

## Властивості покриттів з сплавів на основі кубічного L1<sub>2</sub> інтерметаліду потрійної системи Al—Ti—Cr

Н. П. Коржова, Т. М. Легка\*, **В. Ю. Олікер**, Н. М. Мордовець, Ю. М. Подрезов, Я. І. Євич

Інститут проблем матеріалознавства НАН України, Київ, korzhova@ipms.kiev.ua

\*Інститут металофізики НАН України, Київ, barabash@imp.kiev.ua

*Досліджено структуру та властивості детонаційних покриттів з сплавів на основі L1<sub>2</sub> інтерметаліду потрійної системи Al—Ti—Cr. Показана принципова можливість використання цих покриттів для роботи в умовах високих температур та окисних середовищ.*

**Ключові слова:** детонаційні покриття, L1<sub>2</sub> інтерметалід, жаростійкість.

У світовій практиці існують два основні підходи для забезпечення високого опору окисненню — конструювання нових сплавів або підвищення притаманних існуючим сплавам властивостей завдяки застосуванню захисних покриттів, які є хімічно сумісними з матеріалом підкладки, мають високі стійкість до окиснення та жароміцність.

Потенційно привабливими для застосування в аеродвигунах та в автомобільній промисловості є сплави на основі алюмініду титану  $\gamma$ -TiAl [1—6]. Хоча нові  $\gamma$ -TiAl сплави мають кращий опір окисненню, ніж звичайні сплави титану. Для роботи при температурах  $>900$  °C необхідним для них є використання захисних покриттів, оскільки в окиснювальній атмосфері на їх поверхні формується рутил (TiO<sub>2</sub>), що не забезпечує довгостроковий захист.

В даний час увагу дослідників привертає інтерметалід Al<sub>3</sub>Ti, який має високі температуру плавлення та модуль пружності, підвищену високотемпературну міцність при малій густині (3,3 г/см<sup>3</sup>) та низький коефіцієнт термічного розширення, а високий вміст алюмінію сприяє його стійкості до окиснення. Основним недоліком цього інтерметаліду є низькі пластичні властивості. Легування цього інтерметаліду хромом покращує характеристики пластичності та сприяє збільшенню опору окисненню при високих температурах [7]. Останнім часом проводяться інтенсивні дослідження властивостей одно- та двофазних сплавів на основі легованого інтерметаліду Al<sub>3</sub>Ti (L1<sub>2</sub> інтерметалід). З літератури [8—10] відомо, що довготривалий високотемпературний опір окисненню цих сплавів значно перевищує жаростійкість інтерметаліду TiAl, завдяки чому ці сплави є перспективними для використання в якості покриттів на сплави титану та TiAl.

Метою даного дослідження є вивчення структури, механічних властивостей та жаростійкості детонаційних покриттів, виготовлених з одно- та двофазного евтектичного сплавів на основі кубічного L1<sub>2</sub> інтерметаліду потрійної системи Al—Ti—Cr.

### Експериментальна частина

Зливки отримували методом аргоно-дугової плавки з вольфрамовим невитратним електродом на мідному поді в атмосфері аргону. Перед плавкою для очищення аргону розплавлявся Ti—Zr гетер впродовж 10 хв; після кожної переплавки гетер додатково розплавляли впродовж 15 с. Маса зливка складала 30 г, що дозволяло повністю заповнювати лунки в кристалізаторі. Для отримання гомогенних зливок сплави переплавляли не менше 10 разів зі зміною геометрії зливка. Для вирівнювання хімічного складу литі сплави гомогенізували при температурі 1100 °C протягом 2 год. Щоб запобігти вибіркового травленню компонентів сплаву при підвищених температурах гомогенізації у вакуумі, термічну обробку сплавів проводили в атмосфері аргону, гетерованого стружкою титану.

