

УДК 546.05;536.46

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО В РЕЖИМЕ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА В СМЕСИ Ni + Al + Cr₂O₃

О. Д. Боярченко, А. Е. Сычѐв, Л. М. Умаров, А. С. Щукин, И. Д. Ковалѐв,
М. А. Сичинава

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, 142432 Черногловка
boyarchenko@ism.ac.ru

Изучены особенности синтеза композиционного материала, полученного в режиме теплового взрыва в реакционной смеси Ni + Al + Cr₂O₃. Проведена оценка термодинамических параметров горения исследованных систем с целью прогнозирования состава неорганических продуктов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (конденсированных и газообразных) и расчета адиабатической температуры горения. Показано, что в ходе реакции в объеме образца протекают конкурирующие реакции, обуславливающие формирование многофазного продукта. Изучено влияние содержания Cr₂O₃ в реакционной системе на прочностные характеристики продукта синтеза. Исследована микроструктура синтезированных образцов, определены их микротвердость, прочность и остаточная пористость. Показана возможность получения однородного материала на основе интерметаллида NiAl с растворенным в нем хромом и наноразмерными частицами оксида хрома.

Ключевые слова: алюминид никеля, оксид хрома, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), фазообразование, композиционные материалы.

DOI 10.15372/FGV20170107

ВВЕДЕНИЕ

Для решения задач машиностроения большой интерес представляет поиск новых материалов, способных объединить в себе высокие пластические свойства и ударную вязкость металлов с высокой термостойкостью, твердостью и износостойкостью. В работе [1] показана перспективность нового типа конструкционных материалов на основе легкого тугоплавкого моноалюминид никеля NiAl. Развитие работ по созданию суперсплавов на никелевой основе привело к тому, что их состав постепенно сместился вдоль двухфазной области ($\gamma + \gamma'$) от незначительного содержания γ' -фазы к почти полному ее доминированию в объеме сплава. Как в самой простой форме $A_3B(Ni_3Al)$, так и в сложной $A_3(BC)$, например $Ni_3(AlTi)$ или еще более сложный вариант $Ni_3(AlTiHf)$, свойства фазы Ni_3Al во многом определяют механическое поведение никелевых суперсплавов в широком интервале температуры [2]. На основе оценки совместимости физико-химических и механических свойств компонентов компози-

ционных материалов в работе [3] выбраны пары упрочняющая фаза/интерметаллидная матрица, в которых матрица — это сплавы на основе моноалюминидов NiAl, TiAl, а упрочняющая фаза — тугоплавкие, термодинамически стабильные оксиды переходных металлов III группы. Для создания материалов с высокими эксплуатационными свойствами перспективны также составы на основе Al—Cr₂O₃, содержащие дисперсные частицы восстановленного хрома в объеме оксидной части [4, 5], а также материалы на основе матрицы TiAl, содержащей частицы Al₂O₃ и твердый раствор Cr в TiAl [6]. Интерметаллиды на основе Ni—Al перспективны для получения жаропрочных материалов за счет низкой плотности, хорошей термостойкости и сопротивления окислению [7–9]. Оксидная керамика обладает высокой длительной жаропрочностью и твердостью. Введение оптимального количества дисперсных частиц на основе оксидных керамик (SiO₂, Al₂O₃, Cr₂O₃) в состав интерметаллидов перспективно для получения однородного композиционного материала, объединяющего свойства интерметаллида и керамики [10–12].

Технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) является перспективным и энергетически выгодным способом, не требующим дорогостоящего оборудования, временных затрат и позволяющим получать композиционные материалы, а также заготовки требуемой формы в одну стадию [13]. Примесное газовыделение иногда может влиять на режим распространения волны горения, но оно не участвует в основной реакции горения и не влияет на теплоту реакции [14], однако оказывает влияние на остаточную пористость конечных продуктов синтеза. Термообработка и использование чистых реагентов, а также внешнее давление в реакционной камере позволяют полностью исключить влияние примесных газов. В системе Ni—Al возможно протекание СВС-реакций с образованием интерметаллических соединений NiAl и Ni₃Al [15, 16], которые образуют матрицу композиционного материала. Для снижения высокотемпературной ползучести в интерметаллиды вводят высокодисперсные оксидные добавки NiO, TiO₂, Cr₂O₃, MoO₃, WO₃ и др., что позволяет получать никелиды алюминия NiAl, легированные хромом, молибденом, вольфрамом и другими тугоплавкими элементами [17, 18]. Свойства сплавов на основе алюминидов никеля усиливаются в результате модификации их тугоплавкими металлами — хромом, молибденом, вольфрамом и др. Добавление Cr в Ni₃Al стабилизирует γ - и γ' -область кристаллической структуры и способствует улучшению пластичности и коррозионных свойств [19]. При этом на механические свойства получаемых композитов существенное влияние оказывают размер вводимых частиц, их объемная доля в матрице, равномерность распределения частиц [20].

В связи с этим представлял интерес синтез композиционного материала в смеси Ni + Al + Cr₂O₃ и исследование влияния количества оксидной добавки на микроструктуру, фазовый состав и прочностные характеристики материала.

