обичайками (листами), є багато пустот, що знижує якість зварних швів.

Для вирішення цих проблем була запропонована наступна технологія. Послідовно складається внутрішня, проміжна та зовнішня обичайки. Між обичайками укладається армуючий елемент з мінімальними зазорами та здійснюється їх з'єднання шовним контактним зварюванням.

В якості армуючого елементу використовується армований порошковий дріт, який щільно укладається за наперед заданим законом (наприклад, по гвинтовій лінії зверху вниз направо), або у вигляді сітки, та прихоплюється контактним зварюванням до внутрішньої обичайки або до попередньо прихоплених витків шару з армованого порошкового дроту. В залежності від висоти (товщини) виробу наноситься один, або декілька шарів дроту.

Порошковий дріт складається з оболонки матричного сплаву усередині якої знаходяться твердосплавні зерна з модифікатором.

Проміжну та зовнішню обичайки складають зі стрічки матричного сплаву, яку щільно укладають за наперед заданим законом (наприклад, по гвинтовій лінії зверху вниз наліво), та прихоплюють до попередньо прихоплених витків порошкового дроту. Щільне укладання й прихоплення порошкового дроту і використання стрічок в якості внутрішньої та зовнішньої обичайки забезпечує необхідну жорсткість конструкції та знижує деформацію виробу, що позитивно впливає на якість зварювання.

При контактному зварюванні оболонка порошкового дроту, тугоплавкі зерна з модифікатором та стрічка разом формують ядро, в якому знаходяться непошкоджені зерна. В якості модифікатора використовувався дисперсний нанопорошок карбонітриду титану отриманий плазмохімічним синтезом у вигляді порошку (зернистістю 10...100 нм) та плакований розчином силікату натрію густиною 1,3 г/см. Застосування модифікатору порошкового дроту дозволило: захистити зерна від руйнування та розчину в основі матричного сплаву за рахунок набагато більшого виділення тепла в контактні між оболонкою та підкладкою, ніж між зернами та підкладкою; покращити технологічність зварювання; забезпечити мінімальні деформації та відсутність дефектів в виробі; отримати монолітну заготовку з мінімальними зазорами та максимальною жорсткістю.

Використання запропонованого способу дозволяє підвищити експлуатаційну надійність та збільшити термін роботи деталей в 2...3 рази в порівнянні з попередньою технологією.

УДК 669.15

Нетребко В.В.¹

¹ к.т.н., професор ЗНТУ

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ КАРБІДІВ У ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНАХ

Уявлення про формування карбідних фаз, що утворюються у високохромистих зносостійких чавунах (ЗЧХ), процесах розподілу та

перерозподілу хімічних елементів під час кристалізації, охолодження виливку у формі та термічної обробки не дозволяють ефективно впливати на підвищення експлуатаційних властивостей та оброблюваності різанням виробів з цих матеріалів. На цей час не існує єдиної думки щодо формування карбідів у системі Fe-C-Cr. Карбідні фази, що утворюються в процесі термічної обробки знаходяться за межами діаграми Fe – Fe₃C.

Аналіз процесів руйнування виробів із ЗЧХ виявив, що найбільше вражаються зони біля карбідів, як за корозійного руйнування, так і за гідроабразивного зношування особливо за виникнення ефекту Ребіндера. Вимірювання хімічного складу фаз та оцінка розподілу елементів показала, що в зонах біля карбідів відбувається значне зниження концентрації хрому за збільшення вмісту марганцю.

Відпал за 690 °C та 720 °C збільшує неоднорідність розподілу хрому в металевій основі, а нормалізація зменшує. Аналіз розподілу елементів поміж фазами за відпалу при 690 °C та 720 °C виявив зменшення концентрації хрому у зонах біля карбідів та збільшення вмісту марганцю та заліза. У чавунах, що містили понад 2 % Mn зміна хімічного складу зон біля карбідів призвела до появи локальних $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворень під час ізотермічної витримки.

Виникнення такого ефекту пояснюється зниженням температури $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення заліза зумовленого збільшенням, у цих зонах, вмісту марганцю при зменшенні концентрації хрому. За нормалізації від 1050 °C металева основа чавуну 250X12Г3НЗ не зазнала змін у той час, як у середині карбідів утворилися зони аустеніту.