Дослідження мікроструктури сплавів проводили на світловому мікроскопі NEORHOT-32, рентгенофазовий аналіз — в монохроматичному CuK $\alpha$ -випромінюванні на дифрактометрі ДРОН-УМ1. Монохроматором слугував монокристал графіту, який був встановлений на дифрагованому пучку. Зйомку дифрактограм здійснювали покроковим скануванням в діапазоні кутів  $2\theta = 10$ — $130^\circ$ . Крок сканування складав  $0,05^\circ$ , час експозиції в точці — 5—20 с. Під час зйомки зразок обертався навколо нормалі до поверхні зразка. Для розшифровки фазового складу використовували комплекс програм CSD [11].

Механічні властивості визначали вимірюванням твердості та при випробуваннях на стиск. Твердість зливок оцінювали за методом Віккерса при навантаженні 98 Н, твердість покриттів — на ПМТ-3 при навантаженні 9,8 Н.

Для дослідження жаростійкості використовували метод термогравіметрії. Переривчасте окиснення з вимірюванням зміни маси зразків через певні інтервали часу виконували в печі опору (точність зважування на аналітичних вагах складала  $\pm 0,0001$  г). При цьому тиглі із зразками вкладали в піч при заданій температурі випробування.

Покриття наносили на детонаційно-газовій установці “Дніпро-3” розробки ІІМ НАН України. При цьому нагрів та розгін частинок матеріалу, що напилюється, здійснювали циклічно за рахунок енергії продуктів детонації газової суміші (оптимальне співвідношення ацетилену до кисню в пальній газовій суміші складало  $C_2H_2 : O_2 = 1 : 1,15$ ). Швидкість розповсюдження детонаційної хвилі — 2000—4000 м/с. Покриття товщиною 150—400 мкм наносили на пластини з сплаву ВТ-6 в повітряному середовищі, аргоні та азоті. Матеріал для напилювання був у вигляді порошків.

Перевагою детонаційного процесу в порівнянні з іншими газотермічними методами (плазмовим, газополум’яним) є можливість здійснювати високошвидкісне напилювання з мінімальними фазовими перетвореннями та мінімальним нагрівом підкладки. Це забезпечує високу адгезійну міцність з’єднання покриттів з підкладкою, високу когезійну міцність з мінімальною поруватістю, що є необхідною умовою успішної роботи покриттів в корозійному середовищі.

Міцність зчеплення покриття з підкладкою визначали методом штифта, тріщиностійкість покриттів — при випробуваннях на згин зразків з малою наведеною електророзрядною тріщиною.

### Результати та їх обговорення

Розробка матеріалів, призначених для покриттів, базується на виборі хімічного складу сплавів, дослідженні їх структури та фізико-механічних властивостей.

В роботах авторів [12—17] було детально досліджено характер взаємодії компонентів потрібної системи Al—Ti—Cr і показано, що ці сплави за жаростійкістю значно перевершують інтерметалід TiAl. З урахуванням цих даних для подальшого дослідження було обрано однофазний  $L_{12}$  інтерметалід 66Al25Ti9Cr (в подальшому  $L_{12}$ ) та евтектичні ( $L_{12} + \beta$ ) сплави на основі  $L_{12}$  інтерметаліду (в подальшому E1 та E2). Склад та властивості цих сплавів у литому стані представлені в табл. 1.

Попередніми дослідженнями [12] було визначено, що одна з фаз евтектичного сплаву, а саме  $\beta$ -твердий розчин на основі Cr, зазнає фазових перетворень в твердому стані з утворенням інтерметалідів  $AlCr_2$  або  $TiAlCr$  в інтервалі 700—850 °С. З метою підвищення стабільності  $\beta$ -твердого розчину сплав був легований V та Re.

Порівняння механічних властивостей  $L_{12}$  інтерметаліду та евтектичних сплавів E1 і E2 (рис. 1) показує суттєву перевагу евтектичних сплавів, зокрема комплексно легованого сплаву E2. Ці сплави мають високий рівень механічних характеристик при випробуваннях на стиск в температурному інтервалі 20—750 °С.

