Високоентропійні $AlCoNiFeCrTiV_x$ покриття, отримані електронно-променевим наплавленням

О. І. Юркова, доктор технічних наук, професор кафедри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії, yurkova@iff.kpi.ua

О. М. Матвєєв, аспірант, alexmatveev1994@gmail.com

В. В. Чернявський, кандидат технічних наук, старший науковий співробітник кафедри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії, vadikv13@gmail.com

М. О. Сисоєв, кандидат технічних наук, доцент кафедри високотемпературних матеріалів та порошкової металургії, msysoyev@ukr.net

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ

Досліджено вплив ванадію на формування структури, фазового складу і мікротвердості високоентропійних $AlCoNiFeCrTiV_x$ покриттів, отриманих електронно-променевим наплавленням на сталеву підкладку у середовищі вакууму. Встановлено, що $AlCoNiFeCrTiV_0$ покриття складаються з двох ОЦК твердих розчинів з різними періодами кристалічної решітки і невеликої кількості інтерметалідної σ -фази. Збільшення вмісту ванадію змінює фазовий склад покриттів і вони складаються з одного ОЦК твердого розчину та σ -фаз різного складу. При цьому об'ємна частка σ -фази зростає, що сприяє збільшенню мікротвердості з 8,4 ГПа до 11 ГПа.

Ключові слова: високоентропійний сплав, електронно-променеве наплавлення, покриття, структура, фазовий склад, мікротвердість.

У багатьох ситуаціях лише властивості контактної поверхні є важливими для практичного застосування деталей, або механізмів. Щоб збільшити термін служби механічних частин, їх поверхня обробляється для підвищення твердості і зносостійкості. На даному етапі розвитку сучасної техніки потрібні такі матеріали, які б демонстрували високі експлуатаційні характеристики. Тому створення покриттів з нових матеріалів, таких як високоентропійні сплави (ВЕС) [1 – 3], що володіють комбінацією унікальних властивостей, є перспективним для застосування в різноманітних галузях.

ВЕС належать до новітнього класу металевих композиційних матеріалів [1, 2], їх зазвичай визначають як такі, що містять щонайменше 5 елементів, а їх ентропія змішування $\Delta S_{\text{mix}} \geq 12 \text{ Дж} \cdot \text{моль}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ [1 – 3]. Протягом останніх років високоентропійні сплави широко вивчаються [1, 2, 4 – 8], і очікується, що вони матимуть широке застосування в майбутньому.

Унікальні властивості ВЕС забезпечуються такими ефектами: підвищене значення ентропії; низька дифузійна активність; сильне спотворення кристалічної решітки; ефект коктейлю [1, 2, 4 – 6].

Порівняно з традиційними сплавами, ВЕС виявляють унікальне поєднання високої міцності, твердості, корозійної тривкості, стійкості до окиснення, радіаційної стійкості, тощо [1, 2, 4, 5]. Виходячи з цього ВЕС є потенційно придатними для застосування у якості прес-форм, штампів, механічних частин і деталей печей, які вимагають високої міцності, термостійкості, опору окислення і зношуванню. Вони також можуть бути використані в якості корозійностійких матеріалів на хімічних та ливарних заводах, і навіть застосовуватися в якості трубопроводів і деталей насосів, які експлуатуються в морській воді. Крім того, розвиток технологій нанесення покриттів сприятиме подальшому розширенню сфери застосування ВЕСів в якості покриттів із підвищеною зносостійкістю, корозійною стійкістю, термічною стабільністю та ін. [1 – 4]. Літературні дані [9 – 11] свідчать, що додавання ванадію до складу покриттів, суттєво впливає на структуру і механічні властивості сплавів.

Зважаючи на обмежений характер відомостей щодо формування багатокомпонентних високоентропійних покриттів метою роботи є вивчення впливу ванадію на формування структури та фазового складу, а також мікротвердість багатокомпонентних покриттів системи Al-Co-Ni-Fe-Cr-Ti-V_x (x=0; 0,5; 1,0 та 1,5 моль), отриманих методом електронно-променевого наплавлення на сталеву підкладку.

