

УДК 669.296:539

ПЕРЕДУМОВИ Й ОСОБЛИВОСТІ ДИФУЗІЙНОГО НІКЕЛЮВАННЯ СПЛАВІВ ТИПУ ЕП202 У РОЗПЛАВІ ЛІТІЮ

В. В. Широков, О. В. Широков, О. О. Паламар, О. І. Дачій, Я. О. Шахбазов

*Українська академія друкарства,
вул. Під Голоском, 19, Львів, 79020, Україна*

Обґрунтовано доцільність дифузійного нікелювання в розплаві літію жароміцних сплавів типу ХН67МВТЮ (ЕП 202) для експлуатації в умовах дії високошвидкісних високотемпературних окислювальних газових потоків. Встановлено, що сплавам цього типу притаманна порівняно низька теплопровідність, що спричиняє їх високу схильність до загоряння. Теплопровідність нікелю в сім разів більша, і він може бути основою захисних покриттів та альтернативною вартісним паладієвим. Вивчено особливості формування дифузійних нікелевих покриттів і їхній вплив на фізико-механічні властивості та опір окисненню сплаву. Показано, що вплив дифузійного нікелювання в літії на механічні властивості та якість механічно оброблених поверхонь незначний.

Ключові слова: покриття, сплави, нікель, розплав літію, температура, механічні властивості, жаротривкість, структура, фазовий склад.

Постановка проблеми. Сплави на нікелевій основі за високотемпературною міцністю значно переважають кращі жароміцні сталі. Їх використовують у деформованому та литому стані, здебільшого як матеріали деталей, які працюють в інтервалі 700–850, інколи до 1000°C (температура інтенсивного окалиноутворення), в умовах значних напружень і агресивного середовища продуктів згоряння палив [1, 2]. Практика використання сплавів типу ЕП202 (ХН67МВТЮ) вище ніж 650...700°C у високошвидкісному потоці інгредієнтів палива, зокрема кисню, та продуктів їх взаємодії, характерних для ракетних двигунів, призводить до катастрофічного прогоряння листового металу. Також можливий пропал деталей у разі горіння на їхній поверхні забруднень органічного походження (мастил, резини тощо) [3, 4]. З огляду на це, виникла проблема розроблення технологій запобігання цьому недоліку неметалургійним способом, оскільки розробка та обґрунтування використання, випробовування нових за хімічним складом сплавів є процесом тривалим і не завжди результативним. Тому перевагу було віддано хіміко-термічній обробці, а саме: для одиничних виробів запропоновано нанесення на робочу поверхню дифузійного паладієвого покриття з розплаву натрію [5]. Проте з економічних міркувань для серійного, а тим паче масового виробництва застосування паладію не виправдане.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Розглянемо основні фактори, що можуть призводити до загоряння сплаву, та можливості їх мінімізації. Аналіз

останніх досліджень та публікацій [1, 3, 4, 6–13] свідчить, що переважно ініціаторами загоряння робочих поверхонь, виконаних зі сплавів на основі нікелю, є частинки алюмінію (рис. 1), з якого виготовляються ємності для палива та окислювача (наприклад, рідкого кисню). Час перебування середньостатистичної частинки в потоці становить близько 3...5 мілісекунд, швидкість — 300 м/с, тиск — 600 атм, а її фактичні розміри — 0,2...0,4 мм, хоча після фільтрації мали б бути приблизно $0,16 \times 0,16$ мм [4, 12, 13]. Отже, виходячи із загальних міркувань, можливі причини локального розігріву сплаву частинкою Al можуть бути зумовлені поглинанням: кінетичної енергії частинки E_1 ; енергії, яка виділяється безпосередньо в процесі окислення (згоряння) самої частинки та основного інгредієнта сплаву — нікелю E_2 ; енергії відновлення оксидів інгредієнтів сплаву, E_3 . Кінетична енергія (E_1) частинки, масою (m) $0,9 \times 10^{-4}$ г, за швидкості близько 300 м/с, згідно із загальновідомим виразом $E_1 = m V^2/2$ становить всього близько 5×10^{-5} Дж і, відповідно, вона не може відігравати істотну роль у розігріві металу. У результаті реакцій окислення [6] $2\text{Ni} + \text{O}_2 = 2\text{NiO}$ і $4/3\text{Al} + \text{O}_2 = 2/3\text{Al}_2\text{O}_3$ та відновлення $2\text{NiO} + 4/3\text{Al} = 2\text{Ni} + 2/3\text{Al}_2\text{O}_3$ тепловий ефект суттєвіший і сумарно становить $E_2 + E_3 = 1$ Дж ... 1,5 Дж.

Мета статті — обґрунтувати доцільність та встановити особливості дифузійного нікелювання в металевих транспортних розплавах жароміцних сплавів типу ЕП202 для експлуатації в умовах дії високотемпературних окислювальних атмосфер.