**Т а б л и ц я 1.** Хімічний та фазовий склад литих сплавів за участю  $L_{12}$  інтерметаліду

Сплав	Хімічний склад, % (ат.)		Результати рентгенофазового аналізу		Твердість, ГПа
			Фазовий склад	Співвідношення фаз, %	
$L_{12}$	Al	66,0	$L_{12} : Al_3Ti$	95 : 5	2,3
	Ti	25,0			
	Cr	9,0			
E1	Al	55,0	$L_{12} : \beta$	70 : 30	2,66
	Ti	22,0			
	Cr	23,0			
E2	Al	55	$L_{12} : \beta$	89 : 11	2,74
	Ti	21,2			
	Cr	16,0			
	V	4,0			
	Mn	2,0			
	Re	1,0			

Наступним кроком дослідження було нанесення покриттів з  $L1_2$  інтерметаліду та евтектичних сплавів E1 і E2 (табл. 1) детонаційно-газовим методом (ДГМ). Процес одержання покриттів супроводжується високими швидкостями кристалізації, що приводить до формування диспергованої структури в метастабільному стані, яка значною мірою впливає на рівень фізичних та механічних властивостей нових матеріалів.

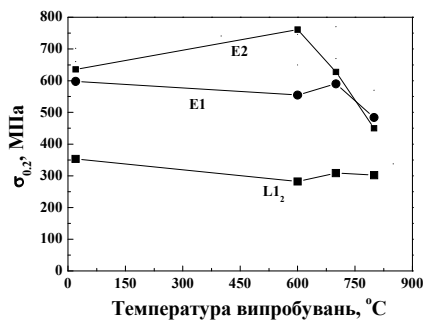


Рис. 1. Температурна залежність межі плинності сплавів при випробуваннях на стиск.

Порівняння мікроструктур сплавів в литому стані та структури покриттів з них (рис. 2) вказує на значну трансформацію зерен та евтектичних колоній з утворенням при детонаційному напиленні пошарової структури. На відміну від компактного матеріалу, що має міжфазні границі, покриття має ще три типи границь, наявність яких суттєво впливає на характеристики напиленого шару: границі між деформованими частинками; границі між шарами, отриманими при окремих пострілах; границя, що розділяє покриття й основу (підкладку).

Результати дослідження фазового складу покриттів, нанесених з порошків зазначених сплавів, представлені в табл. 2. Як впливає з таблиці, на формування фазового складу покриттів впливає взаємодія з атмосферою: при застосуванні азоту в сплавах з'являються оксинітриди титану ( $\approx 30$ — $36\%$  в сплаві  $L1_2$  та  $\approx 29$ — $39\%$  в сплаві E2). При цьому змінюється вихідний склад обох сплавів, що може бути наслідком як часткового випаровування компонентів сплавів, так і впливу швидкості охолодження при нанесенні покриттів.

Формування дисперсної пошарової структури та наявність оксинітридів титану, які утворюються в процесі розмелу порошку та нанесення покриття, супроводжуються значним (в 2—3 рази) підвищенням твердості (табл. 2) порівняно з вихідним станом.

