

УДК 539.2

DOI: 10.17223/24135542/21/1

Е.Л. Никоненко¹, Н.Р. Сизоненко¹, М.В. Федорищева², Н.А. Попова¹

¹ *Томский государственный архитектурно-строительный университет
(г. Томск, Россия)*

² *Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук (г. Томск, Россия)*

Структурно-фазовое состояние порошковых сплавов на основе Ni и Al при разных температурах отжига

Создание материалов нового поколения вызвано необходимостью увеличения времени эксплуатации деталей и конструкционных элементов при максимально высоких температурах, а также снижения удельного веса материалов. Интерметаллидные соединения на основе NiAl, благодаря комбинации физико-механических свойств, являются перспективными для длительной эксплуатации при высоких рабочих температурах. Хорошо известно, что сплав NiAl обладает превосходной стойкостью к воздействию окружающей среды при всех температурах и чрезвычайно высоким сопротивлением окислению по сравнению с другими высокотемпературными сплавами и материалами. В исследуемом сплаве особое внимание уделено влиянию примесей, так как использование даже небольших добавок третьего компонента часто является решающим фактором при разработке сплавов с различными механическими свойствами. Кроме того, добавки третьего компонента могут исказить кристаллическую решетку, тонкую структуру, а также вызывать образование метастабильных соединений. Важная роль принадлежит и температуре гомогенизирующего отжига.

Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проведены исследования фазового состава и морфологии спеченного и затем отожженного порошкового сплава на основе интерметаллида NiAl. Температура отжига варьировала от 1 100 до 1 400 °С. Химический состав сплава в спеченном неотожженном состоянии в основном содержал никель и алюминий. Химический состав исследуемых сплавов до и после отжига, кроме основных элементов (никеля и алюминия), включал кислород – до 7,3%, иттрий – до 1,3% и железо – до 0,65%.

В работе исследовано влияние температуры гомогенизирующего отжига на структурно-фазовое состояние порошкового сплава. Установлено, что основной объем сплава образован сверхструктурой B2, состоящей из Ni и Al. Фаза NiAl – это зерна, границы которых содержат различные оксиды, а именно FeYO₃ и (Fe, Al)₅Y₃O₁₂. Внутри зерен фазы NiAl как до, так и после отжига на дислокациях находятся наноразмерные частицы фазы Y₂Al.

Также проведенное исследование показало, что состав сплава практически при всех температурах отжига соответствует фазе NiAl со сверхструктурой B2. Состояние дальнего атомного порядка в фазе NiAl при повышении температуры отжига до 1 400 °С увеличивается до 1. Внутренние напряжения невелики.

Ключевые слова: *интерметаллид, температура гомогенизирующего отжига, порошковый сплав, химический состав, степень дальнего атомного порядка, внутренние напряжения.*

Введение

Разработка нового поколения функциональных материалов с повышенными характеристиками – важнейшая задача современного материаловедения. Одно из перспективных направлений – порошковая металлургия [1–2]. Наряду с традиционными материалами она разрабатывает сплавы и композиты, состав, структуру и свойства которых невозможно получить другими методами. В связи с этим особое значение приобретают процессы, происходящие при спекании. Среди соединений, полученных спеканием, особое внимание уделяется интерметаллическому соединению NiAl из-за сочетания таких свойств, как высокая температура плавления, низкая плотность, высокая коррозионная стойкость, прочность и жаростойкость [3].

Как известно, физико-механические свойства интерметаллидов зависят от их микроструктуры. В исследуемой структуре особое внимание следует уделять влиянию примесей. Использование небольших добавок третьего компонента часто является решающим фактором при разработке сплавов с различными механическими свойствами. Добавки третьего компонента могут исказить кристаллическую решетку и тонкую структуру, а также вызывать образование метастабильных соединений [4, 5]. Большую роль играет температура гомогенизирующего отжига, который необходимо проводить после спекания сплава для уменьшения неоднородности и выравнивания его химического состава.