Виклад основного матеріалу дослідження. Проведемо оцінку температури, яка може бути досягнута за поглинання теплової енергії 1 Дж нікелем — основи сплаву, сплавом, паладієм — матеріал покриття. Скористаємось спрощеною моделлю, а саме: розглянемо напівбезконечне тіло, на поверхні якого відбувається миттєве точкове виділення тепла $Q = M \rho c$, де ρ — густина, c — питома теплоємність матеріалу. Згідно з джерелами [7, 8] температурне поле такого тіла описується формулою $T = [M / (4\pi a \tau)^{3/2}] \exp(-R^2 / 4a \tau)$, де a — коефіцієнт теплопровідності $a = \lambda / \rho c$, тут λ — коефіцієнт теплопровідності, τ — час, $R^2 = x^2 + y^2 + z^2$, де x, y, z — просторові координати.

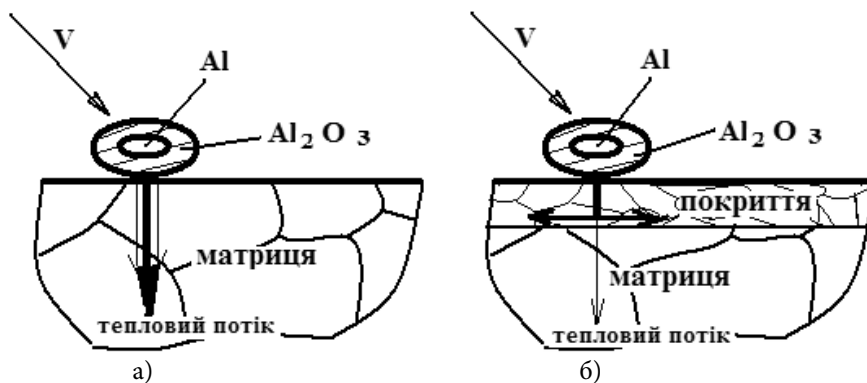


Рис. 1. Схема контакту частинки, ініціатора загоряння, з нікелевим сплавом (а) і покриттям (б)

Згідно з розрахунками для $Q = 1$ Дж на рис. 2 для нікелю і паладію зображено криві розподілу температури по товщині металу залежно від часу, а в табл. 1 — результати аналогічних розрахунків для сплаву. Подані значення є різницею між початковою і кінцевою температурами. У випадку нікелю прийнято: $\rho = 8,9$ г/см³; $c = 550$ Дж/кг/град; $a = 0,12$ см²/с. Ці результати свідчать, що для досягнення температури плавлення локального об'єму нікелю достатньо 2..3 мілісекунди. Якщо припустити, що це об'єм півсфери радіусом $25 \cdot 10^{-3}$ см, то він становить близько $3 \cdot 10^{-5}$ см³, масою $2,7 \cdot 10^{-4}$ г, а із джерел [9, 10] відомо, що швидкість горіння нікелю характеризується величиною $0,12$ см³/с. Тобто на порядок більша, ніж перебування металу в розплавленому стані, і samozапалювання та горіння могли б починатись [11–13], але тепловиділення не перевищує 1 Дж, а невідворотні тепловтрати цю можливість нівелюють.

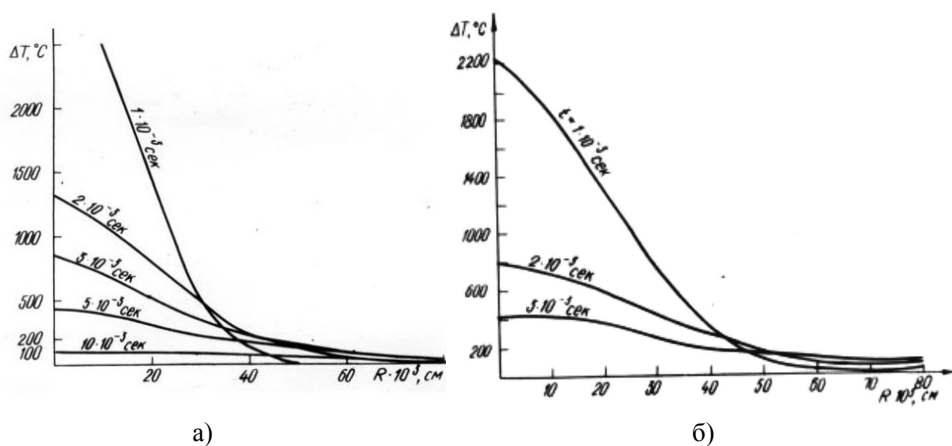


Рис. 2. Розподіл температури по глибині металу (а) — нікель, б) — паладій) в зоні контакту з частинкою

У табл. 1 подано розрахункові значення різниці між початковою і кінцевою температурами для сплаву в околі зони контакту. Прийнято: $\rho = 8,9$ г/см³; $c = 350$ Дж/кг/град; $a = 0,03$ см²/с. Ці результати свідчать, що для досягнення температури плавлення локального об'єму сплаву необхідно близько 10 мілісекунд. Якщо припустити, що це об'єм півсфери радіусом $(25...30) \cdot 10^{-3}$ см, то він становить близько $5,6 \cdot 10^{-3}$ см³, масою $5 \cdot 10^{-4}$ г. Оцінка виділеного тепла цієї кількості сплаву (з урахуванням наявності в його складі до 20 % Cr) характеризується більшими значеннями тепловиділення, ніж для Ni, а саме — близько 2,4 Дж. Тобто використання для нагріву 1 Дж дає змогу отримати тепловиділення 2,4 Дж, що гарантовано забезпечує процес samozагоряння сплаву.

