

УДК 669.715:669.018.95

А.Н. Жабин¹, В.М. Серпова¹, О.И. Гришина¹, А.А. Шавнев¹**ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА
МАТРИЦЕОБРАЗУЮЩЕГО АЛЮМИНИДНОГО СПЛАВА
ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-18-21

Представлены результаты исследования формирования фазового состава матричного интерметаллидного сплава методом реакционной пропитки. Проведены исследования по определению фракционного состава матрицеобразующих и нейтральных частиц, а также расчет их соотношений. Показано влияние содержания буферных частиц Al–O–N на фазовый состав и структуру матричного алюминидного сплава. Методом рентгеноструктурного анализа проведены исследования фазового состава образцов с различным содержанием буферного материала, а также образцов-свидетелей после пропитки и гомогенизационного отжига. Представлены данные по влиянию гомогенизационного отжига на фазовый состав матричного сплава.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 12.1. «Металлические композиционные материалы (МКМ), армированные частицами и волокнами тугоплавких соединений» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова: *металлический композиционный материал, алюминид никеля, интерметаллид никеля.*

Research results of phase composition formation of matrix intermetallic alloy by method of reactionary impregnation are presented. Research works of fractional structure of matrix and neutral particles and calculation of their ratios are conducted. The influence of the content of the buffer particles of Al–O–N on the phase composition and structure of the matrix aluminide alloy is shown. The investigations on definition of phase composition of samples with the different contents of buffer material and reference samples after impregnation and after homogenizing annealing using the method of X-ray diffraction analysis are conducted. The data on the effect of homogenizing annealing on the phase composition of the matrix alloy are represented.

Work is executed within implementation of the complex scientific direction 12.1. «The metal composite materials (MCM) reinforced by particles and fibers of high-melting connections» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: *a metal composite material, nickel aluminide, nickel intermetallide.*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Введение

Перспективы развития высокотемпературных материалов для деталей компрессора и горячего тракта ГТД связаны с необходимостью улучшения их эксплуатационных характеристик: повышение жесткости (модуля упругости), прочности, жаростойкости и жаропрочности, температур эксплуатации, снижение массы конструкции и вредных выбросов [1–3].

В современных высокотемпературных авиационных и стационарных газовых турбинах ответственные узлы и детали горячего тракта изготавливаются из жаропрочных никелевых сплавов. Это обусловлено их высокой жаропрочностью, термической стабильностью и

надежностью их эксплуатации в сложных условиях при температурах до 1050–1100°C. Повышение рабочих температур и жаропрочности никелевых сплавов, независимо от условий их получения и структуры, осуществляется путем увеличения в их составе суммарного содержания замедляющих диффузионные процессы тугоплавких легирующих элементов, таких как вольфрам, рений, тантал и молибден [4–11]. Это приводит к увеличению плотности материала и росту его стоимости. Повышение плотности крайне нежелательно, если учесть, что масса двигателя может составлять до 90% массы некоторых типов летательных аппаратов и утяжеление двигателя неизбежно ведет к уменьшению

отношения тяги к массе [4, 7]. Кроме того, в современных никелевых суперсплавах содержание тугоплавких легирующих элементов близко к предельно возможному, что определяется величиной растворимости легирующих элементов в твердом растворе на основе Ni (γ -фаза) и в Ni₃Al (γ' -фаза). Дальнейшее увеличение их концентрации может вызвать появление в сплавах при определенных условиях их обработки и эксплуатации богатых тугоплавкими элементами избыточных фаз типа δ , η , σ и μ , что приведет к противоположному результату – снижению как жаропрочности, так и термической стабильности [7–10]. Этим объясняется поиск новых жаропрочных материалов, отличающихся от промышленных никелевых сплавов более высокими рабочими температурами, но имеющих более низкую плотность и, возможно, более простой и экономичный состав. Особый интерес представляют высокотемпературные сплавы, детали из которых, такие как лопатки газовых турбин, элементы камер сгорания, створки регулируемого сопла и другие сложные фасонные тонкостенные изделия, могут быть изготовлены в рамках хорошо отработанного технологического процесса получения и обработки современных никелевых сплавов [9].

При конструировании и эксплуатации газотурбинных двигателей в настоящем и будущем необходимо решить две задачи. Во-первых, повышение рабочих температур некоторых частей двигателя для увеличения удельной мощности и экономии горючего. Во-вторых, применение более легких материалов для снижения массы двигателя, снижения рабочих напряжений от тяжелых вращающихся деталей, увеличения срока службы дисков, валов и опор подшипников. Интерметаллидные сплавы пригодны для этих целей благодаря сохранению высокой статической прочности, а также сопротивления ползучести и усталости (в случае сплавов на основе алюминидов добавляется еще и высокое сопротивление окислению). Потенциальная ценность алюминидов заключается в их жесткости, т. е. высоком модуле упругости, а это сводит к минимуму упругие деформации под нагрузкой при рабочих температурах [5, 6, 12–15].

