

УДК 669.018.95

В.М. Серпова<sup>1</sup>, О.И. Гришина<sup>1</sup>

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ МАТРИЦЫ НА ОСНОВЕ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-48-58

*Представлены результаты исследования формирования структуры интерметаллидно-оксидных высокотемпературных металлических композиционных материалов на основе никелевых сплавов, армированных монокристаллическими пластинами оксида алюминия. Образцы для исследований получали методом реакционной пропитки. В качестве матрицеобразующих использовались: порошок никеля диаметром 5–10 мкм и наноразмерные частицы алюминид никеля диаметром 1–10 нм. Показаны результаты исследования микроструктуры и фазового состава образцов металлических композиционных материалов с различным содержанием частиц NiAl (10; 15 и 20% (по массе)). С целью идентификации отдельных интерметаллидных фаз проведены исследования микротвердости.*

**Ключевые слова:** металлический композиционный материал, интерметаллидные композиционные материалы, интерметаллид никеля, алюминид никеля, рентгеноструктурная дифрактометрия, сканирующая электронная микроскопия.

V.M. Serpova<sup>1</sup>, O.I. Grishina<sup>1</sup>

## STUDY OF FORMATION OF INTERMETALLIC MATRIX STRUCTURE BASED ON HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS

*The paper presents the results of a study of the structure formation of in-thermetallide-oxide high-temperature metal composite materials based on nickel alloys reinforced with monocrySTALLine aluminum oxide plastids. Samples for research were obtained by the method of reaction impregnation. nickel powder with a diameter of 5–10  $\mu\text{m}$  and nanosized nickel alumina particles with a diameter of 1–10 nm were used as matrix-forming agents. The results of the study of the microstructure and phase composition of samples of metal composite materials with different NiAl particle content (10; 15 and 20%) are shown. In order to identify individual intermetallic phases, microhardness studies were conducted.*

**Keywords:** metal-matrix composite, intermetallic composites, nickel intermetallic, nickel alumina, x-ray diffractometry, scanning electron microscopy.

---

<sup>1</sup>Федеральное 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

В современных высокотемпературных авиационных и стационарных газовых турбинах ответственные узлы и детали горячего тракта изготавливают 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 [1–6]. Это приводит к росту их стоимости и плотности. Последнее особенно 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 [7]. Этим объясняется поиск новых жаропрочных материалов, отличающихся от промышленных никелевых сплавов более высокими рабочими температурами, но имеющих более низкую плотность.

В конструировании и эксплуатации газотурбинных двигателей (ГТД) в настоящем и будущем существует 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 и рабочих напряжений от тяжелых вращающихся деталей, увеличение срока службы дисков, валов и опор подшипников. Интерметаллиды особенно пригодны для этих целей, благодаря сохранению высокой статической прочности, а также высокого сопротивления ползучести и усталости. В случае алюминидов никеля добавляется еще и высокое сопротивление окислению. Потенциальная ценность алюминидов никеля заключается в их жесткости, т. е. высоком модуле упругости, а это сводит к минимуму упругие деформации под нагрузкой при рабочих температурах [8–10].

Увеличение высокотемпературных показателей связано с использованием металлических композиционных материалов (МКМ) на основе алюминидов никеля, армированных алюмооксидным наполнителем – в частности, поликристаллическими волокнами  $Al_2O_3$ .

Металлические композиционные материалы обладают большим потенциалом в тех областях применения, в которых от материала требуются очень большая прочность, высокий модуль и высокотемпературная стабильность.

Технология изготовления данных материалов заключается в пропитке пучка волокон  $Al_2O_3$  расплавом интерметаллидной матрицы [11–13]. В научно-технической литературе приводятся свойства поликристаллических волокон марок Almax FP и PRD-166, для которых средняя прочность равна соответственно 1550 и 1542 МПа. Для монокристаллического волокна  $\alpha-Al_2O_3$  марки Saphikon средняя прочность составляет 2602 МПа [13].

Использование поликристаллических алюмооксидных волокон не приводит к достижению требуемых характеристик прочности и жесткости материала. Поликристаллические волокна при повышении температуры  $>1000^\circ C$ , в силу особенностей своей структуры, начинают приобретать значительную ползучесть, связанную с развитием процесса оплавления по границам зерен. При этом прочностные характеристики падают ниже уровня, необходимого для эффективного армирования жаропрочной матрицы. Решением данной проблемы является переход к монокристаллическим волокнам или иным армирующим структурам из тугоплавких (оксидных) соединений.

Работы в направлении создания монокристаллических структур из тугоплавких соединений ведутся уже давно как в нашей стране, так и за рубежом. Разработаны теоретические основы различных процессов переработки тугоплавких соединений, получены монокристаллические стержни, волокна, нитевидные кристаллы различных химических составов, показаны их высокие свойства по прочности и жаропрочности. Монокристаллические структуры формируются при кристаллизации в регулируемых условиях [14].