Таблиця 1

Розрахункові значення різниці між початковою і кінцевою температурами для сплаву в околі зони контакту

$\tau \cdot 10^3 \text{ c}$ / $R \cdot 10^3 \text{ см}$	1	5	20	35	50
1	45264	37059	1628	1,68	0
2	16070	14541	3047	97	0,48
3	8759	8194	2891	292	12
5	4075	3915	2096	529	63
10	1432	1413	1034	520	179
50	129	128	120	105	85

Згідно з поданими результатами розрахунку за відповідними формулами важливу роль у нагріві металів відіграє їхня теплопровідність, а запалювання і горіння сплаву на основі нікелю в умовах високих тисків і дії частинок алюмінію порівняно із покритим паладієм зумовлені його низькою теплопровідністю (табл. 2) та відносно високим тепловиділенням при окисненні.

Таблиця 2

Теплопровідність деяких металів і сплавів, кал/см · град · с

Ag	Cu	Ni	Cr	Pd	Rh	Yr	Сталь 12X18H9T	Сплави на Ni основі
0,974	0,923	0,14	0,165	0,16	0,213	0,14	0,035	0,020

Пошук альтернативи засвідчив, що позитивного результату можна було б досягти дифузійними покриттями, зокрема нікелюванням, але за результатами металофізичного і термодинамічного аналізів та з практики випливає, що дифузійно насичувати матрицю сплаву, яка містить 66...67 % Ni, додатково нікелем, бажано до 100 % , загальноприйнятими методами дуже складно.

Автори, враховуючи попередні напрацювання [14], встановили, що позитивного результату можна досягти нікелюванням виробів зі сплавів типу ЕП202 в транспортному розплаві на основі літію.

Методика нанесення покриттів полягала ось у чому. Зразки для механічних випробувань та зразки-свідки після вакуумного відпалу промивали бензином та етиловим спиртом і вкладали в ампули (реакційні посудини), виготовлені зі сталі Х18Н10Т з наважкою порошку дифузанта (1...30 мас. %). Ампули заповнювали транспортним середовищем (літієм) й герметизували зваркою в атмосфері спектрально чистого аргону, застосовуючи спеціальну барокамеру з додатковою системою очищення. Ізотермічно витримували в електропечах типу СШОЛ. Для пришвидшення насичення і отримання рівномірних за товщиною покриттів розплав перемішували обертанням ампул. Закінчивши дифузійне насичення, ампули вивантажували з печі, охолоджували на повітрі та відкривали. Розплав виливали в тій самій камері, де заповнювали ампули. Остаточні зразки вилужували у воді і промивали етиловим спиртом.

Взаємодію реагентів зі сплавами та кінетику формування дифузійних шарів оцінювали за результатами вагового, металографічного, мікрорентгенівського аналізів, а також за профілями і числовими значеннями мікротвердості по товщині покриттів. Для встановлення оптимальних режимів нанесення проводили в діапазоні температур 650...1000°C протягом 3...110 год. Характеристики міцності й пластичності оцінювали, піддаючи розтягові плоскі зразки (перерізом 1×3 мм) після рекристалізаційного відпалу або стандартної термообробки та нанесення покриттів для порівняння, зі швидкістю $5 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$. Випробовували покриття на жаростійкість на повітрі методом диференційного термічного аналізу на дериватографі марки «Q» фірми «Paulik» з автоматичним записом у процесі нагріву температурних і гравіметричних даних, швидкості їх змін. Нагрівали до температури 1100°C зі швидкістю 10°C/хв. Як еталон використовували окис алюмінію, в якому відсутні поліморфні і фазові перетворення в температурному діапазоні досліджень. Шорсткість поверхні візців аналізували на основі профілограм, отриманих на модернізованому профілограф-профілометрі «Калібр201» до та після різних режимів хіміко-термічної обробки (ХТО) із застосуванням аналого-цифрового перетворювача USB3000, програмного забезпечення PowerGraph 3.3.

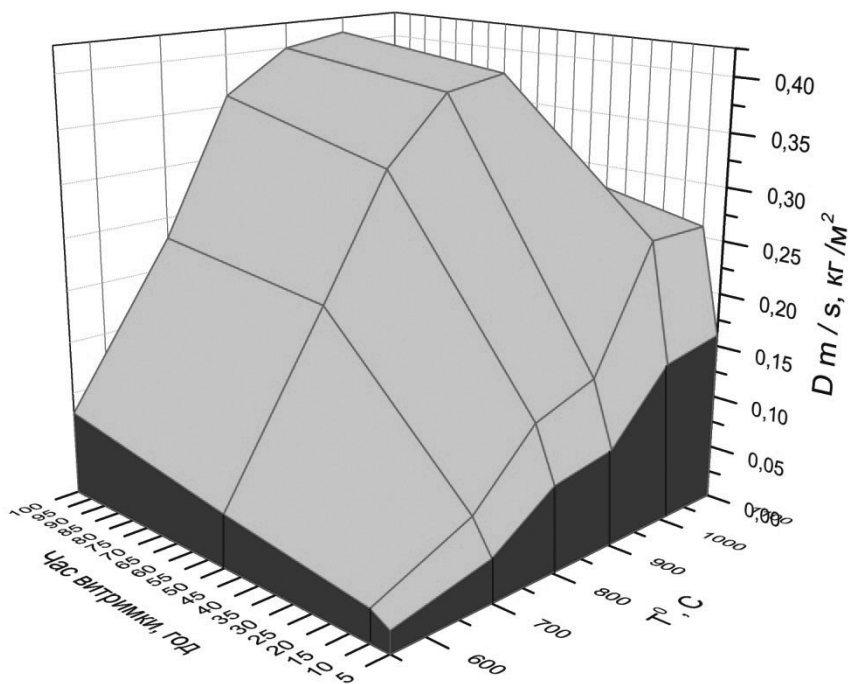


Рис. 3. Вплив температурно-часових параметрів процесу нікелювання у розплаві на відносну зміну маси сплаву EP202

