

УДК 539.213.612.17.533

Ю.Ф. ИВАНОВ***, В.А. ВЛАСОВ****, А.И. ПОТЕКАЕВ**, А.А. КЛОПОТОВ****, О.В. КРЫСИНА***,
А.Д. ТЕРЕСОВ***, Е.А. ПЕТРИКОВА***, В.В. ШУГУРОВ*, М.С. РЫГИНА***

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА, СФОРМИРОВАННОГО ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПЛАВЛЕНИИ СИСТЕМЫ ПЛЕНКА – ПОДЛОЖКА¹

Выявлены закономерности эволюции структуры и свойств поверхностного сплава, синтезированного в результате облучения системы пленка/подложка высокоинтенсивным электронным пучком. Показано, что в результате кристаллизации сплавов в системах алюминий – титан и алюминий – титан – медь имеет место образование широкого спектра соединений как на основе бинарных соединений Al–Ti, Al–Cu и Cu–Ti, так и на основе тройных соединений Al–Cu–Ti. Показано, что жидкофазное легирование алюминия титаном или титаном с медью позволяет формировать в поверхностном слое многофазную (Al₃Ti, Ti₃Al и Ti₃Cu) субмикроструктурную структуру, обладающую высокими прочностными и трибологическими свойствами: износостойкость модифицированного слоя превышает износостойкость исходного алюминия примерно в 7.5 раз, коэффициент трения снижается примерно в 1.4 раза.

Ключевые слова: алюминий, титан, медь, система пленка/подложка, поверхностный сплав.

Введение

Одним из перспективных способов измельчения зерна в отливках и слитках алюминия, существенно повышающим прочность и равномерность свойств материала, является добавка титана [1]. Однако формирование интерметаллидных фаз, имеющее место при сплавлении титана с алюминием, может привести к охрупчиванию материала [2, 3]. Вероятность образования интерметаллидов и их количество определяются скоростями диффузионного обмена и химической реакции, которые зависят от температурно-временных условий взаимодействия металлов в процессе плавления. Облучение поверхности материала концентрированными потоками энергии в импульсном режиме позволяет существенно сократить время формирования поверхностного сплава, т.е. оказать влияние на полноту протекания реакций образования интерметаллидных фаз.

Цель настоящей работы – выявление закономерностей эволюции структуры и свойств поверхностного сплава, синтезированного в результате облучения системы пленка/подложка высокоинтенсивным электронным пучком.

Материал и методика исследования

Синтезированы покрытия состава Ti, Ti–Cu толщиной 0.5 мкм вакуумно-дуговым методом с плазменным ассистированием на подложках из технически чистого алюминия А7 путем испарения катодов из титанового сплава ВТ1-0 и из спеченного материала Ti – 12 % Cu соответственно. При синтезе покрытий использовали дуговой испаритель ДИ100 с усиленным охлаждением рабочего катода, что позволило снизить долю капельной фракции в покрытии и уменьшить размер микрочастиц. Непосредственно перед напылением образцы подвергались бомбардировке ионами аргона, в ходе которой поверхностный слой очищался от адсорбированных газов и диэлектрических включений. Параметры процесса очистки подбирались таким образом, чтобы не происходило значительного нагрева и травления поверхности образцов: плотность ионного тока на подложку была не больше 1.5 мА/см², температура во время ионной бомбардировки не превышала ~ 348 К. Оптимизацию режимов осаждения проводили так, чтобы скорость роста покрытий была высокой, но при этом максимальные размеры микрочастиц, присутствующих в плазменном потоке, не превышали в диаметре толщину покрытий. Соответственно этому синтез покрытия титана осуществляли при следующих основных параметрах: давление аргона 0.3 Па, ток дугового разряда 100 А;

¹ Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 13-08-00416-а), проекта (№ 8.1.42.2015) в рамках Программы «Научный фонд им. Д.И. Менделеева Томского государственного университета» в 2015 г. и по проекту Министерства образования и науки Российской Федерации и в рамках госзадания в сфере научной деятельности по заданиям №11.351.2014/К и 3.295. 2014/К.