В данной работе проведена оценка термодинамических параметров синтеза материалов из исходной шихты Ni + Al + Cr₂O₃ и изучена возможность протекания СВС в данной системе с различным содержанием тугоплавкого компонента Cr₂O₃. Исследованы микроструктура и фазовый состав синтезированных мате-

риалов в зависимости от количества оксидной добавки, а также их физико-механические свойства.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

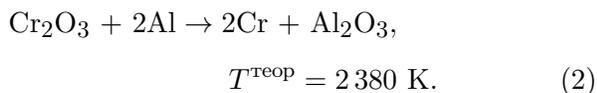
Из исходных порошков (алюминий АСД-4 и никель ПНЭ в молярном соотношении 1 : 1, порошок оксида хрома (III)) готовили порошковые смеси трех составов: Ni + Al (в молярном соотношении 1 : 1) и добавка 10, 20 и 30 % (масс.) порошка Cr₂O₃. Из этих смесей в условиях двухстороннего сжатия пресовали цилиндрические образцы (диаметром 12 мм, высотой 12 ÷ 15 мм) до относительной плотности 0.60 ÷ 0.68. Синтез проводили в реакционной камере в среде аргона (1 атм) в условиях теплового взрыва при средней скорости нагрева до момента самовоспламенения 5 К/с. В ходе эксперимента фиксировали температуру с помощью вольфрам-рениевых термопар 5/20 (диаметр проволоки 20 мкм), размещенных на торцевой поверхности образца. Эксперименты проводили с сериями образцов, включающими в себя по 5 образцов каждого из трех исходных составов. Это позволило оценить воспроизводимость результатов и синтезировать достаточное количество материала для последующего анализа. Фазовый состав полученных материалов анализировали с помощью дифрактометра ДРОН-3 с использованием международной базы дифракционных данных (ICDD). Микроструктуру и химический состав исходных порошков и шлифованных образцов продуктов синтеза исследовали с помощью автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra Plus на базе Ultra 55. Открытую пористость образцов определяли на установке СОРБИ-М по 4-точечному методу БЭТ. Механическую прочность полученных материалов на сжатие в условиях одноосного нагружения при комнатной температуре измеряли с помощью универсальной испытательной машины Instron-1195. Для измерения твердости и микротвердости использовали универсальный твердомер ИТ 5010-01, предназначенный для измерения твердости металлов и сплавов по методу Виккерса (ГОСТ 2999-75) и методу Бринелля (ГОСТ 9012-59) с электронной отсчетной системой.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

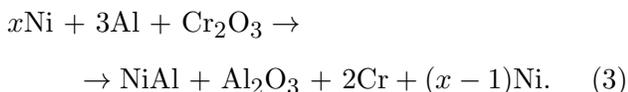
Согласно проведенному термодинамическому анализу, при введении некоторого количества Cr_2O_3 в шихту $\text{Ni} + \text{Al}$ (в молярном соотношении 1 : 1) в данной системе возможно протекание конкурирующих процессов: образование интерметаллида NiAl :



восстановление Cr_2O_3 под действием алюминия до свободного хрома:



В процессе горения смеси $\text{Ni} + \text{Al} + x\text{Cr}_2\text{O}_3$ происходит формирование основных фаз NiAl , Al_2O_3 , Cr и остается некоторое количество свободного никеля:



При этом адиабатическая температура горения исследуемой системы повышается от 1925 К в отсутствие Cr_2O_3 до 2175 К при добавке 30 % (масс.) Cr_2O_3 (рис. 1), что повышает вероятность протекания реакции (2). В системе $\text{Ni}-\text{Al}$, согласно диаграмме состояния, существуют интерметаллиды NiAl_3 (42 % (масс.) Ni), Ni_2Al_3 (59.2 % Ni), NiAl (68.5 % Ni) и Ni_3Al

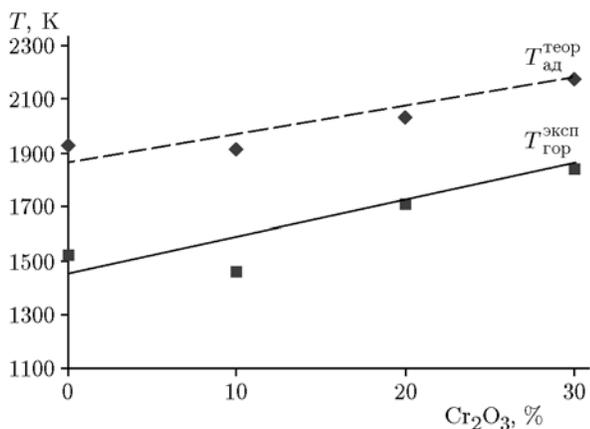


Рис. 1. Изменение адиабатической температуры горения смеси $\text{Ni} + \text{Al} + x\text{Cr}_2\text{O}_3$, полученной при термодинамическом расчете ($T_{\text{ад}}^{\text{теор}}$) и в ходе эксперимента ($T_{\text{гор}}^{\text{эксп}}$), в зависимости от количества добавки Cr_2O_3

