

ФИЗИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ
ХИМИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ

УДК 536.74; 621.762.2

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРО- И ФАЗООБРАЗОВАНИЯ СПЛАВА
ГЕЙСЛЕРА Fe_2TiAl В ПРОЦЕССЕ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

© 2020 г. М. Л. Бусурина^{1*}, А. Е. Сычѐв¹, А. В. Карпов¹, Н. В. Сачкова¹, И. Д. Ковалѐв¹

¹Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова
Российской академии наук, Черноголовка, Россия

*E-mail: busurina@ism.ac.ru

Поступила в редакцию 05.11.2019;
после доработки 05.11.2019;
принята в печать 20.11.2019

Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) впервые получен сплав на основе фазы Гейслера Fe_2TiAl . Эксперименты показали, что синтез соединения происходит в режиме теплового взрыва. Изучены особенности структуро- и фазообразования в процессе горения в системе $2\text{Fe}-\text{Ti}-\text{Al}$ и предложены их механизмы. Изучены электрофизические свойства продукта горения.

Ключевые слова: тепловой взрыв, сплав Гейслера, интерметаллиды, система $\text{Fe}-\text{Ti}-\text{Al}$, электро-сопротивление.

DOI: 10.31857/S0207401X20110023

ВВЕДЕНИЕ

Исследование тройной интерметаллидной системы $\text{Ti}-\text{Al}-\text{Fe}$ ведется с 40-х годов прошлого столетия [1–8]. Сплавы на основе этой системы обладают уникальной комбинацией свойств: низкой плотностью, прочностью, жаростойкостью, устойчивостью к окислению, а также биологической совместимостью с живыми тканями, благодаря чему они активно используются в аэрокосмической промышленности [9], в медицине в качестве хирургических имплантов [9], в качестве ловушек водорода [10] и т.д.

В последнее время активно проводятся исследования по практическому применению соединения Fe_2TiAl , относящегося к сплавам Гейслера (тройные интерметаллические соединения общей формулы X_2YZ , где X, Y – переходные металлы, Z – элементы III–IV групп [11]), в качестве инжектора спин-поляризованных носителей заряда при создании устройств спинтроники [11, 12]. В работах [13–17] детально изучены механические, электрофизические свойства сплава Fe_2TiAl , определены температурные зависимости электросопротивления и теплоемкости, магнитные характеристики, а также экспериментально измерена температура магнитного перехода – точка Кюри (T_C).

Сплавы Гейслера получают методами электроискрового легирования [18] и лазерного спекания

[19]. Однако в большинстве случаев в промышленности их получают с применением индукционной плавки. Совсем недавно появились работы, в которых для получения сплавов Гейслера $\text{Fe}_2\text{Ti}_{1-x}\text{SnV}_x$, $\text{Fe}_2\text{TiSn}_{1-x}\text{Si}_x$ и ZrNiSn был использован метод самораспространяющегося синтеза (СВС) [18, 20] как альтернатива длительному и энергоемкому процессу дуговой плавки.

В настоящей работе метод СВС впервые использован для синтеза и изучения особенностей структуро- и фазообразования интерметаллидного материала на основе фазы Гейслера в системе $2\text{Fe}-\text{Ti}-\text{Al}$.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В работе использовались порошки железа различной дисперсности (с размерами частиц ~6, 30, 60 мкм), порошки титана марок ПТОМ-1 (с размером частиц ~11 мкм) и ПТМ-1 (~40 мкм) и порошок алюминия марки АСД-4 (с размером частиц ~6 мкм). Исходные порошки смешивались в фарфоровой ступке до получения однородной смеси. Из полученной смеси делались навески массой примерно 2 г, которые затем прессовались в образцы прямоугольного сечения размером $15 \times 10 \times 3$ мм. Прессованные образцы помещали в печь, где осуществлялся нагрев до момента инициирования СВС-реакции. Температуру регистрировали вольфрам-рениевой термопарой W/R-5/20, рас-

Таблица 1. Результаты термодинамического расчета для системы Fe–Ti–Al при разных начальных температурах

T_0 , К	$T_{ад}$, К	Состав продуктов реакции, моль					
		Fe ₂ Ti	TiAl	TiAl ₃	Al(ж)	Fe	FeAl
300	1281	0.66	0.33	0	0	0	0.66
700	1512	0.66	0	0.33	0	0.66	0
850	1608	0.74	0	0.26	0.624	0.17	0

положенной на нижнем основании образца. После начала СВС-процесса нагрев печи отключали. Синтез проводили как в вакууме при давлении $13.3 \cdot 10^{-2}$ Па, так и в атмосфере аргона $\sim 10^5$ Па.