На рис. 3 зображено ізотерми відносної зміни маси зразків зі сплаву ЕП202 з часом, згідно з яким за всіх температур нанесення максимальний приріст відбувається в початковий період, тривалістю 60 год при 700 °С. З підвищенням температури до 1100°С він зменшується і відповідає такому, як після 10 год експозиції. Максимальну привагу зафіксовано за 1000°С.

Температурна залежність приросту маси має максимум на базах ~ 10 год. Гравіметричні дані узгоджуються з дюрOMETричним аналізом (рис. 4) і металографічними спостереженнями (табл. 3). Привага зразків після експозиції при 550°С протягом 10 год становить всього 0,0286...0,0374 кг/м². Змін мікроструктури у поверхневих шарах металу не виявлено. Після обробки протягом такого ж часу за 700°С на поверхні формується тонкий шар зі зниженою мікротвердістю. З тривалістю відбувається потовщення цього шару та утворення дрібнозеренної структури зі сторони матриці. При 800°С формується рівномірне суцільне покриття. Після 5 і 10 год покриття одношарове, відтак утворюється проміжний шар з відмінною від матриці структурою. Підвищення температури обробки до 1000°С мало впливає на структуру шарів. Загалом їхня товщина зростає.

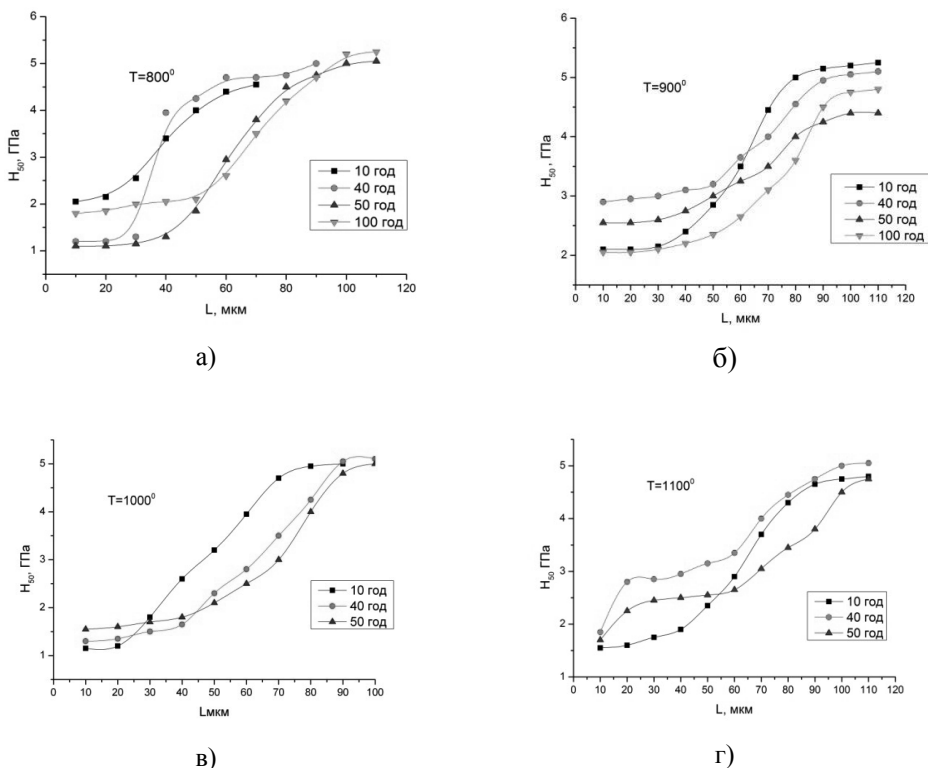
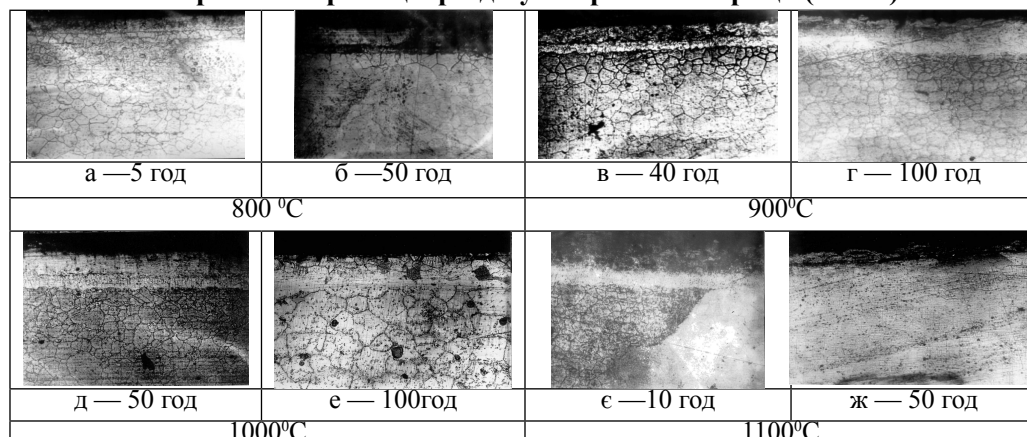


