

Структура и свойства композиционного материала системы Ti-Al, полученного холодным прессованием и твердофазным спеканием

Н. А. Панькин, М. А. Окин, А. Ф. Сигачев, В. П. Мишкин,
Н. И. Чистяков, А. С. Луконькина

Методами растровой электронной микроскопии, металлографии, рентгенографии, термомеханическим анализом и методом лазерной вспышки проведено комплексное исследование структуры и свойств (Ti, Al)-композитов. Они были приготовлены прессованием смеси порошков титана и алюминия с последующим твердофазным спеканием на воздухе. Получены зависимости микроструктуры, фазового состава, плотности, пористости, твердости, коэффициентов температуропроводности и теплового расширения от состава, давления прессования и времени спекания. Экстремальные значения (минимальные и максимальные) вышеуказанных свойств (исключение – твердость по Бринеллю) соответствуют сочетаниям крайних значений варьируемых факторов – содержания титана и нагрузки прессования. Описаны возможные механизмы формирования структуры, фазового состава и свойств.

Ключевые слова: композит, диффузия, интерметаллоид, микроструктура, пористость, фазовый состав, твердость, коэффициент термического расширения, температуропроводность.

Введение

Интерес к композиционным материалам обусловлен набором для них уникальных физико-механических, химических и эксплуатационных свойств, который затруднительно получить для чистых веществ. Основные методы получения композитов предполагают, как один из этапов, применение высоких температур (например – спекание, вакуумная компрессионная пропитка и т. д.) [1, 2], что требует больших энергетических затрат и использования дорогостоящего оборудования. При этом получается материал однородный по элементному и фазовому составам, что трудно достичь другими способами. С другой стороны, в ряде случаев неоднородность не является существ-

ственным препятствием для последующего применения материала. Например, использование композитов при изготовлении катодов для генерирования многокомпонентной плазмы [3–5]. При этом необходимо только, чтобы структурные элементы распыляемой мишени были меньше соответствующих размеров катодных пятен вакуумной дуги (~100 мкм) [5]. Такую дисперсную структуру можно обеспечить применением холодного прессования порошковых смесей соответствующих фракций с последующим их твердофазным/жидкофазным спеканием [1]. Кроме того, получение данного материала на цельнолитой основе позволяет смягчить требование к конечной его пористости.

Цель настоящей работы – исследование влияния состава, давления прессования и времени твердофазного спекания на структуру и свойства (Ti, Al)-композиционных материалов, полученных холодным прессованием смеси порошков титана и алюминия и последующим твердофазным спеканием на воздухе. Выбор материала обусловлен широким применением системы титан–алюминий (в том числе и композиты) в различных областях современной промышленности – авиастроение, машиностроение и т. д. [3–10].

Данная работа является обобщением результатов, проводимых нами ранее исследований, для титан-алюминиевых композитов [11, 12].

Панькин Николай Александрович, доцент, к. ф. -м. н.
Окин Максим Александрович, доцент, к. т. н.
Сигачев Александр Федорович, ведущий инженер.
Мишкин Владимир Петрович, ведущий инженер.
Чистяков Николай Иванович, ведущий инженер.
Луконькина Анна Сергеевна, магистрант.
Мордовский государственный университет им. Н. П. Огарева.
Россия, 430005, Республика Мордовия, г. Саранск,
ул. Большевикская, 68.
Тел. +7(8342) 29-05-97. E-mail: panjkinna@yandex.ru

Статья поступила в редакцию 23 марта 2017 г.

© Панькин Н. А., Окин М. А., Сигачев А. Ф., Мишкин В. П.,
Чистяков Н. И., Луконькина А. С., 2017

Методика эксперимента

Для получения композитов в качестве исходных компонентов использовали порошки титана (марки ПТМ-1 по ТУ 14-22-57-92) и алюминия (марки ПА-4 по ГОСТ 6058-73). Их механическое смешивание (с возможной механоактивацией) осуществляли на планетарной шаровой мельнице Fritsch Pulverisette 5 в течение 15 минут при соотношении масс порошка и размольных тел 1:10 и частоте вращения барабана 200 об/мин. Одностороннее прессование порошков в образцы цилиндрической формы проводили на машине для механических испытаний Shimadzu AG-X100kN при комнатной температуре в течение 5 минут (скорость движения верхнего пуансона – 2 мм/мин). Длительность формования превышала соответствующее время достижения постоянства линейных размеров вдоль оси приложения нагрузки (определена из предварительных испытаний). На завершающем этапе проводили термическую обработку (твердофазное спекание) на воздухе при температуре 600 °С в течение одного часа.

При проведении исследований и обработке их результатов использовали центральное композиционное планирование эксперимента второго порядка для трех факторов (состав, нагрузка прессования F и время спекания t). Содержание титана C_{Ti} изменялось от 57 до 93 ат. %, F – от 30 до 95 кН (соответствующее давление p , от 240 до 720 МПа), t – от 47 до 193 минут. При этом, давление прессования значительно превышало пределы прочности и текучести массивного алюминия и сравнимо с соответствующими данными для титана [13].