Выбор таких материалов невелик – это монокристаллические волокна, изготавливаемые фирмой Safficon (США) и в ИФТТ РАН (Россия). Однако основной проблемой таких материалов является недостаточная связь на границе раздела «матрица–армирующий компонент» и технологическая сложность по обеспечению равномерного распределения волокон в материале матрицы, что одинаково присуще МКМ как с поликристаллическими, так и с монокристаллическими армирующими компонентами [12].

Прочность связи на границе раздела «матрица–армирующий компонент» существенно влияет на сопротивление композиционного материала к распространению трещины. Управляя прочностью связи на границе, можно из хрупких композиционных материалов создать достаточно вязкий материал.

Данная работа проведена в рамках реализации комплексного научного направления 12. «Металломатричные и полиматричные композиционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [15].

### Материалы и методы

Образцы материала для исследования изготавливали методом вакуумно-компрессионной пропитки пористой заготовки расплавом матричного сплава. Данный метод позволяет обеспечивать принципиальную возможность разработки и производства широкого спектра материалов и деталей из металлических композиционных материалов и специальных материалов на основе интерметаллидных и алюминиевых сплавов с рабочей температурой до 1600°C.

Частным случаем вакуумно-компрессионной пропитки является процесс реакционной пропитки, используемый в качестве эффективного приема совмещения армирующих наполнителей с интерметаллидными матрицами. При этом каркас из упрочняющих элементов в сочетании с шихтой пропитывают расплавом второго матрицеобразующего компонента. В ходе проникновения расплава в пористую заготовку происходит параллельное развитие химической реакции с образованием конечного интерметаллидного матричного материала заданного состава.

Для изготовления образцов из МКМ в качестве формы использовали кварцевые трубочки. В форму помещали изготовленный ранее алюмооксидный каркас, состоящий из жестко скрепленных между собой с зазором 240 мкм монокристаллических пластин. Далее форму с каркасом заполняли полученной шихтой (рис. 1), помещали в титановую садку и утяжеляли вольфрамовыми грузилами с целью обеспечения необходимого условия погружения под слой расплава алюминия.

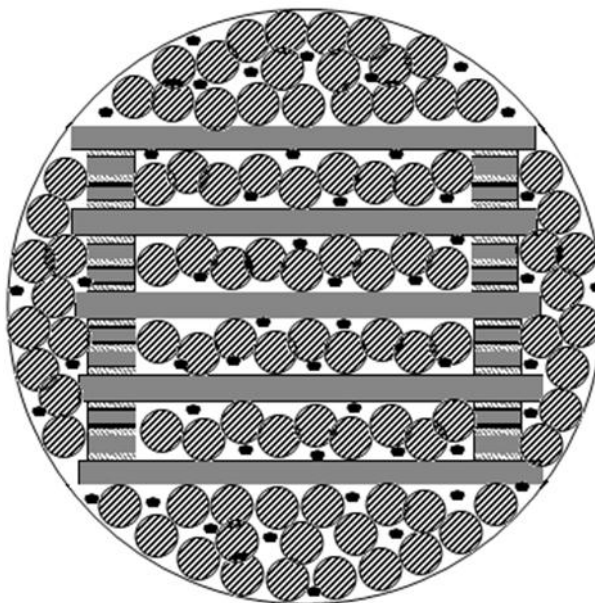


Рис. 1. Схема формы с каркасом и шихтой: ● – основа; ● – буферный материал

Для уменьшения перепада температур при пропитке формы нагревали в печи до температуры 350°C, затем заготовки пропитывали вакуумно-компрессионным методом в автоклаве.

Матрицу композиционного материала синтезировали путем пропитки каркаса с матрицеобразующим никелевым порошком, содержащим 10; 15 и 20% буферного материала, расплавом алюминия при температуре 750°C. С целью обеспечения правильного стехиометрического соотношения между матрицеобразующим порошком и алюминиевым сплавом принято использовать буферный материал в виде наноструктурного порошка NiAl, так как он является самым тугоплавким интерметаллидом, образующимся в системе Ni–Al.

С целью получения на стадии реакционной пропитки интерметаллидного сплава проведена работа по определению размера матрицеобразующего порошка и порошка, служащего буферным материалом для заполнения пор между основным матрицеобразующим порошком (табл. 1), а также определена насыпная плотность (табл. 2) как основного матрицеобразующего элемента, так и всей смеси.