(86.7 % Ni) [21]. При СВС-реакции в таблетке смеси $\text{Ni} + \text{Al}$ в первую очередь происходит плавление Al (933 К). С ростом температуры реакции увеличивается текучесть Al , приводящая к смачиванию частиц Ni и растеканию по ним жидкого Al с дальнейшим формированием и ростом слоев продуктов реакции. Улучшение смачивания жидким Al частиц Ni с ростом температуры способствует более полному контакту между реагентами. Это, в свою очередь, ускоряет растворение Ni в расплаве Al и образование продуктов. Инициирование реакции в системе $\text{Ni}-\text{Al}$ приводит к образованию на первом этапе NiAl_3 . Эта реакция достаточно экзотермична ($\Delta H_f^0 = -118.379$ кДж/моль), и при дальнейшем развитии процесса образуется большее количество расплава, способствующее протеканию диффузионных процессов. В результате происходит образование промежуточной фазы Ni_2Al_3 и затем NiAl . Кривая, соответствующая экспериментальным данным ($T_{\text{гор}}^{\text{эксп}}$), лежит на рис. 1 ниже теоретически полученных значений ($T_{\text{ад}}^{\text{теор}}$), что объясняется значительным теплоотводом со стороны нижнего торца образца (где находился спай термпары). Тем не менее на рис. 1 прослеживается общая тенденция к повышению $T_{\text{ад}}$ с увеличением добавки Cr_2O_3 , особенно при высоком содержании оксидной добавки. Это объясняется повышением вероятности протекания высокоэкзотермичной реакции восстановления хрома по схеме (2). При этом начало реакции лежит в области температуры плавления алюминия ($T = 933$ К) и повышается с увеличением содержания Cr_2O_3 от $T_0^{\text{эксп}} = 863$ К для чистой смеси $\text{Ni} + \text{Al}$ до $T_0^{\text{эксп}} = 1053$ К при добавке тугоплавкого оксида в количестве 30 % (масс.).

Анализ микроструктуры синтезированных образцов показал уменьшение размера зерен при увеличении доли оксидной добавки (рис. 2). Материал имеет ячеистую структуру. Светлые области соответствуют NiAl , Cr или твердому раствору $\text{NiAl}[\text{Cr}]$, «сетка» темно-серых областей — Al_2O_3 , черные области — поры. Исходя из представленных на рис. 2 фотографий, можно говорить о тенденции к уменьшению количества закрытых пор. Тем не менее открытая пористость образцов резко увеличивается при введении уже 10 % (масс.) Cr_2O_3 (рис. 3). Для того чтобы определить остаточную пористость в зависимости от содержания оксидной добавки в исходной шихте, синтез композиционных материалов проводили в дан-

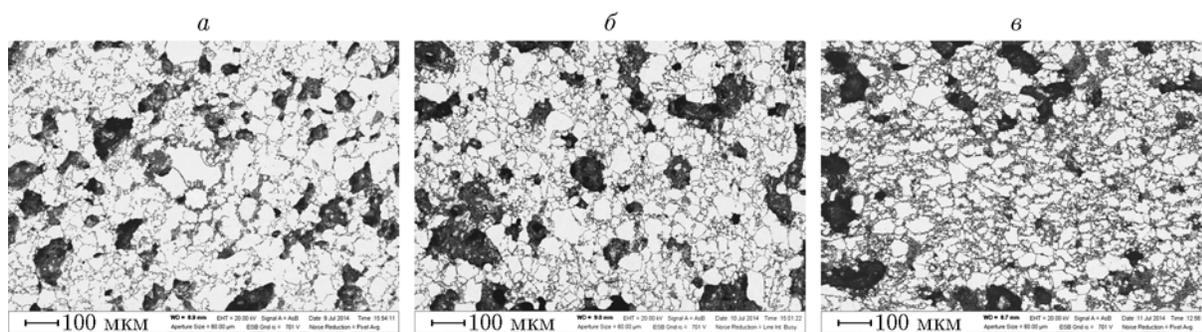


Рис. 2. Изменение микроstructures образцов при добавке в исходную шихту 10 % (а), 20 % (б) и 30 % (масс.) Cr_2O_3 (в)