Исследования фазового состава проводились на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6 с фокусировкой по Бреггу-Брентано в медном фильтро-

ванном излучении. Для обработки рентгенографических данных использовался программный комплекс PdWin 4.0 (НПО «Буревестник»). При изучении микроструктуры шлифов композитов применялся оптический металлографический микроскоп OLYMPUS GX-71. Исследование структуры излома и определение элементного состава проводились на растровом электронном микроскопе Quanta 200i 3D FEI при ускоряющем напряжении 30 кВ в режиме высокого вакуума ($\sim 10^{-3}$ Па). Конечная пористость (P) материалов (Ti, Al)-композитов рассчитывалась по формуле $P = (1 - \rho / \rho_0) \times 100 \%$, где ρ , ρ_0 – плотности измеренного и беспористого образца соответственно. Значение ρ определяли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах XS-204, оснащенных соответствующей приставкой.

Измерения твердости (по Бринеллю) проводились на твердомере DuraVision. Значения коэффициента линейного термического расширения (КТР) при комнатной температуре определялись термомеханическим анализом на установке TMA/SDTA-840. Коэффициент температуропроводности определялся нестационарным методом лазерной вспышки на установке LFA-427/7/G.

Результаты и их обсуждение

Результаты обработки данных эксперимента в рамках центрального композиционного планирования для плотности, твердости, коэффициентов термического расширения (КТР) и температуропроводности (Ti, Al)-композита в зависимости от состава и давления прессования показаны на рис. 1. Ниже представлены некоторые объяснения экспериментальных данных.

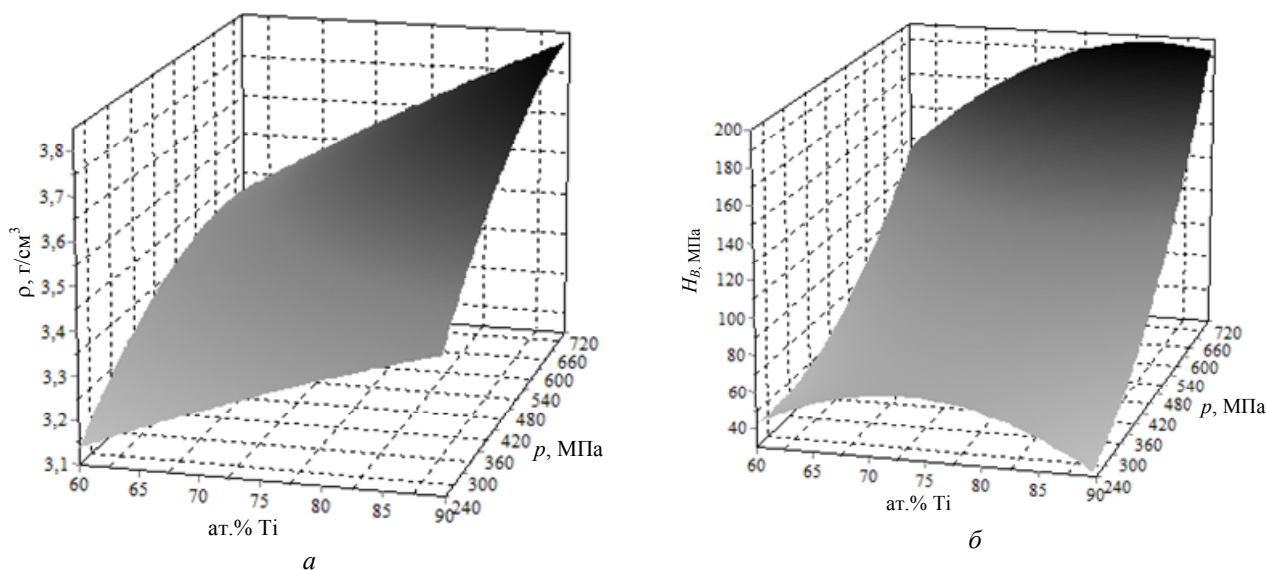
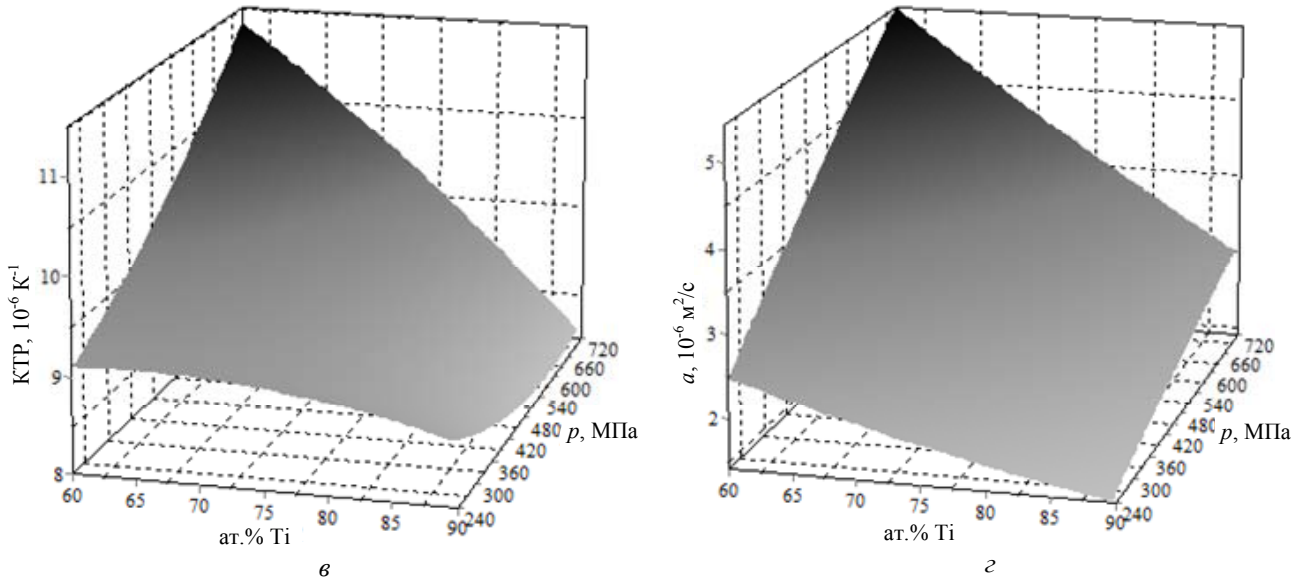