После охлаждения синтезированный материал исследовали методами рентгеновской дифрактометрии (ДРОН-3), оптической металлографии (на инвертированном универсальном металлографическом микроскопе Axiovert 200 MAT/M) и сканирующей электронной микроскопии (на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus с приставкой INCA Energy 350 XT для энерго-дисперсионного анализа (ЭДА)). Измерение микротвердости проводили на твердомере ПМТ-3 по методу Виккерса. Дифференциальный термический анализ (ДТА) проводили на термоанализаторе Pyris Diamond (TG/DTA6300). Измерение электросопротивления проводили по стандартной четырехконтактной методике измерения электросопротивления в вакууме при скорости нагрева 10 К/мин в диапазоне температур 80–800 К.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Перед проведением экспериментов с помощью программы Thermo [21] был сделан предварительный термодинамический анализ реакции для мольного соотношения 2Fe–Ti–Al при разных начальных температурах (табл. 1). Согласно проведенному термодинамическому расчету при начальной температуре 300 К (табл. 1) основными продуктами реакции являются интерметаллиды железа (Fe₂Ti, FeAl) и алюминия (TiAl). Адиабатическая температура горения смеси составляет 1281 К, что ниже температуры плавления Ti (1943 К), Fe (1809 К) и выше температуры плавления Al (933 К). Увеличение начальной температуры до 700 К приводит в процессе синтеза к формированию фазы TiAl₃. При этом остается непрореагировавшее железо, а адиабатическая температура горения повышается до 1512 К. При повышении начальной температуры до 850 К в составе продуктов реакции появляется жидкая фаза Al и уменьшается количество непрореагировавшего Fe. Адиабатическая температура горения поднимается до 1608 К.

Как показали результаты многочисленных экспериментов, фазообразование в системе 2Fe–Ti–Al в процессе СВС – довольно сложный процесс, в значительной степени зависящий от условий эксперимента (размера частиц исходной смеси, исходной температуры и условий нагрева, теплопередачи и т.д.). Формирование интерметаллидного сплава Гейслера Fe₂TiAl возможно лишь при определенных условиях нагрева образцов, подбираемых экспериментально. Таким образом оптимально подобранный процесс нагрева происходил в несколько стадий: на первой стадии проводили медленный нагрев образцов со скоростью ~ 100 К/мин до температуры 673 К, затем выдерживали образец при данной температуре в течение 1.5 мин и далее осуществляли быстрый нагрев со скоростью ~ 200 К/мин до момента инициирования реакции. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в системе 2Fe–Ti–Al происходил в режиме теплового взрыва. Как видно из термограмм синтеза при горении состава 2Fe–Ti–Al (рис. 1), температура начала СВС-реакции в вакууме составляет 863 К. Максимальная температура СВС-реакции в этом случае достигает 1409 К. При горении в среде аргона (при давлении 1 атм) температура инициирования СВС-реакции несколько ниже и составляет 843 К. Скорость остывания образцов, сгоревших в аргоне, также выше, что есть следствие более высоких тепловых потерь. Максимальная температура горения при этом составила 1550 К, что немного ниже теоретически рассчитанной адиабатической температуры горения $T_{ад} = 1608$ К (табл. 1).

Незначительный перелом на термограмме горения в области 950 °С, скорее всего, связан либо с протеканием параллельной реакции, либо с фазовым переходом. Аналогичный эффект был описан в работе [22], где замедление химической реакции связывают со стадийностью процесса, которое, в свою очередь, может быть связано с большим разбросом по дисперсности порошка железа, а также с диффузионным торможением через слой продукта.

Рентгенофазовый анализ (РФА) продуктов горения (рис. 2), синтезированных в вакууме, показал, что основной фазой синтезированного продукта является фаза Гейслера Fe₂AlTi (card PDF № 030-65-4682), массовое содержание которой составило не менее 82%. В составе продукта так-

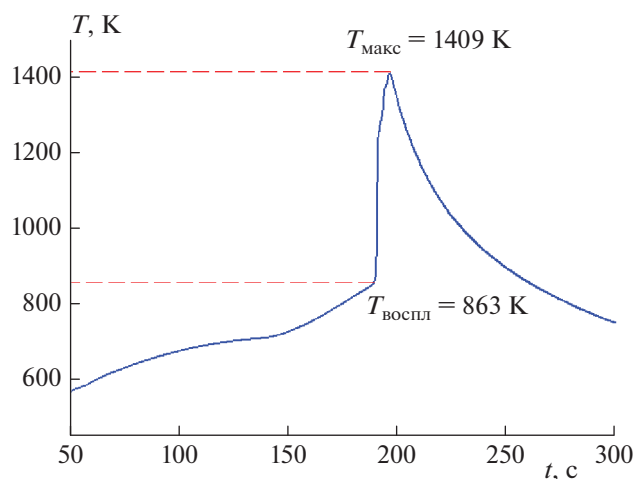


Рис. 1. Термограмма процесса горения образца состава $2\text{Fe} + \text{Ti} + \text{Al}$ в вакууме.

же присутствует фаза сложного состава, обогащенная титаном.

Рассчитанные параметры решетки для Fe_2TiAl составляют $a = (5.857 \pm 0.0002) \text{ \AA}$, что хорошо согласуется с литературными данными [15–17]. Соединение имеет гранцентрированную кубическую решетку (группа $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$) и соответствует типу L2_1 (классификация Браве).

Общий вид микроструктуры синтезированного материала представлен на рис. 3: структура достаточно однородная, с включениями мелких пор. Энергодисперсионный анализ с участка поверхности размером $600 \times 600 \text{ мкм}$ отвечает составу Fe_2TiAl .

На рис. 4а представлено более детальное рассмотрение микроструктуры. На шлифе синтези-

рованного продукта ясно различимы области светло-серого и серого цветов. Результаты энергодисперсионного анализа показывают, что светло-серые участки наиболее близки по атомному составу к Fe_2TiAl , а участки серого цвета обеднены титаном. Согласно подробному анализу фазовых равновесий, проведенному в работе [10], фаза Fe_2TiAl образуется на основе интерметаллида Fe_3Al , в которой атомы железа частично замещены атомами титана с максимальной растворимостью последнего, составляющей 25 ат.%.

