

МИКРОСТРУКТУРА И КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ  
ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗЫ В УСЛОВИЯХ  
ТВЕРДОФАЗНОЙ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ  
В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОМ Ti/Al КОМПОЗИТЕ

© 2019 г. Амир Хусейн Ассари<sup>a</sup>, Бейаталла Эгхбали<sup>a, \*</sup>

<sup>a</sup>Факультет материаловедения и машиностроения, Технический университет Саханда,  
Тебриз, Иран

\*e-mail: eghbali@sut.ac.ir

Поступила в редакцию 06.06.2017 г.

После доработки 31.05.2018 г.

Принята к публикации 08.10.2018 г.

С помощью горячего пакетного прессования и прокатки были синтезированы трехслойные композиты Ti/Al, подвергнутые затем отжигу при температурах 550–650°C в течение 2, 4 и 6 ч. Поверхности сопряжения слоев разнородного материала композита были аттестованы с помощью растровой электронной микроскопии, энергодисперсионной спектрометрии и метода рентгеновской дифракции. Изучение микроструктуры, сформированной в результате отжигов различной продолжительности при разных температурах, показало, что Al<sub>3</sub>Ti был единственным интерметаллическим соединением, наблюдавшимся в диффузионных слоях композита. Рост Al<sub>3</sub>Ti характеризовался линейной кинетикой и энергией активации 128.7 кДж моль<sup>-1</sup>. Результаты свидетельствуют, что основным диффузантом выступал алюминий, и что рост слоя Al<sub>3</sub>Ti происходил в основном по границе сопряжения Ti/Al<sub>3</sub>Ti.

**Ключевые слова:** горячее прессование, твердофазная диффузионная сварка, отжиг, Al<sub>3</sub>Ti соединение, линейная кинетика, энергия активации

DOI: 10.1134/S0015323019030021

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Сегодня соединения алюминида титана находят широкое применение в различных высокотемпературных приложениях благодаря высоким значениям отношения прочности к весу и низкому удельному весу [1]. Наиболее предпочтительными интерметаллическими соединениями бинарной Ti–Al системы являются TiAl, Ti<sub>3</sub>Al и Al<sub>3</sub>Ti [2]. Алюминиды типа Al<sub>3</sub>X, которые являются соединениями алюминия и химических элементов из групп IV-A (Ti, Zr, Hf) и V-A (V, Ta, Nb), привлекают внимание благодаря своему легкому весу и высокому сопротивлению окислению в условиях высоких температур [2]. Соединение Al<sub>3</sub>Ti упорядочивается по типу D<sub>0</sub><sub>22</sub> тетрагональной кристаллической структуры, производному от типа L<sub>1</sub><sub>2</sub> с антифазной границей 1/2 [110] (001) [3]. Атомы алюминия составляют 75% от общего числа атомов соединения Al<sub>3</sub>Ti, что приводит к величине модуля Юнга 216 ГПа, хорошему сопротивлению окислению и удельному весу (3.3 г/см<sup>3</sup>), более низкому, чем удельный вес других алюминидов титана [4].

Для синтеза Ti/Al многослойных композитов используются различные методики, такие как сварка взрывом [5], диффузионная сварка [6] и пайка-сварка [7]. Диффузионная сварка (как процесс соединения) включает в себя этапы связывания разнородных материалов в твердом и жидком состоянии [8]. Основным механизмом твердофазной диффузионной сварки является встречная диффузия атомов через границу сопряжения, приводящая к возникновению атомной связи в результате сопряжения при повышенных температурах соединяемых поверхностей посредством их локального деформирования [9]. Тем самым, важнейшими параметрами, определяющими эффективность диффузионной сварки, являются температура, время, приложенное давление и шероховатость поверхностей сопрягаемых частей [10]. Тремя важнейшими условиями, которые необходимо соблюдать перед началом диффузионной сварки для обеспечения однородности контакта, являются механическая близость сопрягаемых поверхностей, их чистота и гладкость [10]. Преимуществами диффузионной сварки являются ее экономичность, высокая прочность и плотность

Таблица 1. Химический состав листов Ti и Al

Лист	Элементы, вес. %						
	Ti	Zr	V	Si	Fe	Al	Другие
Al	0.002	—	0.011	0.121	—	99.8	0.066
Ti	99.8	0.01	—	—	0.01	0.1	0.08

сопряжения, минимальное негативное воздействие на основной материал и возможность соединения разнородных материалов [8, 10]. Более того, комбинирование методов диффузационной сварки и сверхпластичного формообразования часто находит применение при производстве конструкций сложной формы (например, слоистых конструкций с сотовым заполнением) [8].

В последнее время диффузационная сварка осуществляется в комбинации с методами горячего прессования [6, 11–13] и горячей пакетной прокатки [6, 14]. В данной работе изготовление многослойного композита Ti/Al было проведено методом диффузационной сварки с использованием как горячего прессования, так и горячей пакетной прокатки. В статье обсуждены вопросы эво-

люции микроструктуры и кинетики роста слоя фазы  $\text{Al}_3\text{Ti}$ .

## 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для получения многослойного композита методом пакетной прокатки были взяты листы титана (толщиной 0.7 мм) и алюминия (толщиной 2 мм). Химических составов материалов приведен в табл. 1. Поверхность листов была первоначально обработана стальной щеткой для повышения шероховатости, затем подвергнута ультразвуковой очистке в ацетоне и, наконец, размечена на прямоугольные участки размером 130 × 30 мм под будущие заготовки. Чередующиеся листы алюминия и титана были пакетированы в последовательности: алюминиевый слой между двумя титановыми (для образования трехслойной Ti/Al/Ti заготовки так, как показано на рис. 1).

Этапы синтезирования многослойного композита Ti/Al были следующими (рис. 2): (i) соединение горячим прессованием при давлении сжатия 40 МПа и температуре 570°C с выдержкой в течение 1 ч – для формирования горячепрессованного образца, и затем (ii) горячая пакетная прокатка, при которой горячепрессованный образец был прокатан на 30% (уменьшения в толщине) при ~450°C и рассматривался уже как син-

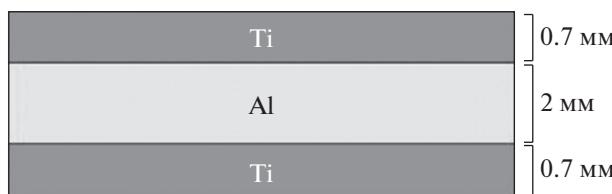


Рис. 1. Схема трехслойной заготовки, использованной для горячего пакетного прессования (ГПП).

