

УДК 621.762.4:621.785

DOI: 10.30987/1999-8775-2021-8-29-37

С.А. Пячин, Н.М. Власова, М.А. Кулик, В.О. Крутикова

## СОЗДАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИМ ЛЕГИРОВАНИЕМ Ti-Al ПОКРЫТИЙ С ДОБАВКАМИ КОБАЛЬТА И НИКЕЛЯ

Создано упрочняющее покрытие на основе алюминиды титана TiAl с добавками кобальта и никеля методом механического легирования с последующим изотермическим отжигом в вакууме. Покрытие нанесено на титановый сплав VT1-0. Установлено, что сформированные слои представляют собой композиционный материал, состоящий преимущественно из интерметаллидной матрицы

TiAl с включениями кобальта или никеля, а также  $Al_2O_3$ . Средние значения микротвердости полученных покрытий в 1,2–3,4 раза выше, чем у титановой подложки. Наибольшей микротвердостью обладает TiAl+10%Co покрытие.

**Ключевые слова:** легирование, изотермический нагрев, алюминиды титана, покрытие, микротвердость.

S.A. Pyachin, N.M. Vlasova, M.A. Kulik, V.O. Krutikova

## FORMATION BY MECHANICAL ALLOYING Ti-Al COATINGS WITH COBALT AND NICKEL ADDITIVES

The work is dedicated to the formation of TiAl titanium aluminide coatings with cobalt and nickel additives by means of the method of mechanical alloying with the further maturing at high temperature in vacuum.

Coatings were applied with the use of the ball mill of the planetary type upon VT1-0 titanium alloy substrate which were placed in the mill cup filled with metal powders. There is studied growth kinetics, a coating thickness is measured. A specific rate of metal powder sedimentation upon a titanium substrate makes from 4.6 to 11 g/(min·m<sup>2</sup>). Deposited layers have a mean thickness 70-180 mkm. There are studied thoroughly compositions and microstructure of mechanical-alloyed coatings. For that there were used methods of X-ray diffractometry and raster electronic microscop-

py. It is defined that the inner structure of coatings is heterogeneous. After deposited layer thermal treatment a metal interpenetration takes place first aluminum into particles of titanium, cobalt or nickel. Coatings are composite material the basis of which makes aluminide of TiAl titanium, and as inclusions there are other intermetallides, titanium, cobalt or nickel and also aluminum oxide. Mean values of micro-hardness of coatings obtained are 1.2 - 3.4 times higher than of titanium substrate. The highest values of micro-hardness (more than 6.5 GPa) after thermal treatment in vacuum are observed in TiAl-5%Co and TiAl-10%Co coatings. Micro-hardness of VT1-0 titanium alloy after annealing, vice versa, decreases by 1.3 times.

**Key words:** alloying, isothermal heating, titanium aluminides, coating, micro-hardness.

### Введение

Интерес к интерметаллидным сплавам обусловлен как к материалам, обладающим повышенными прочностными, жаростойкими и антикоррозионными свойствами. Среди широкого класса интерметаллидов особого внимания заслуживают алюминиды титана, которые помимо вышеперечисленных характеристик имеют малый удельный вес и высокую стойкость к окислению [1]. Это делает их привлекательными для использования в качестве конструкционных материалов [1]. Однако алюминиды титана весьма перспективны и как основа защитных поверхностных слоев, что доказывают результаты многочис-

ленных исследований покрытий, нанесенных различными способами, например вакуумно-дуговым и плазмохимическим методами осаждения [2, 3]. Несмотря на достигнутые успехи, в настоящее время продолжают работы по совершенствованию технологий нанесения и улучшению свойств интерметаллидных покрытий, в частности по снижению их хрупкости, повышению пластичности и износостойкости.

Механическое легирование обладает рядом преимуществ среди существующих способов нанесения покрытий [4]. Прежде всего, его легко реализовать с помощью

шаровых и вибрационных мельниц. Для этого в контейнер с металлическим порошком и размольными шарами помещают деталь, на которую требуется нанести поверхностный слой. При высокой скорости вращения контейнера шары ударяют о поверхность детали, и частицы, попавшие в область удара, спрессовываются и образуют покрытие толщиной от нескольких микрон до миллиметра. Возможность получения механолегированных покрытий, основу которых составляют интерметаллиды титана и алюминия, продемонстрирована в статьях [5-7]. Свойства этих материалов можно улучшить, если доба-

вить тугоплавкие металлы и соединения в порошковую смесь Ti и Al, из которых формируют интерметаллидные покрытия [5-7]. Наши предыдущие исследования были посвящены установлению влияния добавок молибдена и ниобия на свойства Ti-Al покрытий, полученных с помощью механического легирования [8]. Целью этой работы являлось сформировать методом механического легирования на титановом сплаве ВТ1-0 покрытие на основе алюминид титана с добавками Co и Ni, а также изучить их состав, структуру и микротвердость.