Рис. 1. Зависимости: а – плотности ρ ($г/см^3$), б – твердости по Бринеллю H_B (МПа),



Окончание рис. 1. Зависимости: в – коэффициента теплового расширения КТР (10^{-6} K^{-1}) и z – коэффициента температуропроводности ($10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$) от давления прессования и содержания титана в композиционном (Ti, Al)-материале.

Можно отметить, что плотность исследуемого титан-алюминиевого композита ρ увеличивается с ростом нагрузки прессования (при $C_{\text{Ti}} = \text{const}$) и доли титана (при $p = \text{const}$) в нем (рис. 1, а). Её наибольшие значения достигаются при максимальном содержании титана и давлении прессования, а наименьшие – минимальных C_{Ti} и p соответственно. Влияние состава композита на его плотность связано с различием в свойствах исходных компонентов – алюминия ($\rho \sim 2,5 \text{ г/см}^3$) и титана ($\rho \sim 4,5 \text{ г/см}^3$). Рост давления прессования приводит к уменьшению объема порового пространства, что приводит к получению более плотного материала.

Сопоставление результатов экспериментов по плотности композита с соответствующими расчетными данными для материала без пор указывает на значительную величину пористости P исследуемого композиционного материала (10–21 %) [3]. Её значения в зависимости от концентрации титана и давления прессования представлены на рис. 2. Максимальная пористость достигается при большом содержании титана и малом p , а минимальная P – при минимальной C_{Ti} и максимальном значении давления прессования. Более существенные изменения объема пор наблюдаются при повышении нагрузки прессования при фиксированном составе. Например, для $C_{\text{Ti}} = 60$ ат.% и времени спекания 180 мин пористость изменялась от 11 до 18 % (рост ~ 63 %), а для $C_{\text{Ti}} = 90$ ат.% и тем же временем термической обработки – повышалась от 12 до 22 % (рост ~ 83 %). Увеличение времени спекания t при больших C_{Ti} сопровождается небольшим снижением конечной пористости. В тоже время увеличение t при C_{Ti} до 70 ат.% при-

водит к заметному росту доли порового пространства (~ 10 %).

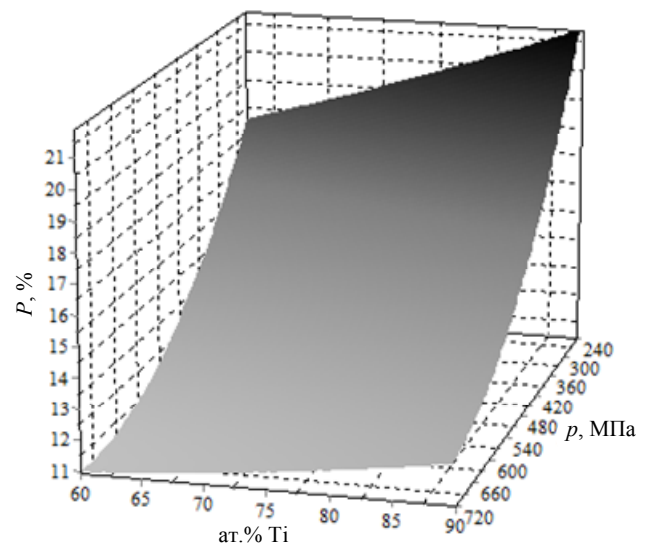


Рис. 2. Зависимость пористости P (%) для (Ti, Al)-композитов от давления прессования (p) и содержания титана. Время спекания – 180 мин.

Вышеуказанные факты для плотности и пористости обусловлены, прежде всего, хорошей пластичностью алюминия в сравнении с титаном и тем фактом, что давление прессования было сравнимо или в несколько раз превышало пределы текучести/пластичности ($\sigma_{\text{T}} \sim 100$ МПа) или прочности ($\sigma_{\text{пр}} \sim 200$ МПа) для алюминия [13]. Это приводит к тому, что при увеличении нагрузки прессования он лучше деформируется и заполняет соответствующее поровое пространство. Эти данные подтверждают также результаты металлографических исследований (см. вкладки на рис. 3) и

растровой электронной микроскопии (рис. 3). Они также подтверждают факт того, что уменьшение содержания титана и увеличение давления прессования приводит к заметному снижению объема порового пространства.