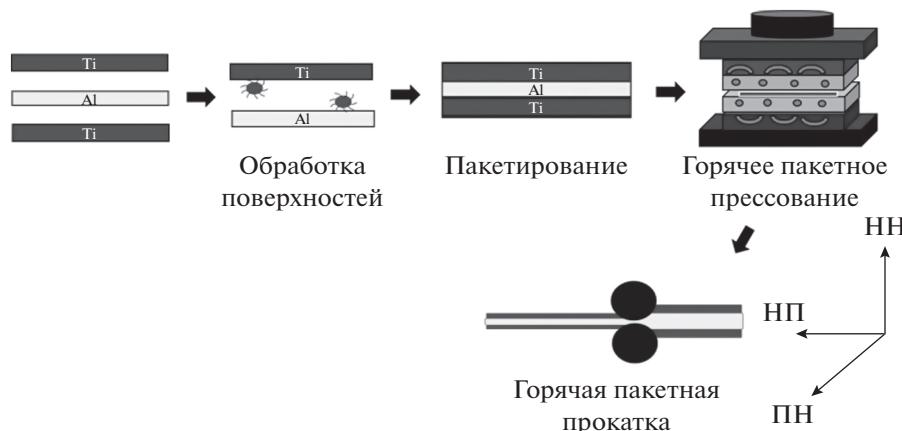
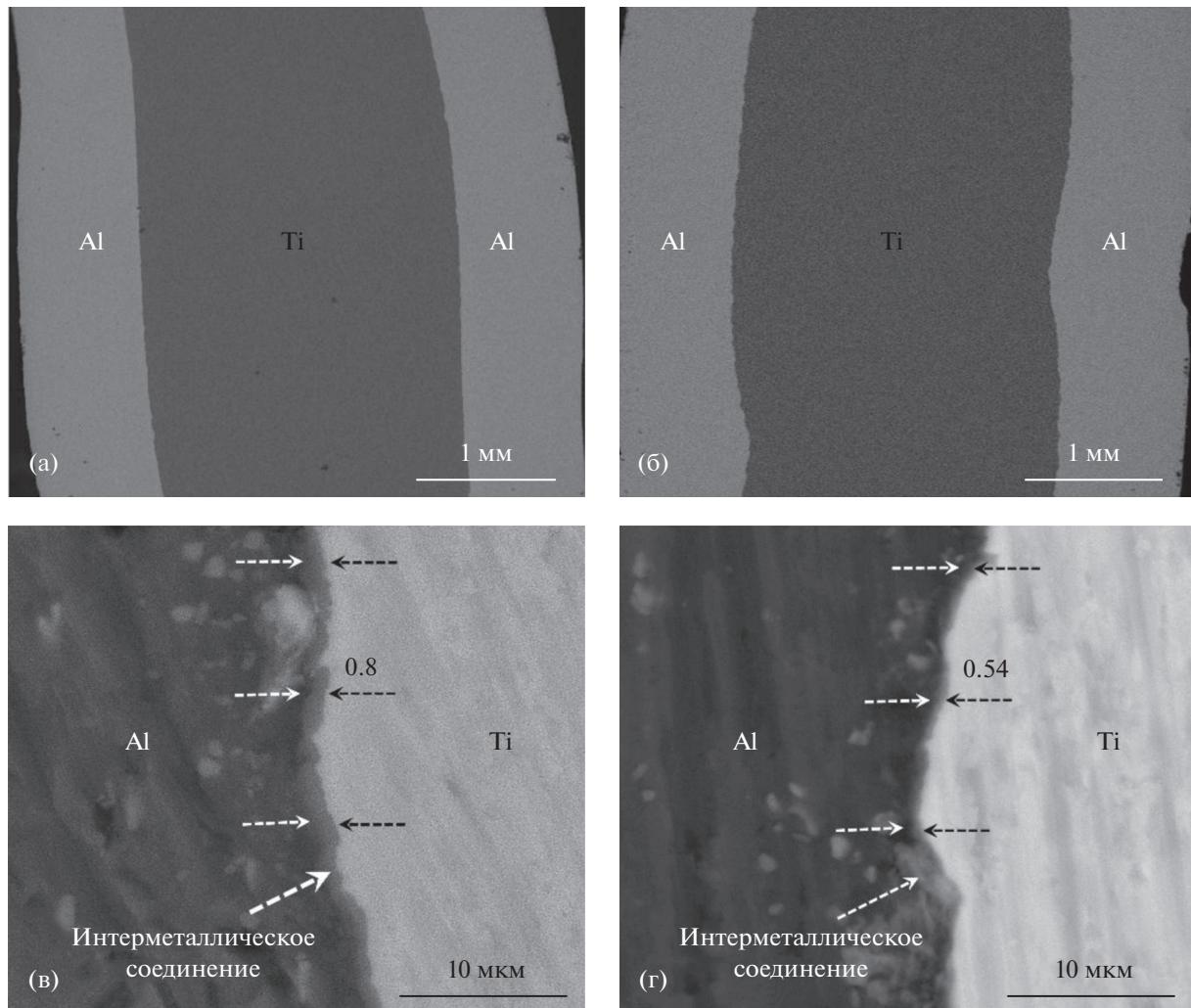


Рис. 2. Схематическое представление процедуры синтеза слоистого Ti/Al/Ti композита.



**Рис. 3.** РЭМ изображения в моде обратно рассеянных электронов (BSE), дающие представление о морфологии структуры образцов, прошедших обработку (а) горячего пакетного прессования (ГПП) (б), и ГПП с последующей пакетной прокаткой (ГППП) (б, г).

тезированенный в результате горячего пакетного прессования и прокатки.

Приготовленные образцы далее проходили изотермическую термообработку при 550, 600 и 650°C в течение 2, 4 и 6 ч в печи в атмосфере аргона с последующим охлаждением на воздухе.

Все образцы были разрезаны параллельно направлению прокатки для изучения микроструктуры. Фиксация образцов при подготовлении шлифов осуществлялась с помощью эпоксидной смолы. Для шлифования использовалась карбондровая наждачная бумага с размерами зерна от 80 до 1200 баллов. Окончательная полировка производилась с применением суспензии 3 мкм частиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Аттестация микроструктуры и идентификация фаз производились методами растровой электронной микроскопии (РЭМ), энергодисперси-

онной спектрометрии (ЭДС) и рентгеноструктурного анализа (РСА).