### Методы создания и исследования покрытий

В качестве исходных материалов для создания покрытий использовали порошки титана марки ПТОМ-1 диаметром менее 45 мкм и порошки алюминия марки ПА-1 со средним диаметром 300 мкм. Дополнительно в смесь алюминия и титана добавляли третий компонент – мелкодисперсные порошки чистого кобальта или никеля в количестве 5 и 10 масс.%. Относительное содержание металлов в порошковых смесях указаны в таблице 1. При формировании смесей добивались, чтобы молярное количество титана и алюминия было одинаковым. В качестве подложек использовали пластины толщиной 2 мм из титанового сплава ВТ1-0. Порошковые смеси засыпали в стальные контейнеры объемом

250 мл, внутренние стенки которых покрыты толстым слоем из оксида алюминия. Ударными телами служили шары из оксида алюминия диаметром 10–20 мм, которые также помещали в контейнеры. Соотношение между общей массой шаров и массой смеси металлических порошков – 13:1. Покрытия наносили с помощью планетарной шаровой мельницы *Retsch PM 400* в течение 1 часа при частоте вращения контейнера 300 об/мин. После этого полученные образцы подвергали изотермическому нагреву при 700 °С в вакуумной печи в течение 1 часа для улучшения однородности структуры осажденных слоев и улучшения адгезии с подложкой.

Таблица 1

Составы смесей металлических порошков для нанесения покрытий

Покрытие	Относительное содержание, масс.%				Относительное содержание, ат.%			
	Ti	Al	Co	Ni	Ti	Al	Co	Ni
TiAl	64	36	-	-	50	50	-	-
TiAl-5%Co	61	34	5	-	49	48	3	-
TiAl-10%Co	58	32	10	-	47	47	6	-
TiAl-5%Ni	61	34	-	5	49	48	-	3
TiAl-10%Ni	58	32	-	10	47	47	-	6

Удельная скорость осаждения при механическом легировании была определена по формуле

$$w = \frac{\Delta m}{St},$$

где  $\Delta m$  – привес массы титановой подложки за счет осаждения покрытия,  $S$  – пло-

щадь боковой поверхности подложки;  $t$  – продолжительность осаждения.

Средняя толщина покрытий была оценена согласно выражению

$$h = \frac{\Delta m}{S\bar{\rho}}$$

где  $\tilde{\rho} = \sum_{i=1}^n C_i \rho_i$  – средняя плотность мате-

риала покрытия ( $n$  – количество компонентов в смеси);  $C_i$  – объемная концентрация металла, входящего в смесь порошков для нанесения покрытий;  $\rho_i$  – плотность соответствующего металла.

Металлографические методы и сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) использовали, чтобы исследовать микроструктуру осажденных слоев. Для этого вначале были изготовлены поперечные шлифы образцов. СЭМ-изображения регистрировали в режиме отраженных

### Результаты исследования

Опыты по нанесению интерметаллидных покрытий методом механического легирования показали, что удельная скорость осаждения металлических порошков на титановую подложку составляет от 4,6 до 11 г/(мин·м<sup>2</sup>). Полученные значения  $w$  и  $h$  представлены в таблице 2. Видно, что в процессе механического легирования толщина покрытий, полученных из смеси титана и алюминия, в том числе с добавкой кобальта, увеличивается почти в 2 раза быстрее, чем толщина покрытия из аналогичной смеси, но с добавкой никеля. Возможно, это вызвано меньшими размерами частиц кобальта (~10 мкм) по сравнению с

электронами с помощью электронного микроскопа *Vega 3* (Хабаровский инновационно-аналитический центр при Институте тектоники и геофизики им. Ю.А. Косыгина ДВО РАН). Элементный состав изучали методом электронно-зондового анализа, используя спектр-энергoанализатор *X-Max 80*. Методом рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-7) был исследован фазовый состав покрытий. Микротвердость покрытий измеряли согласно методу Викерса с применением микротвердомера ПМТ-3М. Во время измерений нагрузка на алмазный индентор составляла 0,5 Н.

частицами никеля (~100 мкм). Средняя толщина покрытий за 1 час процесса нанесения достигает 0,07–0,18 мм. Однако следует отметить, что поверхностные слои, формируемые механическим легированием, характеризуются значительной неоднородностью по толщине и образованием волнообразного рельефа. Это объясняется тем, что рост осаждаемого слоя происходит преимущественно в областях, поверхность которых приподнята, поэтому металлические частицы закрепляются при ударе шаров именно в этих выступающих местах.