Полученная в настоящей работе структура (рис. 5 (а)), по сути, представляет собой непрерывный твердый раствор титана в алюминиде железа, поэтому при синтезе методом СВС очень важно подобрать такие условия, при которых бы титан максимально растворялся в Fe_3Al . На фото излома образца (рис. 4б) видна плотноупакованная микроструктура сплава, достаточно однородная с характерным размером зерен, равным 20 мкм. Разрушение зерен материала на основе Fe_2TiAl имеет транскристаллитный характер излома. Между зернами различимы прослойки на основе твердого раствора алюминиды железа, разрушение которых имеет вид квазискола. Это, возможно, объясняет пониженное значение микротвердости прослоек между зернами Fe_2TiAl . Внутри межзеренной границы также обнаружено снижение концентрации титана Ti, присутствие которого способствовало бы упрочнению.

На рис. 5 представлена микрофотография синтезированного образца, на которой хорошо видно, что существуют две химически различные области — овалы структурные светлые образования внедрены в серую матрицу. На профиле концентрационного распределения элементов можно наблюдать симбатное изменение концентраций Fe

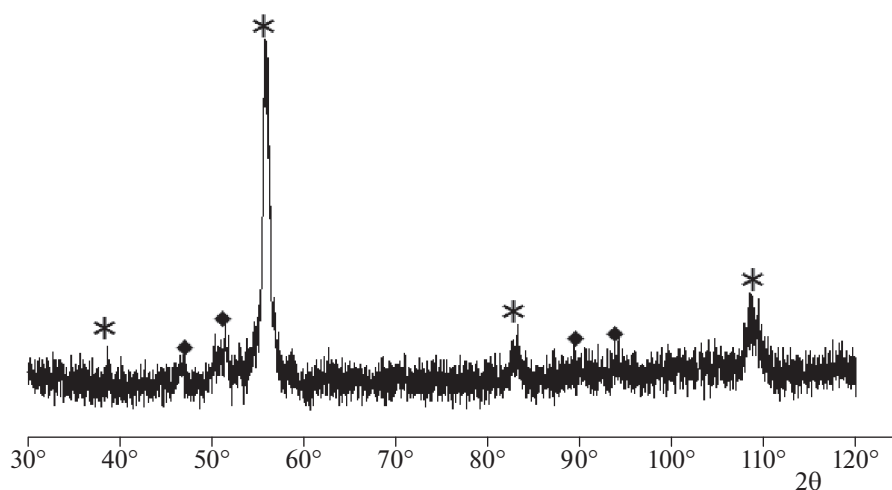


Рис. 2. Дифрактограмма продуктов горения системы 2Fe-Ti-Al : * — Fe_2AlTi , ♦ — $\text{Fe}_{1.52}\text{Al}_{0.48}\text{Ti}$.

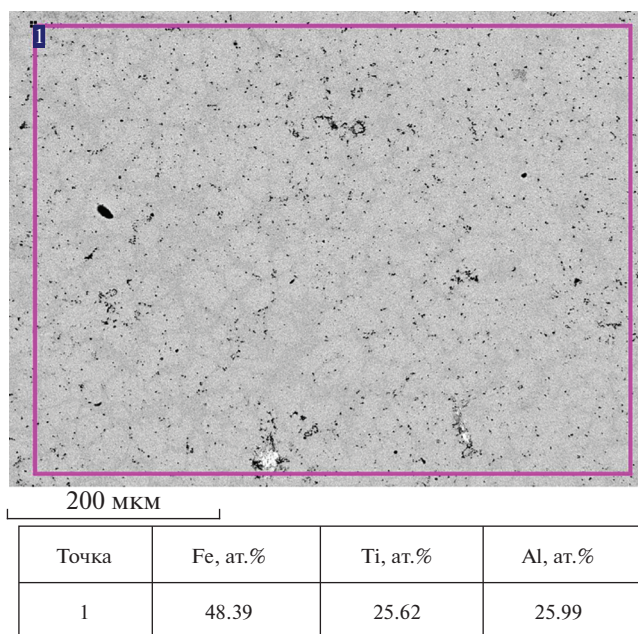


Рис. 3. Общий вид микроструктуры и ЭДА с площади 600×600 мкм.

и Al, в то время как концентрация Ti изменяется в противофазе с ними. Меньшее количество Fe и Al в светлых областях овальной формы может быть вызвано тем, что сигнал ЭДА может перекрывать фазы под поверхностью (невидимые).

Очевидно, что размер частиц железа в составе исходной смеси влияет на фазообразование конечного продукта. При среднем размере частиц железа в 60 мкм величина прослойки между зернами тройной фазы Fe_2TiAl примерно в 2 раза больше (рис. 5), чем при среднем размере частиц Fe, равном 30 мкм (рис. 4а). Этот факт можно объяснить затруднениями, связанными с диффузионным взаимодействием ввиду ограниченного времени существования расплава после протекания СВС-реакции и кристаллизацией продукта.

