

УДАРНЫЙ СИНТЕЗ И МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВА Ti—Al

Д. Л. Гурьев¹, Ю. А. Гордополов², Н. Г. Зарипов³, Р. Р. Кабиров³¹ФГУП «ВНИИФТРИ», 141570 Менделеево, gur@vniiftri.org²Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, 142432 Черноголовка³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, 450001 Уфа

Впервые высокотемпературный твердофазный синтез проведен с использованием энергии взрыва, совмещенного с ударным сжатием. Исследованы состав и структура сплава, полученного данным методом синтеза стехиометрической смеси Ti + Al. Микроструктура двухфазного ($\gamma + \alpha_2$) интерметаллического сплава отличается от структуры сплавов, полученных методом горячего взрывного прессования при близких значениях температуры предварительного разогрева и ударного давления, а также от структур, получаемых методами порошковой металлургии. Отмечено значительное увеличение выхода γ -фазы.

Ключевые слова: динамический тепловой взрыв, ударное сжатие, интерметаллические сплавы, алюминид титана, рентгенофазовый анализ, микроструктура.

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе γ -фазы TiAl являются перспективными материалами для эксплуатации в диапазоне температур $T = 600 \div 900$ °С, причем наилучшие характеристики демонстрируют сплавы с мелкозернистой микроструктурой. Различные способы получения γ -TiAl обуславливают различные дисперсность и степень однородности микроструктуры. Например, с этой целью применяют горячую деформацию образцов и изотермическую ковку слитков с низкими скоростями деформации при $1100 \div 1200$ °С [1–5].

При изотермической ковке сплава Ti—45.5Al—2Cr—2Nb [6] в ($\alpha + \gamma$)-фазовой области при предварительном нагреве до температуры 1260 °С получен материал, содержащий сферические γ - и α -зерна размером $5 \div 30$ мкм. В настоящее время наиболее распространена горячая ковка таких сплавов при $T = 1150 \div 1300$ °С [7, 8], которая ведет к существенно меньшим размерам зерен ($5 \div 15$ мкм), чем при изотермической ковке. Учитывая это, можно предположить, что методы ударно-волнового деформирования также будут создавать мелкозернистую структуру с возможным отличием от методов с более низкими скоростями деформирования.

Попытки ударного синтеза TiAl в плоских ампулах из крупнодисперсных порошков компонентов при давлении $5 \div 27$ ГПа показали, что реакция проходит в небольшой центральной части ампулы и продуктом является смесь

фаз, содержащая в основном TiAl₃ и Ti, а также незначительное количество Ti₃Al, Ti₂Al и γ -фазы TiAl [9]. В такой же постановке ударного эксперимента смесь γ -TiAl и Ti₃Al образуется в узких зонах интенсивных пластических течений [10].

В цилиндрических ампулах сохранения реакция также наблюдается в ограниченной области, локализованной вдоль оси, где в зависимости от скорости детонации взрывчатого вещества (ВВ) и исходной плотности удается получить смесь γ - и α_2 -фаз [11]. В сферических ампулах при давлениях до 50 ГПа получается трехфазный продукт: TiAl, Ti₃Al с пониженной степенью порядка и Ti—Al—Fe [12]. Последний образуется за счет загрязнения реакционной шихты железом от стенок ампулы в процессе динамического воздействия; содержание железа достигает $5 \div 10$ %.

Таким образом, провести стандартным методом ударный синтез γ - и α_2 -фаз TiAl во всем объеме образца оказалось невозможным, тогда как применение предварительной механообработки реакционной смеси позволило получить продукт ударно-волнового синтеза с высоким содержанием γ -фазы. При ударном сжатии в цилиндрических ампулах сохранения образование смеси фаз Ti₃Al и TiAl (α_2/γ в отношении 1/9) получено при скоростях детонации ВВ $4 \div 8$ км/с [13]. Ударное сжатие рентгеноаморфных исходных порошков в плоской ампуле привело к значительному выходу γ -TiAl с небольшой примесью Ti₃Al, Al₂Ti₄C₃,

TiAl₂ [14] в диапазоне скоростей ударника 0.8 ÷ 1.6 км/с, тогда как без предварительной механической обработки порошки начинают реагировать при скоростях ударника более 1.6 км/с с образованием γ -фазы (TiAl₃).