при этом скорость роста покрытия была 2 мкм/ч; синтез покрытия Ti–Cu: давление аргона 0.2 Па, ток дугового разряда 60 А, скорость роста покрытий 1.5 мкм/ч. Во время осаждения образцы находились под плавающим потенциалом (–15 В). Температура образцов в течение осаждения покрытий не превышала 393 К.

Синтезированные таким образом системы пленка/подложка плавил высокointенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия на установке «СОЛО». Параметры пучка электронов: энергия электронов $U_e = 16$ кэВ; плотность энергии пучка электронов $E_s = 15$ Дж/см²; длительность импульса $\tau = 50$ мкс; количество импульсов $N = 3$ и 25. Исследования структуры и элементного состава поверхностного сплава осуществляли методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, фазовый состав анализировали методами дифракции рентгеновских лучей. Механические свойства изучали, определяя микротвердость, трибологические – износостойкость и коэффициент трения.

Структурно-фазовые состояния в системах Al–Cu, Al–Ti, Cu–Ti и Al–Ti–Cu

На рис. 1 представлены бинарные системы Al–Cu, Al–Ti, Cu–Ti [4] и изотермическое сечение тройной системы Al–Ti–Cu [5, 6], демонстрирующие большое число фаз, которые могут образоваться при сплавлении бинарных или трехкомпонентных сплавов на основе элементов Al, Cu и Ti в равновесных условиях.

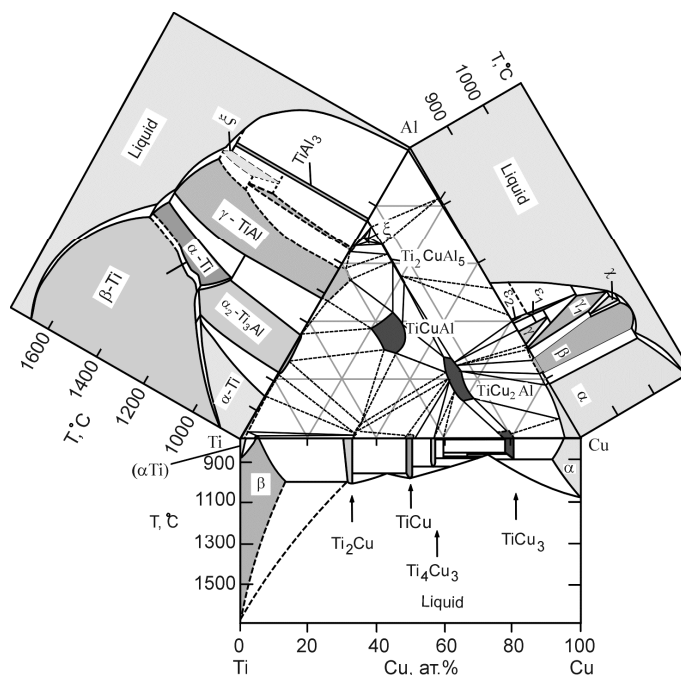


Рис. 1. Фазовые диаграммы бинарных систем Al–Ti, Al–Cu и Cu–Ti [4] и изотермическое сечение при температуре 800 °С системы Al–Cu–Ti

Система Al–Ti. В системе образуется целый спектр интерметаллических соединений [4]: два интерметаллических соединения с широкими областями гомогенности (Ti_3Al , $TiAl$); два – с узкими областями гомогенности ($TiAl_2$ и $TiAl_3$); метастабильные соединения в области составов Ti_5Al_3 , Ti_9Al_{23} и Ti_5Al_{11} (рис. 1) [4, 7–10]. Установлено, что при определенных условиях возможно образование ряда метастабильных соединений (например, Ti_5Al_{11}), и это приводит к затруднениям по определению положения границ фазовых областей [7–10]. Необходимо отметить, что на стабильность соединений в системе Al–Ti значительное влияние оказывает электронный фактор. Сплавообразующие элементы в этом случае обладают кардинальным отличием электронных конфигураций: Al – $[Ne]3s^23p^1$ и Ti – $[Ar]3d^24s^2$. Это отражает важную роль электронных факторов в проблеме стабильности и образования интерметаллических соединений. Установлено, что при электронной концентрации меньше 3.5 эл./ат. существуют соединения с узкими областями гомогенности и обладающие длиннопериодическими кристаллическими структурами. При достижении