В ранее проведенных исследованиях структуры излома (Ti, Al)-композита [14, 15] обнаружено присутствие пластинчатых кристаллитов интерметаллоида $TiAl_3$. Увеличение содержания алюминия в композиционном материале приводит к их скрытию под слоем алюминия. В настоящей работе отмечаются лишь следы замуравывания кристаллитов интерметаллоида (рис. 3). Это обусловлено различием в предварительной подготовки смеси порошков перед непосредственным формованием. Так, в предыдущих работах [14, 15] проводили

смешиванием порошков титана и алюминия в V-образном смесителе. В настоящем исследовании применяли для этого планетарную шаровую мельницу. В результате подобной механической обработки проходило частичное или полное обволакивание алюминием частиц титана с возможной механоактивацией. Тем самым происходит увеличение площади непосредственного контакта титана с алюминием, а также прочности его сцепления. Рентгенографический анализ смеси непосредственно после обработки в шаровой мельнице не выявил присутствия новых кристаллографических фаз по сравнению с фазовым составом исходных порошков: α -титана (ГПУ, пространственная группа – $P63/mmc$) и алюминия (ГЦК, пространственная группа – $Fm\bar{3}m$).

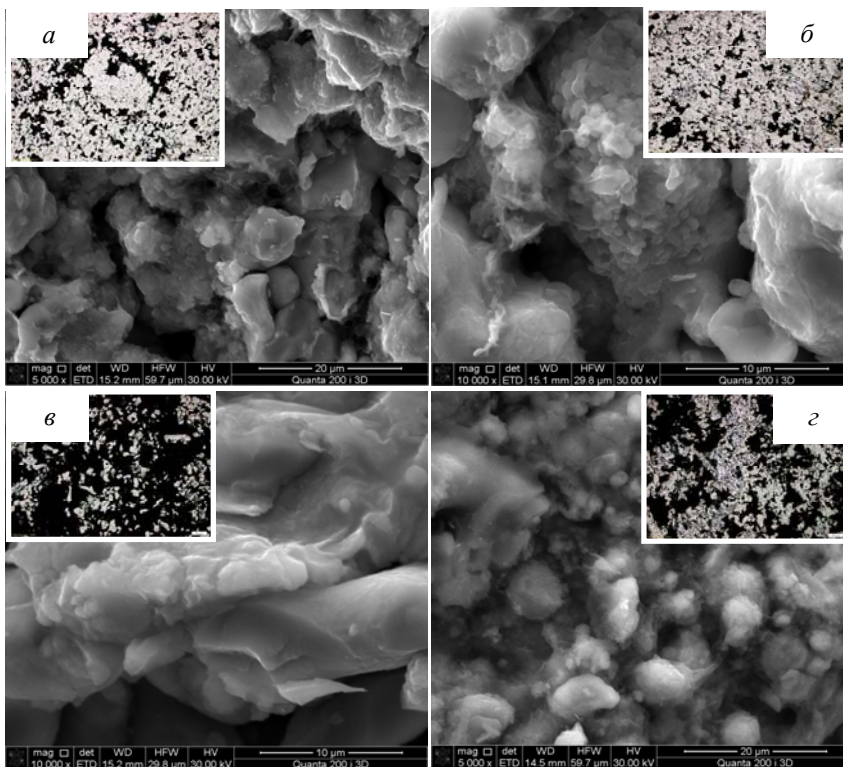


Рис. 3. Результаты исследования микроструктуры РЭМ и металлографии – на вкладке (а – $p = 720$ МПа, $C_{Ti} = 90$ ат.%; б – $p = 720$ МПа, $C_{Ti} = 60$ ат.%; в – $p = 240$ МПа, $C_{Ti} = 90$ ат.%; з – $p = 240$ МПа, $C_{Ti} = 60$ ат.). Время спекания 180 мин.

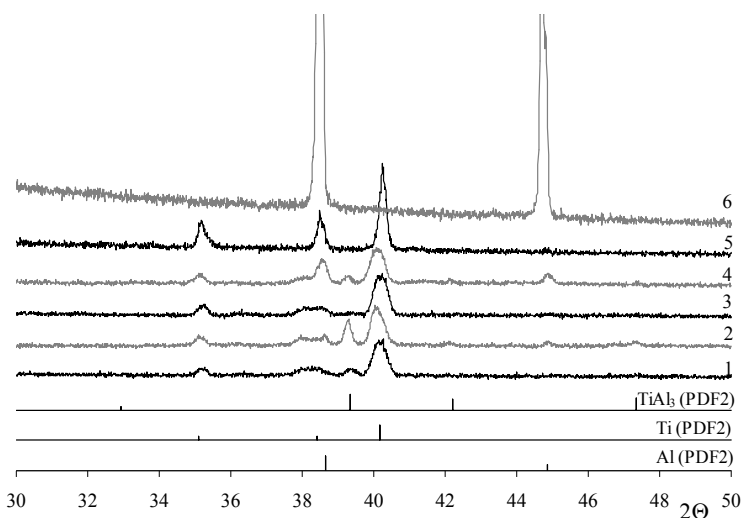


Рис. 4. Участки рентгеновской дифракционной картины от (Ti, Al) композиционного материала (время спекания – 180 мин; 1 – $C_{Ti} = 90$ ат.%, $p = 720$ МПа; 2 – $C_{Ti} = 60$ ат.%, $p = 720$ МПа; 3 – $C_{Ti} = 90$ ат.%, $p = 240$ МПа; 4 – $C_{Ti} = 60$ ат.%, $p = 240$ МПа; 5 – ПТМ-1; 6 – ПА-4; внизу – штрих-рентгенограммы по данным базы PDF2 для титана, алюминия и интерметаллоида $TiAl_3$).