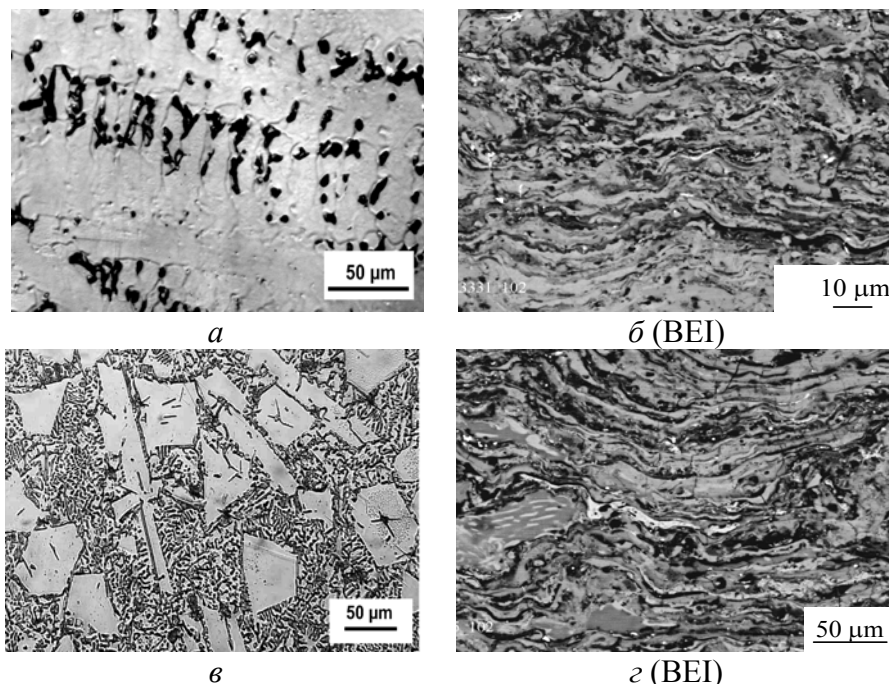


Рис. 2. Мікроструктура литих сплавів (а, в) та покриттів (б, г), нанесених детонаційним методом з використанням повітря: а, б —  $L1_2$  інтерметалід; в, г — сплав E2.

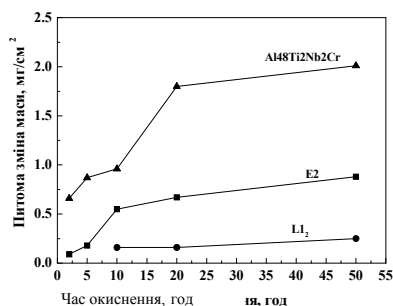
**Т а б л и ц я 2. Характеристики детонаційних покриттів**

Сплав (середовище)	Товщина покриття, мкм	Твердість, МПа		Фазовий склад (співвідношення фаз, % (мас.))	
		литий сплав ( $P =$ $=100$ Н)	покриття ( $P = 10$ Н)	литий сплав	покриття
L <sub>12</sub> (азот)	250	2320	7620	L <sub>12</sub> : Al <sub>3</sub> Ti (95 : 5)	L <sub>12</sub> : Ti(N,O) : β (50 : 32 : 18)
E2 (азот)	~300	2740	6020	L <sub>12</sub> : β (70 : 30)	L <sub>12</sub> : Ti(N,O) : β (17 : 29 : 54)

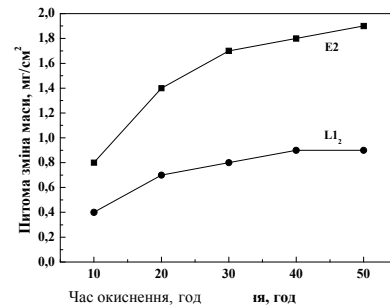
Було проведено оцінку жаростійкості покриттів з порошків евтектичного сплаву E2 та однофазного L<sub>12</sub> інтерметаліду. Покриття були напилені на циліндричні зразки з титанового сплаву VT-6. Результати дослідження жаростійкості литих сплавів та покриттів з них після окиснення протягом 50 год при 900 °С на повітрі наведені на рис. 3. Як видно, величини питомої зміни маси покриттів після окиснення виявились вищими, ніж у литих сплавах. Так, наприклад, для однофазного L<sub>12</sub> інтерметаліду в литому стані питомий приріст маси після 20 год витримки складає 0,25 мг/см<sup>2</sup>, а в покритті з цього сплаву — 0,7 мг/см<sup>2</sup>. Це явище може бути обумовлене комплексом причин: наявністю дифузії компонентів покриття в підкладку, появою напруг в покриттях, недосконалим складом сплавів та інше, і потребує подальшого детального дослідження (зокрема, нанесення багат шарових покриттів). Тим не менш, жаростійкість покриттів з сплавів на основі L<sub>12</sub> інтерметаліду у зазначених умовах суттєво перевищує жаростійкість сплаву на основі інтерметаліду γ-TiAl (Al48Ti2Nb2Cr).

Зазначимо, що оксидна плівка при окисненні інтерметаліду Al48Ti2Nb2Cr2 при 900 °С протягом 50 год на повітрі складається з TiO<sub>2</sub> та Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> у співвідношенні 70 : 30, в той же час оксидна плівка сплаву E2 містить лише сліди рутилу (TiO<sub>2</sub>).