Предварительный подогрев шихты и последующее воздействие динамической нагрузки осуществлены в цилиндрической ампуле в [15]. Трудность таких экспериментов состоит в предотвращении нагрева ВВ, что может вызвать преждевременную детонацию заряда. Поэтому было предложено проводить нагрев образца вне взрывной сборки. Нагрев до 550 °С не оказывает влияния на продукты синтеза, а при $T = 800$ °С синтез γ -фазы проходит в центральной части образца порошков с высокой удельной поверхностью. При воздействии на обычные крупнодисперсные порошки γ -фаза не образуется.

В [16] предложен метод высокоскоростного предварительного разогрева исходной смеси, позволяющий осуществлять динамической тепловой взрыв в реакционных смесях и проводить сверхскоростное деформирование ударным сжатием в заданный момент времени с сохранением продуктов синтеза. Диапазон давлений в таких опытах может достигать 20 ГПа, средние скорости нагрева реакционной ячейки — 25 °С/с. За счет подогрева во время протекания реакции Ti + Al удается получить температуру смеси выше 1480 °С, а конструктивное оформление взрывной сборки с размещением ВВ в непосредственном контакте с нагреваемым образцом дает возможность производить ударное сжатие образца в любой момент времени как в процессе синтеза, так и в процессе остывания сборки.

Цель настоящей работы заключается в исследовании фазового состава и микроструктуры материала на основе γ -TiAl, синтезированного в результате высокотемпературного ударного сжатия.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исследуемый образец подвергался ударному сжатию в стандартных цилиндрических ампулах сохранения диаметром 10 ÷ 11 мм (рис. 1). В качестве генератора ударных волн использовались заряды ВВ диаметром 60 мм. Исходная смесь размещалась в реакционной ячейке диаметром 7 мм, высотой 40 мм. Предварительный разогрев осуществлялся с помощью молибденовой проволоки, расположенной

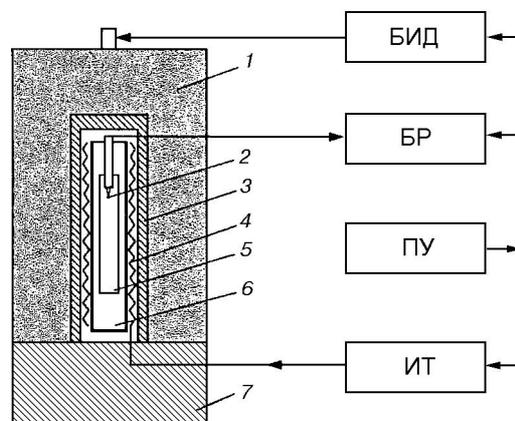


Рис. 1. Экспериментальная схема:

БИД — блок инициирования детонации, БР — блок регистрации температуры, ПУ — пульт управления, ИТ — источник тока, 1 — заряд ВВ, 2 — спай термпары, 3 — защитный кожух, 4 — нагревательный элемент, 5 — реакционная ячейка, 6 — ампула сохранения, 7 — основание

между защитным кожухом и стенкой ампулы сохранения. Внешний диаметр защитного кожуха 26 мм. Температура ампулы контролировалась вольфрамрениевой термпарой (диаметр проволоки 0.2 мм), расположенной по оси цилиндрической ампулы, спай размещался в торце силового корпуса на расстоянии 2 мм от границы исследуемой смеси.