На наличие интерметаллида $TiAl_3$ в (Ti, Al)-композите также указывают и результаты рентгенографических исследований (рис. 4). Отмечается присутствие (помимо вышеуказанных фаз исходных порошков) дифракционных линий интерметаллического соединения $TiAl_3$ (пространственная группа симметрии – $I4/mmm$). Его элементарная кристаллическая решетка изображена на рис. 5.

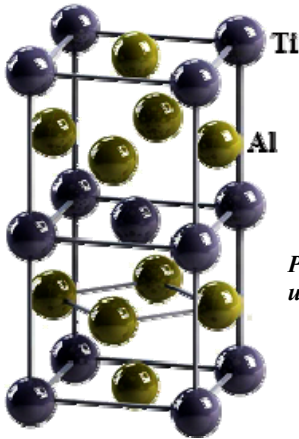


Рис. 5. Кристаллическая решетка интерметаллида $TiAl_3$.

Значения интегральной интенсивности дифракционной картины от $TiAl_3$ в зависимости от нагрузки прессования и состава композита при времени спекания 180 мин представлены на рис. 6.

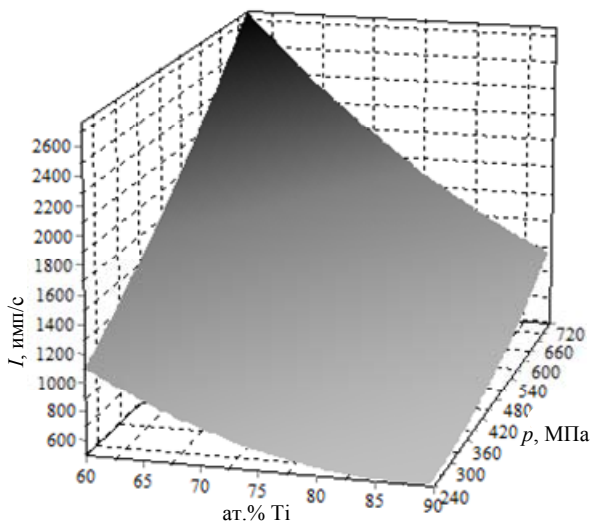


Рис. 6. Зависимость интегральной интенсивности I (имп/с) от $TiAl_3$ от давления прессования и состава композита (время спекания 180 мин).

Их можно использовать для оценки содержания кристаллитов соответствующей фазы в исследуемом композите. Данные рис. 6 подтверждают факт ускорения диффузионных процессов при росте давления прессования – увеличивается выход интерметаллоида (при прочих равных условиях). Повышение содержания алюминия также сопровождается возрастанием содержания интерметал-

лида в (Ti, Al)-композите, что обусловлено увеличением границ контакта титан-алюминий. Кроме того, дифракционные максимумы от интерметаллического соединения значительно уширены, что может свидетельствовать о наличии микродеформаций и дисперсности субблоков. Разделить их вклады в уширение затруднительно вследствие сильного перекрытия с дифракционными рефлексами от других кристаллографических фаз.

Появление вышеуказанного интерметаллида обусловлено экзотермической реакцией $3Al + Ti \rightarrow TiAl_3$ [3–10]. Её протекание сопровождается возможным локальным разогревом композита до температур, превышающих температуру плавления алюминия. На это указывают результаты работы [6]. В ней показано, что при сплавлении титана и алюминия может наблюдаться заметное повышение температуры прессовок (до 400 °С) относительно температуры печи. Данный разогрев приводит к локальному расплавлению алюминия, интенсификации диффузионных процессов с возможностью реализации механизма формирования конечной структуры титано-алюминиевых композитов, предложенного авторами работ [6, 16]. Он включает в себя последовательное протекание следующих стадий: малоактивного образования и роста сплошной интерметаллидной прослойки на границе Ti-Al вследствие диффузии алюминия по изолированным друг от друга каналам в оксидной пленке; образование и отгеснение в расплавленном алюминии частиц $TiAl_3$ (образуются в результате фрагментации под действием внутренних напряжений интерметаллидной прослойки); роста в расплаве толщины слоя с постоянным для данной температуры содержанием фрагментов $TiAl_3$. В области непосредственного контакта Ti-Al (чаще всего на заключительной стадии диффузионного процесса) с меньшим содержанием алюминия возможно появление следующих фаз системы титан-алюминий: $TiAl$ и Ti_3Al [6–8]. Кроме того, в получаемых композитах возможно образование оксидов титана и алюминия соответственно. На данную возможность указывают результаты исследований элементного состава: отмечается большое содержание кислорода. Кроме того, в композитах обнаружено присутствие следующих химических элементов (помимо титана и алюминия): кремния, кальция, углерода (они входят в состав исходных порошков), железа (элемент материала пресс-формы), азота (элемент атмосферы). Проведенные рентгенографические исследования показали отсутствие дифракционных линий от фаз $TiAl$ и Ti_3Al , а также оксидов титана и алюминия. Вероятно, их содержание не превышает пределов обнаружения используемого рентгеновского метода исследования.

Для системы «титан-алюминий» возможно проявление эффекта Киркендалла. На его возможность указано в работе [17] при исследовании границы контакта $TiAl_3/Ti$. Проведенные нами рентгенографические исследования также косвенно свидетельствуют о преимущественном направлении диффузии алюминия в титан. Была выявлена асимметричность/раздвоение формы рентгеновских дифракционных линий α -титана. Она может быть связана с присутствием для титана двух подрешеток (рис. 5), которые принадлежат одной пространственной группе симметрии. Для алюминия подобного раздвоения рентгеновской дифракционной линии не зафиксировано.