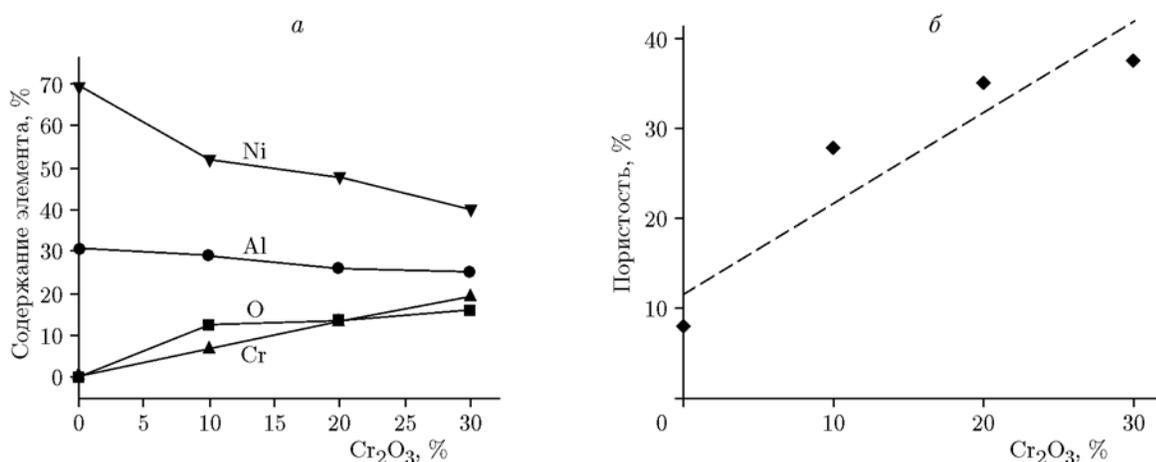


Рис. 3. Результаты энергодисперсионного анализа элементов (а) и изменение открытой пористости (б) в образцах в зависимости от массового содержания Cr_2O_3

ной работе без внешнего нагружения образцов. При увеличении массового содержания содержания Cr_2O_3 в исходной шихте открытая пористость увеличивается от 7.9 % в чистом NiAl до 37.5 % в смеси Ni + Al + 30 % Cr_2O_3 . Увеличение остаточной пористости объясняется, во-первых, наличием газифицирующих примесей в исходных порошках, во-вторых, свойствами оксидной добавки: Cr_2O_3 заметно летуч при температуре выше 1473 К [22]. Оксид алюминия препятствует агломерации расплавленных капель интерметаллида с образованием крупных закрытых пор. А это, в свою очередь, может способствовать отведению газов из центра образца к краю. Таким образом, для уменьшения остаточной пористости синтез компактных материалов с участием Cr_2O_3 целесообразно проводить в условиях одновременного нагружения исходных образцов или же компактиро-

вания еще горячих продуктов. Введение частиц Cr_2O_3 повышает микротвердость образцов на 12 % (при массовом содержании Cr_2O_3 10 %) и до 60 % (при содержании Cr_2O_3 30 %) по сравнению с чистым сплавом NiAl (табл. 1).

По данным рентгенофазового анализа в объеме синтезированных образцов из исходной шихты, не содержащей добавки Cr_2O_3 , идет формирование фазы NiAl. В образцах, содержащих Cr_2O_3 , помимо фазы NiAl обнаружены фазы Al_2O_3 и Cr. При увеличении добавки Cr_2O_3 от 10 до 30 % возрастает относительная интенсивность пиков, соответствующих фазам Al_2O_3 и Cr. В образцах с максимальным массовым содержанием добавки Cr_2O_3 (30 %) обнаружено незначительное количество Ni_3Al , а также твердый раствор Cr в NiAl. Энергодисперсионный анализ подтвердил формирование частиц Cr в результате его восстановления из

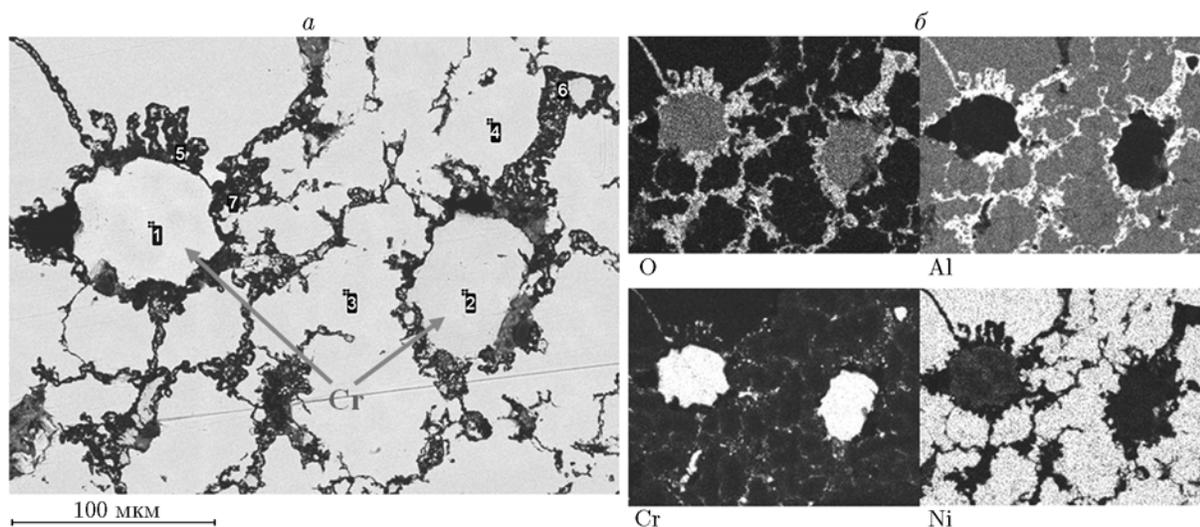


Рис. 4. Микроструктура образца состава Ni + Al + 10 % Cr₂O₃ (а) и карта распределения элементов O, Al, Cr и Ni в характеристическом излучении (б)

Таблица 1

Физико-механические свойства синтезированных образцов

Cr ₂ O ₃ , % (масс.)	H _μ , кг/мм ²	Δl, мм	Δl/l	σ _{сж} , МПа
0	298	0.52	0.04	100
10	237	0.70	0.06	67
20	416	0.61	0.055	45
30	595	0.78	0.07	38

Примечания. H_μ — микротвердость, Δl — предельное изменение длины образца, σ_{сж} — прочность на сжатие.