При достижении заданных температур проводился подрыв заряда ВВ. Температурный режим регулировался скоростью нагрева стенок ампулы в диапазоне 10 ÷ 25 °С/с в области температур начала реакции 600 ÷ 660 °С. В качестве исходных веществ использовались порошки титана (диаметр частиц 75 мкм) и алюминия (диаметр частиц 63 мкм). Исходная стехиометрическая смесь этих порошков запрессовывалась в реакционную ячейку ампулы сохранения. Скорость нагрева задавалась силой тока по известной калибровочной кривой зависимости скорости нагрева от выходной мощности источника питания. Когда температура достигала критического значения, в образце Ti—Al происходил тепловой взрыв с выделением теплоты реакции в течение нескольких секунд, в результате которого температура образца резко повышалась и наблюдалось плавление исходных компонентов и их продуктов. Последующее охлаждение образца за счет теплоотвода в более холодную стенку приводило к выравниванию температур и последующему

плавному охлаждению всей ампулы. После достижения определенных температур в режиме охлаждения подрывался заряд ВВ и происходило ударное обжатие исследуемого образца. С помощью термопары контролировалась температура стенки в непосредственной близости от горячего образца, что позволяло работать в режиме допустимой прочности ампулы и сохранять материал для последующего изучения. Такой метод взрывного компактирования можно назвать динамическим тепловым взрывом с совмещенным ударным сжатием.

Результаты химического анализа представлены в таблицах, местоположение анализируемых точек указано в последнем столбце таблиц, причем точки с двойной нумерацией лежат в непосредственной близости к области точки с одинарной нумерацией. Было выполнено также рентгеновское и электронно-микроскопическое исследование сохраненных образцов.

Опыт № 1, динамический тепловой взрыв.

Средняя скорость нагрева образца $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ вблизи температуры начала реакции $660\text{ }^{\circ}\text{C}$. Максимальная температура (из-за совместного действия нагревателя и выделения теплоты реакции) зарегистрирована на 60-й секунде после

начала нагрева. В сохраненном образце видно несколько зон (рис. 2).

В зоне наибольшего разогрева зарегистрированы: сквозное плавление титановой стенки ампулы, округлые поры размером 2 мм, вытекание расплавленного материала наружу ампулы. В следующей зоне (спек полусферического вида) рентгеновский анализ фиксирует линии γ -фазы, а также сильнейшую линию α_2 -фазы. Отношение интенсивностей сильных линий α_2/γ равно 0.045. Рентгенограмма зоны III дает такой же набор линий, но количество α_2 -фазы больше: отношение интенсивностей сильных линий α_2/γ равно 0.26. Из этой части образца (площадью $10 \times 12\text{ мкм}$) изготовлен шлиф для проведения элементного анализа по точкам (табл. 1).

На рис. 3,а представлена микроструктура образца из зоны I. Как видно, между светлыми зернами γ -фазы присутствуют прослойки более темной α_2 -фазы, у которых нет четких границ. Обнаружена сквозная диффузия материала заглушки в образец, концентрация железа составляет $0.2 \div 0.4\text{ ат. \%}$, концентрация материала стенки ампулы около 0.1 ат. \% . Наблюдается большое изменение состава сплава по всему образцу: так, концентрация титана колеблется от 53 до 88 ат. %. Возможно, что центр зерна и его периферия также различны по химическому составу, так как в теле зерен γ -фазы видны поры, а в некоторых — частицы другой фазы. На рис. 3,б видны зерна γ -фазы, средний размер которых $15 \div 20\text{ мкм}$, размер пор $1.5 \div 2\text{ мкм}$.

Опыт № 2, динамический тепловой взрыв с ударным сжатием. Стенки ампулы сохранения выполнены из молибдена. Входное отверстие реакционной ячейки закрыто титановой прокладкой толщиной 4 мм. Средняя скорость нагрева в области начала реакции $20.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Максимальная температура в торце ампулы $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ зарегистрирована на 90-й секунде от начала нагрева. Ударное сжатие произведено при пассивном спаде температуры на 120-й секунде от начала нагрева при температуре стенки ампулы $\approx 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Среднее давление в ампуле предполагаем равным давлению детонации заряда ВВ в точке Чепмена — Жуге, т. е. 6 ГПа.

Рентгенофазовый анализ образца, примыкающего к титановой прокладке (см. рис. 2,б зона I), показал наличие $\approx 70\text{ \%}$ α_2 -фазы, а также линий γ -фазы.