Рис. 4. Профілі кривих мікротвердості від поверхні взірців за її усередненими значеннями залежно від температури і часу хіміко-термічної обробки в розплаві літїю з нікелем

Таблиця 3

Вплив часу експозиції та температури нікелювання в лігії на структуру покриттів та границю розділу покриття–матриця ($\times 250$)



За температури 1100 °С час отримання задовільних покриттів досягає 100 год. Згідно з температурними і кінетичними залежностями зміни маси сплаву ЕП202 вони узгоджуються з результатами металографічних спостережень динаміки структурних змін і дають змогу встановити кінетику змін геометричних параметрів покриттів (рис. 5).

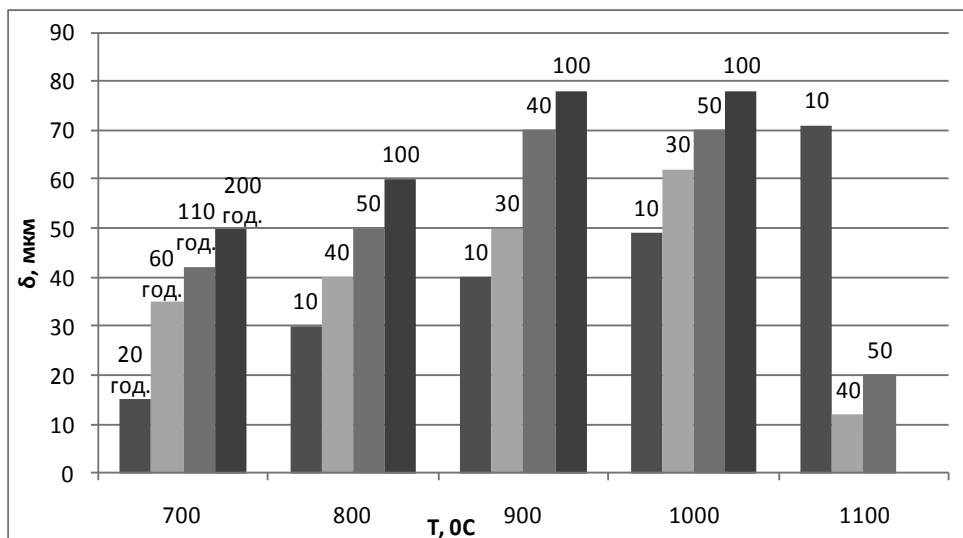


Рис. 5. Зміна товщини шару покриття на ЕП202 з часом нанесення

Зауважимо, що результати визначення товщини покриттів металографічним методом не завжди збігаються зі змінами профілів мікротвердості по перерізу зразків. Так, згідно з рис. 5 максимальна товщина покриття становить 60 мкм після обробки протягом 100 год при 1000^oC, а за кривими змін мікротвердості вона по-

винна бути значно більшою — 90...100 мкм. Така невідповідність свідчить про різний характер перебігу дифузійних процесів по глибині в матрицю та структурну неоднорідність покривів. Аналіз кривих мікротвердості (рис. 4) по перерізу зразків та пошарове вимірювання термоелектрорушійної сили (табл. 4, рис. 6) дав можливість виявити ділянки (починаючи від поверхні), які характеризуються такими її значеннями: 1...3 ГПа (1), 2...5 ГПа (2 — проміжковий) і 5...5,25 ГПа (3 — відповідає твердості матриці). Перша ділянка здебільшого дуже тонка і не має структурних деталей. Друга — відповідає проміжковому шару (табл. 3) і має дрібнозернисту структуру. Значення мікротвердості першої ділянки близькі до значень мікротвердості для нелегованого нікелю [14].

Таблиця 4

Результати пошарового вимірювання термоелектрорушійної сили сплаву ЕП202 після нікелювання (навантаження на голку 50 г)

Відстань від поверхні, мкм	Значення ТЕРС, мВ/°С				Середнє арифметичне значення ТЕРС, мВ/°С
10	68	70	58	94	72,5
15	68	60	69	77	68,5
20	42	46	40	48	44
25	46	44	48	49	46,75
30	42	37	44	38	40,25