Таблица 2

Данные энергодисперсионного анализа образца состава Ni + Al + 10 % Cr₂O₃

Точка*	O	Al	Cr	Ni
	% (масс.)			
1	2.5	1.5	83.6	12.4
2	2.2	1.2	92.4	4.2
3	0.3	27.9	3.8	68.0
4	0.3	27.8	4.0	67.9
5	45.3	44.1	8.5	2.1
6	49.5	42.8	6.8	0.9
7	52.4	46.1	1.0	0.5

*Точки отмечены на рис. 4,а.

оксидной фазы Cr₂O₃. Как видно из рис. 4,а, матрица NiAl (точки 3, 4 на рис. 4,а, табл. 2) имеет внедрения частиц Cr (точки 1, 2 на рис. 4,а, табл. 2), которые содержат остаточный кислород, а также никель, вероятно, в виде раствора. Темные межзеренные области соответствуют фазе Al₂O₃ (точки 5–7 на рис. 4,а, табл. 2). Наличие фаз NiAl и Cr подтверждает протекание двух конкурирующих процессов (1) и (2) в условиях теплового взрыва.

В результате теплового взрыва геометрические размеры цилиндрических образцов практически не менялись. Однако часть расплава «выделилась» из объема образцов, вероятно, вследствие неравномерного прогрева образца и распределения жидкой фазы по объему. Это привело к образованию шарообразных

«капель» на поверхности образца (рис. 5,а) на основе твердого раствора со средним массовым содержанием Ni 68.3 %, Al — 21.6 %, Cr — 10.1 % (рис. 5,б), что было подтверждено данными рентгенофазового анализа. Образующиеся жидкие капли интерметаллида плохо смачивают оксид алюминия, и под действием сил поверхностного натяжения происходит их слияние в более крупные капли, которые стремятся «выйти» на поверхность образца, оставляя в образце пористый оксидный каркас. Таким образом, происходит фазоразделение с уменьшением доли интерметаллида в синтезированном образце. При увеличении содержания Cr₂O₃ в