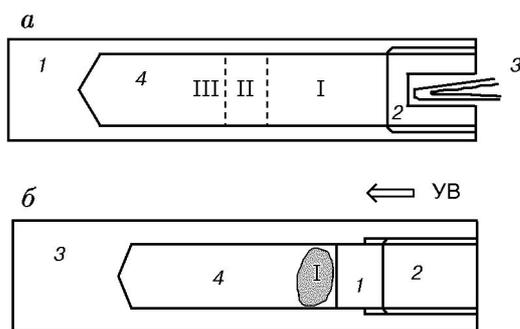


Рис. 2. Схема расположения зон отбора проб для рентгеноструктурного анализа:

а — образец № 1 (02.08.02): 1 — корпус ампулы (титановый сплав), 2 — заглушка (сталь Ст.3), 3 — термопара, 4 — реакционная ячейка; I — зона наибольшего разогрева, наблюдается сквозное плавление титановой стенки, образование больших пор (до 2 мм), вытекание расплавленного материала; II, III — зоны, из которых взято вещество для рентгеноструктурного анализа; б — образец № 2 (02.09.02): 1 — титановая прокладка, 2 — стальной болт, 3 — ампула из молибдена, 4 — ударно-сжатый материал; I — зона, из которой взято вещество для анализа на рентгеновском дифрактометре

Таблица 1

Образец № 1. Динамический тепловой взрыв. Элементный количественный анализ состава сплава

Номер точки	Ti, ат. %	Al, ат. %	Fe, ат. %	Месторасположение пробы, примеси
1	56.05	43.30	0.32	Верхний край — центр
2	71.58	28.29	0.18	Верхний край — периферия
3	59.72	39.98	0.30	Середина — центр
3.1	65.84	33.82	0.16	—
3.2	60.06	39.29	0.20	Светлая фаза, следы Ni, Nb
3.3	54.96	44.63	—	Светлая фаза, следы Co, Nb
3.4	67.99	31.67	0.16	Более темная фаза
3.5	66.79	33.07	0.14	Более темная фаза
4	70.41	28.77	0.48	Середина — периферия, следы Mn, Nb
4.1.	78.43	21.14	0.43	Более темная фаза
4.2.	88.58	10.47	0.32	Более темная фаза, следы Cr, Nb
4.3	53.04	48.16	0.32	Светлая фаза, следы Cr, Nb
4.4	56.29	42.70	0.40	Светлая фаза, следы Co, Nb
5	70.12	29.57	—	Нижний край — центр
6	60.55	39.14	0.23	Нижний край — периферия, 0.08 Cr

Элементный анализ (табл. 2) проводился в темной (точка 3.1) и светлой (точка 3.2) частях образца, которые соответствуют α_2 - и γ -фазам. На рис. 4 приведена электронная фотография микроструктуры образца. Как видно, зерна имеют округлую форму и размеры $10 \times (2 \div 3)$ мкм, на теле образца присутствуют открытые трещины. Химический состав проведен по точкам с площади 10×12 мкм (см. табл. 2). Наблюдается диффузия материала молибденовой стенки в образец, концентрация Mo колеблется в пределах $1 \div 2.7$ ат. % (вблизи стенки на середине высоты образца). Наблюдается сквозная диффузия железа в образец, концентрация железа доходит до 2 ат. %. Отметим, что зерна γ -фазы заметно однороднее по своему составу в сравнении со случаем горячего взрывного прессования [17], избыточная фаза отсутствует по их границам.

Определен средний размер структурных составляющих каждой фазы. В опыте № 1 средний размер зерен γ -фазы (светлая часть образца) составил 17.2 мкм, α_2 -фазы (темная часть) — 21.2 мкм, пор — 5.2 мкм; в опыте № 2 — соответственно 25.1, 29.3 и 13.2 мкм. Средняя микротвердость (по Виккерсу) свет-

лой фазы образца № 1 составила 6 600, темной — 5 750, для образца № 2 — соответственно 4 540 и 5 100.