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

#### 3.1. Аттестация микроструктуры и идентификация фаз

На рис. 3а и рис. 3б представлена микроструктура образцов, синтезированных посредством горячего пакетного прессования (ГПП) и посредством ГПП с последующей прокаткой (ГППП) соответственно. Светлые и темные области на изображениях отвечают слоям титана и алюминия, соответственно. Как можно видеть из рис. 3а и 3б, получено гладкое соединение слоев титана и алюминия без каких-либо дефектов их сопряжения — трещин и пустот. Как показано на рис. 3в и 3г, для образцов обоих типов на границе

раздела титана и алюминия формируется непрерывный слой материала.

Согласно данным рентгеноструктурного (рис. 4) и ЭДС (рис. 5) анализа,  $\text{Al}_3\text{Ti}$  – единственная интерметаллическая фаза, образовавшаяся на границе раздела разнородного материала, что хорошо согласуется с результатами предыдущих исследований [5, 6, 11–13, 15, 16]. На рис. 6 можно видеть, что толщина интерметаллидного слоя в образцах, синтезированных с помощью горячего пакетного прессования и прокатки, больше в сравнении с образцами ГПП, что является результатом деформационного наклепа. Другими словами, в процессе деформационного упрочнения неизбежно продуцируются дефекты кристаллического строения, такие как дислокации, которые обеспечивают дополнительные каналы диффузии, эффективно приводящие к возрастанию толщины разделительных слоев при повышенных температурах отжига [6].

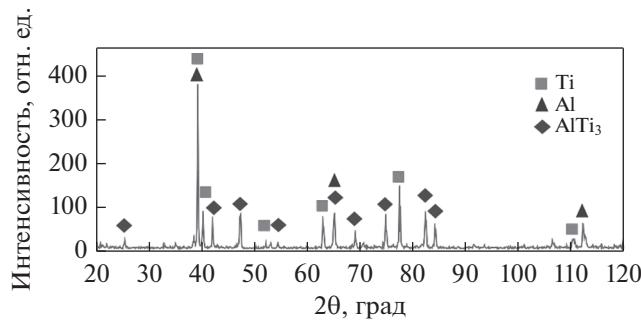


Рис. 4. Рентгенограмма композита, прошедшего горячее пакетное прессование и прокатку (ГППП) с последующим отжигом при 650°C продолжительностью 6 ч.

Таблица 2. Средняя толщина  $\text{Al}_3\text{Ti}$  слоев ( $\Delta x$ , мкм) после отжигов, различной продолжительности ( $t$ ) и температуры ( $T$ ). Экспериментальные данные

$T, ^\circ\text{C}$	Время, ч		
	2	4	6
550	0.70	1.00	2.77
600	2.40	3.70	8.50
650	3.50	7.50	8.80

### 3.2. Характер роста соединения $\text{Al}_3\text{Ti}$

При увеличении температуры и продолжительности отжига был отмечен и рост толщины слоя  $\text{Al}_3\text{Ti}$ . Изображения этого сформировавшегося слоя  $\text{Al}_3\text{Ti}$  были получены в результате съемки в обратно рассеянных электронах (BSE) после отжига при температуре 650°C в течение 2, 4 и 6 ч (см. рис. 7) и после отжигов продолжительностью 6 ч при температурах 550, 600°C (см. рис. 8). Средние значения толщины сформировавшегося слоя  $\text{Al}_3\text{Ti}$  приведены в табл. 2.

Зависимость толщины этого слоя от величины температуры и продолжительности диффузионного процесса может быть описана уравнением [17]:

$$x = kt^n, \quad (1)$$

$$\ln x = n \ln t + \ln k, \quad (2)$$

где  $x$  – толщина формирующегося слоя,  $k$  – постоянный коэффициент в законе роста,  $t$  – продолжительность диффузионного процесса и  $n$  –

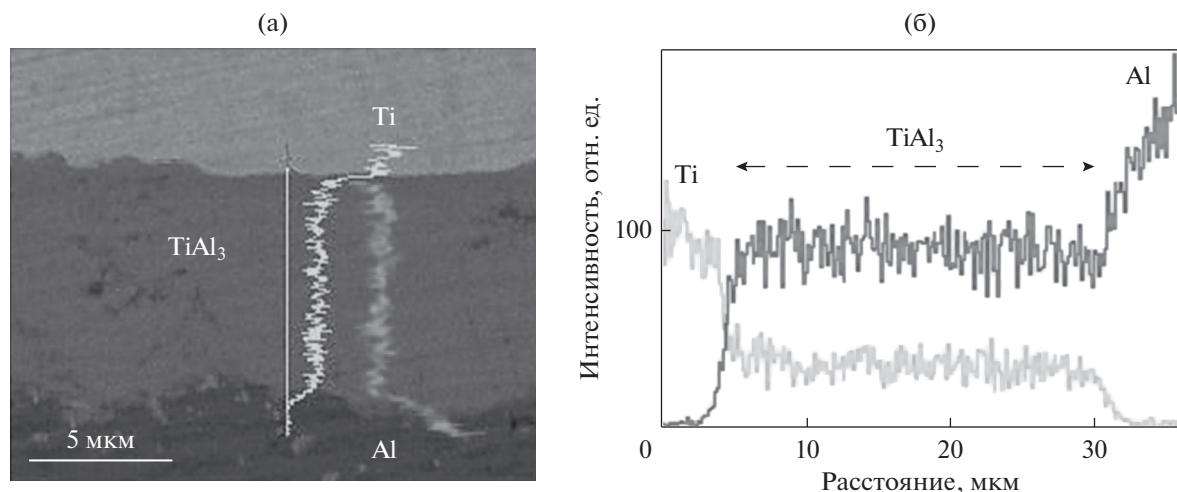


Рис. 5. Результаты энергодисперсионного анализа интерметаллического слоя в образце, прошедшем отжиг при 650°C, 6 ч.