Целью данной работы было исследование влияния температуры отжига на структурно-фазовое состояние порошка сплава на основе интерметаллида NiAl.

Материалы и методы исследования

Исследования проводились методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах. Материалом исследования являлись порошки никеля и алюминия с размером частиц ~ 50–100 мкм. Состав порошковых смесей был подготовлен таким образом, чтобы полученный сплав, согласно [6], соответствовал сплаву NiAl со сверхструктурой B2. Спекание производили методом СВС горячим прессованием на воздухе при температуре 1 000°C (исходное состояние сплава). Затем образцы подверглись гомогенизирующим отжигам в интервале температур от 1 100 до 1 400°C. Химический состав сплавов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сплавов (ат.%)

Температура гомогенизирующего отжига, °C	Ni	Al	O	Y	Fe
исходный	55,6	44,3	0,1	следы	следы
1 100	53,15	39,48	6,06	0,87	0,44
1 200	51,12	42,68	5,83	–	0,37
1 300	52,28	39,09	7,08	1,12	0,44
1 400	51,46	39,34	7,27	1,29	0,64

Как видно из табл. 1, в исходном состоянии, помимо Ni и Al, в малых количествах присутствовали O, Y и Fe, которые являются остаточными элементами при производстве никеля и алюминия.

Изучение структуры в тонких фольгах осуществлялось на электронном микроскопе ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ и увеличении 25 000 крат. Рентгеновские съемки проводились на дифрактометре ДРОН-3 при комнатной температуре. Интенсивности дифракционных максимумов измерялись сцинтилляционным счетчиком с амплитудной дискриминацией. По положению дифракционных максимумов, которые однозначным образом связаны с размером элементарной ячейки, рассчитывались параметры кристаллических решеток присутствующих фаз. Значения параметра дальнего порядка η рассчитывались из отношения интегральных интенсивностей сверхструктурного (111) и основного (110) отражений для сверхструктуры B2 с учетом различных факторов.

В результате исследования были определены и измерены следующие параметры: фазовый состав сплава, параметры кристаллических решеток, средние размеры структурных элементов обнаруженных фаз, плотность и локализация дефектов (дислокаций) и амплитуды внутренних напряжений. При анализе результатов исследования фазового состава использовались изотермические сечения тройных фазовых равновесных диаграмм Ni–Al–Fe [6]. При электронно-микроскопическом изучении фольг сплава широко использовались наблюдения в светлых и темных полях. Средние размеры структурных элементов измерялись по соответствующим микрофотографиям методом секущей [7].

Результаты и обсуждение

Исследование показало, что рассматриваемый сплав имеет сложный фазовый состав при всех температурах гомогенизирующего отжига. Список присутствующих фаз представлен в табл. 2, где также показаны тип кристаллической решетки, пространственная группа и параметры кристаллической решетки для каждой фазы.

Таблица 2

Параметры наблюдаемых фаз

№ п/п	Фаза	Тип кристаллической решетки	Пространственная группа	Параметры кристаллической решетки, нм
1	Y ₂ Al	Орторомб.	Pnma	a = 0,6642 b = 0,5084 c = 0,9469
2	FeYO ₃	Орторомб.	Pnma	a = 0,5592 b = 0,7605 c = 0,5382
3	(Fe, Al) ₅ Y ₃ O ₁₂	Кубич.	Ia3d	a = 1,2377
4	NiAl	Кубич. B2	Im3m	a = 0,2869

Из химического состава сплавов очевидно, что основа каждого сплава состоит из интерметаллида NiAl, и в нем должна реализоваться сверх-

структура B2 [6]. Сплавы имеют в своем составе кислород, поэтому могут присутствовать такие фазы, как окислы алюминия, железа, иттрия или многокомпонентные соединения с нестехиометрическим составом. В связи с этим исследование фазового состава методом РСА было особенно важным. В таком случае по химическому анализу содержание Ni и Al в β -фазе (сверхструктура B2) должно быть неэквивалентным и различаться в разных сплавах, т.е. зависеть от температуры гомогенизирующего отжига.