Опыт № 3, динамический тепловой взрыв с ударным сжатием. Материал ампулы — сталь Ст. 3. Средняя скорость нагрева в зоне начала реакции 19 °C/с, среднее давление ударной волны 6.7 ГПа. Подрыв заряда ВВ произведен через 40 с после теплового взрыва при температуре стенки ≈ 1200 °C. В центральной части сохраненного образца образовалась полость диаметром ≈ 2.5 мм. Рентгенограмма продуктов показывает образование смеси фаз Ti_3Al и $TiAl$ (α_2/γ) с отношением 1/10. Данные количественного анализа образца по точкам, расположенным в разных частях, представлены в табл. 3. В данном опыте наблюдается сквозная диффузия материала стенки ампулы в исследуемый образец, концентрация Fe достигает 10 ат. %. В нижней части ампулы зафиксирован тройной сплав состава 31 % Ti—29 % Al—40 % Fe. Электронно-микроскопическая фотография структуры образца № 3 представлена на рис 5. Видны светлые частицы γ -фазы размером $10 \div 12$ мкм. По всему полю образца отмечены мелкодис-

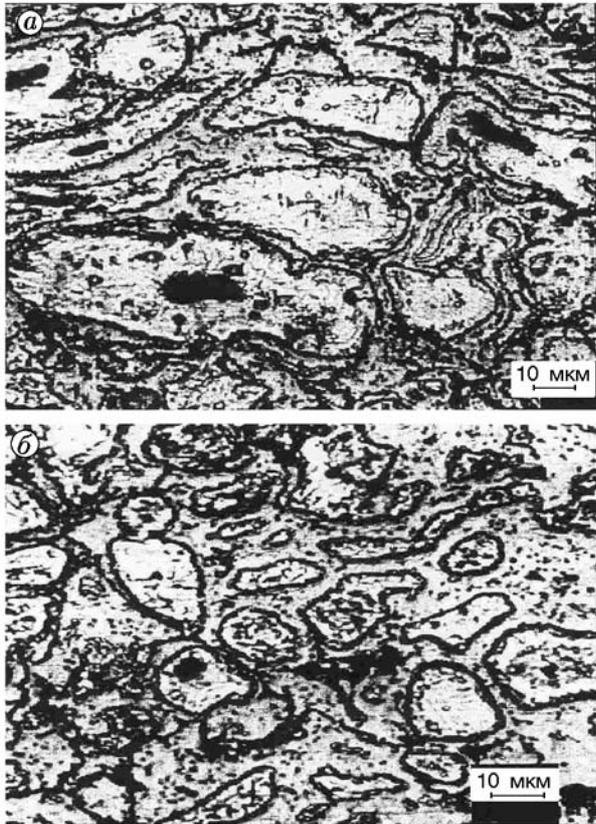


Рис. 3. Образец № 1. Микроструктура сплава, полученного методом теплового взрыва стехиометрической смеси Ti + Al

персные скопления белых частичек правильной округлой формы со средним размером $2 \div$

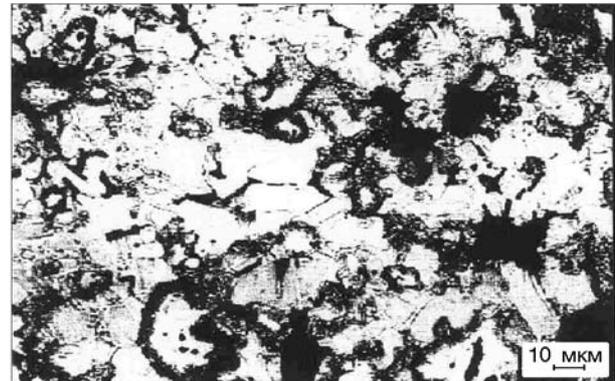


Рис. 4. Микроструктура образца № 2 после спекания методом динамического теплового взрыва, совмещенного с ударным сжатием

3 мкм, их структура соответствует γ -фазе TiAl и характеризуется составом 48 % Ti—43 % Al—9 % Fe.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ОПЫТОВ

Результаты опыта № 1 близки к результатам термического синтеза, где выход γ -фазы зависит от диаметра частиц титана и при размере 40 мкм составляет $\approx 30\%$ [18]. В нашем случае в зонах, где реализованы максимальные скорости нагрева, наблюдается увеличение выхода γ -фазы по сравнению с термическим синтезом. Метод теплового взрыва с одновре-