электронной концентрация значений порядка 3.5 эл./ат. области гомогенности соединений становятся широкими, и кристаллические структуры этих соединений обладают гексагональной сингонией. Такие изменения в ширине области гомогенности и структуре металлических фаз в системе Ti–Al наглядно отражают две специфические особенности металлических соединений: 1) координационное число ближайших соседей в структуре больше числа валентных электронов на элементарную ячейку; 2) атомы различных компонент по узлам кристаллической решетки могут быть расположены упорядоченным либо статистическим образом [17]. Оба аспекта свидетельствуют о том, что с ростом электронной концентрации происходит процесс делокализации межатомных связей.

Система Al–Cu. Обнаружено очень большое количество соединений: пятнадцать фаз [4]. Из них две фазы (Cu) и (Al) являются твердыми растворами на основе Cu и Al соответственно. Шесть фаз образуются в процессе кристаллизации из жидкой фазы: β (W, пространственная группа $Im-3m$), χ (пр. гр. не определена), γ_1 (прототип Cu_5Zn_8 , пр. гр. $I-43m$), ϵ_1 (CsCl, пр. гр. $Pm-3m$), η_1 (пр. гр. $Pban$) и θ (твердый раствор на основе соединения $CuAl_2$, пр. гр. $I4/mcm$), остальные семь фаз образуются в результате превращений в твердом состоянии: γ_2 (твердый раствор на основе соединения Cu_9Al_4 , пр. гр. $P-43m$), α_2 (длинно-периодическая Al_3Ti , пр. гр. $I4/mmm$), ϵ_2 (AsNi, пр. гр. $P6_3/mmc$), δ (Al_4Cu_9 , пр. гр. $R3m$), ζ_1 (Al_3Cu_4 , $P6/mmm$), ζ_2 (Al_3Cu_{4-8} , $Imm2$), η_2 ($Al_{10}Cu_{10}$, $C2/m$). Фрагмент фазовой диаграммы Al–Cu приведен на рис. 1. Сплавообразующие элементы обладают кардинальным отличием электронных конфигураций: Al – $[Ne]3s^23p^1$ и Cu – $[Ar]3d^{10}4s^1$. Медь имеет полностью заполненную 3d-электронную оболочку с 10 электронами и одним электроном на внешней s-электронной оболочке. Такое расположение меди в периодической таблице приводит к тому, что в ряду электроотрицательности Cu находится на границе между переходными металлами и более резко выраженными электроотрицательными металлами (Zn, Cd, Al, В). Это обстоятельство способствует тому, что Cu обладает способностью как образовывать твердые растворы, так и создавать соединения [11]. Алюминий характеризуется наличием одного электрона на p-электронной оболочке, относится к электроотрицательным элементам, образует многочисленные соединения с другими элементами. Важную роль в стабильности и образовании соединений играет электронный фактор, который способствует большому разнообразию кристаллических структур в соединениях системы Al–Cu.

Система Cu–Ti. Установлено семь соединений α - Cu_4Ti (пространственная группа $I4/m$), β - Cu_4Ti (пр. гр. $Pnna$), Cu_3Ti_2 ($P4/nmm$), Cu_2Ti ($Amm2$), Cu_4Ti_3 ($I4/mmm$), $CuTi$ ($P4nmm$), $CuTi_2$ ($I4/mmm$), Cu_3Ti ($P4/mmm$) и дополнительно три твердых раствора на основе α -Ti, β -Ti и (Cu) [4, 10] (рис. 1). Соединения состоят из элементов со значительно различающимися электронными конфигурациями: Cu – $[Ar] 3d^{10}4s^1$ и Ti – $[Ar]3d^24s^2$. Такое различие электронного строения элементов нашло отражение в образовании семи соединений и трех твердых растворов. Следует отметить, что Ti имеет 2 электрона в недостроенной 3d-полосе и 2 электрона на 4s-полосе. Это способствует тому, что должны стабилизироваться соединения, в основе которых лежат ОЦК-решетки [11], что и имеет место в области эквиатомного состава. Кристаллические структуры интерметаллических соединений имеют особый характер в связи с образованием у меди устойчивой $3d^{10}$ -оболочки, что проявляется в том, что при электронной концентрации от 6 до 9 эл./ат. существуют соединения с узкими областями гомогенности и обладающие длиннопериодическими кристаллическими структурами.