Таблица 1

| Размер частиц матрицеобразующего порошка и буферного материала |                        |
|----------------------------------------------------------------|------------------------|
| Порошок                                                        | Диаметр частиц порошка |
| Матрицеобразующий порошок                                      |                        |
| Никель                                                         | 5–10 мкм               |
| Наноразмерные частицы                                          |                        |
| NiAl                                                           | 1–10 нм                |

Таблица 2

| Насыпная плотность матрицеобразующего порошка и его смеси |          |                        |                                       |
|-----------------------------------------------------------|----------|------------------------|---------------------------------------|
| Состав                                                    | Масса, г | Объем, см <sup>3</sup> | Насыпная плотность, г/см <sup>3</sup> |
| Ni                                                        | 157,5    | 119,37                 | 1,32                                  |
| Ni+10%NiAl                                                | 165      | 119,37                 | 1,382                                 |
| Ni+15%NiAl                                                | 172,5    | 119,37                 | 1,445                                 |
| Ni+20%NiAl                                                | 180      | 119,37                 | 1,51                                  |
| Ni+25%NiAl                                                | 187,5    | 121,87                 | 1,54                                  |
| Ni+30%NiAl                                                | 195      | 124,31                 | 1,57                                  |

Из данных табл. 2 видно, что увеличение объема происходит в смесях с содержанием буферного материала более 20% (по массе). Предмет исследования данной работы – изучение влияния количества буферного порошка NiAl на фазовый состав конечного матричного материала (при содержании буферного материала в пределах 10–20% (по массе) от общей массы матрицеобразующего порошка) и свойства полученного МКМ для применения его в качестве высокотемпературного материала для деталей компрессора и горячего тракта ГТД.

Для определения микротвердости в данной работе применяли статический метод, т. е. такой, при котором индентор медленно и непрерывно вдавливаются в испытуемый образец с определенным усилием. В качестве индентора использовали квадратную алмазную пирамиду с углом при вершине в 136 градусов.

### Результаты и обсуждение

Полученные образцы из МКМ с оксидным упрочнением исследовали на рентгеновском дифрактометре с целью выявления фазового состава.

В результате получены дифрактограммы, представленные на рис. 2. По результатам анализа данных рентгенограмм сделано заключение, что во всех образцах материала образовались интерметаллиды  $\text{NiAl}$ ,  $\text{Al}_3\text{Ni}$ ,  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$  и  $\text{AlNi}_3$ . Присутствие свободного никеля не обнаружено, что свидетельствует о его полном вступлении в реакции при реакционной пропитке. Алюминий и интерметаллиды присутствуют как в виде отдельных фаз в объеме матричного сплава, так и в сочетании одного элемента с другим, что затрудняет их идентификацию при проведении дальнейших исследований.