Таблица 2

Образец № 2. Динамический тепловой взрыв, совмещенный с ударным сжатием. Элементный количественный анализ состава сплава

Номер точки	Ti, ат. %	Al, ат. %	Fe, ат. %	Mo, ат. %	Месторасположение пробы, контраст
1	54.25	44.56	1.19	0	Верх — центр
2	53.57	45.50	0.82	0.11	Верх — периферия
3	47.25	51.49	1.21	0.06	Середина — центр
4	50.02	46.74	2.11	2.71	Середина — периферия
5	46.55	52.57	0.50	0.38	Низ — центр
6	46.07	52.28	0.70	0.95	Низ — периферия
3.1.	63.49	36.32	0.19	0	Темная фаза
3.2	53.80	44.93	1.07	0.19	Светлая частица

Примечание. Ударное сжатие при температуре 1000 °С, среднее давление ударной волны 6.7 ГПа.

Таблица 3

Образец № 3. Количественный элементный анализа состава сплава

Номер точки	Ti, ат. %	Al, ат. %	Fe, ат. %	Месторасположение пробы, контраст
1	38.04	61.89	0.07	Верхний край — центр
2	67.24	32.55	0.21	Верхний край — периферия
3	49.04	47.37	3.60	Середина ампулы — центр
4	43.04	50.48	6.47	Середина ампулы — периферия
5	49.97	42.86	7.18	Нижний край — центр
6	31.09	29.24	39.67	Нижний край — периферия
3.1	48.53	42.89	8.22	Скопление белых частиц на основной фазе
3.2	56.76	41.76	1.48	Темная частица
3.3	48.47	41.66	9.86	Темная фаза со скоплениями светлых частиц
3.4	47.73	43.98	8.29	Белые частицы правильной формы размером $2 \div 3$ мкм
7	—	—	89.99	Стенка ампулы, 0.19Si, 2.14Ti, 0.11Mo, 3.00Al

Примечание. Ударное сжатие при температуре ≈ 1000 °С, среднее давление ударной волны 6.7 ГПа.

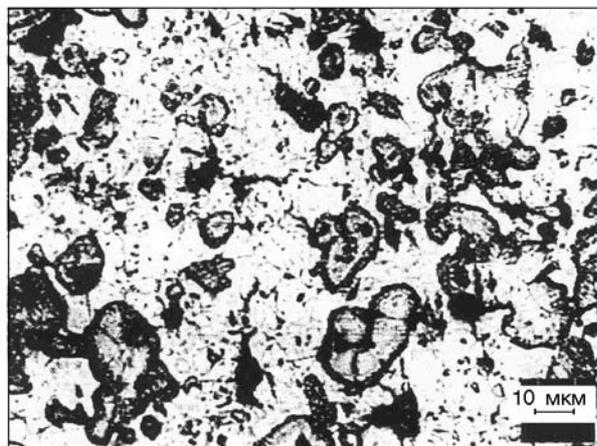


Рис. 5. Микроструктура образца № 3, полученного методом динамического теплового взрыва, совмещенного с ударным сжатием

менным ударным сжатием позволяет достичь температур выше температур плавления как γ -фазы (1450 °С), так и титана (1668 °С), после чего в условиях быстрого охлаждения сохраняется метастабильная γ -фаза с большим избытком титана и значительно замедляется реакция образования α_2 -фазы.

Метод теплового взрыва с ударным сжатием позволяет провести взаимодействие Ti с Al в состоянии расплава и избавиться от газовых включений кислорода и азота. Фор-

мирование мелкозернистой микроструктуры в γ -сплавах в данной методике может быть осуществлено за счет выбора режима тепловой выдержки с последующим ударным прессованием. В данном случае размер частиц исходного порошка не имеет принципиального значения, так как синтез идет через фазу расплава образца, а на размер зерен влияет скорость закалки сплава, увеличение которой приводит к уменьшению размера зерна.