Типичные дифрактограммы исследованных сплавов приведены на рис. 1. Хорошо видны основные линии (110) и (211) и сверхструктурные (100), (111). Сверхструктурные рефлексы определяют наличие упорядоченной фазы B2 – NiAl. Интенсивность дифракционных линий указывает на сильную текстуру полученного материала. Известно, что для ОЦК сплавов отношение интенсивностей $I_{(200)}/I_{(110)} = 0,15$. Компонент текстуры (211) подавлен. Наличие четких сверхструктурных рефлексов (100) и (111) свидетельствует о том, что мы имеем дело с фазой NiAl, обладающей сверхструктурой B2, а не просто с фазой, имеющую ОЦК кристаллическую решетку.

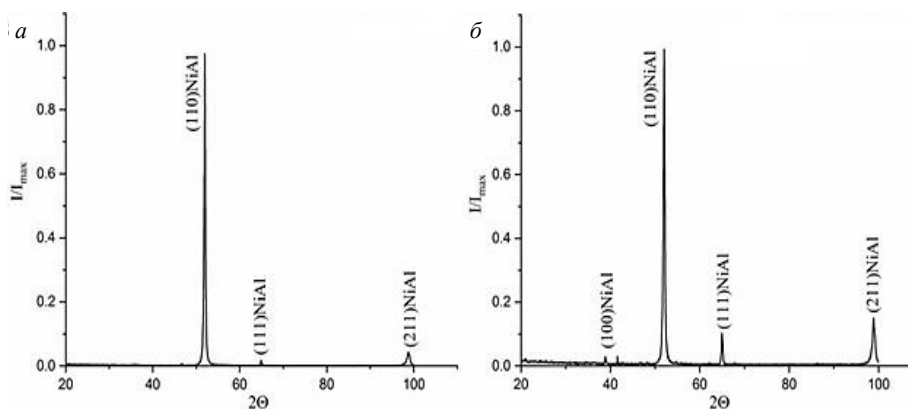


Рис. 1. Дифракционная картина исходного сплава (а) и после отжига при $T = 1400^\circ\text{C}$ (б)

Матрица фазы NiAl состоит из зерен (рис. 2). Границы зерен обычно содержат оксиды $(\text{Fe}, \text{Al})_5\text{Y}_3\text{O}_{12}$ и FeYO_3 (рис. 3). Фаза $(\text{Fe}, \text{Al})_5\text{Y}_3\text{O}_{12}$ – это частицы либо округлой формы, либо бесформенные. Частицы этой фазы присутствуют во всех отожженных сплавах (размеры фазы меняются от 0,1 до 1 мкм). Фаза FeYO_3 представлена отдельными продолговатыми частицами (см. рис. 3, в). Средние размеры анизотропных частиц этой фазы составляют несколько сотен нанометров. Размеры частиц увеличиваются с увеличением температуры отжига (рис. 4).

Помимо оксидов при всех температурах отжига присутствуют частицы фазы Y_2Al (рис. 5). Они расположены внутри зерен фазы NiAl на дислокациях и имеют округлую форму. Их размер составляет около 10 нм и не зависит от температуры отжига.