В тройной системе Al–Cu–Ti во внутренних областях изотермического треугольника установлено существование трех интерметаллических соединений на основе ГЦК- и ГПУ-решеток (рис. 1, таблица). На рис. 2 приведена диаграмма кристаллических структур соединений в системе Al–Cu–Ti в зависимости от числа ($s+d$) электронов на атом, которая показывает, что образование тройных соединений возможно при определенных электронных концентрациях.

Составы и кристаллические структуры тройных интерметаллических соединений в системе Al–Cu–Ti

Фаза	Состав	По Пирсону; пространственная группа	Тип структуры	Прототип	Источник
τ_1	TiCu ₂ Al	$cF16; Fmm$	$\underline{L}2_1$	MnCu ₂ Al	[19]
τ_2	TiCuAl	$hP12; P6_3/mmc$	C14	MgZn ₂	[20]
τ_3	Ti ₂ CuAl ₅	$cP4; Pmm$	L1 ₂	Cu ₃ Au	[20]

Можно заключить, что в результате кристаллизации сплавов в системах алюминий – титан и алюминий – титан – медь имеет место образование широкого спектра соединений как на основе бинарных соединений Al–Ti, Al–Cu и Cu–Ti, так и на основе тройных соединений Al–Cu–Ti.

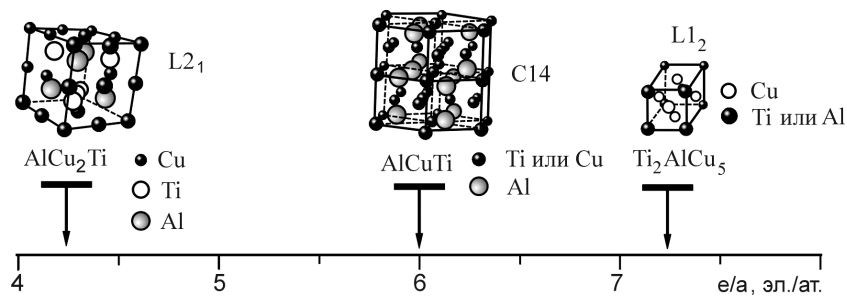


Рис. 2. Диаграмма кристаллических структур соединений в системе Al–Cu–Ti в зависимости от числа ($s+d$) электронов на атом

Результаты исследования и их обсуждение

В [18] представлены результаты моделирования температурных полей, формирующихся при электронно-пучковой обработке системы пленка (титан)/подложка (алюминий). Анализ выявил режимы облучения, позволяющие реализовать следующие варианты легирования поверхностного слоя алюминия титаном: 1) пленка и подложка находятся в твердом состоянии; 2) пленка находится в твердом состоянии, а поверхностный слой подложки расплавлен; 3) пленка и поверхностный слой подложки находятся в расплавленном состоянии. Проанализируем структуру и свойства поверхностного слоя системы пленка/подложка для случая, когда пленка находится в твердом (предплавильном) состоянии, а поверхностный слой подложки расплавлен. Данный режим реализовывался при следующих параметрах: энергия электронов 16 кэВ; плотность энергии пучка 15 Дж/см²; длительность импульса 50 мкс. Тепловые расчеты (одноимпульсный режим) показывают, что при данных параметрах облучения температура пленки (титан) 1735 К (температура плавления Ti 1881 К), температура поверхностного слоя подложки (алюминий) 1339 К (температура плавления Al 933 К); время существования подложки в жидком состоянии \approx 30 мкс.