В якості вихідних матеріалів обрано порошки Ni, Al, Fe, Co, Cr, Ti, V з чистотою вищою за 99,7 мас. % і розміром частинок ≤ 50 мкм у рівних мольних частках, крім ванадію. Для отримання рівномірного розподілу вихідних компонентів у шихті змішування порошків проводили у планетарному млині протягом 5 хв. Після підготовки порошкова суміш наносилась на підкладку зі сталі Ст3 шаром товщиною 1,5-2,0 мм. Нанесення покриттів проводили на електронно-променевій установці ЕЛА-6 в середовищі вакууму (10^{-2} Па). Швидкість переміщення електронного пучка вздовж поверхні порошку становила 4 мм/с.

Дослідження структури та фазового складу покриттів, отриманих електронно-променевим методом, проводили за допомогою рентгенівського дифрактометра Ultima IV у монохроматичному CuK_α випромінюванні (робоча напруга і струм – 30 кВ і 20 мА, відповідно) за стандартною методикою [12]. Параметри решітки твердих розчинів розраховували за положеннями центрів ваги дифракційних максимумів екстраполяційним методом. Мікроструктуру та хімічний склад покриттів вивчали в скануючому електронному мікроскопі (СЕМ) РЕММА-101А, обладнаному енергодисперсійним спектрометром (ЕДС). Мікротвердість покриттів вимірювали за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3, який був оснащений стандартною чотиригранною пірамідкою Віккерса при навантаженні на індентор 1Н.

На рис. 1 представлені дифракційні спектри вихідної порошкової суміші Al-Co-Ni-Fe-Cr-Ti-V_x та AlCoNiFeCrTiV_{0-1,5} покриттів, отриманих

електронно-променевим наплавленням. Рентгенівська дифракційна картина сумішей вихідних порошків (рис. 1 а) представляє суперпозицію рефлексів чистих компонентів і показує наявність всіх елементів у шихті.

Рис. 1. Спектри рентгенівської дифракції порошкової суміші Al-Co-Ni-Fe-Cr-Ti-Vx і AlCoNiFeCrTiV₀, AlCoNiFeCrTiV_{0,5}, AlCoNiFeCrTiV_{1,0}, AlCoNiFeCrTiV_{1,5} покриттів, отриманих електронно-променевим наплавленням.

За результатами рентгенівського фазового аналізу (рис. 1 б) встановлено, що AlCoNiFeCrTiV₀ покриття складаються в основному з двох твердих розчинів з ОЦК кристалічною структурою та різними періодами ґратки: ОЦК1, кількість якої переважає, і ОЦК (β₁ - і β-фази, відповідно) і незначної кількості інтерметалідної σ-фази, яка може бути ідентифікована як Co₃Ti. ОЦК1 твердий розчин має період решітки 0,2931 нм, а ОЦК твердий розчин – 0,2877 нм. Особливою рисою дифракційної картини покриттів є дуже низька інтенсивність максимумів відносно фону та їх значне розмиття, а на великих кутах дифракції (2θ > 80°) немає розділення K_α-дублету, тобто максимуми мають настільки сильне розмиття і малу інтенсивність, що виявити їх неможливо.

У відповідності з [13], ці особливості дифракційної картини пов'язані з сильним викривленням кристалічної решітки твердих розчинів, яке викликане різними розмірами атомних радіусів компонентів, що входять до їх складу. Подібно до температурного фактору інтенсивності, спотворення кристалічної решітки викликає зниження інтенсивності рентгенівських променів, розсіяних в напрямі брегівського відбиття. До того ж, рентгенівське випромінювання, розсіяне атомами різних елементів, не співпадає по фазі, що додатково викликає зниження інтенсивності дифракційних максимумів.

Ванадій чинить суттєвий вплив на структуру покриттів. Так, додавання його від $x = 0,5$ до $x = 1,5$ моль викликає зміну фазового складу покриттів з двох ОЦК1 та ОЦК твердих розчинів і незначної об'ємної частки інтерметалідної σ -фази (Co_3Ti) до одного ОЦК-твердого розчину та інтерметалідних σ -фаз різного типу (рис. 1 в-д). Крім того, відносна інтенсивність відбитків σ -фази, очевидно, є значно нижчою, ніж у фази твердого розчину, виявляючи, що він є основною фазою в цих покриттях. Це можна пов'язати з ефектом високої ентропії, що значно знижує вільну енергію системи, яка легше утворює тверді розчини під час твердіння, а не впорядковані інтерметалідні сполуки, особливо при високій температурі, і призводить до зменшення кількості фаз порівняно з максимальною рівноважною кількістю, дозволеною правилом фаз Гіббса [1, 2, 5, 6]. Утворення інтерметалідних фаз в покриттях пов'язане з високими від'ємними значеннями парної ентальпії змішування для деяких компонентів (наприклад, Co-Ti ; Ni-Ti ; Ti-Al ; Ni-Al), та високими негативними значеннями ентальпії змішування (від $-22,4$ до $25,1$ кДж/моль) покриттів [1, 2].