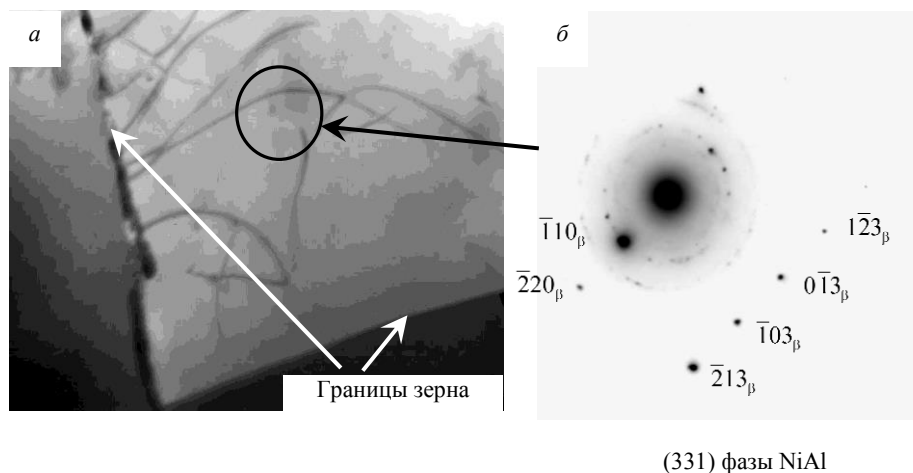


Рис. 2. ПЭМ-изображение тонкой структуры сплава: *a* – светлоспольное изображение зеренной структуры; *б* – микродифракционная картина, соответствующая данному участку фольги

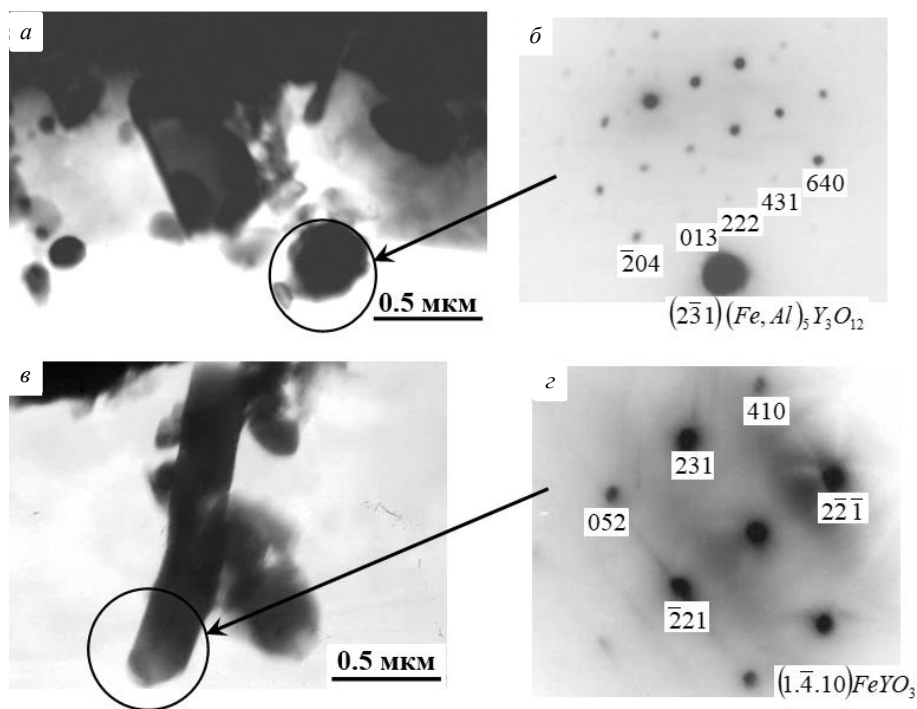


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения частиц $(\text{Fe,Al})_5\text{Y}_3\text{O}_{12}$ (*a*, *б*) и выделение анизотропных частиц FeYO_3 (*в*, *г*) в отожженном при 1 100°C сплаве NiAl