Таблица 2

Удельная скорость осаждения и средняя толщина покрытий

Покрытие	Средняя плотность покрытия $\tilde{\rho}$ , $\frac{г}{м^3}$	Удельная скорость осаждения $w$ , $\frac{г}{мин \cdot м^2}$	Средняя толщина $h$ , мкм
TiAl	3,62	8,5	140
TiAl-5%Co	3,73	11,0	178
TiAl-10%Co	3,83	9,8	155
TiAl-5%Ni	3,73	4,6	74
TiAl-10%Ni	3,81	4,8	77

Согласно данным рентгеновской дифрактометрии на титановых пластинках в результате осаждения металлических частиц формируются поверхностные слои, основу которых составляет механическая смесь Ti и Al (рис. 1). Вместе с тем в покрытиях присутствуют металлы добавки -

кобальт и никель, линии которых можно наблюдать на дифрактограммах. Ti-Al интерметаллиды не были обнаружены. Однако после того, как образцы с покрытиями из титана и алюминия изотермически выдержали при температуре 700 °С в вакууме, образовался интерметаллид  $\gamma$ -TiAl

(рис. 2). Помимо него в осажденных слоях есть еще два интерметаллида –  $TiAl_3$  и  $Ti_3Al$ . Соответствующие им линии малой интенсивности можно распознать на дифракционных спектрах. Покрытия из  $Ti-Al$  смеси с 5% и 10% добавками кобальта содержат соединение  $AlCo$ . Также можно заметить, что на дифрактограммах присутствуют рефлексы оксида алюминия. Его присутствие в образованных покрытиях можно объяснить тем, что в процессе ударного воздействия шаров происходит откалывание частиц от их поверхности и от поверхности контейнера. Таким образом, покрытия являются композиционным материалом, основу которого составляет алюминид титана  $TiAl$ , а в качестве включений присутствуют другие интерметаллиды, титан, кобальт или никель, а также оксид алюминия.

Микроструктура покрытий из титана и алюминия с добавками  $Ni$  и  $Co$  на титановой подложке показана на рис. 3. Составы участков, выделенных стрелками, указаны в таблицах на вкладках. Видно, что внутреннее строение покрытий достаточно неоднородно. На СЭМ-изображениях, полученных в режиме отраженных электронов, можно различить частицы титана (серого света), пространство между которыми заполнено алюминием (более темные области). Кроме того, в осажденном слое наблюдаются микрочастицы металла-добавки: кобальта или никеля, которые выделяются белым светом, а также частицы оксида алюминия  $Al_2O_3$ , обладающие черным цветом.

После изотермического нагрева при температуре  $700\text{ }^\circ\text{C}$  границы частиц, образующих покрытия, размываются, что свидетельствует о взаимном проникновении металлов (рис. 4). В переходных слоях, образованных диффузией алюминия в титановые зерна, концентрация алюминия равна 68-74 ат.%, а концентрация титана – 25-31 ат.%, что близко к соотношению  $Al:Ti \approx 3:1$ . Помимо этого, в частицах кобальта и никеля концентрация алюминия значительно увеличивается до 60-70 ат.%. Все эти факты указывают на то, что в процессе термической обработки алюминий активно взаимодействует с окружающими металлами и образует с ними твердые растворы и интерметаллидные соединения. В покрытии  $TiAl-5\%Ni$  (рис. 4, б) на участках с повышенным содержанием никеля можно заметить, что отношение концентрации  $Al$  и  $Ni$  близко к 2:1. Однако согласно диаграмме состояния системы  $Al-Ni$  [9] наиболее близким по составу к такому соотношению является алюминид  $Ni_2Al_3$ , но его линии не наблюдаются на соответствующих рентгеновских дифрактограммах (рис. 2). Также следует отметить, что зоны, содержащие никель, не обладают структурной однородностью. Возможно, там есть интерметаллидные включения, например, из алюминида  $AlNi$ , обладающего широкой областью гомогенности, и основные линии дифракционного спектра, которого практически совпадает со спектром никеля. Тем не менее, из-за их малого количества и размеров утвердительно утверждать об их присутствии не представляется возможным.