Для оцінки механічних властивостей покриттів досліджували міцність їх зчеплення з підкладкою та тріщиностійкість. Одним з основних способів визначення міцності з'єднання детонаційних покриттів з основним металом є штифтовий метод. Зразком служить шайба, в отвір якої встановлюється конусний штифт таким чином, щоб його торцева поверхня знаходилась врівень з площиною основи шайби. Після складання і попередньої обробки зразків для додання їм шорсткості на загальну поверхню торця штифта і шайби наноситься покриття. Випробування проводять шляхом витягування штифта з шайби із записом зусилля. Після відриву штифта від покриття визначають відношення максимального навантаження, при якому відбувається відрив штифта від покриття, до площі напиленого торця штифта. Це відношення ( $\sigma_{зч}$ ) є кількісною характеристикою міцності з'єднання покриття з основою. Покриття були напилені на штифти з сплаву VT-6 та нержавіючої сталі X18H9T. Результати вимірювання міцності зчеплення покриття з порошку L<sub>12</sub> інтерметаліду з зазначеними підкладками за штифтовою методикою наведені в табл. 3. Отримані дані свідчать про задовільну адгезію між покриттям та підкладкою. Відзначимо, що міцність зчеплення такого покриття з титановим сплавом є вищою, ніж з нержавіючою сталлю.



а



б

Рис. 3. Питома зміна маси литих сплавів (а) та покриттів з них (б) при окисненні при температурі 900 °С протягом 50 год на повітрі.

При випробуваннях на згин зразків з малою наведеною електророзрядною тріщиною визначали тріщиностійкість покриття з однофазного  $L1_2$  інтерметаліду і сплаву E1 [18—20]. При цьому було виміряно тріщиностійкість інтерметалідного покриття при розповсюдженні тріщини в площині, перпендикулярній межі розділу "покриття—матриця" (МРПМ), та в площині, що співпадає з МРПМ. Очевидно, що в першому випадку будуть вивчатись когезійні властивості, а в другому — адгезійні. При проведенні експерименту було суміщено машину для випробувань на згин та світловий мікроскоп. Веб-камера, яка була встановлена на мікроскопі, дозволила в реальному часі *in situ* досліджувати процес розповсюдження тріщини в покритті та фіксувати цю інформацію на комп'ютері.

Покриття були нанесені на титановий сплав ВТ-6. Товщина покриття складала 300 мкм. Для кожного сплаву досліджували по 3 зразки. При цьому в зразках варіювали глибину введеної тріщини: досліджували зразки з глибиною тріщини  $\sim 1/3$  та  $2/3$  від товщини покриття, а також зразки без тріщини.

Встановлено, що механізм розповсюдження тріщини в покритті залежить від його складу. Так, в покритті з однофазного  $L1_2$  інтерметаліду тріщина зароджується від вільної поверхні покриття, незважаючи на надріз, а в покритті з сплаву E1 тріщина розповсюджується від надрізу і тріщиностійкість залежить від її довжини. При довжині тріщини 200 мкм тріщиностійкість складає  $K_{Ic} = 24 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ , а при довжині 150 мкм —  $K_{Ic} = 18 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ . Виявлений ефект обумовлений наявністю внутрішніх напружень на межі МРПМ, величина яких в області МРПМ складає  $\sigma_{вн} = 700 \text{ МПа}$ .

Визначено, що тріщиностійкість покриттів на межі розділу титанової матриці з детонаційним покриттям також залежить від складу сплаву. Так, для покриття з однофазного  $L1_2$  інтерметаліду вона складає  $1,7 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ , а для сплаву E1 —  $2,1 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ . При цьому на межі розділу з титановою матрицею відшарування у покриття з евтектичного сплаву, на відміну від покриття з  $L1_2$  інтерметаліду, було відсутнім, що свідчить про його високу адгезійну міцність.