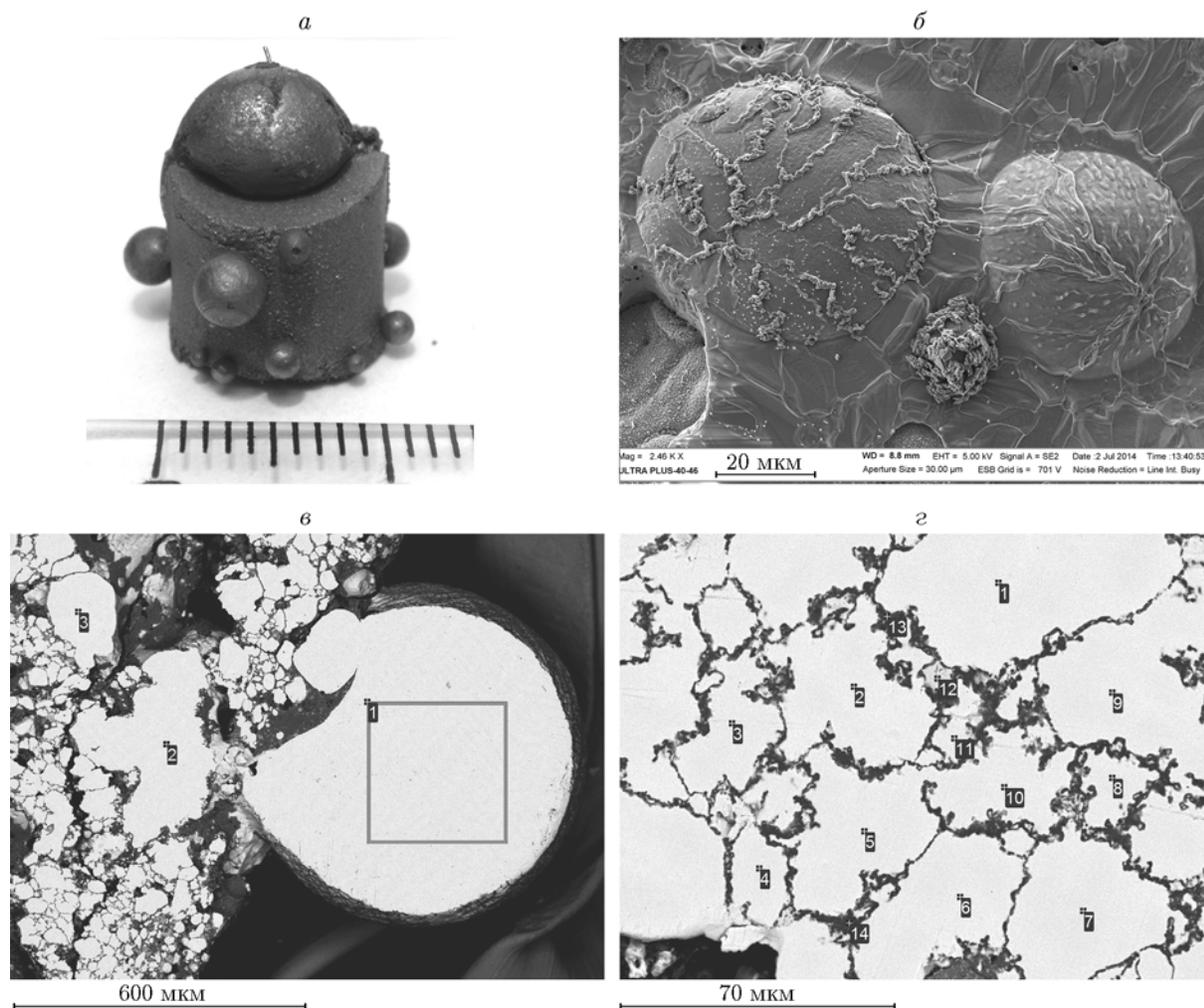


Рис. 5. Внешний вид образцов, содержащих 10 % (масс.) Cr_2O_3 (а), вид оксидной пленки на поверхности «капель» (б), микроструктура шарообразных «капель» (в) и зон вблизи них в образцах состава Ni + Al + 20 % Cr_2O_3 (г)

исходных образцах и соответствующем увеличении содержания Al_2O_3 размер и количество капель уменьшаются, из чего можно заключить, что оксидная матрица препятствует контакту между жидкими частицами интерметаллида. Для того чтобы «капле» появиться на поверхности образца, необходимо «прорвать» поверхностную оксидную пленку весьма сложного состава на основе Al_2O_3 и Cr_2O_3 . Если «прорваться» не получается, оксидная пленка натягивается, сминается и деформируется. В случае «прорыва» на поверхности остаются фрагменты оксидной пленки (рис. 5,б). Структура приграничных областей не отличается от структуры в центре образца, однако непосредственно вблизи крупных капель (рис. 5,в) наблюдаются большие области интерметаллида

NiAl с растворенным в нем Cr и крупные поры, образовавшиеся, по-видимому, из-за вытекания расплава на поверхность образцов.

Исследование капель под электронным сканирующим микроскопом показало, что они состоят из интерметаллида NiAl с плотной упаковкой, практически без пор и без оксидов, между зернами присутствует хром, растворяющийся внутри зерен NiAl с переменной концентрацией. На распределении элементов видно также некоторое количество кислорода, расположенного аналогично хрому (рис. 6), т. е. между зернами NiAl имеются зёрна оксида хрома малого размера, а на поверхности зерен присутствует твердый раствор хрома в NiAl. При этом при переходе от шихты с 10 % (масс.) Cr_2O_3 к образцам с 20 % Cr_2O_3 отмечалось

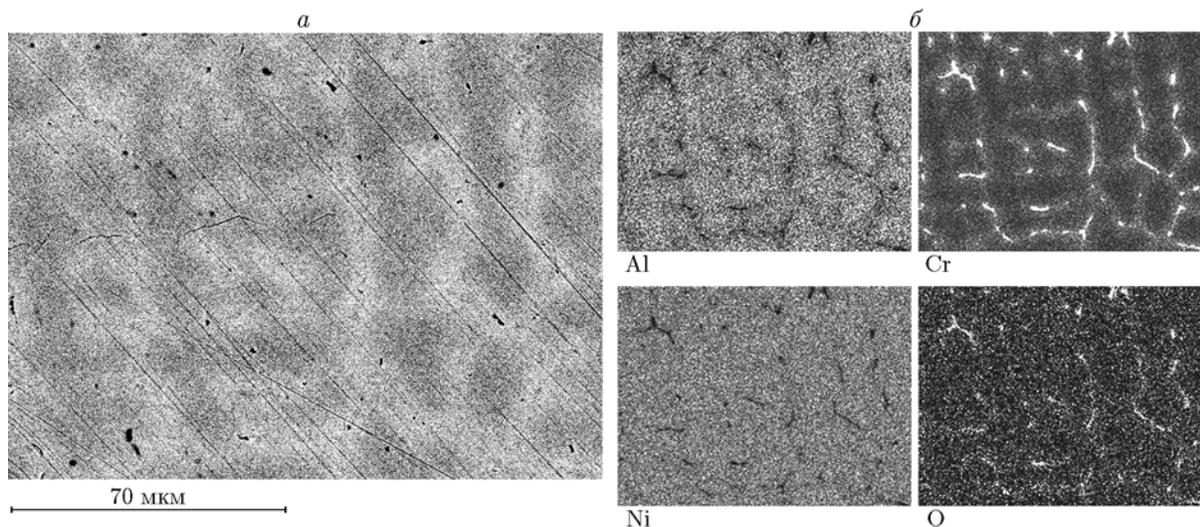


Рис. 6. Карта распределения элементов в «капле» образца, содержащего 20 % (масс.) Cr_2O_3 (представлен участок, выделенный на рис. 5,б)