Вышеуказанный факт косвенно свидетельствует о диффузии алюминия в α -титан. Возможный механизм данного процесса следующий. На начальном этапе, при диффузии, алюминий занимает тетраэдрические и октаэдрические пустоты кристаллической решетки титана. Так как диаметр атомов алюминия больше размеров соответствующих пустот, то его внедрение сопровождается деформациями решетки и увеличением её параметров. На рентгенограмме это приводит к сдвигу положения дифракционной линии в сторону меньших брэгговских углов отражения (больших межплоскостных расстояний). При этом первоначально диффузия протекает для (Ti, Al) -композита в области непосредственного контакта разрушенных частиц титана и алюминия. Это связано с наличием на поверхности исходных зерен оксидов соответствующих металлов (титана, алюминия) вследствие большого их сродства к кислороду. Они существенно замедляют или могут полностью остановить диффузионный процесс. При приложении высокого давления на стадии формования, которое превышает соответствующие пределы прочности оксидной пленки, происходит её разрушение. Это приводит к увеличению площади непосредственного контакта титана и алюминия и росту скорости диффузии. По мере проникновения алюминия в кристаллическую решетку происходит её трансформация и, в конечном итоге, к появлению новой кристаллографической фазы – $TiAl_3$ [3, 4, 8].

Кроме того, раздвоение дифракционных линий может свидетельствовать об существовании для титана зерен с различным напряженным состоянием (сжимающие и растягивающие напряжения). В рамки данного предположения также вписывается тот факт, что для алюминия подобной асимметрии рефлекса не наблюдается. Это связано с тем, что температура спекания близка к соответствующей температуре плавления алюминия ($660\text{ }^\circ\text{C}$) и превышает температуру протекания рекристаллизационных процессов. Это приводит к

полному снятию внутренних напряжений в алюминии. Количественное рентгенографическое определение макронапряжений как в титане, так и в алюминии затруднено из-за сильного перекрытия дифракционных линий.

В вышеуказанный эффект раздвоения дифракционной линии может быть внесен вклад, связанный с внедрением в кристаллическую решетку титана элементов атмосферы (азота или кислорода), поскольку процесс термической обработки (спекания) проводили на воздухе. На эту возможность указывают результаты определения фазового состава пленок нитрида титана, полученных вакуумно-дуговым методом вблизи эмитируемого катода, а также конденсируемых при этом микрочастиц [18]. Но данный механизм не является преобладающим, т. е. не отмечается раздвоения для дифракционных рефлексов от фазы алюминия (оба элемента обладают достаточно большим сродством к кислороду).

Результаты измерения твердости по Бринеллю H_B указывают (см. рис. 1, б) на то, что результирующая твердость не определяется лишь суперпозицией соответствующих вкладов алюминия и титана. На это указывает наличие локального максимума зависимости H_B от содержания титана в (Ti, Al) -композите, который при росте давления прессования сдвигается в область больших значений S_{Ti} (от ~ 75 до 85 ат.%). Отмечается некоторое ($\sim 10\%$) снижение твердости при увеличении времени твердофазного спекания на воздухе. Данный факт связан с рекристаллизационными процессами в компонентах композита при изотермической выдержке. Причем более интенсивно они протекают в алюминии. В пользу этого говорят также вышеприведенные данные рентгенографического исследования.

Результаты измерения коэффициента теплового расширения (КТР) при комнатной температуре представлены на рис. 1, в. Наибольшие значения КТР принимает при максимальном давлении прессования и минимальном содержании титана, а наименьшие – при максимальных нагрузке и S_{Ti} . Увеличение доли титана в композиционном материале уменьшает коэффициент термического расширения (Ti, Al) -композита. При этом наибольшие изменения КТР отмечаются при более высокой нагрузке прессования. Повышение нагрузки, прикладываемой в процессе формования, при малом S_{Ti} сопровождается ростом КТР ($\sim 20\%$), а в случае большой доли титана в материале – к его снижению ($\sim 8\%$). Увеличение времени твердофазного спекания приводит к увеличению КТР ($\sim 10\%$). Влияние состава на коэффициент термического расширения обусловлено значениями КТР для сходных элементов композиционного материала –

титана (при $T = 300$ К имеем $8,4 \times 10^{-6}$ К⁻¹) и алюминия (при $T = 300$ К имеем $22,5 \times 10^{-6}$ К⁻¹) [5]. КТР для некоторых сочетаний варьируемых факторов (в основном при малых временах термообработки) получился ниже соответствующих значений КТР компонент композита. Данный факт обусловлен наличием значительного порового пространства в композиционном материале. Это приводит к тому, что при тепловом расширении материал не испытывает механического сопротивления со стороны нижележащего слоя, и это сопровождается падением значений КТР.