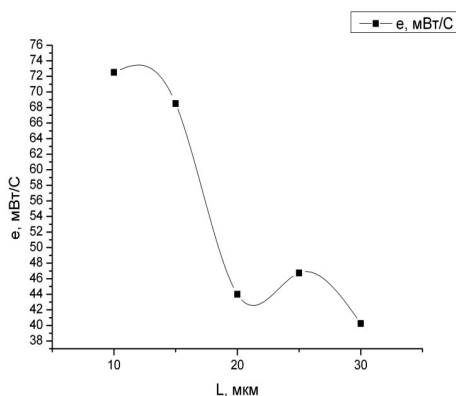


Рис. 6. Графік значення локальної ТЕРС відстані від поверхні

Випробування на жаростійкість (рис. 7) показали у температурному діапазоні 300...600°С і вище 600°С зміни у ході кривих ДТА. Згідно з [3] при окисленні нікелю, а також сплавів з його високим вмістом, на поверхні металу повинна утворюватись плівка NiO, закон утворення якої має параболічну залежність від часу в діапазоні 600...1400°С і логарифмічну для інтервалу 300...570°С. Ці температурні діапазони збігаються з відповідними змінами в ході відповідних кривих на рис. 7. Тепловиділення також зафіксували автори [3], які показали, що залежно від складу сплавів на основі нікелю, на їхній поверхні можливе утворення летких складних

окисних сполук. Згідно з рис. 7, за швидкого нагріву на повітрі в певних температурних інтервалах можливі як втрати маси металу з нікелевим покриттям на поверхні, так і її збільшення. Це свідчить про те, що під час взаємодії з повітрям відбуваються конкуруючі процеси: формування оксидної плівки і її випаровування. Характерно, що реакція окислення відбувається із виділенням тепла, але процес не має ознак samozagorannya чи вибуху і його параметри типові для нікелю.

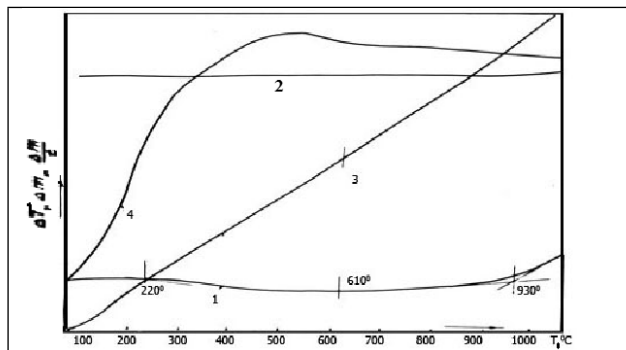


Рис. 7. Результати дериватометрії сплаву ЕП202 з нікелевим покриттям: 1 — швидкість зміни маси зразка; 2 — різниця температури металу з покриттям з досягнутою температурою нагріву реакційної камери; 3 — швидкість нагріву; 4 — зміна маси зразка

Важливу роль при виборі ХТО відіграє її вплив на властивості конструкційного металу та якість його поверхні. Ми оцінювали міцнісні властивості та шорсткість.

З метою встановлення зміни механічних властивостей хромонікелевих сплавів внаслідок ХТО в розплаві літію були проведені випробування розтягом після їх обробки у чотирьох середовищах за одним температурно-часовим режимом: у вакуумі (10^{-5} мм рт. ст.), розплаві літію, розплаві літій-нікель та на повітрі. Температура і час обробок збігалися зі стандартними — нагрів до 1100°C і експозиція протягом 3,5 год з подальшим охолодженням до 1000°C та витримкою при цій температурі протягом 5,5 год. Після обробок у вакуумі і розплавах охолодження проводилося в печі.

Після контакту з літієм поверхня металу набуває характерного сірого кольору, а сплав втрачає масу. Втрати становлять $0,047\dots 0,055$ кг/м. Металографічним аналізом встановлено, що відбувається інтеркристалідна корозія поверхневих шарів металу на глибину $30\dots 40$ мкм. Випробування статичним розтягом за кімнатної температури свідчать, що відносне видовження зразків після термообробки у розплавах літію та літій-нікелю становить $20\dots 25\%$ і близьке для металу після стандартної термообробки ($25\dots 28\%$). Деяко підвищена пластичність у зразках після вакуумної обробки (33%).

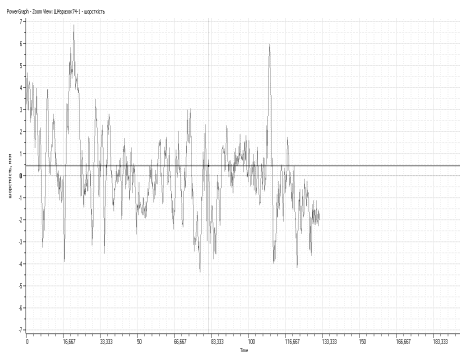
У табл. 5 подано дані щодо механічних властивостей хромонікелевого сплаву ЕП202 після обробок. Встановлено, що σ_B , σ_T практично не залежать від природи середовища, в якому проводилась операція термообробки. Незначне зменшення пластичності зразків з покриттям, очевидно, пов'язане з утворенням проміжково-го інтерметалідного шару між покриттям і матрицею.