Утворення інтерметалідних σ -фаз різного складу відбувається, ймовірно, внаслідок розпаду ОЦК твердого розчину з додаванням ванадію. Високоентропійні $\text{AlCoNiFeCrTiV}_{0,5-1,0}$ покриття складаються з ОЦК твердих розчинів з параметрами решітки $0,2878$ нм і $0,2874$ нм, відповідно, а також інтерметалідних сполук Co_3Ti і NiTi (σ -фаза). Збільшення вмісту ванадію до $x=1,5$ викликає зміни у фазовому складі, і $\text{AlCoNiFeCrTiV}_{1,5}$ покриття складаються з ОЦК твердого розчину з параметром решітки $0,2871$ нм, і інших інтерметалідних σ -фаз: NiTiAl і FeV , замість Co_3Ti і NiTi . Зі збільшенням вмісту V спостерігається незначне збільшення відносної кількості σ -фази.

Дифракційні максимуми ОЦК фаз практично не зміщуються зі збільшенням вмісту ванадію від $0,5$ до $1,5$ моль (рис. 2 а) через незначний твердорозчинний вплив. У зв'язку з цим період кристалічної ґратки ОЦК твердого розчину залишається практично постійною величиною, змінюючись лише в межах похибки (рис. 2 б).

Рис. 2. Зміна положення дифракційних максимумів $(220)\beta_1$ і $(220)\beta$ (а) та зміна періоду решітки ОЦК твердих розчинів (б) AlCoNiFeCrTiV_x покриттів від вмісту ванадію.

Додавання ванадію впливає на інтенсивність дифракційних максимумів ОЦК твердого розчину (рис. 1 в-д та 2 а). Додавання 0,5 моль ванадію до AlCoNiFeCrTiV_0 покриття збільшує відносну інтенсивність піків через те, що знижується різниця атомних радіусів з $\delta=7,2$ до $\delta=6,94$, відповідно, зменшується ступінь викривлення кристалічної решітки. Проте подальше підвищення вмісту ванадію до 1 і 1,5 моль, незважаючи на зменшення різниці атомних радіусів до $\delta=6,46$, викликає зменшення інтенсивності відбитків ОЦК фази завдяки збільшенню об'ємної частки σ -фази в складі покриття.

На рис. 3 наведено СЕМ зображення мікроструктури AlCoNiFeCrTiV_x покриттів, отриманих електронно-променевим наплавленням. Як видно з рисунку, у покриттях спостерігалася дендритна структура. За результатами мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що дендрити збагачені переважно Cr, Fe, Co, V, а міждендритна область збагачена Ni, Al та Ti.

На рис. 4 показано зміну мікротвердості HV за товщиною $\text{AlCoNiFeCrTiV}_{0-1,5}$ покриттів. Товщина покриттів становить близько 1,5 мм. Мікротвердість AlCoNiFeCrTiV_0 покриття становить $8,4 \pm 0,2$ ГПа. З додаванням ванадію від 0,5 до 1,5 моль мікротвердість покриттів AlSoNiFeCrTiV_x зростає і становить приблизно $11 \pm 0,3$ ГПа, що набагато вище, ніж твердість вихідних компонентів (рис. 4 а) та більшості ВЕС, отриманих іншими методами із значенням твердості в межах 3-6 ГПа [1, 2, 9 – 11, 14, 15] і набагато вище, ніж у аналогічних покриттів, одержаних методом лазерного наплавлення, мікротвердість яких змінюється від 4 до 7,6 ГПа [16, 17] і в 4-5 разів вище, ніж твердість сталевोї підкладки (2,2 ГПа). Через те, що в покриттях присутні ОЦК тверді розчини заміщення та інтерметалідні σ -фази, високі значення мікротвердості покриттів зумовлені твердорозчинним зміцненням зі значною дисторсією кристалічної решітки через різницю атомних радіусів елементів заміщення с композиційний фактор зміцнення на рівні кристалічної решітки та високою твердістю σ -фаз [1, 2, 5, 6]. Висока твердість на рівні 10-11 ГПа свідчить про перспективність високоентропійних покриттів, отриманих електронно-променевим наплавленням.