Экспериментальные значения коэффициента температуропроводности a представлены на рис. 1, 2. Можно отметить, что они несколько меньше соответствующего значения для титана ($9,3 \times 10^{-6}$ м²/с). Данный факт обусловлен достаточно высокой пористостью композиционного материала, что приводит к нарушению распространения изотермической поверхности в объеме композита. Его величина имеет наибольшие значения при минимальной концентрации титана и максимальном давлении прессования, а наименьшие – при минимальных содержании титана и нагрузке прессования. Отмечается повышение значений температуропроводности с увеличением F . Причем при малых C_{Ti} скорость роста значительно выше ($\Delta a = 2,5 \times 10^{-6}$ м²/с при 60 ат.% Ti и $1,5 \times 10^{-6}$ м²/с при 90 ат.% Ti).

Увеличение содержания титана в композите сопровождается уменьшением коэффициента температуропроводности. Причем при больших нагрузках прессования снижение его значений происходит заметно быстрее. Такое поведение температуропроводности композита обусловлено суперпозицией соответствующих вкладов от титана ($9,3 \times 10^{-6}$ м²/с) и алюминия ($93,8 \times 10^{-6}$ м²/с). Конечные значения коэффициента температуропроводности определяются также и пористостью, т. к. наибольшие его значения меньше или сравнимо с соответствующими значениями для титана, несмотря на наличие алюминия. Причем изменения a при росте содержания титана не коррелируют с поведением пористости: наибольший вклад вносит исходные значения коэффициента температуропроводности компонент композита. Например, при нагрузке прессования при росте C_{Ti} a изменяется на 40 % и на 55 %, а пористость на 50 % и на 45 % при значениях F 30 и 90 кН соответственно.

Заключение

По результатам настоящей работы можно сделать следующие выводы.

1. Исследования титан-алюминиевых композиционных материалов указывают на наличие в них большого объема пор. Максимальная пористость соответствует наибольшему содержанию титана при малых давлениях прессования, что связано с тем, что алюминий вследствие большей пластичности при увеличении нагрузки деформируется и заполняет соответствующее поровое пространство.

2. Рентгенографические исследования указывают на раздвоение дифракционных линий титана. Данный факт свидетельствует об существовании для титана двух подрешеток с различным напряженным состоянием и содержанием алюминия. Отсутствие подобного расщепления для алюминия, свидетельствует о преимущественной диффузии алюминия в α -титан и последующим образованием интерметаллоида $TiAl_3$.

3. Протекание экзотермической реакции $3Al + Ti \rightarrow TiAl_3$ приводит к возможности (локально) наличия жидкого алюминия в композите, и соответственно к возможности роста интерметаллоида на границе Ti-Al вследствие диффузии алюминия по изолированным друг от друга каналам в оксидной пленке.

4. Значения плотности, твердости, коэффициентов термического расширения и температуропроводности обусловлены свойствами исходных компонентов исследуемых (Ti, Al)-композитов (алюминия и титана), наличием порового пространства и процессами, протекающими при твердофазном спекании.

5. Экстремальные значения (минимальные и максимальные) вышеуказанных свойств (исключение – твердость по Бринеллю) соответствуют сочетаниям крайних значений варьируемых факторов: содержания титана и нагрузки прессования. Плотность композиционного материала максимальна при наибольших содержании титана и давлении прессования, а минимальна – при их минимальной величине. Термический коэффициент линейного расширения принимает наибольшие значения при максимальном давлении прессования и минимальном содержании титана, а наименьшие – при максимальных нагрузке и доли титана в (Ti, Al)-композите. Коэффициент температуропроводности максимален при минимальной концентрации титана и максимальном давлении прессования, а наименьшие – при минимальных содержании титана и нагрузке прессования.

Результаты данной работы могут быть использованы при оптимизации режимов формования и твердофазного спекания композитов систе-

мы Ti-Al с целью создания титан-алюминиевых материалов с заданными параметрами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Либенсон Г. А., Лопатин В. Ю., Комарницкий Г. В. Процессы порошковой металлургии. Т. 2. Формирование и спекание. – М.: МИСИС, 2002.
2. Купарисов С. С., Либенсон Г. А. Порошковая металлургия. – М.: Металлургия, 1980.
3. Kimura A., Murakami T., Yamada K., Suzuki T. // Thin Solid Films. 2001. Vol. 282. No. 1–2. P. 101.
4. Shtansky D. V., Levashov E. A., Sheveiko A. N., Moore J. J. // J. Mater. Syn. Proc. 1998. Vol. 6. No. 1. P. 61.
5. Амосов А. П., Латухин Е. И., Федотов А. Ф., Ермошкин А. А., Алтухов С. И. // Известия ВУЗов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2011. № 1. С. 46.
6. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Жоров А. Н., Рогозин В. Д. // Физика и химия обработки материалов. 2004. № 3. С. 50.
7. Пачин С. А., Бурков А. А., Комарова В. С. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2013. № 6. С. 16.
8. Максимова С. В. // Автоматическая сварка. 2009. № 3. С. 7.
9. Курзина И. А., Козлов Э. В., Попова Н. А., Калашиников М. П., Никоненко Е. Л., Савкин К. П., Окс Е. М., Шаркевич Ю. П. // Известия РАН. Серия физическая. 2012. Т. 76. № 11. С. 1384.
10. Прибытков Г. А., Андреева И. А., Коржова В. В. // Физика и химия обработки материалов. 2011. № 1. С. 18.
11. Панькин Н. А., Сигачев А. Ф., Мишкин В. П. // Прикладная физика. 2015. № 6. С. 30.
12. Панькин Н. А., Окин М. А., Чистяков Н. И., Сигачев А. Ф., Луконькина А. С. // Прикладная физика. 2016. № 5. С. 60.
13. Бобылев А. В. Механические и технологические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1987.
14. Панькин Н. А., Сигачев А. Ф., Носов Ю. С., Окин М. А., Юдин В. А. // Известия ВУЗов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия». 2015. № 1. С. 27.
15. Панькин Н. А., Мишкин В. П., Окин М. А., Сигачев А. Ф. // Известия ВУЗов. Поволжский регион, сер. Физико-математические науки. 2015. № 1. С. 156.
16. Арисова В. Н., Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Жоров А. Н. // Технология металлов. 2005. № 8. С. 39.
17. Loo F. J. J., Rieck G. D. // Acta Metall. 1973. Vol. 21. P. 73.
18. Smolanov N. A., Pankin N. A., Mishkin V. P. // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2015. Vol. 9. No. 2. P. 383.