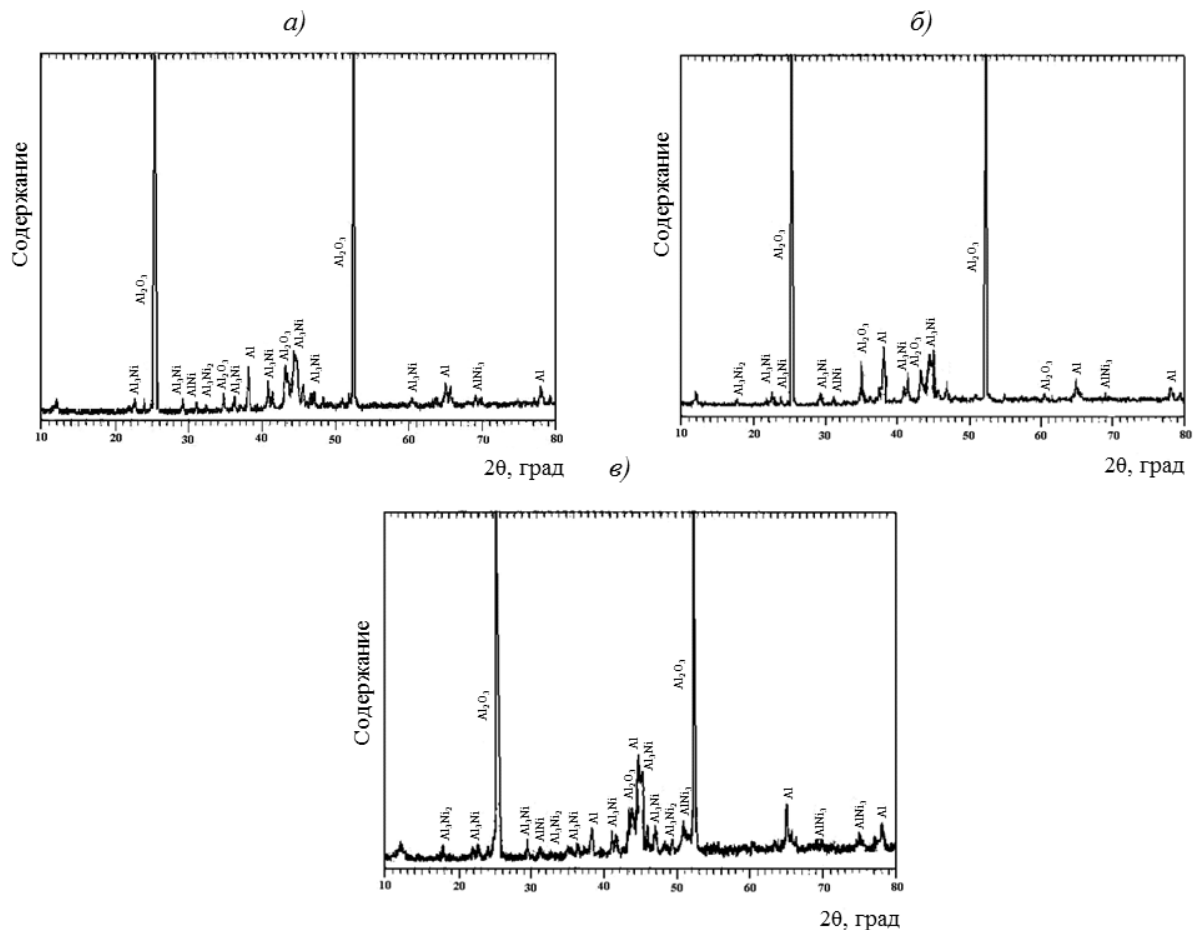


Рис. 2. Дифрактограммы образцов с содержанием  $\text{NiAl}$ : 10 (а), 15 (б) и 20% (по массе) (в)

Дифрактограммы образцов с разным процентным содержанием буферного материала отличаются только интенсивностью пиков – чем больше содержание данной фазы, тем выше интенсивность ее линий для корректных образцов. Поскольку образцы, использованные в данной работе для рентгеноструктурного анализа, имели некорректные размеры, что связано с технологией получения материала, то говорить о количественном содержании образующихся фаз нельзя.

Для исследования микроструктуры и выявления интерметаллидных фаз МКМ на основе алюминидов никеля с армированием алюмооксидными монокристаллическими пластинами, изготовлены шлифы с последующим травлением в 20%-ном растворе азотной кислоты ( $\text{HNO}_3$ ) с плавиковой кислотой [16].

На рис. 3–5 показаны микроструктуры отдельных структурных составляющих (интерметаллидных фаз) образцов из МКМ на основе алюминидов никеля при различном увеличении.

Исследование микроструктуры МКМ показало наличие следующих фаз: светлой, черной, серой, черной рыхлой, серой с белыми включениями. Для идентификации возможных интерметаллидных фаз в полученных образцах проведены исследования микротвердости отдельных фаз (рис. 6, табл. 3).

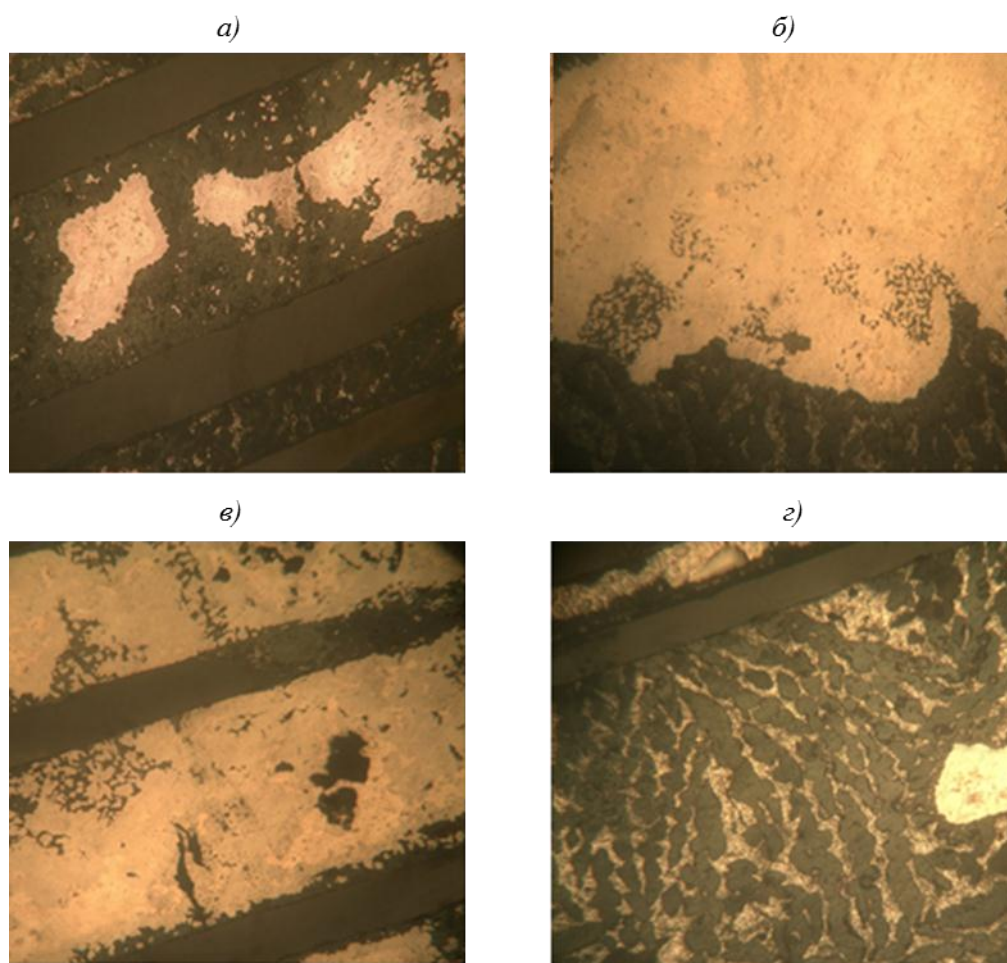


Рис. 3. Микроструктуры ( $\times 100$ ) отдельных фаз образцов металлического композиционного материала на основе алюминидов никеля