Синтезированный материал имеет плотность 5.8 г/см^3 , которая ниже теоретически определенной и составляющей 6.1 г/см^3 , что обусловлено высокой пористостью образца, равной 35.5%. Отпечатки индентора (рис. 6) имеют заметно втянутые внутрь боковые стороны, что свидетельствует о достаточно высоких остаточных упругих напряжениях, которые и привели к такой форме отпечатков после снятия нагрузки на индентор. Микротвердость по Виккерсу H_{μ} области, однородной по составу и не имеющей вторичных фаз, достигает значений 7060–7600 МПа, что согласуется с данными, полученными в [19]. Область, содержащая вторичные фазы и большое количество межзеренных включений, имеет примерно в 2 раза

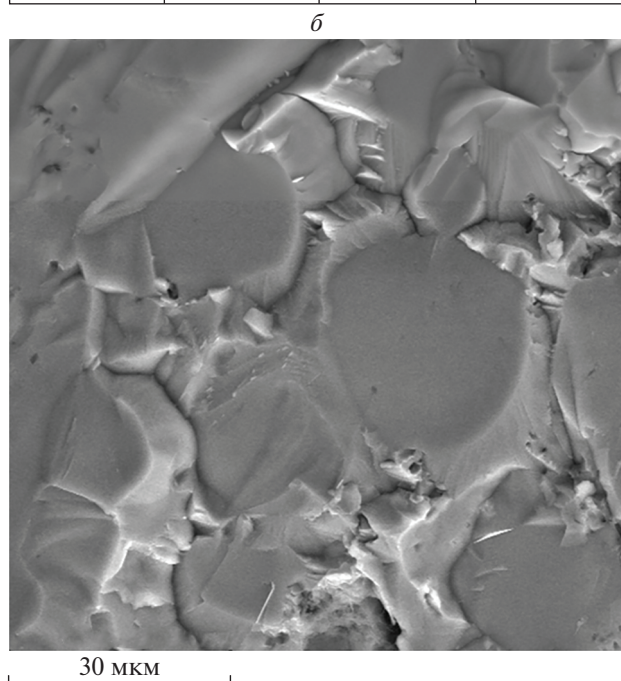
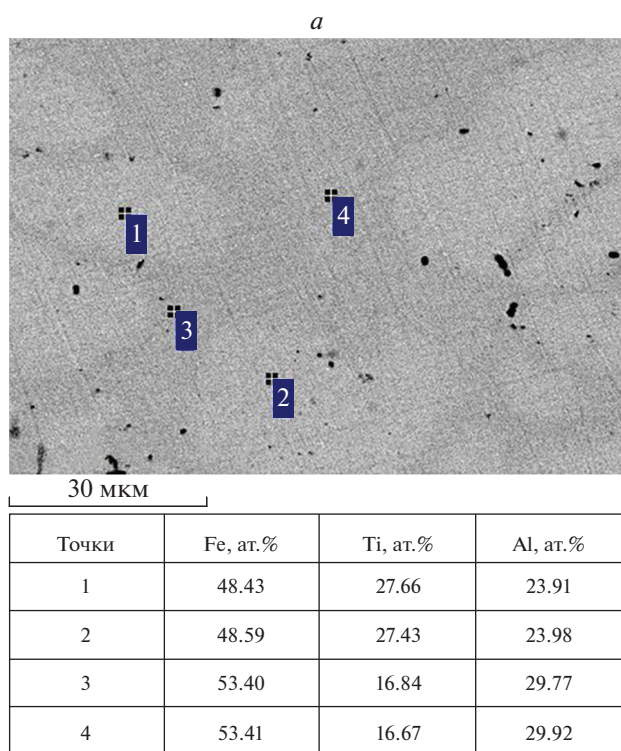
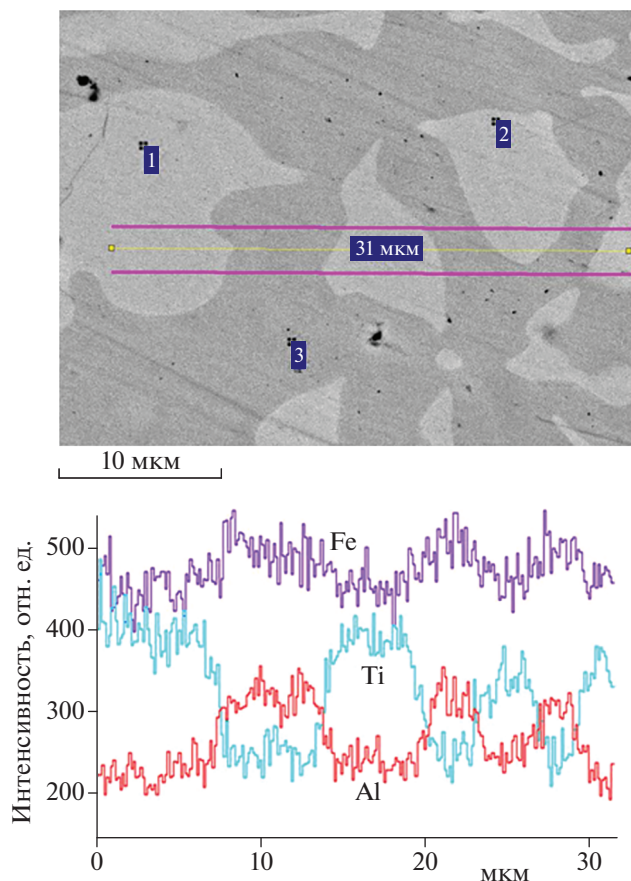


Рис. 4. а – Микроструктура интерметаллидного плава на основе Fe_2TiAl и ЭДА участков светло-серого и серого цвета; б – фото излома синтезированного образца системы 2Fe–Ti–Al (размер частиц порошка Fe ~ 30 мкм).