PACS: 68.37.Hk, 65.40.De, 61.05.C-, 66.30.Xj

Structure and properties of the composite material of the Ti-Al system obtained by cold pressing and solid-phase sintering

*N. A. Pan'kin, M. A. Okin, A. F. Sigachev, V. P. Mishkin,
N. I. Chistyakov, and A. S. Lukon'kina*

Ogarev Mordovia State University
68 Bolshevistskaya str., Saransk, Republic of Mordovia, 430005, Russia
E-mail: panjkinna@yandex.ru

Received March 23, 2017

Scanning electron microscopy, metallography, X-ray diffraction, thermomechanical analysis, and laser flash method were used to perform a complex study of the structure and properties of (Ti, Al) composites. They were prepared by pressing a mixture of titanium and aluminum powders and their subsequent solid-phase sintering in air. Dependences of microstructure, phase composition, density, porosity, hardness, thermal diffusivity, and thermal expansion on composition, pressing pressure, and sintering time are obtained. Extreme values (minimum and maximum) of the above properties (exception – a Brinell hardness) correspond to combinations of the extreme values of the variable factors – the content of titanium and the pressing load. Possible mechanisms for the formation of structure, phase composition and properties are described.

Keywords: composite, diffusion, intermetalloid, microstructure, porosity, phase composition, hardness, coefficient of thermal expansion, thermal diffusivity.

REFERENCES

1. G. A. Libenson, V. Yu. Lopatin, and G. V. Komarnitskii, *Processes of Dust Metallurgy. Vol. 2.* (MISIS, Moscow, 2002) [in Russian].
2. S. S. Kiparisov and G. A. Libenson, *Powder Metallurgy.* (Metallurgiya, Moscow, 1980) [in Russian].
3. A. Kimura, T. Murakami, K. Yamada, and T. Suzuki, *Thin Solid Films*, **282** (1–2), 101 (2001).
4. D. V. Shtansky, E. A. Levashov, A. N. Sheveiko, and J. J. Moore, *J. Mater. Syn. Proc.* **6** (1), 61 (1998).
5. A. P. Amosov, E. I. Latukylin, A. F. Fedotov, A. A. Ermoshkin, and S. I. Altukhov, *Izv. Vuzov. Ser. Poroshk. Metallurg.*, No. 1, 46 (2011).
6. Yu. P. Trykov, L. M. Gurevich, A. N. Zhorov, and V. D. Rogozin, *Fizik. Khim. Obrab. Material.*, No. 3, 50 (2004).
7. S. A. Pachin, A. A. Burkov, and V. S. Komarova, *Surf. X-ray. Invest.*, No. 6, 16 (2013).
8. S. V. Maksimova, *Avtomat. Svarka*, No. 3, 7 (2009).
9. B.A. Kurzina, E.V. Kozlov, N.A. Popova, M. P. Kalashnikov, E. L. Nikonenko, K. P. Savkin, E. M. Oks, and Yu. P. Sharkeev, *Bull. RAS. Ser. Phys.*, **76** (11), 1384 (2012).
10. G. A. Pribytkov, I. A. Andreeva, and V. V. Korzhova, *Fizik. Khim. Obrab. Material.*, No. 1, 18 (2011).
11. N. A. Pankin, A. F. Sigachev, and V. P. Mishkin, *Applied Physics*. No. 6, 30 (2015).
12. N. A. Pankin, M. A. Okin, N. I. Chistyakov, A. F. Sigachev, and A. S. Lukonkina, *Applied Physics*. No. 5, 30 (2016).
13. A. V. Bobylev, *Mechanical and Technological Features of Metals* (Metallurgiya, Moscow, 1987) [in Russian].
14. N. A. Pankin, A. F. Sigachev, Yu. S. Nosov, M. A. Okin, and V. A. Yudin, *Izv. Vuzov. Ser. Poroshk. Metallurg.*, No. 1, 27 (2015).
15. N.A. Pankin, V.P. Mishkin, M.A. Okin, and A. F. Sigachev, *Izv. Vuzov. Povolzhskii Region. Ser. Fiz-Mat.*, No. 1, 156 (2015).
16. V. N. Arisova, Yu. P. Trykov, L. M. Gurevich, and A. N. Zhorov, *Tekhnologiya Metallov*, No. 8, 39 (2005).
17. F. J. J. Loo and G. D. Rieck, *Acta Metall.* **21**, 73 (1973).
18. N. A. Smolanov, N. A. Pankin, and V. P. Mishkin, *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques.* **9** (2), 383 (2015).