На рис. 3 представлены результаты анализа методами сканирующей электронной микроскопии структуры поверхности облучения электронным пучком систем пленка (титан)/подложка (алюминий) (рис. 3, а) и пленка (титан+медь) / подложка (алюминий) (рис. 3, б).

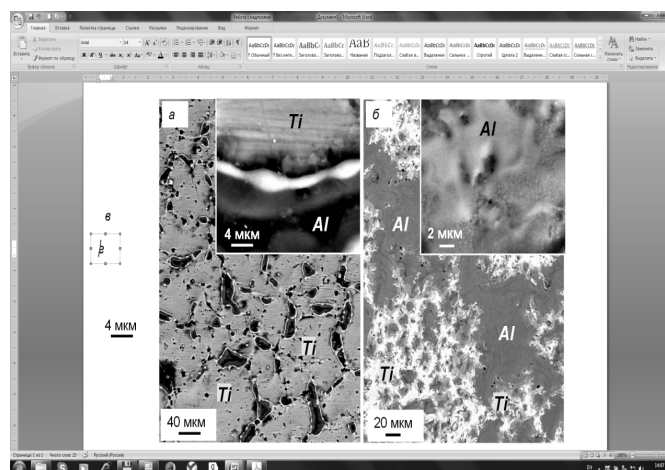


Рис. 3. Структура поверхности, формирующаяся при облучении интенсивным электронным пучком (16 кэВ, 15 Дж/см², 50 мкс, 3 имп., 0,3 с⁻¹) систем пленка (титан)/подложка (алюминий) (а) и пленка (титан+медь)/подложка (алюминий) (б)

Отчетливо видно, что облучение приводит к фрагментации пленки титана микротрещинами (рис. 3, а), которые заполняются алюминием. Следовательно, в этом случае реализуются условия, при которых пленка титана вплавляется в подложку. Облучение системы пленка (титан+медь) / подложка (алюминий) сопровождается формированием островковой структуры (рис. 3, б). Островки, обогащенные алюминием, имеют субмикроструктурную структуру с размером кристаллитов ≈ 250 нм (рис. 3, б, вставка). Следовательно, в этом случае реализуются тепловые условия, при которых пленка сплава титан – медь частично растворяется в подложке на стадии нагревания электронным пучком. Последующее высокоскоростное охлаждение в результате теплоотвода в интегрально холодную подложку, сопровождается кристаллизацией многокомпонентного расплава и образованием субмикроструктурной структуры.

Увеличение количества импульсов облучения до 25 (16 кэВ, 15 Дж/см², 50 мкс, 0.3 с⁻¹) приводит, независимо от элементного состава покрытия, к формированию островковой структуры. Островки, обогащенные алюминием, имеют субмикроструктурную структуру и являются основной составляющей поверхностного слоя. Островки, обогащенные титаном, имеют, преимущественно, форму прослоек, разделяющих островки, обогащенные алюминием.

Методами рентгеноструктурного анализа в геометрии Брегга – Брентано при исследовании системы пленка (Ti или TiCu)/подложка (алюминий) выявлено формирование в поверхностном слое многофазной структуры, состав которой зависит от элементного состава системы. В системе пленка (Ti)/подложка (Al) выявлены следующие фазы: твердые растворы на основе алюминия и титана, алюминид титана Al₃Ti; в системе (TiCu)/(Al) выявлены твердый раствор на основе алюминия и соединения Al₃Ti, Ti₃Al и Ti₃Cu.