### Т а б л и ц я 3. Міцність зчеплення детонаційних покриттів з порошку $L1_2$ інтерметаліду з підкладками за штифтовою методикою

Транспортуючий газ	Навантаження, кг	Площа штифта, мм <sup>2</sup>	$\sigma_{зч}$ , МПа	Матеріал підкладки
Азот	4,175	1,1	0,38	Титановий сплав
	2,245	1,1	0,204	Нержавіюча сталь

Звертає на себе увагу парадоксальний факт: навантаження руйнування в зразках з тріщиною (200—250 Н) більше, ніж в зразках без тріщини (150—170 Н). Причому його величина зростала при збільшенні глибини надрізу. Цей ефект можна пояснити існуванням напруг стиску в області контакту покриття—підкладка.

Існування відшарування по границі покриття—підкладка в однофазному  $L1_2$  інтерметаліді при введенні довгої тріщини може бути обумовлене дотиком пластичної зони у вершині тріщини до границі розділу покриття—підкладка.

Оцінюючи розмір пластичної зони як  $r_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_{Ic}}{\sigma_T} \right)^2$  та підставляючи реальні значення величин, отримуємо реальний розмір пластичної зони  $\sim 70$  мкм. Ця величина відповідає відстані від вершини надрізу до границі покриття—підкладка. Відсутність відшарування в зразку з евтектичного сплаву свідчить про більшу міцність цієї границі.

Проведене дослідження продемонструвало принципову можливість використання однофазних і евтектичних сплавів на основі кубічного  $L1_2$  інтерметаліду потрійної системи Al—Ti—Cr в якості матеріалу покриття на сплави титану для роботи при підвищених температурах. Проте ці сплави не є оптимальними і потребують подальшого вдосконалення, оскільки сплави, які призначені для застосування в якості покриттів, повинні мати комплекс взаємоузгоджених властивостей: стабільний фазовий склад в широкому інтервалі температур, високі механічні властивості та високий опір окисненню.

## Висновки

Показана принципова можливість використання сплавів на основі кубічного  $L_{12}$  інтерметаліду протрійної системи Al—Ti—Cr в якості детонаційних покриттів на сплав титану BT-6.

Встановлено, що жаростійкість при  $900\text{ }^{\circ}\text{C}/50\text{ год}$  детонаційного покриття з сплаву на основі  $L_{12}$  інтерметаліду суттєво перевищує жаростійкість сплаву на основі інтерметаліду  $\gamma$ -TiAl (Al48Ti2Nb2Cr). Високий опір окисненню  $L_{12}$  сплавів забезпечується формуванням щільної оксидної плівки, до складу якої входить переважно  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , тоді як оксидна плівка зразка з інтерметаліду  $\gamma$ -TiAl переважно складається з суміші рутилу ( $\text{TiO}_2$ ) та оксиду алюмінію ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) у співвідношенні  $\text{TiO}_2 : \text{Al}_2\text{O}_3 = 70 : 30$ .

Дослідження тріщиностійкості при випробуваннях на згин зразків з малою наведеною електророзрядною тріщиною показало відсутність відшарування на межі покриття—підкладка в зразку з евтектичного ( $L_{12} + \beta$ ) сплаву 55Al22Ti23Cr, на відміну від зразка з покриттям з однофазного  $L_{12}$  інтерметаліду, що є свідченням більшої адгезійної міцності цієї границі для евтектичного сплаву.