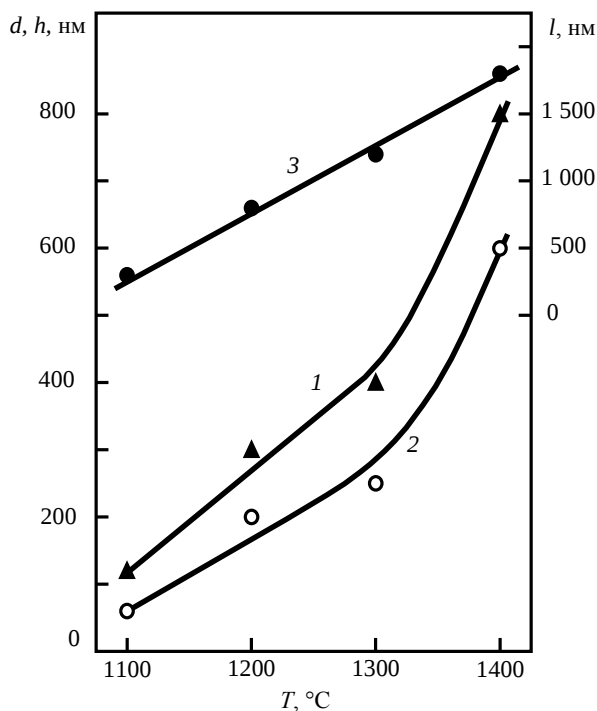


Рис. 4. Влияние температуры отжига на средний размер (d) частиц $(Fe, Al)_5Y_3O_{12}$ (1) и $FeYO_3$ (2, 3) (h – поперечный, l – продольный размер)

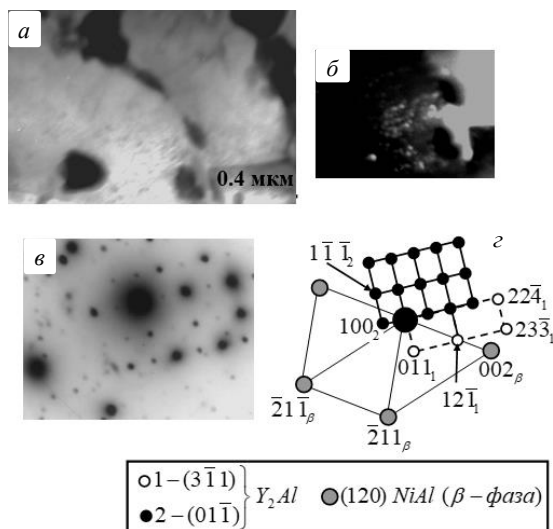


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение отожженного при $T = 1100^\circ C$ сплава: a – светлопольное изображение; b – темнопольное изображение, полученное в рефлексе $[1\bar{1}\bar{1}] Y_2Al$ -фазы; c – микродифракционная картина, полученная с участка (a), отмеченного окружностью; z – ее схема