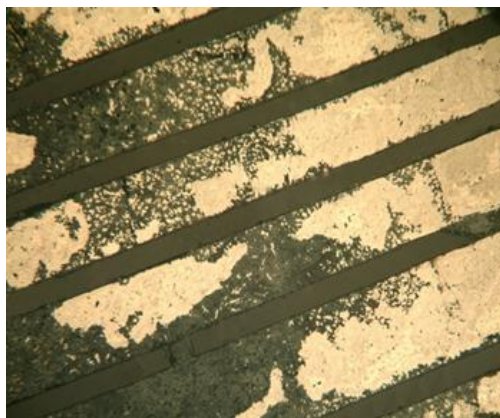


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 50$ ) отдельных фаз образцов металлического композиционного материала на основе алюминидов никеля

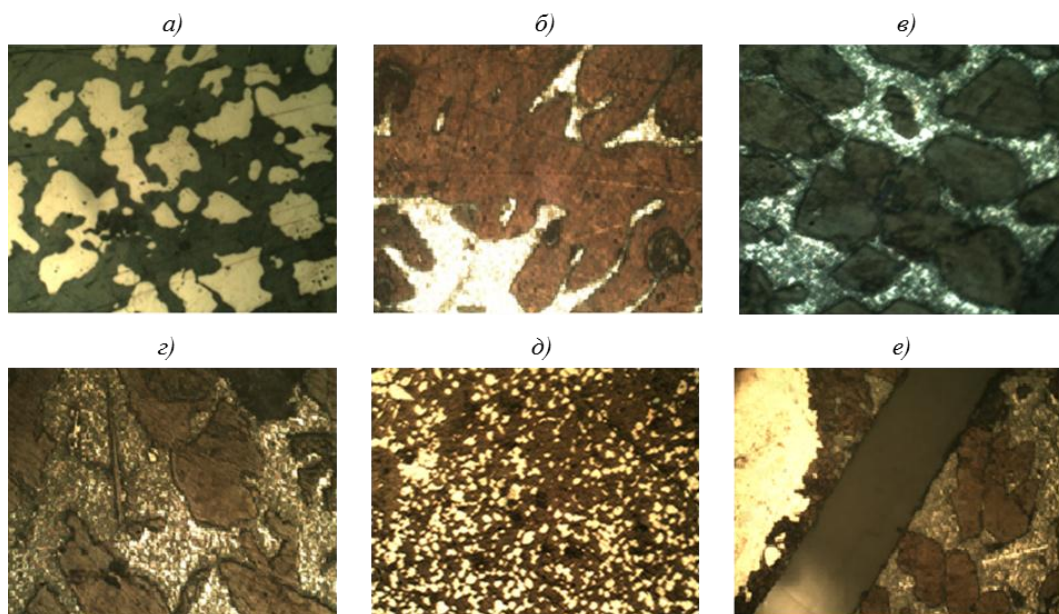


Рис. 5. Микроструктуры ( $\times 640$ ) отдельных фаз образцов металлического композиционного материала на основе алюминидов никеля

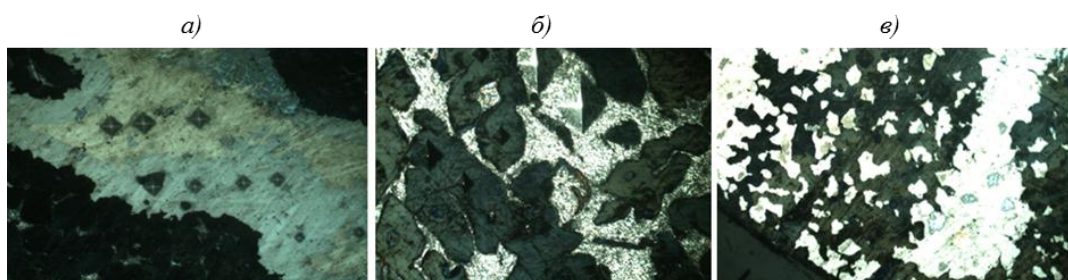


Рис. 6. Отпечатки индентора при определении микротвердости различных фаз ( $\times 640$ )