меньшую твердость: $H_{\mu} = 3380 \text{ МПа}$, что указывает на их разупрочняющее влияние.

Для гомогенизации фазового состава синтезированный материал подвергали отжигу в течение



Точки	Fe, ат.%	Ti, ат.%	Al, ат.%
1	50.95	25.73	23.32
2	51.03	26.01	22.96
3	56.73	15.01	28.26

Рис. 5. Микроструктура, ЭДА и концентрационное распределение элементов вдоль линии “зерно Fe_2TiAl ” – “межзеренная прослойка – зерно Fe_2TiAl ” (размер частиц порошка Fe).

2 ч в атмосфере аргона при $T = 1073$ К. Однако в результате термообработки продукт не только не стал однофазным, но произошел распад тройной фазы Fe_2TiAl на интерметаллиды железа FeAl , Fe_2Al_5 , Fe_3Al . Даже после высокотемпературного отжига в образцах остаются области, где содержание Al и Ti существенно отличается от среднего состава. Тем не менее, результаты работы [22], где проводили отжиг L_2 -упорядоченных сплавов Fe–Al–Ti при 1273 К в течение 500 ч в атмосфере аргона, показали гомогенизацию состава и получение однородного распределения элементов. Поэтому оптимизация технологических параметров прямого синтеза сплава необходима для получения лучшей химической однородности.

Условия теплопередачи и нагрева образцов влияют на превращения в реагирующей системе. При недостаточном прогреве реакция СВС происходит лишь с формированием низкотемпературной фазы алюминида железа, а в составе продукта остаются непрореагировавшие частицы железа и титана, а также их оксиды. Температура начала реакции (753 К) при этом значительно ниже температуры плавления алюминия, а максимальная

температура СВС-реакции не превышает 1173 К, что ниже рассчитанных значений адиабатических температур горения при начальной температуре образца 700 К (табл. 1). Структура синтезирован-

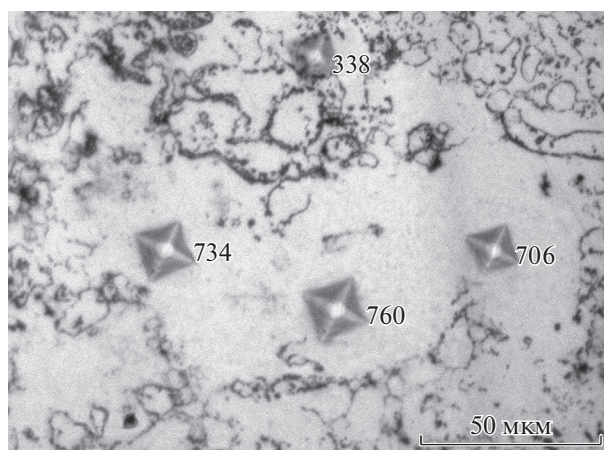


Рис. 6. Микроструктура шлифованного образца (оптическое увеличение $\times 700$), числа – значения микротвердости H_V ($\text{кг}/\text{мм}^2$) по Виккерсу.