Формирование поверхностных сплавов сопровождается многократным увеличением твердости и износостойкости технически чистого алюминия. Для системы (Ti)/Al после трех импульсов облучения максимальные значения твердости, превышающие твердость исходного алюминия А7 в 40 раз, реализуются на поверхности облучения; после 25 импульсов облучения твердость системы пленка/подложка нарастает при удалении от поверхности облучения, превышая твердость исходного алюминия на глубине ~ 3.0 мкм примерно в 3 раза. При испытаниях поверхностного сплава системы (Ti)/Al на износостойкость лучший результат, превышающий износостойкость исходного алюминия примерно в 7.5 раз, выявлен при обработке системы пленка/подложка электронным пучком по режиму 15 Дж/см², 50 мкс, 3 имп., 0.3 с⁻¹. Коэффициент трения снижается примерно в 1.4 раза. Для системы (TiCu)/Al кратное (примерно 18 раз) увеличение твердости, реализующееся на поверхности облучения, получено при облучении материала электронным пучком по режиму 15 Дж/см², 50 мкс, 3 имп., 0.3 с⁻¹. При этом износостойкость материала увеличивается незначительно (примерно в 1.2 раза), а коэффициент трения практически не изменяется.

Заключение

Выполнен анализ закономерностей эволюции структуры и свойств поверхностного сплава, синтезированного в результате облучения системы пленка/подложка высокоинтенсивным электронным пучком. Термодинамический анализ показал, что в результате кристаллизации сплавов алюминий – титан или алюминий – титан – медь имеет место образование широкого спектра соединений как на основе бинарных соединений Al–Ti, Al–Cu и Cu–Ti, так и на основе тройных соединений Al–Cu–Ti. Показано, что жидкофазное легирование алюминия титаном и титаном с медью позволяет формировать в поверхностном слое многофазную субмикроструктурную структуру, представленную фазами: 1) в системе пленка (Ti)/подложка (Al) – твердые растворы на основе алюминия и титана, алюминид титана Al₃Ti; 2) в системе (TiCu)/(Al) – твердый раствор на основе алюминия и соединения Al₃Ti, Ti₃Al и Ti₃Cu. Установлено, что формирование поверхностных сплавов сопровождается многократным увеличением прочностных и трибологических характеристик алюминия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Годин В.М., Якушин А.Ф., Машков Н.Д. и др. // Исследование свойств соединений титановых сплавов с алюминиевыми, медными сплавами, и со сталями / Промышленные металлы. – М: ВИЛС, ОНТИ, 1996. – С. 184–190.
2. Рябов В.Р. // Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. – Киев: Наукова думка, 1983. – 264 с.
3. Гуревич Л.М. // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2013. – Т. 7. – Вып. 6(109). – С. 6–12.

4. Лякишев Н. П. // Диаграммы состояния двойных металлических систем. – М.: Машиностроение, 1996–2000. – Т. 1–3.
5. Raman A., Schubert K. // *Z. Metallkd.* – 1965. – V. 56. – P. 99–104.
6. Крупукевич Р. И., Маркив В. Ю., Троян А. А. // *Dop. Akad. Nauk Ukr. RSR, A, Fiz.-Mat. Tekh. Nauki.* – 1964. – No. 7. – P. 922–924.
7. Xie Y. Q., Peng H. J., Liu X. B., Peng K. // *Physica.* – 2005. – V. B362. – P. 1–17.
8. Kainuma R., Sato J., Ohnuma I., Ishida K. // *Intermetallics.* – 2005. – V. 13. – P. 784–791.
9. Sahu P. // *Intermetallics.* – 2006. – V. 14. – P. 180–188.
10. Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. // *Intermetallics.* – 2002. – V. 10. – P. 771–781.
11. Барабаш О. М., Коваль Ю. Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов. – Киев: Наукова думка, 1986. – 598 с.
12. Stein F., Zhang L. C., Sauthoff G., Palm M. Tem and DTA study on the stability of Al₅Ti₃- and h-Al₂Ti-superstructures in aluminium-rich TiAl alloys // *Acta Materialia.* – 2001. – V. 49. – P. 2919–2932.
13. Смитлз К. Дж. Металлы. – М.: Металлургия, 1980. – 447 с.
14. Маделунг О. Физика твердого тела. Локализованные состояния. – М.: Мир, 1985. – 320 с.
15. Корнилов И. И. Металлиды и взаимодействие между ними. – М.: Наука, 1964. – 180 с.
16. Yang Y. J., Tao X. M., Zhu W. J., et al. // *J. Mater. Sci. Technol.* – 2010. – V. 26. – No. 4. – P. 317–326.
17. Иванов О. С. // *Журнал неорганической химии.* – 1958. – Т. 3. – № 3. – С. 585–600.
18. Иванов Ю. Ф., Петрикова Е. А., Иванова О. В., Иконникова И. А., Тересов А. Д., Шугуров В. В., Крысина О. В. // *Изв. вузов. Физика.* – 2015. – Т. 58. – № 3. – С. 82–88.
19. Raman A., Schubert K. // *Z. Metallkd.* – 1965. – V. 56. – P. 99–104.
20. Крупукевич Р. И., Маркив В. Ю., Троян А. А. // *Dop. Akad. Nauk Ukr. RSR, A, Fiz.-Mat. Tekh. Nauki.* – 1964. – No. 7. – P. 922–924.