Таким чином встановлено, що структура високоентропійних AlCoNiFeCrTiV_x покриттів, де $0 \leq x \leq 1,5$ моль, є трифазною і складається з ОЦК-твердих розчинів та інтерметалідних сполук, що корелюється з умовами формування фазового складу ВЕСів: ентальпія змішування менше – 22 кДж/моль, що зумовлює формування інтерметалідних сполук різного типу разом із твердими розчинами заміщення з ОЦК структурою, формування яких обумовлюється низьким значенням концентрації валентних електронів 6,33–6,66. Додавання 0,5 та 1 моля ванадію до вихідної системи Al-Co-Ni-Fe-Cr-Ti приводить до формування покриттів з матричного ОЦК-твердого розчину та 2-х інтерметалідних Co_3Ti , NiTi сполук (σ -фаз), в той час як AlCoNiFeCrTi покриття має в основі два ОЦК-твердих розчина з різними періодами решітки та один інтерметалід Co_3Ti (s-фаза). При подальшому підвищенні вмісту ванадію до 1,5 моль, покриття містить ОЦК твердий розчин та інтерметалідні σ -фази іншого складу: FeV, NiTiAl . Збільшення вмісту

Рис. 3. СЕМ зображення мікроструктури AlCoNiFeCrTiV_x покриттів, $x = 0; 0,5; 1,0; 1,5$ (а, д), (б, е), (в, ж) і (г, з), відповідно; (а-г) біля підкладки і (д-з) біля поверхні.

Рис. 4. Мікротвердість вихідних компонентів і AlCoNiFeCrTiV_{0-1,5} покриттів (а) та зміна мікротвердості за товщиною покриттів (б), отриманих електронно-променевим наплавленням.

ванадію від 0 до 1,5 моль призводить до підвищення мікротвердості покриттів від 8,4 ГПа до 11 ГПа, відповідно, що пояснюється збільшенням вмісту інтерметалідних складових, які виступають як зміцнювальні фази. Висока твердість покриттів зумовлена ефектами твердорозчинного зміцнення унаслідок спотворення кристалічної решітки завдяки розмірній невідповідності атомів компонентів при їх взаємному розчиненні та зміцнення частинками інтерметалічних σ -фаз.