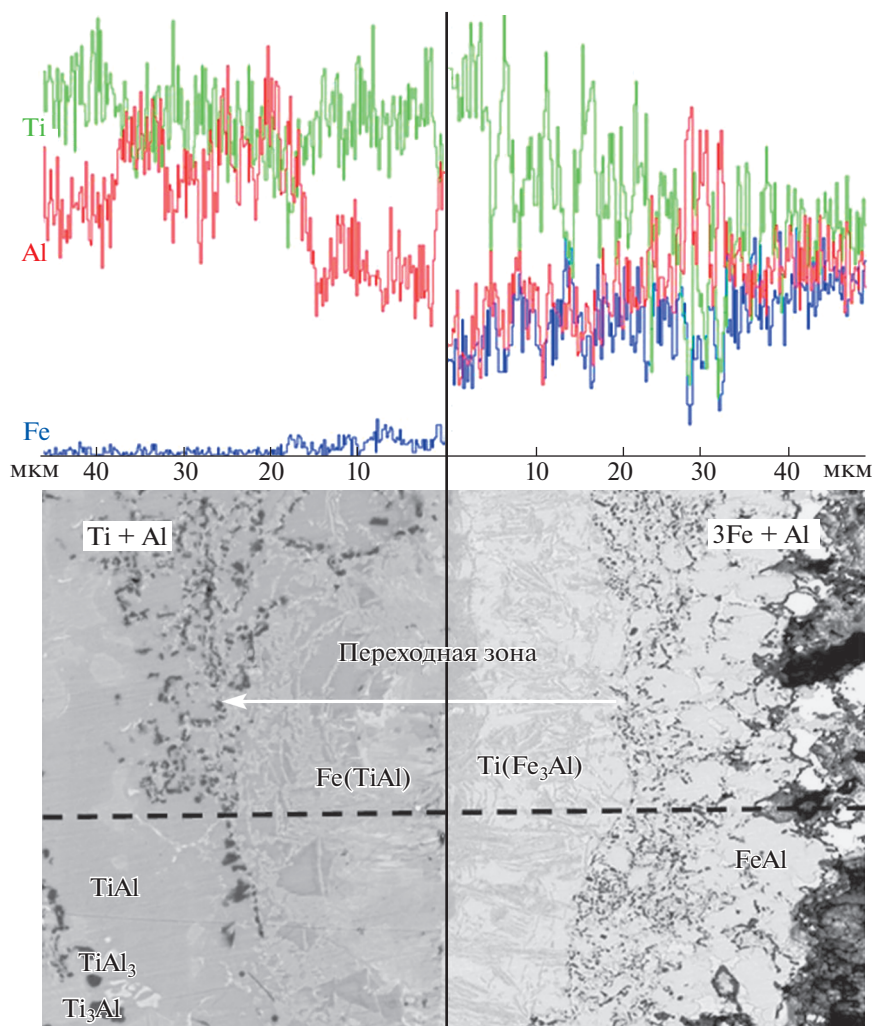


Рис. 7. Концентрационное распределение Ti, Al и Fe вдоль линии сканирования ЭДА в продукте горения системы типа “сэндвич” (Ti + Al)/(3Fe + Al).

ного материала получается очень неоднородной и имеет в своем составе интерметаллидные фазы FeAl, Fe₃Al и незначительное количество Ti₃Al, TiAl, Ti. Полученный результат может быть объяснен тем, что выделившегося тепла в процессе горения хватило лишь на образование низкотемпературной фазы алюминида железа и интерметаллидов титана.

С целью изучения механизма фазообразования и диффузионного взаимодействия в системе Ti–Al–Fe был проведен эксперимент в слоевой системе типа СВС-сэндвич, состоявшей из двух реакционных слоев: (Fe + 3Al)/(Ti + Al). В результате эксперимента между реакционными слоями образовалась переходная зона переменного состава. Концентрационное распределение элементов в переходной зоне (рис. 7) свидетельствует о диффузионной активности титана и его растворении в алюминиде железа. Железо в процессе СВС не диффундирует в слой на основе алюминида

титана TiAl. Эти результаты косвенно подтверждают результаты РФА, проведенного для переходной зоны каждого слоя. Анализ поверхности переходной зоны (после разделения слоев) со стороны слоя (Fe + 3Al) показал присутствие помимо основной фазы алюминида железа Fe₃Al следы тройной фазы Fe₂TiAl и алюминида титана TiAl_x. На поверхности же слоя (Ti + Al) обнаружены только фазы алюминидов титана TiAl_x, а фазы, в состав которых входит железо, отсутствуют.

На основе полученных результатов микроструктурного, энергодисперсионного и рентгенофазового анализов продуктов синтеза механизм фазообразования в системе 2Fe–Ti–Al в процессе СВС можно представить следующим образом (рис. 8):

- I – нагрев частиц исходной реакционной смеси;
- II – образование расплава Al, приводящее к началу взаимодействия частиц Fe и Al с образова-

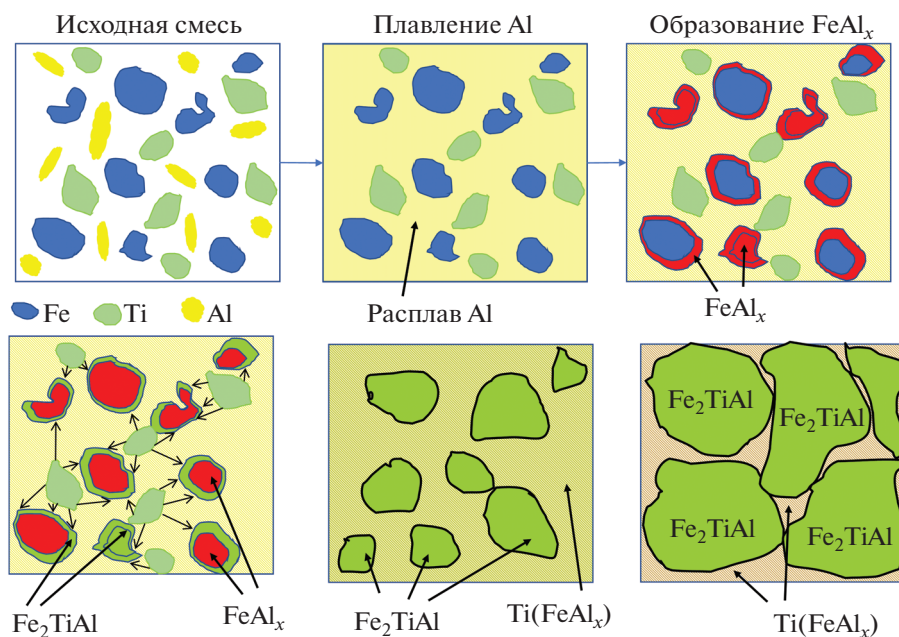


Рис. 8. Схематическое изображение стадий структурообразования в процессе СВС в системе 2Fe–Ti–Al.

нием бинарных соединений (преимущественно Fe_3Al);

III – диффузия титана и образование по границам частиц Fe_3Al сложного раствора титана в алюминиде железа с образованием прослойки тройной фазы по границе;

IV – образование тройной фазы Fe_2TiAl , соответствующей максимальной растворимости титана в алюминиде;

V – формирование конечных продуктов синтеза (зерен Fe_2TiAl и межзеренных прослоек на основе фазы $Ti(Fe,Al)$).