1. *Yamaguchi M., Inui H., Ito K.* High-temperature structural intermetallics // *Acta Mater.* — 2000. — **48**. — P. 307—322.
2. *Поварова К. Б., Антонова А. В., Банных И. О.* Высокотемпературное окисление сплавов на основе TiAl // *Металлы.* — 2003. — № 5. — С. 61—72.
3. *Woo J. C., Varna S. K. et al.* Comparison of in situ oxidation between Ti—44Al and Ti—44Al—11Nb alloys below  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  // *J. Mater. Sci. Lett.* — 2002. — **21**, No. 7. — P. 539—541.
4. *Dong-Bonk Lee.* Effect of Cr, Nb, Mn, V, W and Si on high temperature oxidation of TiAl alloys // *Metals and Mater. Int.* — 2005. — **11**, No. 2. — P. 141—147.
5. *Wu Y., Hagihara K., Umakoshi Y.* Influence of Y-addition on the oxidation behavior of Al-rich  $\gamma$ -TiAl alloys // *Intermetallics.* — 2004. — **12**, No. 5. — P. 519—532.
6. *Wu Y., Hwang S. K., Nam S. W., Kim N. J.* The effect of the oxidation resistance of EPM TiAl-based intermetallics // *Scripta Materialia.* — 2003. — **48**. — P. 1655—1660.
7. *Fox-Rabinovich G. S., Weathrly G. C. et al.* The role of chromium in protective alumina scale formation during oxidation of ternary TiAlCr alloys in air // *Intermetallics.* — 2004. — **12**. — P. 165—180.
8. *Lee K., Lee H. N. et al.* Effects of Al—25 Ti—23 Cr coatings on oxidation and mechanical properties of TiAl alloy // *Surf. and Coat. Techn.* — 2002. — **155**. — P. 59—66.
9. *Lee J. K., Oh M. H., Wee D. M.* Long-term oxidation properties of Al—Ti—Cr two-phase alloys and coating materials for TiAl alloy // *Intermetallics.* — 2002. — **10**. — P. 347—352.
10. *Fox-Rabinovich G. S., Wilkinson D. S., Veldhuis S. C. et al.* Oxidation resistant Ti—Al—Cr Alloy for protective coating applications // *Ibid.* — 2005. — **13**. — P. 1—9.
11. *Akselrud L. G., Gryn Yu. N. et al.* CDS — universal program package for single crystal and / or powder structure data treatment // XII European Crystal. Meeting, 1989.
12. *Barabash O. M., Milman Y. V., Miracle D. B. et al.* Formation of a periodic structure with participation of the phase  $L_{12}$  in eutectic alloys of the ternary Al—Ti—Cr system // *Intermetallics.* — 2003. — **11**. — P. 953—962.
13. *Korzhova N. P., Milman Yu. V. et al.* High-temperature mechanical properties of eutectic alloys of the ternary Al—Ti—Cr system // *Наукові нотатки.* — Луцьк, 2007. — С. 596—598.
14. *Мордовец Н. М., Порядченко Н. Е., Легкая Т. Н. и др.* Влияние легирования на кинетику окисления двухфазного ( $L_{12} + \beta$ ) эвтектического сплава тройной системы Al—Ti—Cr // *Сучасні проблеми фізики твердого тіла.* — К.: Київський національний університет, 2007. — С. 205—207.
15. *Барабаш О. М., Мильман Ю. В., Воскобойник И. В. и др.* Влияние легирования на микроструктуру и фазовый состав эвтектических ( $L_{12} + \beta$ ) сплавов тройной системы Al—Ti—Cr // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 2006. — **28**, № 5. — С. 697—706.
16. *Мильман Ю. В., Коржова Н. П., Мордовец Н. М. и др.* Эвтектические сплавы тройной системы Al—Ti—Cr высокотемпературного назначения // *Там же.* — 2009. — **31**, № 4. — С. 537—543.
17. *Milman Yu. V., Barabash O. M., Korzhova N. P. et al.* New light-weight eutectic alloys based on  $L_{12}$  cubic aluminum intermetallics with enhanced heat resistance // *High Temperature Mater. and Processes.* — 2006. — **25**, No. 1—2. — P. 11—17.
18. *Ярматов И. Т., Оликер В. Е., Коржова Н. П. и др.* Адгезионные и когезионные свойства детонационных интерметаллидных покрытий из сплавов тройной системы Al—Ti—Cr // 49 Междунар. конф. “Актуальные проблемы прочности”, Киев, 2010. — С. 116.
19. *Подрезов Ю. Н., Коржова Н. П., Ярматов И. Т. и др.* Новая методика оценки механических свойств интерметаллидных покрытий // *Наукові нотатки.* — Луцьк, 2009. — Вип. 26. — С. 26—37.
20. *Подрезов Ю. Н., Евич Я. И., Коряк О. С. и др.* Трещиностойкость покрытий из эвтектического сплава на основе  $L_{12}$  интерметаллида тройной системы Al—Ti—Cr // *Электронная микроскопия и прочность материалов.* — К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2007. — Вип. 14. — С. 92—98.