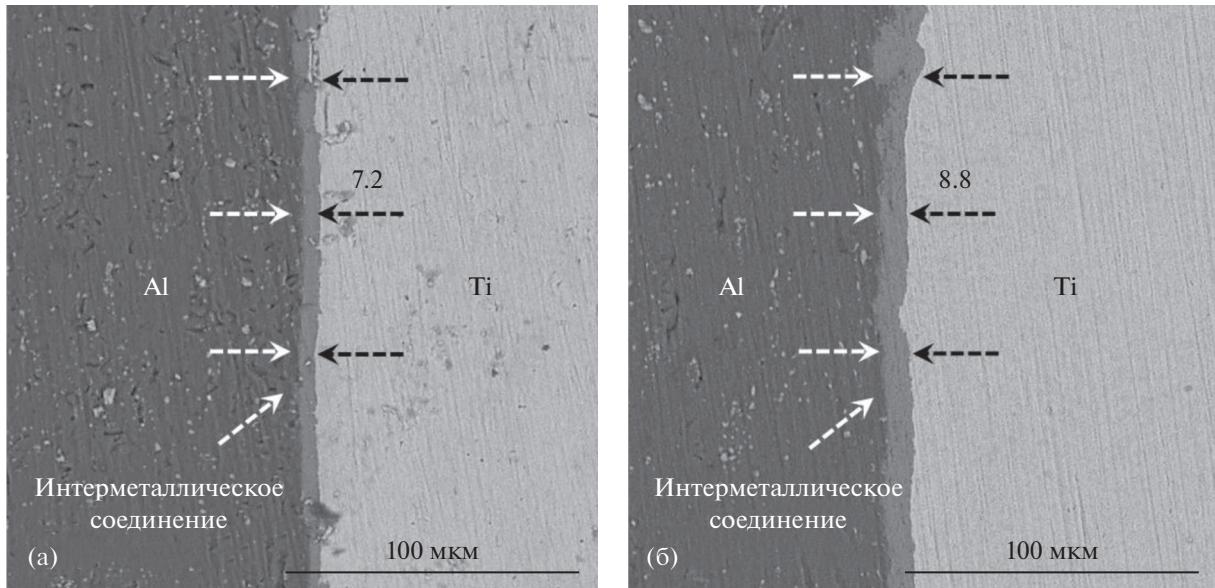


Рис. 6. РЭМ изображения (BSE), представляющие слой сопряжения разнородных материалов в образце композита, прошедшего отжиг при 650°C, 6 ч после процедуры: ГПП (а) и ГППП (б).

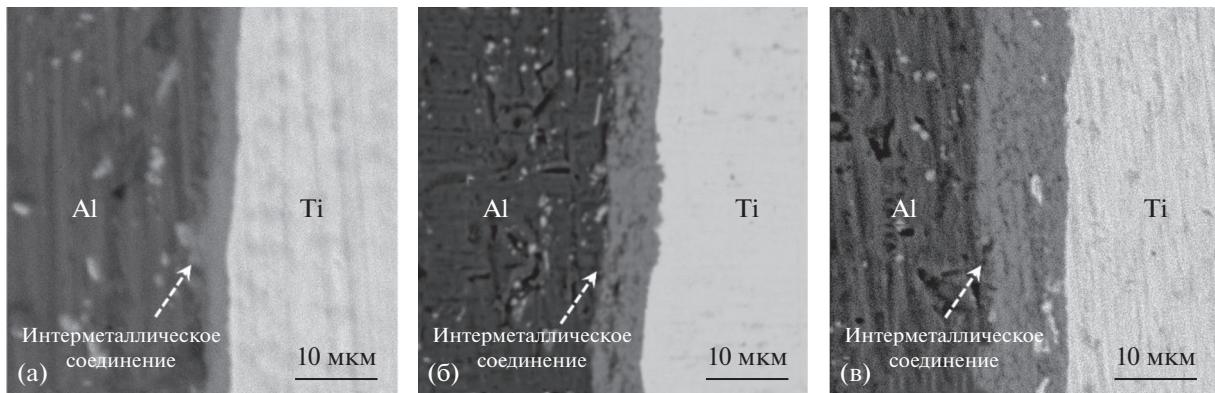


Рис. 7. РЭМ изображения (BSE), представляющие слой сопряжения разнородных материалов в образце композита, прошедшего отжиг при 650°C в течение 2 (а), 4 (б), 6 ч (в).

показатель степени в законе роста ( $n = 0.5$  – в случае параболической кинетики роста, а при линейной  $n = 1$ ) [17]. Использование значений из табл. 2 в уравнении (2) позволило установить зависимость толщины от продолжительности отжига. Вид этой зависимости представлен на рис. 9. Результаты ее линейного регрессивного анализа дали значения показателя степени в законе роста 1.17, 1.10 и 0.86 при температурах отжига 550, 600 и 650°C соответственно. Таким образом, значения показателя степени в законе роста оказались порядка единицы, что можно расценивать как свидетельство в пользу линейной кинетики роста формирующегося  $\text{Al}_3\text{Ti}$  слоя.

Энергия активации диффузионного роста подчиняется, как правило, температурной зависимости, характерной для закона Аррениуса [18]:

$$k = A \exp(-E_a/RT); \quad (3)$$

$$\ln k = \ln A - E_a/RT, \quad (4)$$

где  $A$  – предэкспоненциальный множитель,  $E_a$  – энергия активации роста,  $R$  – универсальная газовая постоянная, а  $T$  – абсолютная температура [18]. Расчет энергии активации роста формирующегося слоя  $\text{Al}_3\text{Ti}$  был осуществлен методом линейного регрессивного анализа зависимости  $\ln k$  от обратной абсолютной температуры – так, как