*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 03.08.15.

**Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия

***Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия

****Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия

E-mail: Klopotovaa@tsuab.ru

Иванов Юрий Федорович, д.ф.-м.н., ИСЭ СО РАН;

Власов Виктор Алексеевич, д.ф.-м.н., профессор каф. «ПМиМ» ТГАСУ, каф. «ТФ» ТПУ;

Потекаев Александр Иванович, д.ф.-м.н., профессор, директор СФТИ НИ ТГУ;

Клопотов Анатолий Анатольевич, д.ф.-м.н., профессор каф. «ПМиМ» ТГАСУ;

Крысина Ольга Васильевна, мл. науч. сотр. ИСЭ СО РАН;

Тересов Антон Дмитриевич, ведущ. электроник ИСЭ СО РАН;

Петрикова Елизавета Алексеевна, мл. науч. сотр. ИСЭ СО РАН;

Шугуров Владимир Викторович, мл. науч. сотр. ИСЭ СО РАН;

Рыгина Мария Сергеевна, студентка.

*Yu.F. IVANOV***, V.A. VLASOV*****, A.I. POTEKAEV**, A.A. KLOPOTOV*****, O.V. KRYSINA***,
A.D. TERESOV***, E.A. PETRIKOVA***, V.V. SHUGUROV*, M.S. RYGINA****

STRUCTURE AND PROPERTIES OF SURFACE ALLOY FORMED BY HIGH-SPEED MELTING OF FILM-SUBSTRATE SYSTEM

The goal of the work is revelation of the structure and the properties evolution regularities of the surface alloy synthesized at film/substrate system irradiation by a high-intensity electron beam. The synthesis of metal films (Ti, Ti–Cu) with thickness of 0.5 μm was carried out by vacuum arc method with plasma assistance on substrates of technically pure aluminum (A7) at evaporation of titanium alloy (VT1-0) and sintered Ti – 12 % Cu material cathodes, respectively. The formation of surface alloy was realized due to film/substrate system melting by high-intensity pulse electron beam of submillisecond duration on the SOLO installation at the optimum parameters revealed as a result of thermal processes

simulation. The thermodynamic analysis for Al–Cu, Al–Ti, Cu–Ti and Al–Ti–Cu systems was carried out. It is shown that the alloys crystallization in aluminum-titan and aluminum-titan-copper systems results in formation of a wide range of couples based on binary (Al–Ti, Al–Cu and Cu–Ti) and ternary Al–Cu–Ti systems. The researches of elemental composition and phase structure, defective substructure state for film/substrate system modified by an electron beam were realized. It is shown that the liquid-phase alloying of aluminum by titanium or by titanium with copper allows to formation of surface multiphase (Al_3Ti , Ti_3Al and Ti_3Cu) submicrocrystalline structure possessing high strength and tribological properties. Namely, wear resistance of the modified layer exceeds that of initial aluminum in ≈ 7.5 times, and the friction coefficient decreases in ≈ 1.4 times.

Keywords: aluminum, titanium, copper, film/substrate system, surface alloy, intensive electron beam.