Таблица 3

**Результаты исследования микротвердости фаз образцов из металлических композиционных материалов с различным содержанием буферного материала**

| Содержание NiAl<br>в образце, % (по массе) | $d_1$ ,<br>мм | $d_2$ ,<br>мм | $d_{ср}$ ,<br>мм | $H_{\mu}$ ,<br>кг/мм <sup>2</sup> | $H_{\mu}$ ,<br>МПа | Нагрузка,<br>кг |
|--------------------------------------------|---------------|---------------|------------------|-----------------------------------|--------------------|-----------------|
| 10                                         | 0,0075        | 0,0075        | 0,0075           | 1294                              | 12681              | 0,03925         |
|                                            | 0,0085        | 0,0085        | 0,0085           | 1007                              | 9873               | 0,03925         |
|                                            | 0,011         | 0,011         | 0,011            | 602                               | 5895               | 0,03925         |
|                                            | 0,009         | 0,01          | 0,0095           | 807                               | 7903,7             | 0,03925         |
|                                            | 0,017         | 0,017         | 0,017            | 252                               | 2468               | 0,03925         |
| 15                                         | 0,011         | 0,011         | 0,011            | 602                               | 5895               | 0,03925         |
|                                            | 0,0075        | 0,0075        | 0,0075           | 1294                              | 12681              | 0,03925         |
|                                            | 0,017         | 0,017         | 0,017            | 252                               | 2468               | 0,03925         |
|                                            | 0,0255        | 0,0255        | 0,0255           | 112                               | 1097               | 0,03925         |
|                                            | 0,0085        | 0,0085        | 0,0085           | 1007                              | 9873               | 0,03925         |
|                                            | 0,009         | 0,01          | 0,0095           | 807                               | 7903,7             | 0,03925         |
| 20                                         | 0,0255        | 0,0255        | 0,0255           | 112                               | 1097               | 0,03925         |
|                                            | 0,0075        | 0,0075        | 0,0075           | 1294                              | 12681              | 0,03925         |
|                                            | 0,011         | 0,011         | 0,011            | 602                               | 5895               | 0,03925         |
|                                            | 0,009         | 0,01          | 0,0095           | 807                               | 7903,7             | 0,03925         |
|                                            | 0,017         | 0,017         | 0,017            | 252                               | 2468               | 0,03925         |
|                                            | 0,0085        | 0,0085        | 0,0085           | 1007                              | 9873               | 0,03925         |

Полученные результаты исследований сравнивали с табличными значениями (табл. 4).

Таблица 4

**Результаты исследований микротвердости структурных составляющих  
(интерметаллидных фаз)**

| Тип интерметаллида              | Содержание Ni, % |          | Температура плавления, °C | Теплота образования, ккал/атом | $H_u$ , кг/мм <sup>2</sup> |
|---------------------------------|------------------|----------|---------------------------|--------------------------------|----------------------------|
|                                 | атомн.           | по массе |                           |                                |                            |
| NiAl <sub>3</sub>               | 25               | 42       | 854                       | -9,078                         | 536–600                    |
| Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> | 40               | 59       | 1133                      | -13,62                         | 820                        |
| NiAl                            | 50               | 68,55    | 1698                      | -14,045                        | 520–680                    |
| Ni <sub>3</sub> Al              | 75               | 87       | 1385                      | -9,317                         | 430                        |

На рис. 7 показаны результаты исследований микротвердости.

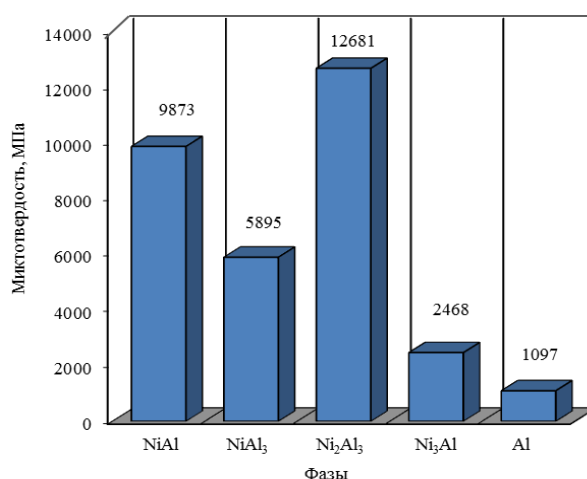


Рис. 7. Диаграмма микротвердости структурных составляющих

Процентное содержание интерметаллидных фаз в объеме матрицы определялось путем замера площадей фаз по отношению к площади всей фотографии за вычетом площадей алюмооксидного наполнителя и пор. Результаты представлены в табл. 5 и показаны на рис. 8.