Література

1. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S. High-Entropy Alloys. – Elsevier, 2014. – 218 p. ISBN: 9780128160688.
2. Editors M.C. Gao, Yeh J.-W., Liaw P.K., Zhang Y. High-Entropy Alloys. Fundamentals and Applications. – Elsevier, 2015. – 516 p. doi:10.1007/978-3-319-27013-5.
3. Yeh J. W., Chen Y. L., Lin S. J. High-entropy alloys – a new era of exploitation // Materials Science Forum. – 2007. – Vol. 560. – p. 1-9. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1
4. Ye Y.F., Wang Q., Lu J., Liu C.T., Yang Y. High-entropy alloy: challenges and Prospects // Materials Today. – 2016. – Vol. 19. – No 6. – P. 349-362. doi:10.1016/j.mattod.2015.11.026
5. Ming Hung T., Jien-Wei Y. High-Entropy Alloys: A Critical Review // Materials Research Letters. – 2014. – Vol. 2. – No. 3. – P. 107-123. doi:10.1080/21663831.2014.912690.
6. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Materialia. 2017 – No. 122. – P. 448-511. doi:10.1016/j.actamat.2016.08.081.
7. Yurkova A.I., Chernyavskii V.V., Gorban V.F. Structure and Mechanical Properties of High-Entropy AlCuNiFeTi and AlCuNiFeCr Alloys Produced by Mechanical Activation Followed by Pressure Sintering // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2016. – Vol. 55, Issue 3. – P. 152-163. doi:10.1007/s11106-016-9790-3.
8. Yurkova A.I., Chernyavsky V.V., Bolbut V., Krüger M., Bogomol I. Structure formation and mechanical properties of high-entropy AlCuNiFeCr alloy prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 786. – P. 139-148. doi:10.1016/j.jallcom.2019.01.341
9. Dong Y, Zhou K, Lu Y, Gao X, Wang T, Li T. Effect of vanadium addition on the microstructure and properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy // Materials and Design. – 2014. – Vol. 57. – P. 67-72. doi:10.1016/j.matdes.2013.12.048.
10. Stepanov N.D., Shaysultanov D.G., Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Oleynik E.E., Tortika A.S. Effect of V content on microstructure and mechanical properties of the CoCrFeMnNiV_x high-entropy alloys // J Alloys Compd. – 2015. – Vol. 628. – P. 170-85.
11. Chen M.R., Lin S.J., Yeh J.W., Chen S.K., Huang Y.S., Chuang M.H. Effect of vanadium addition on the microstructure, hardness, and wear resistance of Al_{0.5}CoCrCuFeNi high-entropy alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2006. – Vol. 37, Issue 5. – P. 1363-1369. doi:10.1007/s11661-006-0081-3.
12. Cullity B.D., Stock S.R. Elements of X-Ray Diffraction. Third Edition // Pearson Education Limited. – USA, 2014, 654 p. ISBN-10: 0201610914
13. J.-W. Yeh, J., Chang S.Y., Hong Y.D. Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu–Ni–Al–Co–Cr–Fe–Si alloy systems with multi-principal elements // Materials Chemistry and Physics. – 2007. – Vol. 103, P. 41-46. doi:10.1016/j.matchemphys.2007.01.003.
14. Tung C.C., Yeh J.W., Shun T.T., Chon S.K., Huang Y.S., Chen H.C. On the elemental effect of the AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy system // Materials Letters. – 2007. – Vol. 61, Issue 1. – P. 1-5. doi:10.1016/j.matlet.2006.03.140.
15. Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy

- alloys: a review // Journal of Materials Research and Technology. – 2016. – Vol. 5, Issue 4. – P. 384-393. doi:10.1016/j.jmrt.2016.03.004.
16. Zhang H., Pan Y., He Y. Synthesis and characterization of FeCoNiCrCu high-entropy alloy coating by laser cladding // Materials and design. – 2010. – Vol. 32, Issue 4. – P. 1910 – 1915. doi:10.1016/j.matdes.2010.12.001.
17. Zhang H., Pan Y., He Y., Jiao H. Microstructure and properties of 6FeNiCoSiCrAlTi high-entropy alloy coating prepared by laser cladding // Applied Surface Science – 2011. – Vol. 257, Issue 6. – P. 2259–2263. doi:10.1016/j.apsusc.2010.09.084