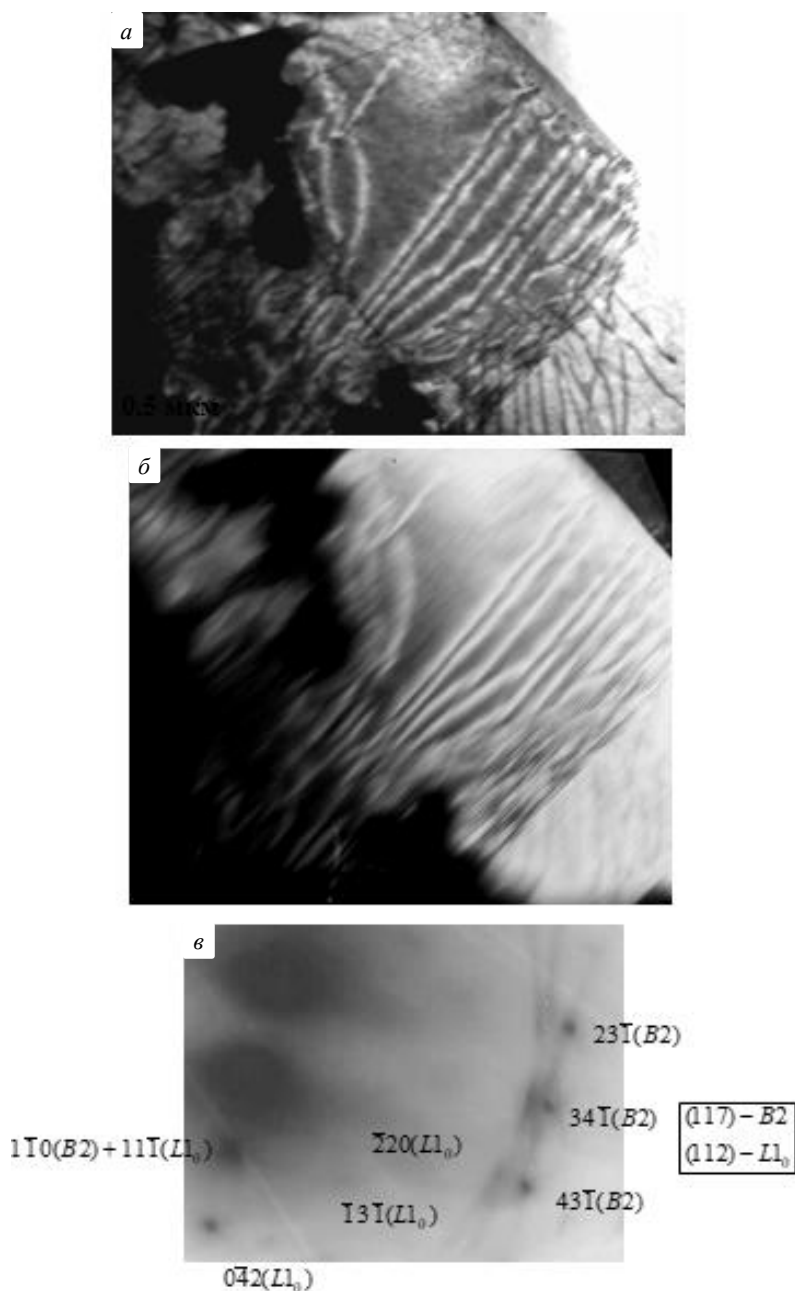


Рис. 6. Тонкая структура отожженного при 1 100°C сплава NiAl: *a* – светлопольное изображение плоских дефектов; *б* – темнопольное изображение, полученное в совпадающих рефлексах $(1\bar{1}0)$ фазы B2 и $(11\bar{1})$ фазы $L1_0$; *в* – индцированная микродифракционная картина, на которой присутствуют рефлексы фазы B2 (плоскость $[117]$) и $L1_0$ (плоскость $[112]$)

Фаза В2 (NiAl) в основном малодефектна. Дислокации находятся только вблизи границ зерен и только в тех местах, где расположены частицы оксидов (см. рис. 2, а). При температуре отжига 1 100°C в отдельных местах присутствуют плоские дефекты. Они отчетливо видны в темнопольном изображении основного рефлекса (рис. 6). Это означает, что данные дефекты не являются антифазными границами и, возможно, связаны с локальной неустойчивостью фазы В2 по отношению к мартенситному превращению с образованием фазы L1₀ с гранецентрированной тетрагональной (ГЦТ) кристаллической решеткой. Состав сплава при температуре $T = 1\ 100^\circ\text{C} - 53\% \text{ Ni}$ и $39,5\% \text{ Al}$. 5% Al находится во вторичных фазах. Из фазовой диаграммы следует, что мартенситное превращение фазы В2 в фазу L1₀ происходит при температуре 700°C, когда содержание Al составляет около 35% [6].

Таким образом, можно сделать вывод, что в локальных участках сплава при температуре отжига 1 100°C фаза В2 неустойчива по отношению к мартенситному превращению, что и подтверждается присутствием на микродифракционной картине рефлексов ГЦТ-фазы (см. рис. 6, в). Этими рефлексами являются рефлексы $(11\bar{1})$, $(\bar{2}20)$, $(\bar{3}11)$, которые относятся к плоскости [112] фазы L1₀, а изображение, представленное на рис. 6, б, получено в рефлексе, принадлежащем одновременно фазам В2 и L1₀.