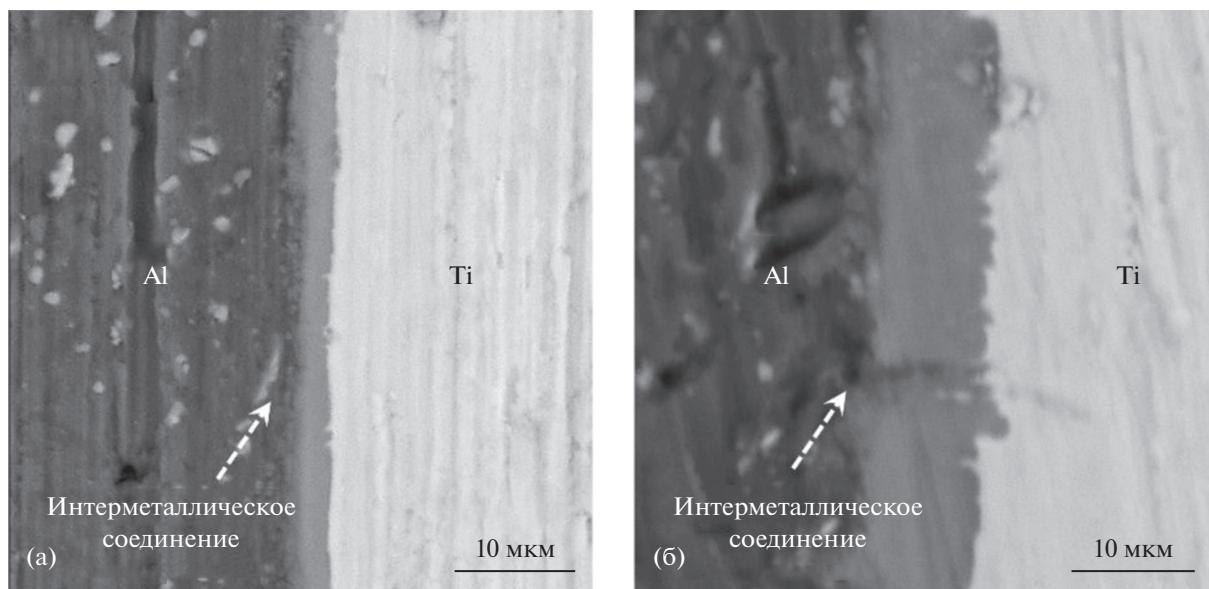


Рис. 8. РЭМ изображения (BSE), представляющие слой сопряжения разнородных материалов в образце композита, прошедшего отжиг в течение 6 часов при температуре 550 (а), 600°C (б).

это показано на рис. 10. Рассчитанное значение энергии активации составило 128.7 кДж моль<sup>-1</sup>, что ниже значений энергии активации, полученных авторами [6, 16]. Как было предложено в [19], интенсивная диффузия вдоль направления в кристаллической решетке, отвечающего высокой концентрации вакансий, объясняется низким значением энергии активации в этом случае. Таким образом, низкое значение энергии активации роста в рамках нашего эксперимента обусловлено возникшими дефектами структуры. Иными словами, деформация (и деформационное упрочнение) материала приводит к возникновению дефектов структуры и росту энергии кристалла [16]. Кроме того, величина энергии активации, полученная в данной работе, оказалась близкой энергии активации диффузии атомов алюминия в объеме алюминида титана [20].

### 3.3. Формирование соединения $Al_3Ti$

Как можно видеть на диаграмме состояния Ti/Al (рис. 11) [21], Al и Ti образуют между собой несколько соединений, включая  $Ti_3Al$ ,  $TiAl_2$ ,  $TiAl$ ,  $Ti_2Al_5$  и  $Al_3Ti$ . В табл. 3 приведены выражения для свободной энергии образования соединений алюминида титана как функции температуры, которые позаимствованы из [22]. На рис. 12 представлены значения свободной энергии образования алюминидов титана, рассчитанные в температурной области от 300 до 900°C. Как видно на рис. 12, наименьшие значения свободной энергии образования отвечают соединениям  $TiAl_2$  и  $Ti_2Al_5$ . В свое время Раман и Шуберт пришли к заключению,

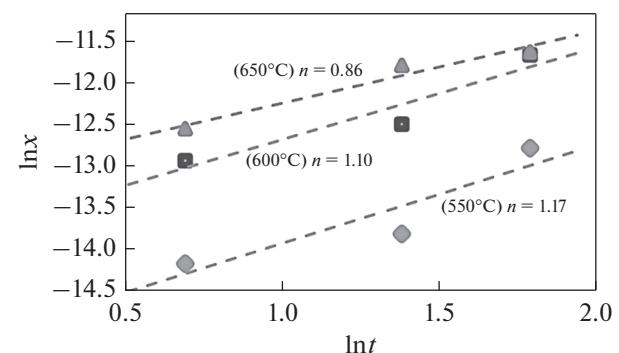


Рис. 9. Зависимости  $\ln x$  от  $\ln t$ , построенные методом линейной регрессии с привлечением уравнения (2).

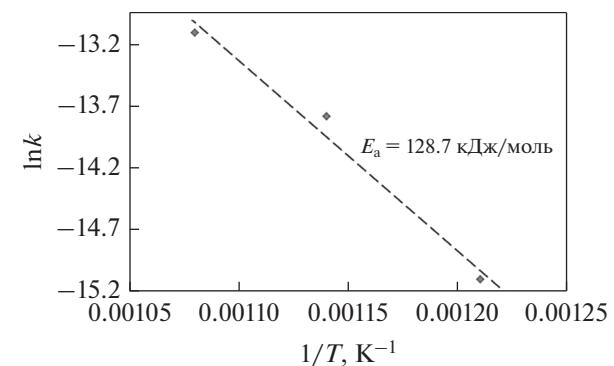


Рис. 10. Зависимость  $\ln k$  от  $1/T$  (обратной температуры), для описания роста толщины  $Al_3Ti$  слоя, построенная методом линейной регрессии с привлечением уравнения (4).

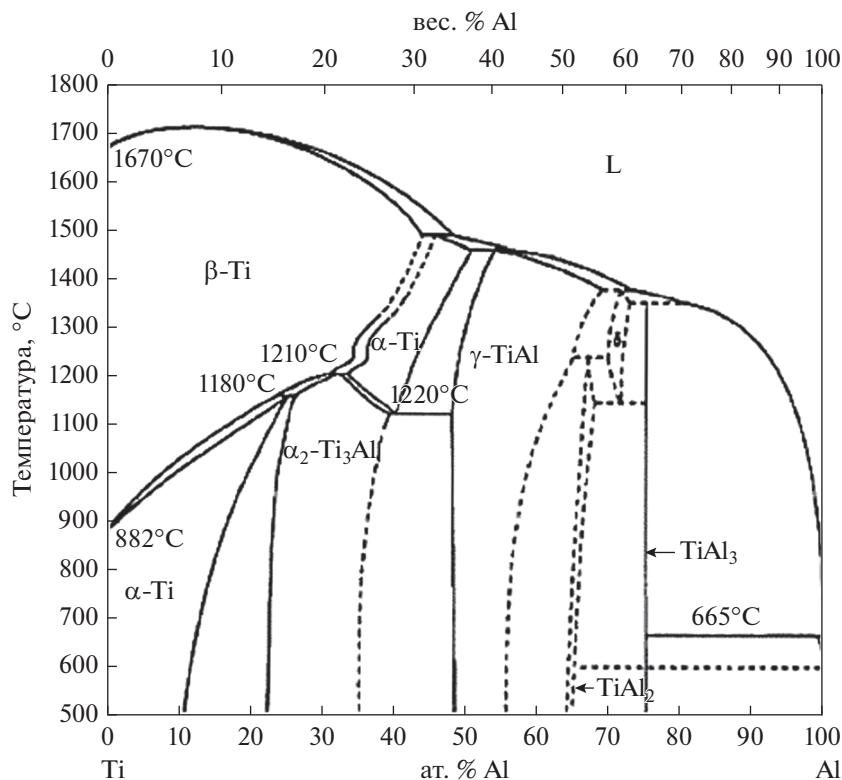


Рис. 11. Диаграмма состояний бинарной системы Ti-Al [21].