Отримані регресійні залежності розподілу елементів, механічних та службових властивостей чавуну від вмісту C, Cr, Mn та Ni у стані литва та після різних видів термічної обробки дозволили розробити марки чавунів для різних умов експлуатації із урахуванням технологічних вимог.

УДК 621.

Shumikin S.¹

¹Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of ZNTU

COMPUTER SOFTWARE MODELING OF TECHNOLOGICAL PROCESSES IN WELDING

Modeling the processes occurring in metal during welding with the help of modern computer software allows optimizing the technological parameters of the

welding production with a significant reduction in the cost of designing the technological processes of welding.

CAE Systems (Computer Aided Engineering) Such programs can be built on a modular basis, distinguishing certain types of welding or process models. Examples can be SPOTSIM, BUTTSIM, MAGSIM, LASIM, CUTSIM (ComHighTech - International Scientific and Educational Center "Computer High Technologies in Materials Connections"); SysWeld (ESI Group, France); SOAR (Sandia Optimization & Analysis Routines for automated welding - National Laboratory of the US Department of Energy); SORPAS (Swantec, Denmark); VirtualArc (ABB, Sweden).

ComHighTech product consists of several software packages that allow you to perform certain functions: MAGSIM - simulation of MAG welding (semi-automatic in active protective gases), SPOTSIM - simulation of contact point welding, CUTSIM - simulation of laser cutting, ARMSW - creation of technological documentation, MEXSW - analysis of mechanical properties of the zone of thermal impact, FLUX 2.1 - calculation of parameters of the mode of welding under flux.

Sysweld calculates indicators such as welding speed, running energy, parameters of the active heat source and filler material (stamp, diameter, feed rate). SOAR carries out modeling of thermal processes of various types of welding (arc, contact, laser) and surfacing: thermal calculations, development of energy-efficient technologies.

Fronius International GmbH, the world's leading manufacturer of welding equipment, has released the free Weld Wizard app for Android and Apple iOS (iPhone) smartphones. The application is a calculation tool for determining the parameters of the welding mode and process efficiency indicators.

The innovation make everyday work for welding technology experts a whole lot easier. There is a possibility select different welding processes for a chosen weld seam geometry, allowing to precisely calculate the energy input and the costs per meter of weld seam.

Weld Wizard includes high-speed videos showing droplet detachment and the arc in detail.

When generating financial calculations and comparisons, it is absolutely precise and provides welders, design engineers and work schedulers with all the relevant information quickly and easily.

The simple **classification** of the settings into surfacing rate, energy input and economic comparison make the app particularly user friendly and easy to navigate.

КОРОЗИЙНЕ РОЗТРІСКУВАННЯ ХРОМОНІКЕЛЕВИХ НЕРЖАВІЮЧИХ СТАЛЕЙ В АГРЕСИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ

Досвід експлуатації зварного технологічного обладнання, яке виготовлено з аустенітних сталей типу 12X18H10T показав, що воно схильне до руйнування в лужних середовищах внаслідок корозійного розтріскування. Зародження і розвиток корозійних тріщин є наслідком спільного впливу лужного середовища і залишкових зварювальних напружень.

Уявлення про механізм корозійного розтріскування неоднозначні, а іноді, досить суперечливі, через складність цього явища

/ 1 /. В даний час існує декілька основних теорій корозійного розтріскування:

- механічна, яка передбачає переважну роль механічного руйнування в процесі корозійного розтріскування;

- адсорбційна, згідно з якою руйнування відбувається внаслідок впливу адсорбційно-розклинювального ефекту поверхнево-активних елементів корозійного середовища;

- воднева: корозійне розтріскування є наслідком насичення воднем;

- дислокаційна, яка показує, що центром початку розтріскування служать дислокаційні скупчення, які є концентраторами напружень;

- електрохімічна теорія пояснює зародження і розвиток корозійних тріщин по "анодному" шляху, що утворюється при виборчому розчиненні по електрохімічного механізму.