Исследование показало, что состав сплава при всех температурах отжига соответствует сплаву NiAl со сверхструктурой В2. Параметр кристаллической решетки фазы NiAl составляет 0,2881–0,2882 ($\pm 0,0001$) нм, т.е. не зависит от температуры отжига. Степень дальнего атомного порядка в фазе NiAl в исходном (после спекания) состоянии составляла величину $\eta = 0,57$. Гомогенизирующий отжиг приводит к увеличению η . Это хорошо видно на рис. 7, на котором представлено изменение величины η как функция температуры отжига. Видно, что при повышении температуры отжига до 1 400°C степень дальнего атомного порядка увеличивается до $\eta = 1$. Это прежде всего связано с образованием однородной структуры твердого раствора NiAl.

Известно, что ширина рентгеновских линий определяет искажение кристаллической решетки двух типов [8, 9]: во-первых, внутренние упругие напряжения, во-вторых, размер области когерентного рассеяния (ОКР). Последняя величина соответствует величине расстояния между дефектами. Искажение кристаллической решетки – $\Delta d/d$, где d – межплоскостное расстояние, Δd – его изменение. Результаты экспериментов представлены в табл. 3. Видно, что размер области когерентного рассеяния изменяется в диапазоне 50–100 нм, а отношение $\Delta d/d$ – в диапазоне $(0,4\text{--}0,9) \times 10^{-3}$.

Приведенные в табл. 3 значения соответствуют внутренним упругим напряжениям $\tau = \Delta d/d \times E$, где E – модуль Юнга, которые составляют в среднем 100 МПа. Другими словами, внутренние упругие напряжения низкие. Сама технология приготовления сплава снимает напряжения во время обработки. Расстояние между дефектами также невелико (в среднем

50 нм), что приводит к плотности дислокаций $\rho = 4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. А это, в свою очередь, соответствует тому, что вклад во внутреннее напряжение, создаваемый дислокационной структурой и определенный согласно формуле $\tau_d = \alpha G b \sqrt{\rho}$ (α – зависит от типа дислокационного ансамбля [5], G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса), оказывается равным $\tau_d = 80 \text{ МПа}$.

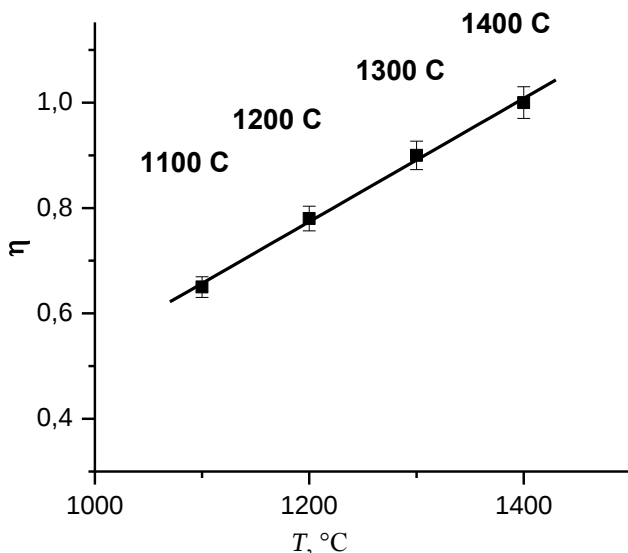


Рис. 7. Зависимость параметра степени атомного порядка (η) от температуры гомогенизирующего отжига (T)

Таблица 3

Количественные параметры, полученные методом РСА

Т _{сп} , °C	$\Delta d/d \pm 0,05$	τ , МПа	Размер ОКР, нм ± 5	Размер антифазных доменов, нм ± 7
1 100	$0,9 \times 10^{-3}$	180	70	47
1 200	$0,5 \times 10^{-3}$	100	45	47
1 300	$0,8 \times 10^{-3}$	160	70	47
1 400	$0,4 \times 10^{-3}$	80	50	46

Таким образом, наблюдается хорошее соответствие между значениями внутренних напряжений, определенными из искажений кристаллической решетки ($\tau = 100 \text{ МПа}$), и внутренними напряжениями, создаваемыми дислокационной структурой ($\tau_d = 80 \text{ МПа}$).