REFERENCES

- Godin V.M., Jakushin A.F., Mashkov N.D., et al. *Investigation of the properties of the compounds of titanium alloys with aluminum, copper alloys, and to steels*. Industrial metals. Moscow, VILS DSTL, 1996, pp. 184–190.
- Ryabov V. R. *Welding of Aluminum and Its Alloys with Other Metals*. Kiev, Naukova Dimika Publ., 1983, 264 p.
- Gurevich L. M. (2013). *Proceedings of Volgograd State Technical University*, 7(6(109)), 6–12.
- Lyakishev N. P. *Phase Diagrams of Binary Metallic Systems. Handbook. Vols. 1–3*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996–2000.
- Raman A., Schubert K. (1965). On the Crystal Structure of some Alloy Phases Related to TiAl_3 , III, Investigations in Several T–Ni–Al and T–Cu–Al Alloy Systems. *Z. Metallkd.*, 56, 99–104.
- Krypyakevich, P.I., Markiv V.Y., Troyan, A.A. (1964). Crystal Structures of the Ternary Compounds TiCuAl and TiNiAl . *Dop. Akad. Nauk Ukr. RSR, A, Fiz.-Mat. Tekh. Nauki*, 7, 922–924.
- Xie Y.Q., Peng H.J., Liu X.B., Peng K. (2005). Atomic states, potential energies, volumes, stability and brittleness of ordered FCC Ti_3Al -type alloys. *Physica*, B362, 1–17.
- Kainuma R., Sato J., Ohnuma I., Ishida K. (2005). Phase stability and interdiffusivity of the L1_0 -based ordered phases in Al-rich portion of the Ti–Al binary system. *Intermetallics*, 13, 784–791.
- Sahu P. (2006). Lattice imperfections in intermetallic Ti–Al alloys: an X-ray diffraction study of the microstructure by the Rietveld method. *Intermetallics*, 14, 180–188.
- Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. (2002). Metastable region of Al_5Ti_3 single-phase in time-temperature transformation (TTT) diagram of Ti–62.5 at. % Al single crystal. *Intermetallics*, 10, 771–781.
- Barabash O.M. and Koval Yu.N. (1986). *Crystal Structure of Metals and Alloys*. Kiev, Naukova Dunika Publ., 598 p.
- Stein F. L., Zhang C., Sauthoff G., Palm M. (2001). Tem and DTA study on the stability of Al_5Ti_3 - and h- Al_2Ti -superstructures in aluminium-rich TiAl alloys. *Acta Materialia*, 49, 2919–2932.
- Smitz K.J. *Metals*. Moscow: Metallurgy Publ., 1980, 447 p.
- Madelung. O. *Solid State Physics. Localized States*. Moscow, Mir Publ., 1985, 320 p.
- Kornilov I. I. *Metallides and the interaction among them*. Moscow, Nauka Publ., 1964, 180 p.
- Yang Y.J., Tao X.M., Zhu W.J., Long Z.H., Liu H.S., Jin Z.P. (2010). First-principles Calculation Assisted Thermodynamic Modeling of Ti–Co–Cu Ternary System. *J. Mater. Sci. Technol.*, 26(4), 317–326.
- Ivanov. O.S. (1958). Progress and perspectives in the study of the phase diagrams of metallic systems. *J. Neorg. Khim.*, 3(3), 585–600.
- Ivanov Yu.F., Potekaev A.I., Petrikova E. A., Ivanova O.V., Ikonnikova I.A., Shugurov V.V., Krysina O.V., Klopotov A. A. (2015). Modification of the surface layer of the system coating (TiCuN)/substrate (A7) by an intensive electron beam// *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 81(012009), 1–9.
- Raman A., Schubert K. (1965). On the Crystal Structure of some Alloy Phases Related to TiAl_3 , III, Investigations in Several T–Ni–Al and T–Cu–Al Alloy Systems. *Z. Metallkd.*, 56, 99–104.
- Krypyakevich P.I., Markiv V.Y., Troyan A.A. (1964). Crystal Structures of the Ternary Compounds TiCuAl and TiNiAl . *Dop. Akad. Nauk Ukr. RSR, A, Fiz.-Mat. Tekh. Nauki*, 7, 922–924.