Підвищенню стійкості до корозійного розтріскування сприяє створення в структурі аустенітної матриці до 5-10 % фериту / 2 /. Передбачається, що механізм захисної дії δ - фериту носить електрохімічний характер. Автори / 3 / відзначають різке підвищення стійкості сталей проти корозійного розтріскування при наявності фериту більше 20 %. З роботи / 4 / слід, що наявність феритної складової в двофазних сталях помітно збільшує їх стійкість проти корозійного розтріскування в розчині $MgCl_2$. Аустенітно-феритні сталі не потраїскалися навіть під напругою, що перевищує межу текучості. У киплячому 42 % розчині $MgCl_2$ при температурі 154 °C сталь 0X21H5T по тривалій корозійній міцності в інтервалі навантажень 150-500 МПа помітно перевищує сталь 12X18H10T. Найбільша стійкість до корозійного розтріскування відзначається в сталі 0X21H5T, що містить 30-40% δ -фериту. Поряд з впливом фериту на стійкість сталей до корозійного розтріскування має значення також розмір зерна аустеніту. Встановлено, що

схильність до розтріскування двофазної сталі Х25Н6М2Т з дрібнозернистою структурою значно нижче, ніж у сталі з крупнозернистою структурою.

У 10 і в 50 % розчинах лугу при 332 °С аустенітні нержавіючі сталі піддавалися інтенсивному корозійному розтріскуванню. Аустенітно-феритні сталі, що містять 25 % хрому і 6-9,5 % нікелю, не розтріскувались. Істотно підвищити стійкість до корозійного розтріскування сталей в 33 % розчині NaOH (в 1000 разів) можна введенням 40-45 % нікелю. Такий же ефект досягається при вмісті нікелю більше 4 % і хрому на рівні 23%, що пов'язано з переходом до двофазної структури.

Таким чином, стійкість аустенітно-феритних сталей до корозійного розтріскування значно вище, ніж аустенітних. Це пов'язано з наявністю в їх структурі δ - фериту, який сприяє гальмуванню розвитку тріщин в цій фазі. У зв'язку з цим, сталі аустенітно-феритного класу є більш переважним конструкційним матеріалом для виготовлення обладнання, що експлуатується в лужних розчинах.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

Флис, Я. Современные направления исследований коррозионного растрескивания металлов. /Защита металлов.-1983.-т.19.-№4.-С.515-525.

Казакова, Г.В., Фельдгандлер Э.Г., Шаповалов Э.Т. Коррозионное растрескивание стали типа Х16Н7М2Ю. / Защита металлов.-1980.-т.16.-№2.-С.141-143.

Акользин, П.А. Гуляев В.Н. Коррозионное растрескивание аустенитных сталей.-М.:Л.:Госэнергоиздат.-1963.-272 с.

УДК 621.979.07:666.7

Акритова Т.О.¹, Гусак Д.К.², Бриков М.М.³, Осіпов М.Ю.⁴, Андрущенко М.І.⁵

¹ асп. ЗНТУ

² студ. гр. ІФ-318 ЗНТУ

³ докт. техн. наук, проф. ЗНТУ

⁴ канд. техн. наук, доц. ЗНТУ

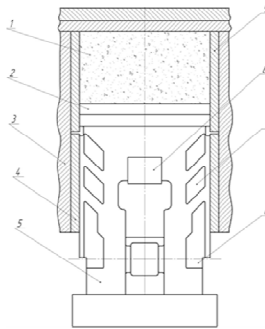
⁵ доц.ЗНТУ

ДОСЛІДЖЕННЯ УМОВ ЗНОШУВАННЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕСОВОЇ ОСНАСТКИ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ВОГНЕТРИВКИХ ТА БУДІВЕЛЬНИХ ВИРОБІВ

Вогнетривка та будівельна промисловості являються основною матеріальною базою для будівельно-індустріального комплексу, який має значний вплив на стан розвитку та темпи зростання економіки України [1].

В останній час підприємства по виготовленню вогнетривких та будівельних виробів забезпечують щорічний приріст обсягів виробництва. [2]. Проте проблема довговічності та експлуатаційної надійності деталей обладнання пресової оснастки залишається гострою. Зокрема, інтенсивному зношуванню піддаються деталі прес-форм револьверних пресів для виготовлення силікатної цегли.