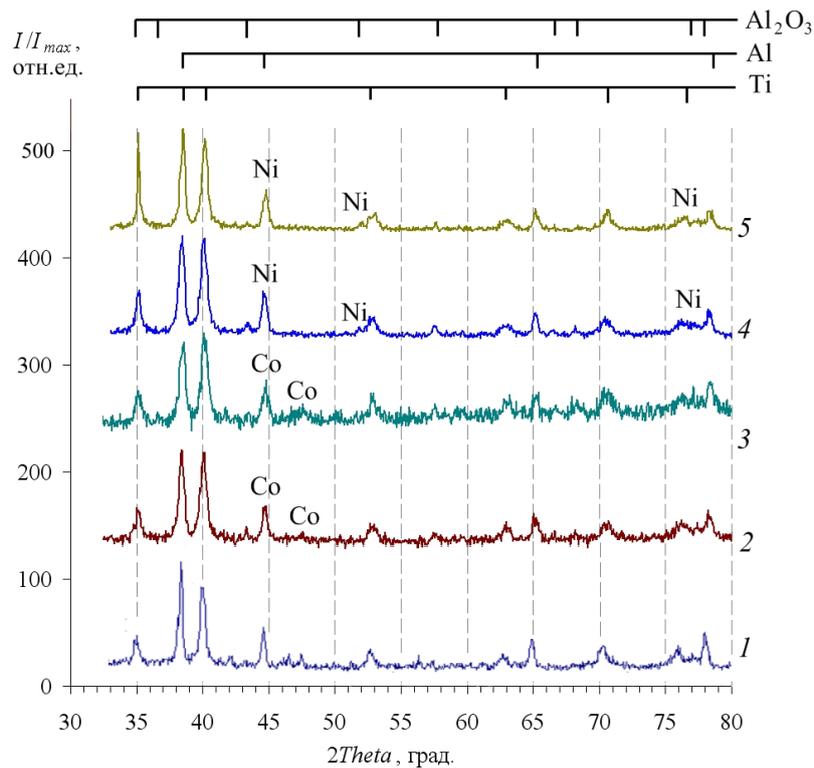


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы покрытий, полученных механическим легированием:  
1 - TiAl; 2 - TiAl-5%Co; 3 - TiAl-10%Co; 4 - TiAl-5%Ni; 5 - TiAl-10%Ni

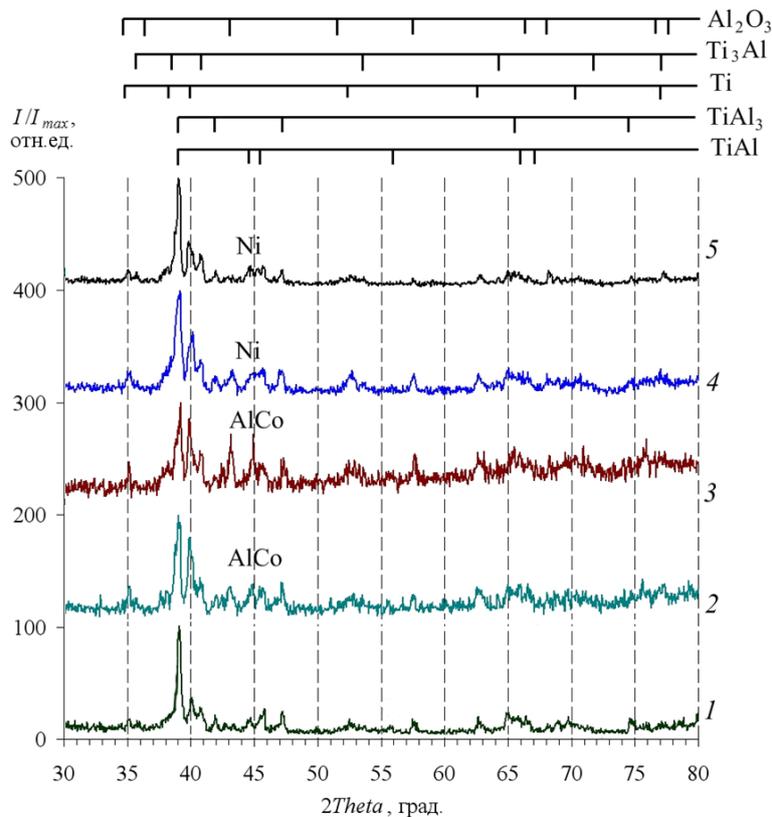


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы покрытий, полученных механическим легированием, после выдержки при температуре 700 °C в вакууме: 1 - TiAl; 2 - TiAl-5%Co; 3 - TiAl-10%Co; 4 - TiAl-5%Ni; 5 - TiAl-10%Ni