Таблица 5

**Содержание интерметаллидных фаз в объеме матрицы металлического композиционного материала с различным содержанием буферного материала**

| Фаза                                          | Содержание, % (объёмн.) | Сумма площадей фаз, мкм <sup>2</sup> |
|-----------------------------------------------|-------------------------|--------------------------------------|
| Содержание буферного материала 10% (по массе) |                         |                                      |
| NiAl                                          | 24,1                    | 2961408                              |
| NiAl <sub>3</sub>                             | 27,98                   | 343818,24                            |
| Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>               | 32,86                   | 403783,68                            |
| Ni <sub>3</sub> Al                            | 3,65                    | 44851,2                              |
| Al                                            | 11,41                   | 140206,08                            |
| Содержание буферного материала 15% (по массе) |                         |                                      |
| NiAl                                          | 8,21                    | 100884,48                            |
| NiAl <sub>3</sub>                             | 13,34                   | 163921,92                            |
| Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>               | 53,9                    | 66232320                             |
| Ni <sub>3</sub> Al                            | 17,34                   | 213073,92                            |
| Al                                            | 7,2                     | 88473,6                              |
| Содержание буферного материала 20% (по массе) |                         |                                      |
| NiAl                                          | 77,36                   | 950599,68                            |
| NiAl <sub>3</sub>                             | 4,79                    | 58859,52                             |
| Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>               | 8,7                     | 106905,6                             |
| Ni <sub>3</sub> Al                            | 5,11                    | 62791,68                             |
| Al                                            | 4,04                    | 49643,52                             |

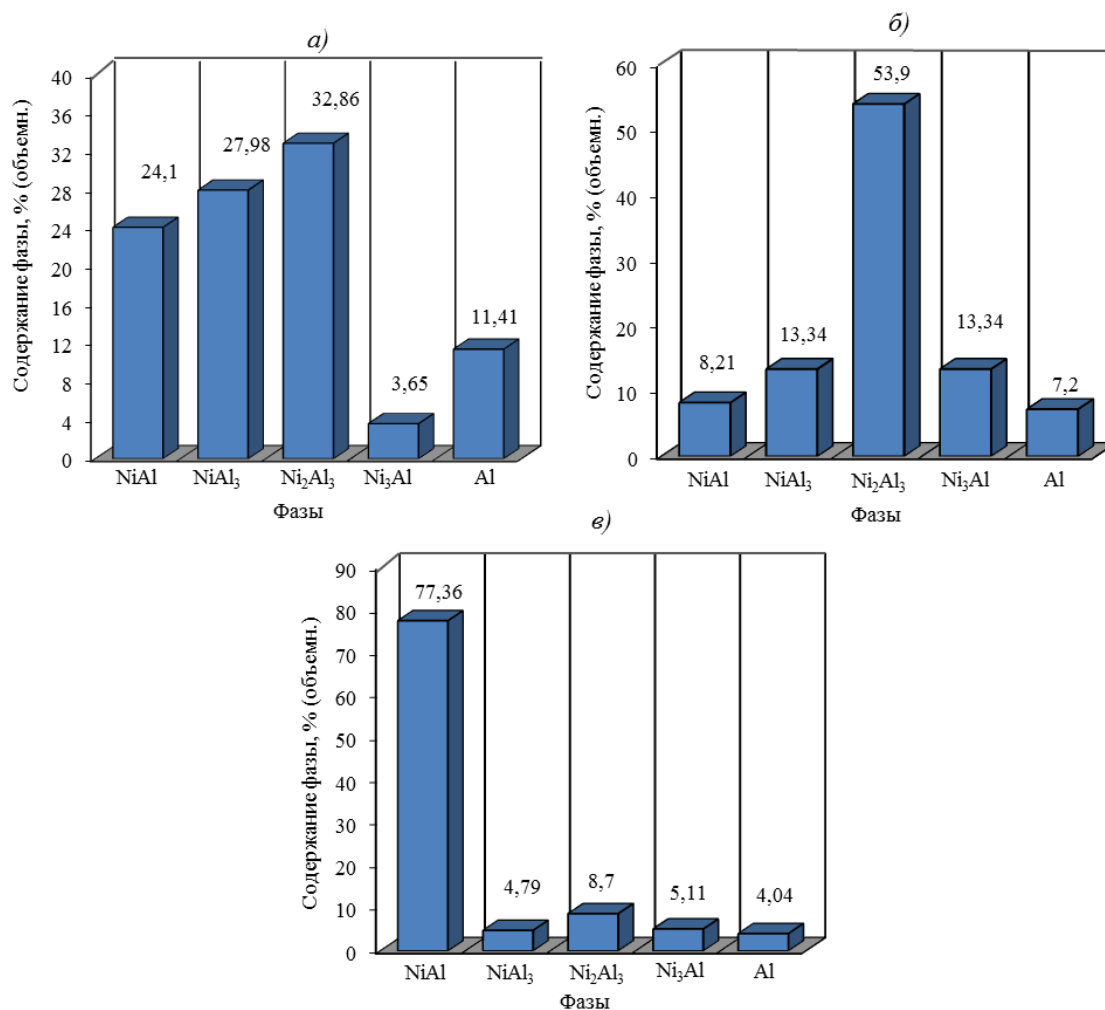


Рис. 8. Диаграмма процентного распределения фаз в образце с содержанием буферного материала 10 (а), 15 (б) и 20% (по массе) (в)

Представленные микроструктуры подтверждают высокие потенциальные возможности метода реакционной пропитки для получения высокотемпературной матрицы металлических композиционных материалов, армированных монокристаллическими пластинами. Развитие реакции синтеза интерметаллидов никеля не привело к принципиальным изменениям процесса пропитки. Практически весь объем заготовки пропитан полностью. Реакционная пропитка привела к растворению исходных матрицеобразующих порошков с формированием характерной вторичной структуры слитка.