Увеличение высокотемпературных показателей связано с использованием металлических композиционных материалов (МКМ) на основе алюминидов никеля.

Целью данной работы являлось исследование формирования фазового состава матричного сплава методом реакционной пропитки, который позволил бы упростить процесс получения алюминидной матрицы без применения высокотемпературных установок (до 1400°C) для высокотемпературных металлических композиционных материалов.

Материалы и методы

Технология изготовления алюминидного матричного материала для высокотемпературного МКМ осуществляется методом реакционной пропитки, который заключается в изготовлении шихты из матрицеобразующего порошка и буферных частиц с последующей пропиткой данных смесей расплавом алюминия. В результате реакции порошка с расплавом формируется алюминидная матрица композиционного материала.

Технология формирования шихты включала в себя определение фракционного состава матрицеобразующих и буферных частиц, расчет их соотношений, составление шихты и перемешивание порошков до получения равномерной смеси.

В качестве матрицеобразующих компонентов были использованы порошок никеля ПНК ОТ1 (ГОСТ 9722–97) и алюминий А99 (ГОСТ 11070–85), в качестве буферного материала – порошок Al–O–N. Размеры порошков указаны в табл. 1.

На основе полученных данных и проведенного математического расчета произведен подбор соотношений компонентов смесей (табл. 2).

В качестве образцов-свидетелей изготовлены навески шихтовых материалов порошка Ni без буферного материала.

Вакуумно-компрессорную пропитку осуществляли на экспериментальной установке на базе гидравлического пресса с усилием 63 тс.

Для изготовления образцов использовали графитовую форму, которая представляет из себя прямоугольник размером 40×40×100 мм с тремя сквозными отверстиями диаметром 14 мм.

Таблица 1

Размеры матрицеобразующего порошка никеля и буферного материала

Материал	Диаметр порошка, мкм
Никель (матрицеобразующий порошок)	5–10
Al–O–N (буферный порошок)	1–2

Таблица 2

Соотношение смесей матрицеобразующих и нейтральных частиц

Условный номер шихты	Материал матрицеобразующих элементов	Буферный материал	Содержание материала, %		Масса материала, г	
			основного	буферного	основного	буферного
1	Ni порошок	Al–O–N	80	20	25	6,25
2			85	15	25	4,41

Таблица 3

Фазовый состав матричного сплава

Материал			Содержание матрицеобразующего/буферного порошка, %	Фазовый состав
образца	матрицеобразующий	буферный		
До гомогенизационного отжига				
Алюминид никеля	Ni	–	100/0	Ni+NiAl ₂ +Ni ₂ Al ₃ +NiAl+Al
		Al–O–N	80/20	NiAl ₂ +Ni ₂ Al ₃ +NiAl+Ni ₃ Al
			85/15	NiAl ₂ +Ni ₂ Al ₃ +Ni ₃ Al
После гомогенизационного отжига				
Алюминид никеля	Ni	–	100/0	Ni+NiAl ₂ +Ni ₂ Al ₃ +NiAl
		Al–O–N	80/20	NiAl+Ni ₃ Al
			85/15	Ni ₂ Al ₃ +NiAl+Ni ₃ Al

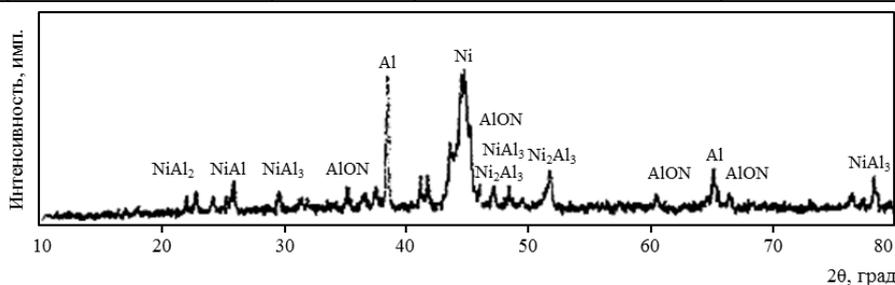


Рис. 1. Рентгенограмма фазового состава матричного сплава

а) б)



Рис. 2. Макроструктура образцов на основе алюминиды никеля после гомогенизационного отжига: а – без порошка Al–O–N; б – с порошком Al–O–N

Фазовый состав образца определяли на рентгеновском дифрактометре JDX-10 PA. Съемку проводили в медном излучении по точкам с шагом 5 в интервале углов 2θ от 10 до 80 град и выдержкой в каждой точке 2 с.

Расчет межплоскостного расстояния проводили в автоматическом режиме по формуле Вульфа–Брэгга:

$$2d \cdot \sin\theta = n \cdot \lambda,$$

где *d* – межплоскостное расстояние; *θ* – интервальный угол; *n* – целое число; *λ* – длина волны характеристического излучения.

По соответствующей таблице определяли наличие данных фаз.