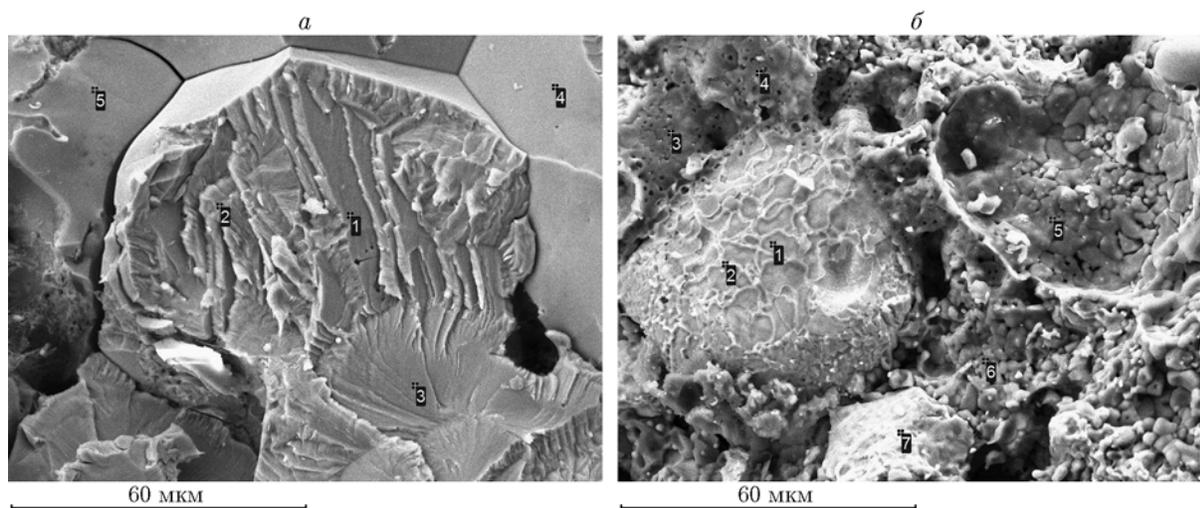


Рис. 7. Микроструктура поверхности излома образцов составов $\text{Ni} + \text{Al}$ (а) и $\text{Ni} + \text{Al} + 30\% \text{Cr}_2\text{O}_3$ (б)

уменьшение размера зерна NiAl и увеличение содержания оксида хрома.

Механические испытания синтезированных образцов в условиях одноосного сжатия показали значительное снижение прочности материала при введении уже небольших количеств Cr_2O_3 (см. табл. 1). В процессе одноосного сжатия образца, отвечающего исходному составу $\text{Ni} + \text{Al}$, разрушение материала происходило в основном по межзеренному механизму и в меньшей степени — в объеме отдельно взятых зерен NiAl (рис. 7,а). Энергодисперсион-

ный анализ поверхностей излома показал, что в образце с 30 % Cr_2O_3 частицы NiAl практически полностью покрыты оксидом алюминия. На рис. 7,б хорошо видны отдельные зерна на основе твердого раствора и сопоставимые по форме и размеру «впадины» состава Al_2O_3 (вследствие плохой адгезии интерметаллидных частиц к оксиду алюминия происходит их полное отделение друг от друга). Данная структура свидетельствует о том, что образцы с добавкой Cr_2O_3 разрушались по межзеренным границам. Тем не менее, синтезированные образцы

обладали существенно меньшей прочностью по сравнению с чистым NiAl (см. табл. 1). Отсутствии упрочнения материалов, полученных в условиях данного эксперимента, вероятно, объясняется несколькими факторами. Во-первых, в процессе синтеза часть расплава вытекала на поверхность образцов, что отражалось на процессах фазообразования и на равномерности распределения частиц в объеме образца. Во-вторых, прочность материала невысока из-за достаточно большой остаточной пористости и в большей степени — из-за присутствия в образце большого количества оксида алюминия.

ВЫВОДЫ

Получены материалы на основе Ni + Al с добавкой Cr₂O₃ (10 ÷ 30 % (масс.)) в режиме теплового взрыва. Увеличение оксидной добавки приводит к повышению адиабатической температуры горения, что способствует протеканию конкурирующих реакций и формированию многофазного продукта. Структура полученных материалов содержит матричную фазу NiAl с включениями Cr и твердого раствора Cr в NiAl, а также Al₂O₃.

Показано, что в процессе теплового взрыва на поверхности образцов происходит формирование капель (размером до нескольких миллиметров в диаметре) на основе твердых растворов Cr в NiAl с равномерной микроструктурой, дисперсно-упрочненных наноразмерными частицами Cr₂O₃.