что формирование  $TiAl_2$  и  $Ti_2Al_5$  начинается с формирования  $TiAl_3$  [23]. Таким образом, считается, что среди алюминидов у  $Al_3Ti$  самая низкая свободная энергия образования. Согласно модифицированной модели формирования алюминидов, базирующейся на оригинальном расчете значения эффективной энталпии образования

алюминида, предложенной авторами [24], для интерметаллида  $Al_3Ti$  в сравнении с другими алюминидами характерно отрицательное значение эффективной энталпии образования, максимальное по абсолютной величине. Так что  $Al_3Ti$  – это первая фаза, которая зарождается и растет на границах Ti/Al (см. табл. 4). Указанный факт находится в согласии с результатами ЭДС анализа (см. рис. 5).

**Таблица 3.** Температурная зависимость свободной энергии образования разнообразных интерметаллических Ti–Al соединений [22]

Соединения	Свободная энергия образования, Дж/моль
Ti <sub>3</sub> Al	$-29633.6 + 6.70801T$
TiAl	$-37445.1 + 16.79376T$
TiAl <sub>3</sub>	$-40349.6 + 10.36525T$
TiAl <sub>2</sub>	$-43858.4 + 11.02077T$
Ti <sub>2</sub> Al	$-40495.4 + 9.52964T$

#### 3.4. Взаимная диффузия в бинарной системе Ti/Al

Изучая области диаграммы состояний Ti/Al, обогащенные Ti и Al (см. рис. 11 и рис. 13) [21, 25], можно убедиться, что при 550–650°C твердый раствор Al в Ti существует в широкой области составов, и максимальная растворимость Al в Ti составляет около 11.7 ат. %. В то же время, твердый раствор Ti в Al имеет узкую область существования, а растворимость Ti в Al составляет приблизительно 0.12 ат. % [21, 25]. Как видно из рис. 14а, следует ожидать, что при зарождении фазы  $Al_3Ti$  насыщение твердого раствора Ti в Al протекает быстрее, чем насыщение твердого раствора Al в Ti. При росте слоя  $Al_3Ti$ , процесс взаимной диффузии атомов Ti и Al следует представлять себе так, как показано на рис. 14б. Также, согласно

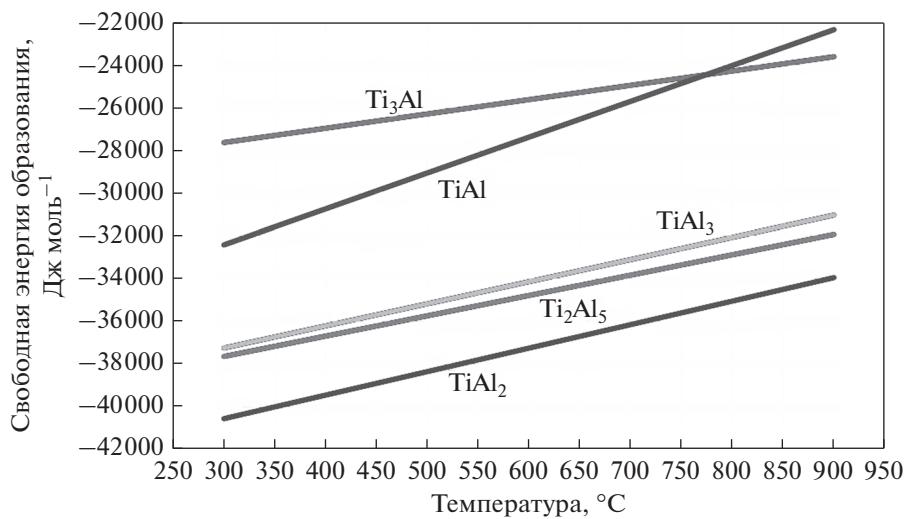


Рис. 12. Свободная энергия образования различных интерметаллидных соединений алюминида титана как функция температуры [28].

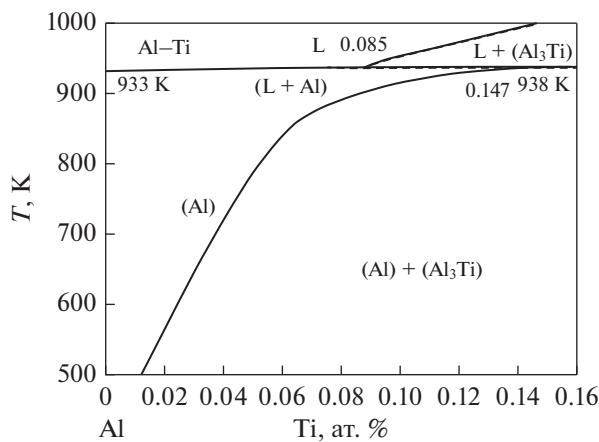


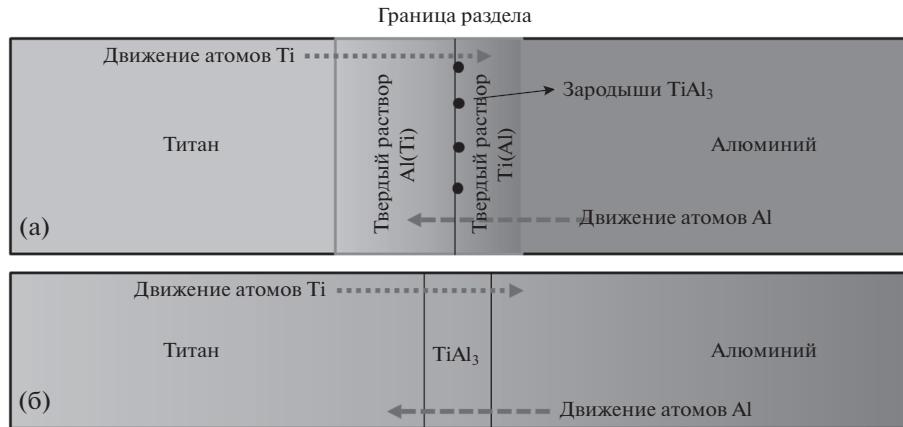
Рис. 13. Фрагмент диаграммы состояний бинарной системы  $Ti-Al$ , представляющий область, обогащенную алюминием [25].