References

1. Murty B.S., Yeh J.W. *Ranganathan S. High-Entropy Alloys*, Elsevier, 2014, 218 p. [in English]. ISBN: 9780128160688.
2. Editors M.C. Gao, Yeh J.-W., Liaw P.K., Zhang Y. *High-Entropy Alloys. Fundamentals and Applications*, Elsevier, 2015, 516 p. [in English]. doi:10.1007/978-3-319-27013-5.
3. Yeh J. W., Chen Y. L., Lin S. J., *Materials Science Forum*, 2007, Vol. 560, pp. 1-9 [in English]. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1
4. Ye Y.F., Wang Q., Lu J., Liu C.T., Yang Y., *Materials Today*, 2016, Vol. 19, No 6, pp. 349-362 [in English]. doi:10.1016/j.mattod.2015.11.026.
5. Ming Hung T., Jien-Wei Y., *Materials Research Letters*, 2014, Vol. 2, No. 3, pp. 107-123 [in English]. doi:10.1080/21663831.2014.912690.
6. Miracle D.B., Senkov O.N., *Acta Materialia*, 2017, No. 122, pp. 448-511 [in English]. doi:10.1016/j.actamat.2016.08.081.
7. Yurkova A.I., Chernyavskii V.V., Gorban V.F., *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2016, Vol. 55, Issue 3, pp. 152-163 [in English]. doi:10.1007/s11106-016-9790-3.
8. Yurkova A.I., Chernyavsky V.V., Bolbut V., Kruger M., Bogomol I., *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, Vol. 786, pp. 139-148 [in English]. doi:10.1016/j.jallcom.2019.01.341.
9. Dong Y, Zhou K, Lu Y, Gao X, Wang T, Li T., *Materials and Design*, 2014, Vol. 57, pp. 67-72 [in English]. doi:10.1016/j.matdes.2013.12.048.
10. Stepanov N.D., Shaysultanov D.G., Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Oleynik E.E., Tortika A.S., *J Alloys Compd*, 2015, Vol. 628. P. 170-85 [in English].
11. Chen M.R., Lin S.J., Yeh J.W., Chen S.K., Huang Y.S., Chuang M.H., *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, Vol. 37, Issue 5, pp. 1363-1369 [in English]. doi:10.1007/s11661-006-0081-3.
12. Cullity B.D., Stock S.R. *Elements of X-Ray Diffraction. Third Edition. Pearson Education Limited*, USA, 2014, 654 p. [in English]. ISBN-10: 0201610914.
13. J.-W. Yeh, J., Chang S.Y., Hong Y.D., *Materials Chemistry and Physics*, 2007, Vol. 103, pp. 41-46 [in English]. doi:10.1016/j.matchemphys.2007.01.003.
14. Tung C.C., Yeh J.W., Shun T.T., Chon S.K., Huang Y.S., Chen H.C., *Materials Letters*, 2007, Vol. 61, Issue 1, pp. 1-5. [in English]. doi:10.1016/j.matlet.2006.03.140.
15. Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R., *Journal of Materials Research and Technology*, 2016, Vol. 5, Issue 4, pp. 384-393 [in English]. doi:10.1016/j.jmrt.2016.03.004.
16. Zhang H., Pan Y., He Y., *Materials and design*, 2010, Vol. 32, Issue 4, pp. 1910 – 1915 [in English]. doi:10.1016/j.matdes.2010.12.001.
17. Zhang H., Pan Y., He Y., Jiao H., *Applied Surface Science*, 2011, Vol. 257, Issue 6, pp. 2259–2263 [in English]. doi:10.1016/j.apsusc.2010.09.084

Одержано 20.05.19

А. И. Юркова, А. Н. Матвеев, В. В. Чернявский, М. А. Сисоев

**Высокоэнтропийные AlCoNiFeCrTiV_x покрытия, полученные
электронно-лучевой наплавкой**

Резюме

Исследовано влияние ванадия на формирование структуры, фазового состава и микротвердости высокоэнтропийных AlCoNiFeCrTiV_x покрытий, полученных методом электронно-лучевой наплавки на стальную подложку в вакууме. Установлено, что AlCoNiFeCrTiV_0 покрытия состоят из двух ОЦК твердых растворов с различными периодами кристаллической решетки и небольшого количества интерметаллидной σ -фазы. Увеличение содержания V от $x = 0$ до $x = 1,5$ изменяет фазовый состав покрытий и они состоят из одного ОЦК твердого раствора и σ -фаз различного состава. С увеличением содержания V объемная доля σ -фазы увеличивается. Добавка ванадия способствует увеличению твердости покрытий от 8,4 ГПа до 11 ГПа.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, электронно-лучевая наплавка, покрытие, структура, фазовый состав, структура, механические свойства.

A. I. Yurkova, O. M. Matveev, V. V. Chernyavsky, M. O. Sysoev

**High-entropy AlCoNiFeCrTiV_x coatings obtained
by electron-beam cladding**

Resume

The effect of V on the formation of the structure, phase composition, and microhardness of high-entropy AlCoNiFeCrTiV_x coatings obtained by electron-beam cladding on a steel substrate in vacuum is investigated. It has been established that AlCoNiFeCrTiV_0 coatings consist of two bcc solid solutions with different lattice periods and a small amount of intermetallic σ -phase. An increase in V content from $x = 0$ to $x = 1.5$ changes the phase composition of the coatings and they consist of one bcc solid solution and σ -phases of different composition. With increasing content of V, the volume fraction of the σ -phase increases. The addition of V to AlCoNiFeCrTi shows the strengthening effect of the $\text{AlCoNiFeCrTiV}_{0-1.5}$ coatings and the Vickers hardness increased from 8,4 to 11 GPa.

Keywords: high-entropy alloy; electron-beam cladding; coating; structure; phase composition; mechanical properties.