Для выполнения исследований было привлечено оборудование Распределенного центра коллективного пользования ИСМАН (РЦКП ИСМАН).

ЛИТЕРАТУРА

1. Поварова К. Б., Дроздов А. А., Казанская Н. К., Морозов А. Е., Антонова А. В. Физико-химические подходы к разработке сплавов на основе NiAl для высокотемпературной службы // *Металлы*. — 2011. — № 2. — С. 48–62.
2. Структура и свойства интерметаллидных материалов с наночастицами упрочнением / под ред. Е. Н. Каблова, Ю. Р. Колобова. — М.: Изд. дом МИСиС, 2008.
3. Антонова А. В., Поварова К. Б., Дроздов А. А. Композиционные материалы с интерметаллидной матрицей на основе моноалюминидов никеля и титана, упрочненные частицами или волокнами оксидов // *Металлы*. — 2011. — № 5. — С. 79–92.
4. Сви́дерский А. К. Реакции алюмотермического восстановления оксида хрома (III) в условиях автоволнового синтеза // *Изв. Том. политехн. ун-та*. — 2009. — Т. 315, № 3. — С. 28–31.
5. Yeh C. L., Lin J. Z. Combustion synthesis of Cr—Al and Cr—Si intermetallics with Al₂O₃ additions from Cr₂O₃—Al and Cr₂O₃—Al—Si reaction systems // *Intermetallics*. — 2013. — V. 33. — P. 126–133.
6. Zhu J., Yang W., Wang F. Microstructures and mechanical properties of (Ti,Cr)Al/Al₂O₃ composites fabricated by reactive hot pressing from Ti, Al and Cr₂O₃ // *J. Alloys Compounds*. — 2013. — V. 567. — P. 15–20.
7. Liu C. T., Ma J., Sun X. F., Zhao P. C. Mechanism of the oxidation and degradation of the aluminide coating on the nickel-base single-crystal superalloy DD32M // *Surf. Coat. Technol.* — 2010. — V. 204, N 21–22. — P. 3641–3646.
8. Skachkov O. A. Heat-resistant structural-grade powder alloys // *Metallurgist*. — 2004. — V. 48, N 9–10. — P. 484–486.
9. *Aerospace Materials Handbook* / S. Zhang, D. Zhao (Eds). — N. Y.: CRC Press, 2013.
10. Lapin J., Pelachova T., Stanekova H., Domankova M. Microstructural stability and microhardness of a cast TiAl-based alloy for turbine blade applications // *Intermetallics*. — 2006. — V. 14, N 10. — P. 1175–1180.
11. Lu W., Chen C., Xi Y. The oxidation behavior of Ti—46.5Al—5Nb at 900 °C // *Intermetallics*. — 2007. — V. 15, N 8. — P. 989–998.
12. Hou P. Y., McCarty K. F. Surface and interface segregation in beta-NiAl with and without Pt addition // *Scripta Mater.* — 2006. — V. 54. — P. 937–941.
13. Kommel L., Kimmari E. Multiphase forming in lightweight composites during SHS reaction // *Mater. Sci.* — 2008. — V. 14, N 3. — P. 242–246.
14. Рогачев А. С., Мукасян А. С. Горение для синтеза материалов. — М.: Физматлит, 2013.
15. Biswas A., Roy S., Gurusurthy K., Prabhu N., Banerjee S. A study of self-propagating high-temperature synthesis of NiAl in thermal explosion mode // *Acta Mater.* — 2002. — V. 50, N 4. — P. 757–773.
16. Tolpygo V., Clarke D. On the rumpling mechanism in nickel-aluminide coatings: Part I: An experimental assessment // *Acta Mater.* — 2004. — V. 52, N 17. — P. 5115–5127.
17. Гостищев В. В., Астапов И. А., Хосен Р., Химухин С. Н., Середюк А. В. Высокотемпературный синтез сложнолегированных никелидов алюминия // *Перспективные материалы*. — 2014. — № 12. — С. 59–65.
18. Tamarin Y. Protective Coatings for Turbine Blades. — Materials Park, OH: ASM Intern., 2002.

19. **Raju S. V., Godwal B. K., Yan J., Jeanloz R., Saxena S. K.** Yield strength of Ni—Al—Cr superalloy under pressure // *J. Alloys Compounds*. — 2016. — V. 657, N 5. — P. 889–892.
20. **Chen G., Lou H.** Predicting the oxide formation of Ni—Cr—Al alloys with nano-sized grain // *Materialia Lett.* — 2000. — V. 45, N 5. — P. 286–291.
21. **Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3 т. / под общ. ред. Н. П. Лякишева.** — М.: Машиностроение, 1996. — Т. 1.
22. **Pan Y., Zhang C., Zhang Y., Sun G.** Combustion synthesis and densification of Cr—Al(Cr)₂O₃ cermets // *Acta Metall. Sin.* — 2005. — V. 41, N 7. — P. 733–737.

*Поступила в редакцию 25/III 2016 г.,
в окончательном варианте — 9/VI 2016 г.*