Прес-форма револьверного пресу складається зі штампа (рис. 1), штампотримача, двох поясів облицювальних пластин: нижні служать в якості направляючих штампотримача; а між пластинами верхнього ряду під тиском штампа проводиться формування цегли.



- 1 – пресований виріб; 2 – штамп; 3 – корпус; 4 – напрямні нижнього ряду;
 5 – штампотримач; 6, 7, 8 – поверхні штампотримача, які зношуються;
 9 – облицювальна пластина верхнього ряду

Рисунок 1 – Схема прес-форми револьверного пресу

На початку роботи прес-форми зношування незначне і відбувається в основному за рахунок тертя метал по металу. Однак, в міру збільшення зазору між штампом і облицювальними пластинами, відбувається перехід на більш жорсткий процес абразивного зношування. При досягненні зносу верхніх пластин до 1 мм, цегла при виштовхуванні неминуче розтріскується.

Прес-форми для виготовлення вогнетривких виробів працюють за аналогічною схемою. Однак, номенклатура пресованих матеріалів набагато різноманітніша. Крім абразивного зношування існує проблема експлуатаційної надійності деталей прес-форм.

До основних властивостей абразивної маси, які впливають на інтенсивність і характер процесу поверхневого руйнування деталей відносяться твердість і міцність абразивних зерен, їх форма і розміри.

Основним матеріалом для виготовлення будівельної цегли є пісок. Для виробництва вогнетривких виробів використовують ряд порошкоподібних

мас на основі оксидів алюмінію і кремнію, карбідів кремнію. Ці абразивні зерна мають гострогранну неправильну форму, характеризуються крихким процесом руйнування з утворенням гострих дрібних частинок.

Відомо, що найбільш значимим параметром умов абразивного зношування, який впливає на зносостійкість металів, є твердість абразивних зерен. Вимірювання на приладі ПМТ-3 дозволили встановити, що мікротвердість зерен шамоту, муліту, електрокорунду білого і карборунду становить 12,3 ГПа, 15,7 ГПа, 24,2 ГПа, 31,0 ГПа відповідно. Дослідження проведені на кафедрі ОТЗВ на спеціально створеному приладі показали, що навантаження, яке приводить до руйнування частинок цих абразивів змінюється: 67,7 Н, 89,5 Н, 196 Н і 278 Н в тій же послідовності.

Зношувальну здатність цих абразивів оцінювали на хіміко-термічно оброблених сталях 20Х, 20Х13 та загартованій 140Х12Ф. В їх межах структура змінювалася від мартенситної до переважно аустенітної при наявності карбідів $(CrFe)_7C_3$. Було встановлено, що інтенсивність зношування цих матеріалів при збільшенні твердості абразиву з 12,3 ГПа до 31 ГПа і руйнівного навантаження з 68 Н до 278 Н збільшується до 125 разів.

Можна заключити, що встановлені трибологічні властивості абразивів та закономірності зміни інтенсивності зношування матеріалів від руйнівного навантаження та твердості зерен допоможуть обґрунтовано обирати матеріали для деталей, які зношуються та їх оптимальний структурний стан.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Аналіз тенденцій розвитку будівельної галузі та будівельної продукції України. / Калініченко Л.Л., Сидорова Ю.Р. // Молодий вчений. – 2017. – № 4.4 (44.4). – С. 64-68.
2. Закарян, Н. А. Горно-металлургический комплекс Украины (цифры, факты, комментарии): бизнес-справочник / Закарян Н. А., Гнатуш В.А. // К., 2009.

Наукове електронне видання
комбінованого використання
Можна використовувати в локальному та
мережному режимах

ТИЖДЕНЬ НАУКИ-2019.

Інженерно-фізичний факультет

Збірник тез доповідей щорічної
науково-практичної конференції серед студентів,
викладачів, науковців, молодих учених і аспірантів 15–19
квітня 2019 року

Один електронний оптичний диск (DVD-ROM);
супровідна документація.
Тираж 100 прим. Зам. № 683

Видавець і виготовлювач
Запорізький національний технічний університет
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64 Тел.:
(061) 769–82–96, 220–12–14

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 2394 від 27.12.2005.