Таблиця 5

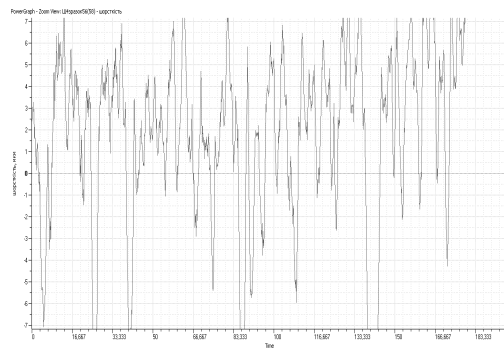
Механічні властивості сплаву ЕП202 після термообробки за режимом 1100°C, 3,5 год + 1000°C, 5 год у різних середовищах

Температура випробувань, °С	Середовище							
	повітря		розплав Li		розплав Li+Ni		вакуум	
	σ_{B^*} МПа	δ , %	σ_{B^*} МПа	δ , %	σ_{B^*} МПа	δ , %	σ_{B^*} МПа	δ , %
25	1200	28	1190	23	1210	22	1190	33
600	1100	18	1100	-	1190	11	1080	-
700	1050	15	1030	15	1060	14	1050	15

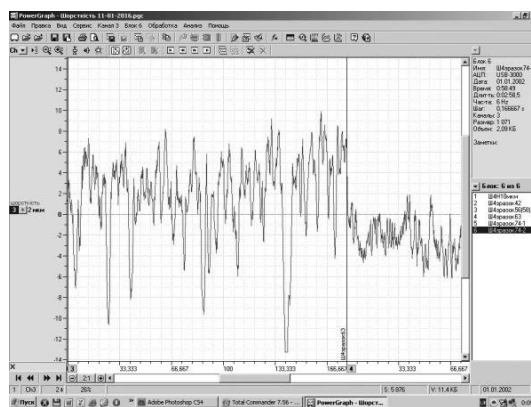
Встановлено, що за оптимальних температурно-часових параметрів формується дифузійна зона (інколи двошарова) близько 100 мкм. Концентрація нікелю на поверхні досягає 98...100 %. Мікротвердість зі сторони поверхні втричі менша від твердості основи, а значення локальної термоелектрорушійної сили — удвічі. Шорсткість покритої поверхні (рис. 8) згідно з аналізом профілограм, отриманих на модернізованому профілограф-профілометрі «Калібр201», не значно погіршується порівняно з вихідним (шліфованим) станом у межах від $R_a = 1,4533$ до $R_a = 3,065$ мкм.



а)



б)



с)

Рис. 8. Характеристичні криві профілометрування поверхні сплаву ЕП202 після шліфування (а) та після нанесення нікелевого покриття (б), (с) — приклад з інтерфейсом

Висновки. Одним із головних факторів, який сприяє горінню високонікелевих сплавів, є енергія, що виділяється під час окислення інгредієнтів, та теплопровідність. Встановлено, що сплавам типу EP202 притаманна теплопровідність у сім разів менша, ніж нікелю — основного легуючого елемента. Це стало підставою для висновку, що він може бути основою захисних покриттів та альтернативою вартісним паладієвим.

Експериментально встановлено, що ХТО в середовищі літій-нікелю дає змогу отримати на поверхні нікелеві покриття, товщина яких визначається температурно-часовими параметрами процесу, а поверхнева концентрація нікелю близька до 100 %.

У процесі випробувань взірців з нікелевими покриттями нагрівом на повітрі виявлено, що процес окислення не має ознак самозагоряння чи вибуху і його параметри типові для нікелю.

Вплив досліджуваної ХТО на механічні властивості та якість механічно обробленої поверхні сплаву незначний.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Caron P., Dioligent F., Drawin S. Influence of chemistry on the tensile yield strength of nickel-based single crystal superalloys /In: Euro Superalloys 2010, Trans. Tech.Publication. Switzerland //Advanced Materials Research. — 2011. — V. 278. — P. 345–350.
2. Каблов Е. Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е. Н. Каблов, Е. Р. Голубовский. — М. : Машиностроение, 1998. — 462 с.
3. Исследование возможности поджигания детали из никелевого сплава ЭП-202 при горении на её поверхности органического вещества / Е. А. Белов, В. В. Гаевский, Д. И. Дубовик и др. // Труды НПО ЭНЕРГОМАШ им. академика В. П. Глушко. — 2011. — Т. 28. — С. 192–205.
4. Губанов Б. И. Триумф и трагедия «Энергии»: размышления Главного конструктора : в 4-х томах / Прежде всего — о двигателе первой ступени РД-170. — Нижний Новгород : НИЭР, 1998. Режим доступа : <http://www.buran.ru/htm/07-3.htm>.
5. Максимович Г. Г. Механизм и кинетика формирования палладиевого покрытия на никелевом сплаве / Г. Г. Максимович и др. — ФХММ. — 1986. — №3. — С. 68–71.
6. Лякишев Н. П. Аллюминотермия / Н. П. Лякишев, Ю. Л. Плинер, Г. Ф. Игнатенко, С. И. Лаппо. — М. : Металлургия, 1978. — 424 с.
7. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. — МАШГИЗ, 1951.
8. Паркус Г. Неустановившиеся температурные напряжения / Г. Паркус. — М. : Физматгиз, 1963. — 252 с.
9. Ягодников Д. А. Воспламенение и горение порошкообразных металлов / Д. А. Ягодников. — М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2009. — 432 с.
10. Исследование условий зажигания и горения металлов в кислороде / Отчет № 2245 ВНИИкриогенмаш. — 1971.
11. Денисенко Г. Ф. Техника безопасности при производстве кислорода / Г. Ф. Денисенко, В. И. Файнштейн. — М. : Металлургия, 1968. — 219 с.