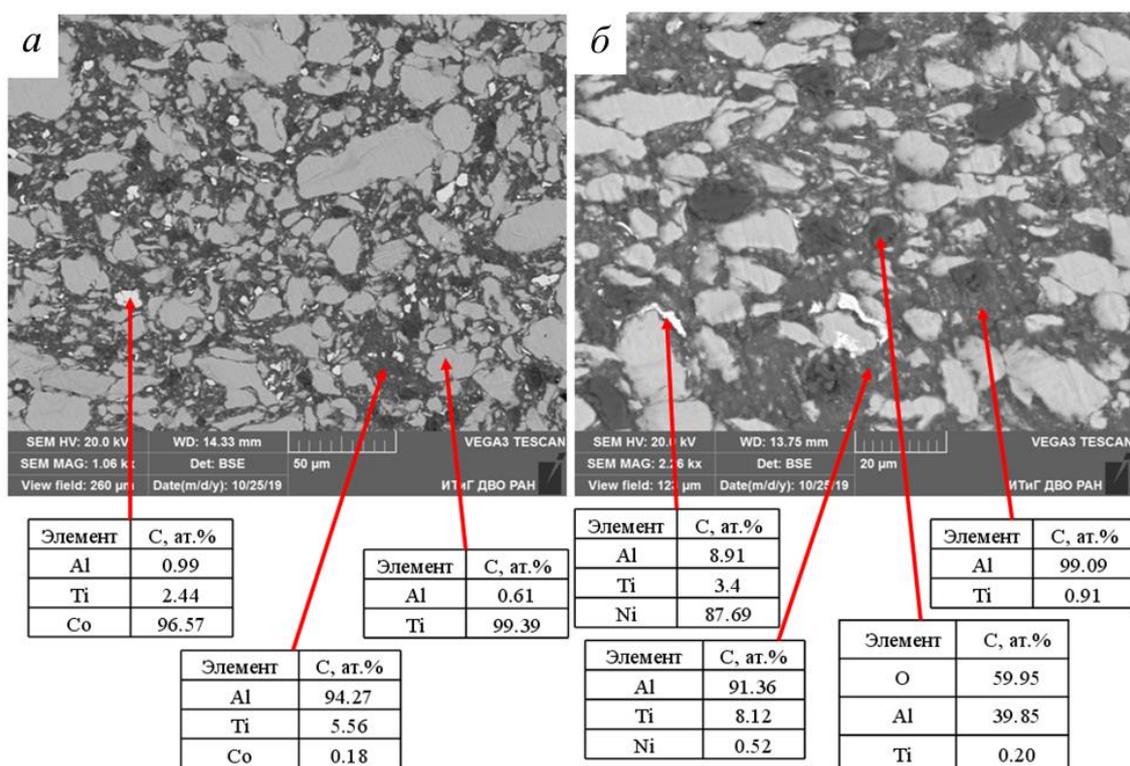


Рис. 3. СЭМ изображение поперечных сечений и химический состав на участках покрытий: а - tial-5%co; б - tial-5%ni