Температурный эффект экзотермической реакции формирования интерметаллидной матрицы не разрушил исходную структуру пластинчатого каркаса – обнаружены незначительные разрушения отдельных армирующих пластинок. Таким образом, подтверждена высокая термическая стойкость монокристаллических пластин, их технологичность и применимость для исследования процессов, протекающих с высоким тепловым эффектом.

По мере увеличения содержания буферного материала уменьшается количество легкоплавких фаз и стехиометрический состав смещается в сторону соединения NiAl, что подтверждается исследованиями по определению процентного содержания каждой фазы в объеме матрицы. Полученные результаты показывают, что матричный сплав неоднороден по фазовому составу – фаза NiAl<sub>3</sub>, как правило, располагается в фазе Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, окруженной фазой NiAl в виде вермикуляров. Интерметаллид Ni<sub>3</sub>Al обнаружен

в виде замкнутых капиллярных скоплений среди фаз  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  и  $\text{NiAl}_3$ . Среди образований фазы  $\text{NiAl}$  в виде вермикуляров, имеющей пластинчатую форму, замечено небольшое присутствие предположительно фазы  $\text{Al}$ . Монокристаллические пластины окружены в основном интерметаллидной фазой  $\text{NiAl}$ . Разрушения армирующих пластинок в ходе реакционной пропитки не произошло. Таким образом, подтверждена высокая термическая стойкость монокристаллических пластин, их технологичность и применимость для исследования процессов, протекающих с высоким тепловым эффектом.

Следует отметить, что реакционная пропитка по примененному разработанному режиму для смеси порошков на основе никеля, а также пластин  $\text{Al}_2\text{O}_3$  при температуре  $750^\circ\text{C}$  не обеспечивает получения однородной структуры матрицы.

Проведенные исследования выявили, что для получения однородной структуры матрицы необходимы более длительная выдержка материала в расплаве или проведение дополнительной термической обработки при высоких температурах.

### Заключения

Проведены анализ формирования интерметаллидной матрицы, исследования микроструктуры и фазового состава металлического композиционного материала на основе никеля. Установлено, что при увеличении содержания буферного материала с 10 до 20% (по массе) количество легкоплавких фаз снижается и стехиометрический состав смещается в сторону соединения  $\text{NiAl}$ .

Анализ, проведенный на рентгеновском дифрактометре показал, что применение буферного порошка в составе шихтового материала позволяет добиться образования требуемой интерметаллидной матрицы.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Базылева О.А., Оспенникова О.Г., Аргинбаева Э.Г., Летникова Е.Ю., Шестаков А.В. Тенденции развития интерметаллидных сплавов на основе никеля // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 104–115. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-104-115.
2. Летников М.Н., Ломберг Б.С., Овсепян С.В. Исследование композиций системы  $\text{Ni-Al-Co}$  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: 28.05.2018).
3. 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.
4. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 57–60.
5. Бунтушкин В.П., Каблов Е.Н., Базылева О.А., Морозова Г.И. Сплавы на основе алюминидов никеля // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1999. №1. С. 32–34.
6. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 36–52.
7. *Intermetallic Alloy Development*. Publ. NMAV-487-1. Washington: National Academy Press., 1997. 51 p.
8. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Базылева О.А. Литые лопатки из интерметаллида никеля ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) для высокотемпературных газовых турбин // *Конверсия в машиностроении*. 2004. №4. С. 57–59.
9. Каблов Е.Н. Основные итоги и направления развития материалов для перспективной авиационной техники // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. М.: ВИАМ, 2007. С. 20–26.

10. Горюнов А.В., Ригин В.Е. Современная технология получения литейных жаропрочных никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №2. С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-3-7.
11. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
12. Гращенков Д.В., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Высокотемпературные металломатричные композиционные материалы, армированные частицами и волокнами тугоплавких соединений // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 318–328. DOI: 10.18577/2071-9240-2017-0-S-318-328.
13. Большакова А.Н., Наймушин А.И., Ефимочкин И.Ю. Исследование структуры интерметаллидно-оксидных высокотемпературных композиционных материалов на основе никеля и титана, армированных монокристаллическими пластинами оксида алюминия // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2015. №6. С. 8–12.
14. Оспенникова О.Г. Итоги реализации стратегических направлений по созданию нового поколения жаропрочных литейных и деформируемых сплавов и сталей за 2012–2016 гг. // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 17–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-17-23.
15. 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. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
16. Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления. Справочник. М.: Металлургия, 1988. 400 с.