рис. 15, рентгеновский анализ с привлечением метода картирования зоны реакции по разнородным компонентам свидетельствует в пользу вза-

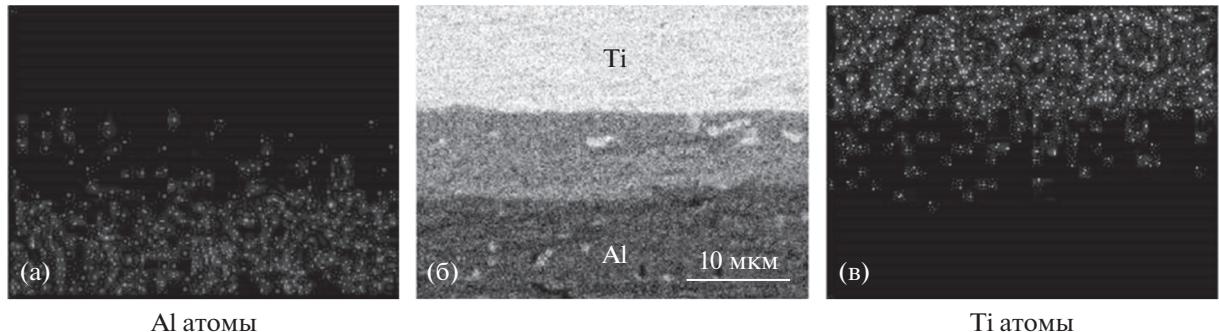
имной диффузии атомов алюминия и титана. Из рис. 15 ясно, что титан и алюминий являются взаимно-дифундирующими элементами, но оче-

Таблица 4. Рассчитанные значения  $\Delta H^\circ$  (стандартная энталпия образования) и  $\Delta H^m$  (эффективная энталпия образования) разнообразных интерметаллических соединений в бинарной системе  $Ti-Al$  [28]

Интерметаллические соединения	Лимитирующий элемент	$\Delta H^\circ$ , кДж	$\Delta H^m$ , кДж
$TiAl_2$	Титан	-43.8584	-2.6580
$Ti_2Al_5$	Титан	-40.4954	-2.8358
$TiAl_3$	Титан	-40.3496	-3.2279
$TiAl$	Титан	-37.4451	-1.4978
$Ti_3Al$	Титан	-29.6336	-0.7902



**Рис. 14.** Схематическая иллюстрация Ti/Al диффузионного процесса. Диффузия атомов Al в объем Ti и наоборот показана пунктирными стрелками; ранняя стадия зарождения  $\text{Al}_3\text{Ti}$  (а), на стадии роста  $\text{TiAl}_3$  слоя (б).



**Рис. 15.** Карты распределения атомов Al (а) и Ti (в) по слоям, атомы представлены светлыми точками, и морфология структуры композитного образца (б), отожженного при 650°C в течение 6 ч.

видна разница в количествах атомов, продифундировавших в зоне реакции. За отмеченную разницу в диффузии ответственны значения коэффициентов диффузии. В общем случае, коэффициенты диффузии всех атомов обнаруживают тенденцию следовать закону Аррениуса. Так что мы имеем [21]:

$$D = D_0 \exp(-Q/k_B T), \quad (5)$$

где  $D$  – коэффициент самодиффузии,  $D_o$  – предельное значение коэффициента диффузии (при  $T \rightarrow \infty$ ),  $Q$  – энергия активации диффузии,  $k_B$  – постоянная Больцмана,  $T$  – абсолютная температура. В температурной области, исследованной в данном эксперименте, было справедливо соотношение  $D_o^{\text{Al}} > D_o^{\text{Ti}}$ . Так что величина коэффициента диффузии зависела в основном от энергии активации диффузии, различной в различных интерметаллических соединениях. Результаты исследования на диффузионных парах Ti/Al в [26, 21] показы-

вают, что значения энергии активации диффузии атомов алюминия и титана в объеме алюминидов титана зависят от величины композиционного отношения алюминия к титану в этом алюминиде. Например, с ростом величины указанного отношения алюминия к титану в алюминиде, как это происходит в последовательности  $Ti_3Al \rightarrow TiAl \rightarrow TiAl_3$ , диффузия алюминия облегчается в сравнении с диффузией титана, и требуемая, таким образом, энергия активации диффузии алюминия в  $TiAl_3$  оказывается ниже, чем в случае  $Ti_3Al$ . Авторы [26] также отметили, что диффузия атомов алюминия в  $Al_3Ti$  более интенсивная в сравнении с диффузией атомов титана. Тем самым, диффузия титана лимитируется ростом формирующегося (в результате реакции) слоя, и, в итоге, рост  $Al_3Ti$  продолжается на стороне титановой составляющей композита. Более того, в соединениях типа  $A_3B$  ( $Al_3Ti$ ), кристаллизующихся в составляющей материала с кристаллической структу-

рой, производной от  $L1_2$ , вокруг атома основного элемента А (Al) в его ближайшем соседстве находятся восемь атомов А (Al) и четыре атома В (Ti); при этом, каждый атом В (Ti) окружен двенадцатью атомами А (Al). Таким образом, соответствующий атом А (Al) способен диффундировать посредством обмена мест в узлах решетки с близлежащей вакансией без локального разупорядочения, тогда как перескоки атомов В (Ti) в близлежащих узлах решетки предполагают участие связей, не отвечающих упорядоченному состоянию [27]. Поэтому алюминий расценивается как доминирующий диффундирующий элемент, что находится в согласии с результатами наблюдений, представленными в [26].

#### 4. ВЫВОДЫ

В данном исследовании, рост слоя интерметаллического соединения  $Al_3Ti$  в диффузионно сопряженных областях многослойного Ti/Al композита был изучен в температурной области от 550 до 650°C. Сделаны следующие основные выводы:

(1) Получены гладкие границы сопряжения титановых и алюминиевых слоев материала, причем без присутствия видимых трещин или пустот.

(2) Единственным интерметаллидом, наблюдавшимся в композите Ti/Al на границах сопряжения разнородного материала, оказался  $Al_3Ti$ . Толщина слоя  $Al_3Ti$  возрастила с увеличением температуры и продолжительности технологического отжига.