Образец, полученный в опыте № 2, отличается от результатов метода горячего взрывного прессования [17], где в центральной зоне образца наблюдаются практически только пластины α_2 -фазы, а в периферийной части образца — мелкие ($5 \div 10$ мкм) зерна γ -фазы, на границах и внутри которых в незначительных количествах присутствует α_2 -фаза. Появление большого количества α_2 -фазы авторы [17] связывают со смещением области стабильного существования фазы на диаграмме состояния под действием высокого давления в условиях быстрого охлаждения в волне разгрузки, а также за счет осуществления мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \alpha_2$. В нашем случае формируются зерна γ -фазы со средним размером 25.1 мкм, что более чем в два раза меньше, чем у исходных порошков. При этом наблюдается относительно равномерное распределение ($\gamma + \alpha_2$)-фазовой области в образце, состоящей из крупных γ -зерен и дисперсных α_2 -частиц, что сви-

детельствует об относительно близких термодинамических режимах ударно-волнового нагружения по всему объему. Заметим, что горячее взрывное прессование смеси порошков Ti + Al при $T = 800\text{ }^\circ\text{C}$ [15] дает близкий по фазовому составу материал, состоящий из γ -фазы TiAl и TiAl₃, однако микроструктура синтезированного материала автором указанной работы не исследовалась.

Опыт № 3, проведенный при более высоких температурах (температура стенки 1200 °C, а в образце еще выше), привел к значительному повышению выхода γ -фазы, что в условиях ударного сжатия в цилиндрической ампуле сохранения получено только в случае предварительной механоактивации порошков [13]. Интересно, что материал стальной стенки ампулы, сохраненной после взрывного воздействия, содержит примесь 3 % молибдена, который мог попасть в стенку только в результате ударно-волнового механизма переноса из проволоки молибденового нагревателя.

ВЫВОДЫ

- Установлено увеличение выхода γ -фазы при использовании динамического теплового взрыва с высокими скоростями нагрева и температурами в сравнении с известными способами термического синтеза. Образование α_2 -фазы значительно замедляется за счет быстрого охлаждения.

- Показана принципиальная возможность проведения ударно-волнового сжатия при давлениях до 7 ГПа и температурах вплоть до температуры плавления системы Ti—Al в режиме теплового взрыва с последующим сохранением продуктов.

- Новая методика отличается от известного способа горячего взрывного прессования тем, что для реализации высоких выходов γ -фазы TiAl не требуется предварительно проводить механоактивацию исходных порошков.

- Установлено, что в сплаве Ti—Al, синтезированном описанным методом, фиксируется нехарактерное фазовое состояние, отличное от структуры, полученной методом горячего взрывного прессования при близких значениях температуры предварительного разогрева и ударного давления. Микроструктура сплава характеризуется выделениями с характерными размером и формой частиц γ -фазы TiAl, равномерно распределенными по всему объему образца.