Для оценки возможных тепловых эффектов и фазовых превращений был проведен ДТА в системе $2Fe + Ti + Al$. На ДТА-кривой (рис. 9) присутствует один экзотермический пик, вблизи температуры плавления алюминия, относящийся к СВС-реакции в системе. Слабый эндотермический пик в районе 868 К может быть отнесен к полиморфному превращению титана. Согласно диаграмме состояния Fe–Ti в присутствии железа температура полиморфного превращения снижается с 1158 до 868 К.

На рис. 10 представлены результаты измерения удельного электросопротивления образца, синтезированного методом СВС, и данные из литературных источников [13, 17, 15]. Электросопротивление является структурно-чувствительным свойством и зависит от пористости материала. Так как пористость синтезированного образца составляла 35.5%, было проведено уточнение значений электросопротивления с учетом пористости.

Экспериментальная зависимость электросопротивления (рис. 10, кривая 1) соответствует измерениям, проведенным на синтезированном образце; кривая 2 соответствует значениям электросопротивления, полученным с учетом пористости синтезированного образца и рассчитанным по уравнению Оделевского [23].

В области 800 К кривая температурной зависимости электросопротивления выходит на насыщение. Величина удельного сопротивления синтезированного сплава при комнатной температуре составила $2.36 \text{ мкОм} \cdot \text{м}$, что несколько выше,

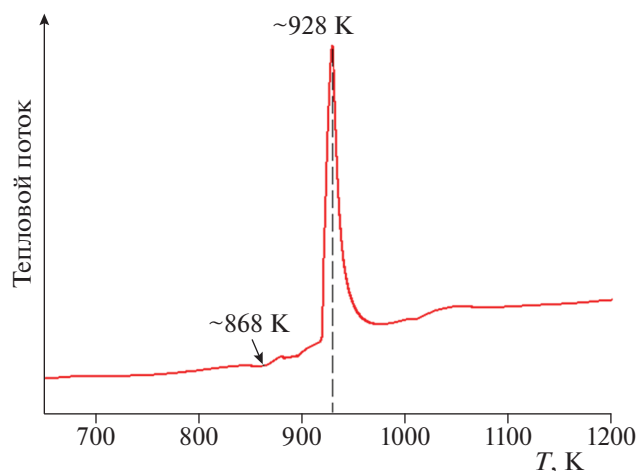


Рис. 9. ДТА-кривая нагрева спрессованного образца состава $2Fe + Ti + Al$.

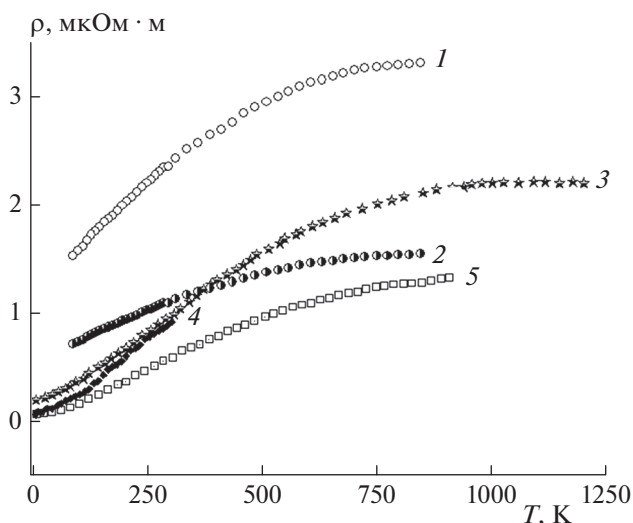


Рис. 10. Температурная зависимость электросопротивления интерметаллидного сплава на основе Fe_2TiAl , полученного методом СВС: 1 – результаты настоящей работы, 2 – результаты настоящей работы с учетом пористости продукта, 3 – [17], 4 – [15] и 5 – [13].

чем приведенные в работах значения [13, 17], и может быть объяснено наличием вторичных фаз в синтезированном материале и его пористостью. Тем не менее, воспроизводимость результатов измерений электросопротивления в различных режимах довольно высока, и вид кривой температурной зависимости электросопротивления (с максимумом в области 800 К) отлично согласуется с результатами работы [17], где также дано объяснение такому поведению температурной зависимости $(\text{Fe}_{1-x}\text{Ti}_x)_3\text{Al}$ ($x = 0-0.33$). Для фазы Гейслера Fe_2TiAl ($x = 0.33$) производная удельного сопротивления d/dT также имеет положительное значение с остаточным удельным сопротивлением около 0.2 мкОм·м. В низкотемпературной области (до 600 К) электросопротивление интерметаллидного сплава на основе Fe_2TiAl быстро растет, но затем его рост замедляется, а к 800 К его значение достигает своего максимума в 3.5 мкОм·м. Такая зависимость характерна для сплавов и интерметаллидных соединений: невысокие значения остаточного сопротивления ($\rho < 1$ мкОм), положительный температурный коэффициент сопротивления и выход кривой температурной зависимости электросопротивления на плато. Это связано с увеличением собственных колебаний атомов в кристаллической решетке (фононные колебания) и, соответственно, с уменьшением свободного пробега носителей заряда в веществе.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Эволюция фазообразования в системе $2\text{Fe}-\text{Ti}-\text{Al}$ в процессе СВС в первую очередь связана с