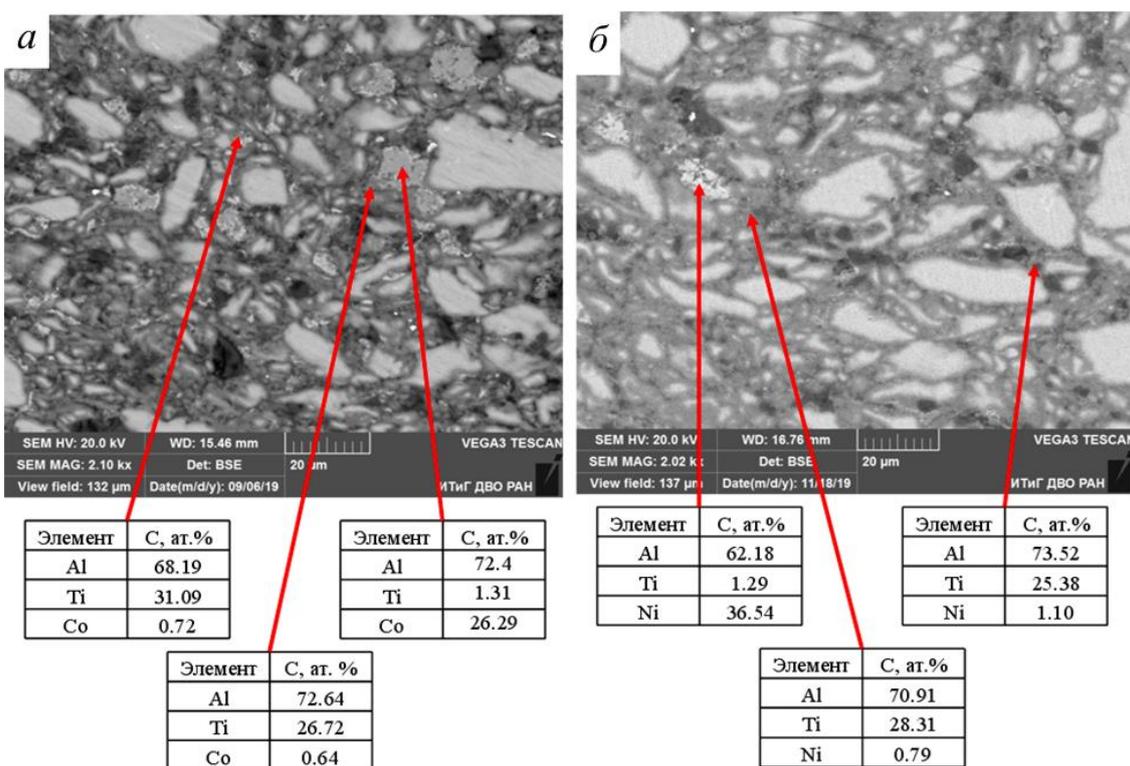


Рис. 4. СЭМ изображение поперечных сечений и химический состав на участках отожжённых покрытий: а - TiAl-5%Co; б - TiAl-5%Ni

Результаты измерений микротвердости сформированных интерметаллидных покрытий до и после отжига представлены в таблице. 3. Отклонение значений микротвердости покрытий для одного образца от

среднего велико, что связано с неоднородностью структуры осажденных слоев. Можно заметить, что до термической обработки микротвердость TiAl-Ni и TiAl-Co покрытий меньше, чем у чистого сплава

BT1-0. Это объясняется слабой адгезией между частицами металлов в данных покрытиях. Сцепление между ними удается значительно улучшить изотермическим нагревом в вакууме. Кроме того, происходит повышение микротвердости покрытий в 1,2–3,4 раза за счет образования интер-

металлидных соединений. Наиболее высокие значения микротвердости (более 6,5 ГПа) после термической обработки в вакууме наблюдаются у TiAl-5%Co и TiAl-10%Co покрытий. Микротвердость титанового сплава BT1-0 после отжига, наоборот, уменьшается в 1,3 раза.

Таблица 3

Микротвердость (ГПа) титановой подложки и механосинтезированных покрытий до и после отжига

Материал	До отжига			После отжига		
	Мин.	Сред.	Макс.	Мин.	Сред.	Макс.
Подложка BT1-0	0,95	1,58	2,50	0,65	1,23	2,06
Покрытие Ti-Al	0,60	1,65	2,59	0,84	2,06	3,14
Покрытие TiAl-5%Co	0,89	1,09	1,56	1,11	2,60	6,78
Покрытие TiAl-10%Co	1,03	1,37	2,21	1,64	4,62	6,51
Покрытие TiAl-5%Ni	0,73	1,04	1,44	1,52	1,82	2,39
Покрытие TiAl-10%Ni	0,71	1,29	2,31	1,05	1,86	2,79

Коэффициент упрочнения  $K_{упр}$  был рассчитан как отношение средней микротвердости покрытия к средней микротвердости титановой подложки. Значения коэффициента упрочнения  $K_{упр}$  для полученных покрытий представлены в виде гистограммы на рис. 5. Видно, что упрочнить поверхность титанового сплава не удается только за счет механического легирования титаном и алюминием. Дополнительное включение кобальта и никеля в состав исходной порошковой смеси лишь ухудшает

результат. Зато последующий изотермический нагрев как осажденных слоев TiAl, так и TiAl-5%Ni, TiAl-10%Ni способствует росту коэффициента упрочнения примерно до значения, равного 1,5. Покрытие TiAl-10%Co обладает наибольшей величиной  $K_{упр} \approx 3,8$ . Повышение коэффициента упрочнения можно объяснить формированием интерметаллидов титана и алюминия, а также наличием включений, содержащих никель и кобальт.

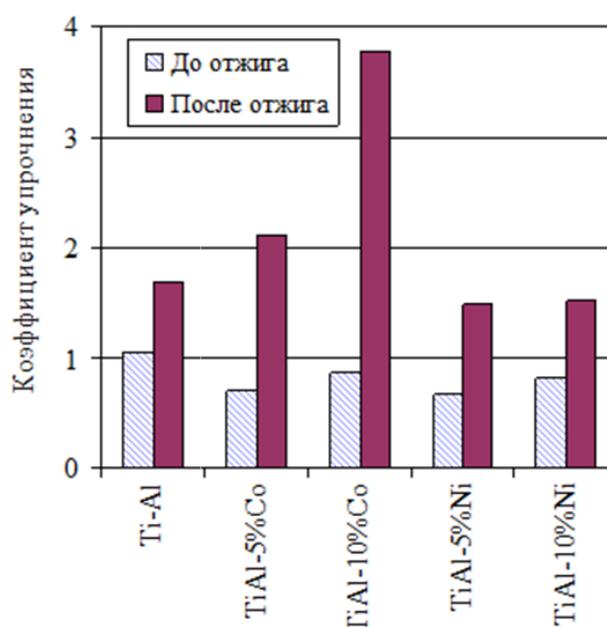


Рис. 5. Коэффициент упрочнения для покрытий, нанесенных методом механического легирования на титановый сплав BT1-0