Результаты

Исследованы полученные образцы с различным содержанием буферного материала, а также образцы-свидетели после пропитки и гомогенизационного отжига на рентгеновском дифрактометре с целью выявления фазового состава (табл. 3).

По данным табл. 3 видно, что изменение содержания буферного порошка в смеси матрицеобразующих порошков приводит к изменению фазового состава матричного материала в сторону увеличения содержания интерметаллидных фаз, что является предпочтительным для использования их в качестве буферного материала при изготовлении интерметаллидных материалов на основе никеля.

Рентгенограмма анализа представлена на рис. 1. После расшифровки данных рентгенограммы

установлено, что в составе матричного материала присутствуют как различные интерметаллидные фазы на основе алюминидов никеля, так и чистые металлы алюминия и никеля, что свидетельствует о недостаточно полной реакции взаимодействия порошка никеля в процессе экзотермической реакции с расплавом алюминия (табл. 3).

Исследования макроструктуры показали, что на образцах без использования нейтральных частиц на стадии приготовления шихты после гомогенизационного отжига (рис. 2, а) образовалась сплошная пористость, что свидетельствует о присутствии в материале после реакционной пропитки чистого алюминия, который при температуре отжига 800°C расплавился и через образовавшиеся поры самопроизвольно вытекает. В то же время на аналогичных образцах с использованием буферного порошка после гомогенизационного отжига (рис. 2, б) образование пористости не наблюдалось, что свидетельствует об отсутствии в чистом виде легкоплавкой составляющей матричного сплава (Al). Таким образом, предварительный анализ макроструктуры образцов показал, что применение буферного порошка в составе шихтового материала необходимо и позволяет выдерживать правильный стехиометрический состав для образования интерметаллидных

фаз без наличия изначально в его составе матрицеобразующих компонентов. Образцы на основе алюминида никеля после гомогенизационного отжига представлены на рис. 2.

Обсуждение и заключения

В процессе реакционной пропитки выявлено, что реакция взаимодействия матрицеобразующих порошков с расплавом алюминиевого сплава происходит как на стадии приложения давления пропитки, так и после извлечения образцов из автоклава. Разрушение графитовой формы с некоторыми образцами указало на то, что реакция образования интерметаллидных фаз происходит с большим выделением тепла (экзотермическая реакция) и с изменением объема в сторону его увеличения.

Однако по мере увеличения содержания буферного материала уменьшается количество легкоплавких фаз и стехиометрия смещается в сторону Ni_3Al , что подтверждается рентгенофазовыми исследованиями. Полученные результаты показывают, что на данном этапе матричный сплав неоднороден по фазовому составу, реакционная пропитка по одному режиму смеси порошков на основе никеля, а также алюминиевого сплава при температуре не обеспечивает получения однородной структуры матрицы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33.
2. История авиационного материаловедения. ВИАМ – 80 лет: годы и люди / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2012. 520 с.
3. Шмотин Ю.Н., Старков Р.Ю., Данилов Д.В., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Новые материалы для перспективного двигателя ОАО «НПО „Сатурн“» // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №2. С. 6–8.
4. Тарасов Ю.М., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ – для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК» // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №2. С. 5–6.
5. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения // *Крылья Родины*. 2012. №3–4. С. 34–38.
6. Летников М.Н., Ломберг Б.С., Овсепян С.В. Исследование композиций системы Ni–Al–Co при разработке нового жаропрочного деформируемого интерметаллидного сплава // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. №10. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.02.2015).
7. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 36–52.
8. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов: учеб. пособие. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.
9. Базылева О.А., Туренко Е.Ю., Шестаков А.В. Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава на основе интерметаллида NiAl // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №9. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.02.2015). DOI: 10.18577/2307-6046-2014.0-9-2-2.
10. Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А., Колодочкина В.Г., Хвацкий К.К. Влияние кристаллографической ориентации на структуру и физико-механические свойства интерметаллидного сплава на основе Ni_3Al // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №2. С. 3–7.
11. Базылева О.А., Бондаренко Ю.А., Тимофеева О.Б., Чабина Е.Б. Интерметаллидные композиции на основе Ni_3Al , легированные рением // *Металлургия машиностроения*. 2011. №4. С. 31–34.
12. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Поварова К.Б., Базылева О.А., Морозова Г.И., Казанская Н.К. Малолегированные легкие жаропрочные высокотемпературные материалы на основе интерметаллида Ni_3Al // *Металлы*. 1999. №1. С. 58–65.
13. Поварова К.Б., Банных О.А. Принципы сознания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов (Ч. I) // *Материаловедение*. 1999. №2. С. 27–33.
14. Miracle D.B., Foster M.A., Rhodes C.G. Phase equilibria in Ti–Al–Nb orthorhombic alloys // In: Conference «Titanium 95»: Science and Technology. 1995. P. 372–379.
15. Chawla N., Chawla K.K. Metal Matrix Composites / In: Springer Science+Business Media Inc. 2006. P. 251–260.