- Показана зависимость среднего размера и формы зерна γ -фазы от условий проведения высокотемпературного взрывного эксперимента: образование зерен размером 25 ÷ 30 мкм при температуре, предшествующей ударному сжатию, 1000 °C и зерен размером 12 ÷ 20 мкм при 1200 °C, что свидетельствует об ударно-волновом характере фазообразования.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Semiatin S. L.** Wrought processing of ingot-metallurgy gamma titanium aluminide alloys // *Gamma Titanium Aluminides* / Y.-W. Kim, R. Wagner, M. Yamaguchi (Eds). Warrendale, PA: TMS, 1995. P. 509–524.
2. **Tsujimoto T., Hashimoto K., Nobuki M.** Alloy design for improvement of ductility and workability of alloys based on intermetallic compound TiAl // *Mater. Trans. JIM*. 1992. V. 33. P. 989–1003.
3. **Semiatin S. L., Chesnutt J. C., Austin C., Seetharaman V.** Processing of intermetallic alloys // *Structural Intermetallics* / M. V. Nathal, R. Darolia, C. T. Liu, P. L. Martin, D. B. Miracle, R. Wagner, M. Yamaguchi (Eds). Warrendale, PA: TMS, 1997. P. 263–276.
4. **Yamaguchi M.** High temperature intermetallics — with particular emphasis on TiAl // *Math. Sci. Technol.* 1992. V. 8. P. 299–307.
5. **Gnanamoorthy R., Mutoh Y., Masahashi N., Mizuhara Y.** Effect of the isothermal forging on the fracture properties of binary γ -base titanium aluminides at room temperature // *Scripta Metall.* 1994. V. 31. P. 215–220.
6. **Semiatin S. L., Seetharaman V., Jain V. K.** Micro structure development during conventional and isothermal hot forging of a near-gamma titanium aluminide // *Metall. Trans.* 1994. V. 25A. P. 2753–2768.
7. **Wurzwallner K., Clemens H., Schretter P., Bartels A., Koeppel C.** Forming of γ -Ti—Al alloys // *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys* / V. L Baker et al. (Eds). Pittsburgh, PA, MRS Symp. Proc. 1993. V. 1. P. 867–872.
8. **Clemens H., Schretter P., Wurzwallner K., et al.** Forging and rolling of Ti—48Al—2Cr on industrial scale // *Structural Intermetallics* / R. Darolia, J. J. Lewandowski, C. T. Liu, et al. (Eds). Warrendale, PA: TMS, 1993. P. 205–214.
9. **Horie Y., Hoy D. E. P., Simonsen L., Graham R. A., et al.** Shock-wave synthesis of titanium aluminides // *Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of the Fourth Amer. Phys. Soc. Topical Conf. on Shock Waves in Condensed Matter*, July 22–25, 1985, in Spokane, Washington. New York: Plenum Press, 1986. P. 749–755.
10. **Ferreira A., Minnicelli J. E.** Shock-induced chemical reactions in Ti—Al powder mixtures //

- Metallurgical and Materials Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena / L. E. Murr, K. P. Staudhammer, M. A. Meyers (Eds). Elsevier Science B. V., 1995. P. 621–628.
11. **Aizawa T., Kamenosono S., Tanaka K., Kihara J.** Shock reactive mechanism for direct synthesis of titanium aluminides from element powder mixture // *Ibid.* P. 645–652.
 12. **Шорохов Е. В., Гринберг Б. А. и др.** Анализ гетерогенных структур алюминидов титана полученного методом ударно-волнового воздействия // *ФММ.* 1998. Т. 83, № 4. С. 145–154.
 13. **Aizawa T., Kamenosono S., Niwatsukino T., et al.** Geometric effect on shock reactive synthesis of titanium aluminides // *Metallurgical and Materials Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena* / L. E. Murr, K. P. Staudhammer, M. A. Meyers (Eds). Elsevier Science B. V., 1995. P. 673–677.
 14. **Aizawa T., Kashiwabara S Y., Asakawa Y., et al.** Shock induced reactions of titanium aluminides from mechanically alloyed precursor // *Shock Compression of Condensed Matter* / S. C. Schmidt, W. C. Tao (Eds). New York: Amer. Inst. of Physics, 1996. Pt 2. P. 705–709.
 15. **Pruemmer R., Kochsiek D.** Dynamic consolidation with subsequent HIP, a tool synthesise intermetallics, starting from element powders // *HIP.* 1999. Beijing/PR. China.
 16. **Гурьев Д. Л., Гордополов Ю. А., Бацанов С. С.** Химическая печь для предварительного разогрева в динамических экспериментах с сохранением // *Физика горения и взрыва.* 2005. Т. 41, № 1. С. 129–135.
 17. **Молотков А. В., Ноткин А. Б., Елагин Д. В., Нестеренко В. Ф., Лазариди А. Н.** Особенности микроструктуры взрывных компактов из гранул быстрозакаленных титановых сплавов после термообработки // *Физика горения и взрыва.* 1991. Т. 27, № 3. С. 117–126.
 18. **Хиби Н.** Химические реакции при синтезе сжиганием. Химия синтеза сжиганием / Под ред. М. Коидзуми. М.: Мир, 1998. С. 52–67.

*Поступила в редакцию 1/VIII 2006 г.,
в окончательном варианте — 19/IX 2008 г.*