## Заключение

Методом механического легирования и последующего отжига при температуре 700 °С в течение 1 часа в вакууме получены покрытия из смеси порошков титана и алюминия с добавками никеля и кобальта на сплаве ВТ1-0. Осажденные слои имеют среднюю толщину 70–180 мкм. Они состоят в основном из алюминидов титана TiAl, а в качестве включений содержат интерметаллиды Ti<sub>3</sub>Al и TiAl<sub>3</sub>, титан, кобальт, никель, оксид алюминия. Микротвердость

покрытий в среднем выше микротвердости титановой подложки из сплава ВТ1-0. При этом для TiAl+5%Co слоя удалось добиться двухкратного увеличения микротвердости, а для TiAl+10%Co – почти четырехкратного соответственно. Эффект упрочнения для покрытия из титана и алюминия без добавок не такой существенный – микротвердость этого слоя только в 1,7 раза выше, чем у титанового сплава ВТ1-0.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Клопотов, А. А.** Кристаллогеометрические и кристаллохимические закономерности образования бинарных и тройных соединений на основе титана и никеля / А. А. Клопотов, А. И. Потехаев, Э. В. Козлов, Ю. И. Тюрин, К. П. Арефьев, Н. О. Солоницина, В. Д. Клопотов. - Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. - 312 с.
2. **Zhang, M.** High vacuum arc ion plating TiAl coatings for protecting titanium alloy against oxidation at medium high temperatures / M. Zhang, M. Shen, L. Xin, X. Ding, S. Zhu, F. Wang // *Corrosion Science*. - 2016. - vol. 112. Pp. 36–43. - DOI: 10.1016/j.corsci.2016.07.005.
3. **Sitek, R.** Microstructure and properties of Ti-Al intermetallic/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layers produced on Ti6Al2Mo2Cr titanium alloy by PACVD method / R. Sitek, T. Bolek, J. Mizera // *Applied Surface Science*. - 2018. - vol. 437. - P. 19–27. - DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.12.169.
4. **Черник, Г. Г.** Измельчение и механическое легирование в планетарных мельницах / Г. Г. Черник, Е. Л. Фокина, Н. И. Будим, М. Хюллер, В. Г. Кочнев // *Наноиндустрия*. - 2007. - № 5. - С. 32–35.
5. **Romankov, S.** Structural evolution of the Ti–Al coatings produced by mechanical alloying technique / S. Romankov, S. D. Kaloshkin, Y. Hayasaka, Zh. Sagdoldina, S. V. Komarov, N. Hayashi, E. Kasai // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. - vol. 483. - № 1. - P. 386–388. - DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.07.199.
6. **Romankov, S.** Fabrication of Ti–Al coatings by mechanical alloying method / S. Romankov, W. Sha, S.D. Kaloshkin, K. Kaevitser // *Surface and Coatings Technology*. - 2006. - vol. 201. - № 6. - P. 3235–3245. - DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.06.044.
7. **Shahzad, A.** Deposition of the Ti-Al coatings on different metallic substrates by mechanical alloying and subsequent laser treatment / A. Shahzad, V. Yu. Zadorozhnyy, M. D. Pavlov, M. V. Zheleznyi, A. M. Chirkov, D. S. Zagrebin, D. V. Semenov, R. S. Khasenova, S. D. Kaloshkin // *Journal of Alloys and Compounds*. - 2018. - vol. 731. - P. 1295–1302. - DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.090.
8. **Пячин, С. А.** Получение Ti-Al-Mo и Ti-Al-Nb покрытий методом механического легирования с последующим отжигом / С. А. Пячин, Н. М. Власова, М. А. Кулик, О. И. Каминский, Е. А. Кириченко, В. О. Крутикова // *Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований*. - 2019. - № 10-2. - С. 346-350.
9. **Диаграммы состояния двойных металлических систем:** Справочник: В 3 т.: Т. 1 / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
1. **Klopotov, A. A.** Crystallogeometrical and Crystallochemical Regularities in Formation of Binary and Triple Combinations on Titanium and Nickel Basis / A. A. Klopotov, A. I. Potekhaev, E. V. Kozlov, Yu. I. Tyurin, K. P. Arefiev, N.O. Solonitsyna, V.D. Klopotov. – Tomsk: Tomsk Polytechnic University Publishers, 2011. – pp. 312.
2. **Zhang, M.** High vacuum arc ion plating TiAl coatings for protecting titanium alloy against oxidation at medium high temperatures / M. Zhang, M. Shen, L. Xin, X. Ding, S. Zhu, F. Wang // *Corrosion Science*. - 2016. - vol. 112. Pp. 36–43. - DOI: 10.1016/j.corsci.2016.07.005.
3. **Sitek, R.** Microstructure and properties of Ti-Al intermetallic /Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layers produced on Ti6Al2Mo2Cr titanium alloy by PACVD method / R. Sitek, T. Bolek, J. Mizera // *Applied Surface Science*. - 2018. - vol. 437. - P. 19–27. - DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.12.169.
4. **Chernik, G. G.** Milling and mechanical alloying in planetary mills / G. G. Chernik, E. L. Fokina, N. I. Budim, M. Hueller, V. G. Kochnev // *Nanoindustry*. – 2007. No.5. – pp. 32-35.
5. **Romankov, S.** Structural evolution of the Ti–Al coatings produced by mechanical alloying technique / S. Romankov, S. D. Kaloshkin, Y. Hayasaka, Zh. Sagdoldina, S. V. Komarov, N. Hayashi, E. Kasai // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. - vol. 483. - № 1. - P. 386–388. - DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.07.199.
6. **Romankov, S.** Fabrication of Ti–Al coatings by mechanical alloying method / S. Romankov, W.