(3) При различных температурах отжига и его продолжительности были рассчитаны показатели степени в кинетическом законе роста толщины слоя  $Al_3Ti$  и значение энергии активации его роста. Для температур 550, 600 и 650°C, значения показателя степени в кинетическом законе роста  $n$  составили 1.17, 1.10 и 0.86 соответственно. Значения степенного показателя в кинетическом законе роста, полученные при различных температурах отжига, оказались порядка единицы, что свидетельствует о линейности закона роста формирующегося слоя  $Al_3Ti$ . Для линейной кинетики роста слоя  $Al_3Ti$  в качестве значения энергии активации соответствующего события была предложена величина 128.7 кДж моль<sup>-1</sup>, что отвечает энергии активации диффузии алюминия в объеме слоя  $Al_3Ti$ .

(4) Как Al, так и Ti представляли собой элементы, атомы которых диффундировали при исследованных температурах отжига. Однако доминирующей диффундирующей компонентой являлся алю-

миний, а рост  $Al_3Ti$  слоя происходил главным образом по границам сопряжения Ti/ $Al_3Ti$ .

Авторы хотели бы поблагодарить членов Совета по научным исследованиям Технического университета Саханда за обеспечение исследовательских возможностей при проведении осуществленных нами исследований.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Wu X.* Review of alloy and process development of TiAl alloys // *Intermetallics*. 2006. V. 14. P. 1114–1122.
2. *Stoloff N.S., Sikka V.K.* Physical metallurgy and processing of intermetallic compounds. Springer Science & Business Media, 2012. 684 p.
3. *Djanarthy S., Viala J.-C., Bouix J.* An overview of monolithic titanium aluminides based on  $Ti_3Al$  and TiAl // *Materials Chemistry and Physics*. 2001. V. 72. P. 301–319.
4. *Sauthoff G.* *Intermetallics*. Weinheim; N.Y.; Basel; Cambridge; Tokyo: VCH, 1995. 165 p.
5. *Bataev I., Bataev A., Mali V., Pavliukova D.* Structural and mechanical properties of metallic–intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing // *Materials & Design*. 2012. V. 35. P. 225–234.
6. *Xu L., Cui Y.Y., Hao Y.L., Yang R.* Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2006. V. 435–436. P. 638–647.
7. *Chen S., Li L., Chen Y., Huang J.* Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding– brazing process // *J. of Alloys and Comp.* 2011. V. 509. P. 891–898.
8. *Shirzadi A.A.* *Diffusion Bonding Aluminum Alloys and Composites: New Approaches and Modelling*. King's College Cambridge, 1997. 158 p.
9. *Diffusion bonding of materials* / Ed. Kazakov N.F. Elsevier, 2013. 304 p.
10. *Rusnady R.* Diffusion bonding: an advanced of material process // *Rotasi*. 2001. V. 3. P. 23–27.
11. *Liu J., Su Y., Xu Y., Luo L., Guo J., Fu H.* First Phase Selection in Solid Ti/Al Diffusion Couple // *Rare Metal Mater. and Eng.* 2011. V. 40. P. 753–756.
12. *Liu J.-P., Luo L.-S., Su Y.-Q., Xu Y.-J., Li X.-Z., Chen R.-R., Guo J.-J., Fu H.-Z.* Numerical simulation of intermediate phase growth in Ti/Al alternate foils // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011. V. 21. P. 598–603.
13. *Sun Y.-B., Zhao Y.-Q., Zhang D., Liu C.-Y., Diao H.-Y., Ma C.-L.* Multilayered Ti–Al intermetallic sheets fabricated by cold rolling and annealing of titanium and aluminum foils // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2011. V. 21. P. 1722–1727.
14. *Oh J., Lee W., Pyo S.G., Park W., Lee S., Kim N.J.* Microstructural analysis of multilayered titanium aluminide sheets fabricated by hot rolling and heat treatment // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002. V. 33. P. 3649–3659.

15. *Foadian F., Soltanieh M., Adeli M., Etminanbakhsh M.* A Study on the Formation of Intermetallics During the Heat Treatment of Explosively Welded Al-Ti Multilayers // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014. V. 45. P. 1823–1832.
16. *Mirjalili M., Soltanieh M., Matsuura K., Ohno M.* On the kinetics of  $TiAl_3$  intermetallic layer formation in the titanium and aluminum diffusion couple // *Intermetallics*. 2013. V. 32. P. 297–302.
17. *Wagner C.* The evaluation of data obtained with diffusion couples of binary single-phase and multiphase systems // *Acta Metallurgica*. 1969. V. 17. P. 99–107.
18. *Mehrer H.* Diffusion in solids: fundamentals, methods, materials, diffusion-controlled processes. Berlin, Heidelberg, N.Y. Springer Science & Business Media, 2007. 651 p.
19. *Kidson G., Miller G.* A Study of the Interdiffusion of Aluminum and Zirconium // *J. of Nuclear Materials*. 1964. V. 12. P. 61–69.
20. *Van Loo F., Rieck G.* Diffusion in the titanium-aluminum system—I. Interdiffusion between solid Al and Ti or Ti-Al alloys // *Acta Metallurgica*. 1973. V. 21. P. 61–71.
21. *Mishin Y., Herzog C.* Diffusion in the Ti-Al system // *Acta Materialia*. 2000. V. 48. P. 589–623.
22. *Kattner U., Lin J.-C., Chang Y.* Thermodynamic assessment and calculation of the Ti-Al system // *Metallurgical Transactions A*. 1992. V. 23. P. 2081–2090.
23. *Raman A., Schubert K.* On the constitution of some alloy series related to  $TiAl_3$ . II. Investigations in some T4-Al–Si and T4...6-in systems // *Z. Metallkd.* 1965. V. 56. P. 44–52.
24. *Laik A., Bhanumurthy K., Kale G.* Intermetallics in the Zr-Al diffusion zone // *Intermetallics*. 2004. V. 12. P. 69–74.
25. *Kerr H.W., Cisse J., Bolling G.* On equilibrium and non-equilibrium peritectic transformations // *Acta Metallurgica*. 1974. V. 22. P. 677–686.
26. *Van Loo F., Rieck G.* Diffusion in the titanium-aluminum system—II. Interdiffusion in the composition range between 25 and 100 at. % Ti // *Acta Metallurgica*. 1973. V. 21. P. 73–84.
27. *Nakajima H., Sprengel W., Nonaka K.* Diffusion in intermetallic compounds // *Intermetallics*. 1996. V. 4. P. S17–S28.
28. *Assari A.H., Eghbali B.* Interfacial layers evolution during annealing in Ti-Al multi-laminated composite processed using hot press and roll bonding // *Metals and Materials International*. 2016. V. 22. P. 915–923.