плавлением Al и скоростью растворения частиц Fe, которая увеличивается с ростом температуры в процессе нагрева. Можно предположить, что первой протекает реакция взаимодействия жидкого Al с твердыми частицами Fe, приводящая к образованию интерметаллидов на основе $\text{Fe}-\text{Al}$. Коэффициент диффузии алюминия в железо на 7 порядков выше, чем железа Fe в алюминий Al, а коэффициент диффузии Fe в интерметаллиды $\text{Fe}-\text{Al}$ на 2 порядка выше, чем значения коэффициента самодиффузии Fe [24]. С увеличением температуры в процессе реакции подвижность атомов Fe в интерметаллидах $\text{Fe}-\text{Al}$ увеличивается, поэтому при их образовании в зоне контакта алюминия с железом диффузия Fe в Al возрастает. Железо является по отношению к титану эвтектоидообразующим β -стабилизатором, и эвтектоидная реакция протекает примерно при 863 К: $\beta\text{-Ti} \leftrightarrow \text{TiFe} + \alpha\text{-Ti}$. Интерметаллидные соединения в этой системе TiFe_2 и TiFe образуются при 1700 и 1590 К, соответственно, что выше температуры горения системы $2\text{Fe}-\text{Ti}-\text{Al}$. В данном исследовании формирование этих фаз не наблюдалось. Замещение титаном железа в образовавшейся фазе FeAl_x приводит к формированию твердого раствора $\text{Ti}(\text{Fe}, \text{Al})$ и в дальнейшем – к образованию тройной фазы Fe_2TiAl .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза впервые получен тройной интерметаллидный сплав Гейслера Fe_2TiAl . Изучены особенности синтеза, структуро- и фазообразования сплавов на основе фазы Гейслера Fe_2TiAl . Предложен механизм фазообразования в системе $2\text{Fe}-\text{Ti}-\text{Al}$. Измеренные значения электросопротивления в широком диапазоне температур согласуются с литературными данными.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Nishimura H., Matsumoto E. // Nippon Kinzoku Gakkaishi. 1940. V. 4. № 10. P. 339.
2. Корнилов И.И., Пылаева Е.Н., Волкова М.А. // ЖНХ. 1958. Т. 3. № 6. С. 169.
3. Luzhnikov L.P., Novikova V.M., Mareev A.P. // Met. Sci. Heat Treat. 1963. V. 5. № 2. P. 78.
4. Markiv V.Ya., Kripyakevich P.I. // Sov. Phys. Crystallogr. 1967. V. 11. P. 733.
5. Волкова М.А., Корнилов И.И. // Металлы. 1970. Т. 3. С. 134.
6. Palm M., Lacaize J. // Intermetallics. 2006. V. 14. P. 1291.
7. Leyens C., Peters M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications. 1-st ed. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003.

8. *Kurnia Dewaa M. D., Swiryolukitaa S., Suwarno H.* // Energy Procedia. 2015. V. 68. P. 318.
9. *Graf T., Felser C., Parkin S.* // Prog. Solid State Chem. 2011. V. 39. P. 1.
10. *Ирхин В.Ю., Кацнельсон М.И.* // УФН. 1994. Т. 164. № 7. С. 705.
11. *Kourov N.I., Marchenkov V.V., Belozeroва K.A. et al.* // J. Exp. Theor. Phys. 2014. V. 118. P. 426.
12. *Liu X.-K., Liu C., Zheng Z. et al.* // Chin. Phys. B. 2013. V. 22. № 8. P. 087102.
13. *Shreder E., Streltsov S., Svyazhin A. et al.* // J. Phys. Condens. Matter. 2008. V. 20. № 4. P. 045212.
14. *Buschow K.H.J., van Engen P.G.* // J. Magn. Magn. Mater. 1981. V. 25. P. 90.
15. *Kato M., Nishino Y., Mizutani U. et al.* // J. Phys. Condens. Matter. 2000. V. 12. № 43. P. 9153.
16. *Седегов А., Таранова А., Новицкий А. и др.* // Сб. тез. Междунар. конф. “Синтез и консолидация порошковых материалов”. М.: Торус Пресс, 2018. С. 622.
17. *Kwiatkowska M., Zasada D., Bystrzycki J. et al.* // Materials. 2015. V. 8. № 5. P. 2311.
18. *Hu T., Cao W., Yang D. et al.* // Scripta Mater. 2019. V. 165. P. 140.
19. *Shiryaev A.* // Intern. J. SHS. 1995. V. 4. № 4. P. 351.
20. *Цапало Л.И., Найбороденко Ю.С., Касацкий Н.Г. и др.* // Химия в интересах устойчивого развития. 2012. Т. 20. № 3. С. 377.
21. *Kainuma R., Ohnuma I., Ishikawa K. et al.* // Intermetallics. 2000. V. 8. P. 869.
22. *Herzig C., Przeorski T., Friesel M. et al.* // Ibid. 2001. V. 9. № 6. P. 461.
23. *Оделевский В.И.* // ЖТФ. 1951. Т. 21. № 6. С. 667.
24. *Takahashi T., Minamino Y.* // J. Alloys Compounds. 2012. V. 545. P. 168.