- Sha, S. D. Kaloshkin, K. Kaevitser // Surface and Coatings Technology. - 2006. - vol. 201. - № 6. - P. 3235–3245. - DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.06.044.
7. **Shahzad, A.** Deposition of the Ti-Al coatings on different metallic substrates by mechanical alloying and subsequent laser treatment / A. Shahzad, V. Yu. Zadorozhnyy, M. D. Pavlov, M. V. Zheleznyi, A. M. Chirkov, D. S. Zagrebin, D. V. Semenov, R. S. Khasenova, S. D. Kaloshkin // Journal of Alloys and Compounds. - 2018. - vol. 731. - P. 1295–1302. - DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.090.
8. **Pyachin, S. A.** Obtaining Ti-Al-Mo and Ti-Al-Nb coatings by method of mechanical alloying with further annealing / S. A. Pyachin, N. M. Vlasova, M. A. Kulik, O. I. Kaminsky, E. A. Kirichenko, V. O. Krutikova // International Journal of Applied and Fundamental Investigations. – 2019. – No. 10-2. – pp. 346-350.
9. **State Diagrams of Double Metal Systems:** Reference Book: in 3 Vol.: Vol. 1. / Under the general editorship of N. P. Lyakishev. – M.: Mechanical Engineering, 1996. – pp. 992.

Ссылка для цитирования:

Пячин С.А. Создание механическим легированием Ti-Al покрытий с добавками кобальта и никеля / С.А. Пячин, Н.М. Власова, М.А. Кулик, В.О. Крутикова // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2021. - № 8. – С. 29 - 37. DOI: 10.30987/1999-8775-2021-8-29-37.

Статья поступила в редакцию 01.07.21.

Рецензент: д.т.н., профессор Брянского государственного технического университета,

Макаренко К.В.,

член редсовета журнала «Вестник БГТУ».

Статья принята к публикации 26.07.21.

#### Сведения об авторах:

**Пячин Сергей Анатольевич**, д. физ.-мат. н., профессор кафедры «Физика и теоретическая механика» Дальневосточного государственного университета путей сообщения, e-mail: pyachin@mail.ru.

**Власова Нурия Мунавировна**, к.т.н., науч. сотрудник Института материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения РАН, e-mail: vlasova64@yandex.ru.

**Pyachin Sergey Anatolievich**, Dr. Sc. Phys.-Math., Prof. of the Dep., “Physics and Engineering mechanics”, Far-Eastern State University of Railway Communications, e-mail: pyachin@mail.ru.

**Vlasova Nuria Munavirovna**, Can. Sc. Tech., Research assistant, Institute of Material Science, Khabarovsk Scientific Center of Far-Eastern Branch of RAS, e-mail: vlasova64@yandex.ru.

**Кулик Мария Андреевна**, мл. науч. сотрудник Института материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения РАН, e-mail: marijka80@mail.ru.

**Крутикова Валерия Олеговна**, мл. науч. сотрудник Института тектоники и геофизики им. Ю.А. Косыгина Дальневосточного отделения РАН, e-mail: nm32697@gmail.com.

**Kulik Maria Andreevna**, Junior research assistant, Institute of Material Science, Khabarovsk Scientific Center of Far-Eastern Branch of RAS, e-mail: marijka80@mail.ru.

**Krutikova Valeria Olegovna**, Junior research assistant, Kosygin Institute of Tectonics and Geo-Physics of Far-Eastern Branch of RAS, e-mail: nm32697@gmail.com.