12. Файнштейн В. И. Кислород, азот, аргон — безопасность при производстве и применении / В. И. Файнштейн. — М. : Интермет-Инжиниринг, 2008. — 192 с.
13. Брейтер А. Л. Модели воспламенения металлов / А. Л. Брейтер, В. М. Мальцев, Е. И. Попов // Физика горения и взрыва. — 1977. — № 4. — С. 558–570.
14. Широков В. В. Формування та вплив інтерметалідних і нікелевих дифузійних покриттів на механічні властивості хромонікелевих сталей і сплавів / В. В. Широков, А. І. Білюк // Міжвузівський збірник «НАУКОВІ НОТАТКИ». — 2013. — Випуск № 41. — Частина 2. — С. 266–271.
15. Иванько А. А. Твердость : справочник / А. А. Иванько. — К. : Наукова думка, 1968. — 127 с.

REFERENCES

1. Caron, P., Diologent, F., & Drawin, S. (2011). Influence of chemistry on the tensile yield strength of nickel-based single crystal superalloys. *Advanced Materials Research*, 278, 345–350 (in English).
2. Kablov, E. N., & Golubovskij, E. R. (1998). Zharoprochnost' nikel'evykh splavov. Moscow: Mashinostroenie (in Russian).
3. Belov, E. A., Gaevs'kij, V. V., & Dubovik, D. I. et al. (2011). Issledovanie vozmozhnosti podzhiganiya detali iz nikel'evogo splava JeP-202 pri gorenii na ejo poverhnosti organicheskogo veshhestva. Trudy NPO JeNERGOMASH im. akademika V. P. Glushko, 28, 192–205 (in Russian).
4. Gubanov, B. I. (1998). Triumf i tragediya «Jenergii»: razmyshleniya Glavnogo konstruktora. Prezhde vsego — o dvigatele pervoj stupeni RD-170. Nizhnij Novgorod: NIJeR. Retrieved from <http://www.buran.ru/htm/07-3.htm> (in Russian).
5. Maksimovich, G. G. (1986). Mehanizm i kinetika formirovaniya palladievogo pokrytija na nikel'evom splave. FHMM, 3, 68–71 (in Russian).
6. Ljakishev, N. P., Pliner, Ju. L., Ignatenko, G. F., & Lappo, S. I. (1978). Aljuminotermija. Moskva: Metallurgija (in Russian).
7. Rykalin, N. N. (1951). Raschety teplovykh processov pri svarke. MASHGIZ (in Russian).
8. Parkus (1963). Neustanovivshiesja temperaturnye naprjazhenija. Moskva: Fizmatgiz (in Russian).
9. Jagodnikov, D. A. (2009). Vosplamenenie i gorenje poroshkoobraznykh metallov. Moskva: Izd-vo MGTU im. N. Je. Baumana (in Russian).
10. (1971). Otchet №2245: Issledovanie uslovij zazhiganiya i gorenija metallov v kislorode. VNIIkriogenmash (in Russian).
11. Denisenko, G. F., & Fajnshtejn, V. I. (1968). Tehnika bezopasnosti pri proizvodstve kisloroda. Moskva: Metallurgija (in Russian).
12. Fajnshtejn V. I. (2008). Kislorod, azot, argon — bezopasnost' pri proizvodstve i primenenii. Moskva: Intermet-Inzhiniring (in Russian).
13. Brejter, A. L., Mal'cev, V. M., & Popov, E. I. (1977). Modeli vosplameneniya metallov. Fizika gorenija i vzryva, 4, 558–570 (in Russian).
14. Shirokov, V. V., & Biljuk, A. I. (2013). Formuvannja ta vplyv intermetalidnyh i nikel'evykh difuzijnyh pokryttiv na mehanichni vlastivosti hromonikel'evykh stalej i splaviv. Mizhvuzivs'kij zbirnyk «NAUKOVI NOTATKI», Vol. 41, 2, 266–271 (in Ukrainian).
15. Ivan'ko, A. A. (1968). Tverdost'. Kiev: Naukova dumka (in Russian).

PRECONDITIONS AND FEATURES OF DIFFUSIVE NICKEL PLATING OF ALLOYS OF EP202 TYPE IN LITHIUM MELT

V. V. Shyrokov, O. V. Shyrokov, O. O. Palamar, O. I. Datsiy, Ya. O. Shakhbazov

*Ukrainian Academy of Printing,
19, Pid Holoskom st., Lviv, 79020, Ukraine
vvshyrokov@gmail.com*

The expediency of diffusive nickel plating of heat-resistant alloys of KHN67MVTJU (EP202) type in lithium melt has been grounded for the operation in conditions of high-speed, high-temperature oxidative gas flows. We have found out that alloys of this type has a relatively low thermal conductivity, and therefore high susceptibility to ignition. The thermal conductivity of nickel is 7 times more, and it can be the basis of protective coatings and alternative to expensive palladium. The features of formation of diffusive nickel coatings and their influence on physic-mechanical properties and the resistance to the alloy oxidation have been studied. It is shown that the effect of diffusive nickel plating in lithium on the mechanical properties and the quality of the machine-processed surfaces is insignificant.

Keywords: *coating, alloys, nickel, lithium melt, temperature, mechanical properties, heat resistance, structure, phase composition.*

Стаття надійшла до редакції 17.06.2016.

Received 17.06.2016.