Средний размер антифазных доменов определялся по ширине сверхструктурных рефлексов фазы NiAl. Эти данные также представлены в табл. 3. Видно, что размеры как ОКР, так и антифазных доменов сопоставимы. Следовательно, размер антифазных доменов зависит только от дефектной структуры.

Заключение

Методы ПЭМ и РСА показали, что основной фазой при всех температурах гомогенизирующего отжига после спекания является сплав NiAl со сверхструктурой B2. Также при всех температурах отжига присутствуют оксиды $(\text{Fe}, \text{Al})_5\text{Y}_3\text{O}_{12}$ и FeYO_3 и фаза Y_2Al . Установлено, что увеличение температуры отжига не влияет на расположение и форму вторичных фаз, однако приводит к увеличению их размеров.

Исследования показали, что только при температуре $T = 1100^\circ\text{C}$ в отдельных местах сплава наблюдается мартенситное превращение фазы B2 в фазу L1₀.

Установлено, что увеличение температуры отжига приводит к увеличению степени дальнего атомного порядка в фазе B2, и при температуре $T = 1400^\circ\text{C}$ $\eta = 1$. При этом внутренние упругие напряжения малы и слабо зависят от температуры отжига.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (научный проект № 19-08-01041), в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004), в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект ПФНИ: FWRW-2021-0010.

Литература

1. Итин В.И., Найборошенко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. Томск : Изд-во Том. ун-та, 1989. 214 с.
2. Гессингер Г.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов. Челябинск : Металлургия, Челяб. отд-ние, 1988. 320 с.
3. Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплавы II: жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. М. : Металлургия, 1995. 384 с.
4. Козлов Э.В., Смирнов А.Н., Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Конева Н.А. Морфология фаз и фазовые превращения при термической обработке суперсплавов на основе Ni–Al–Cr и Ni–Al–Co. Масштабные и концентрационные эффекты. М. : Инновационное машиностроение, 2016. 175 с.
5. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В. и др. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанокластерным упрочнением. М. : МИСиС, 2008. 328 с.
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М. : Машиностроение, 1996. Т. 1–3.
7. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. М. : Металлургия, 1977. 280 с.
8. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электроннооптический анализ. М. : МИСИС, 1994. 328 с.
9. Уманский Я.С. Рентгенография металлов. М. : Металлургия, 1967. 234 с.

Информация об авторах:

Никоненко Елена Леонидовна, канд. физ.-мат. наук, доцент Томского государственного архитектурно-строительного университета (Томск, Россия). E-mail: vilatomsk@mail.ru

Сизоненко Нина Робертовна, ст. науч. сотр. Томского государственного архитектурно-строительного университета (Томск, Россия). E-mail: snr1952@mail.ru

Федорищева Марина Владимировна, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. лаборатории материаловедения покрытий и нанотехнологий ИФПМ СО РАН (Томск, Россия). E-mail: fed_mv@mail.ru

Попова Наталья Анатольевна, канд. техн. наук, ст. науч. сотр. Томского государственного архитектурно-строительного университета (Томск, Россия). E-mail: natalya-porova-44@mail.ru

Tomsk State University Journal of Chemistry, 2021, 21, 6–17. DOI: 10.17223/24135542/21/1

E.L. Nikonenko¹, N.R. Sizonenko¹, M.V. Fedorischeva², N.A. Popova¹

¹ *Tomsk State University of Architecture and Building (Tomsk, Russia)*

² *Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (Tomsk, Russia)*

Structural-phase state of powder alloys based on Ni and Al at different annealing temperatures

The creation of new generation materials is caused by the need to increase the operating time of parts and structural elements at the highest possible temperatures, as well as to reduce the specific gravity of materials. Therefore, intermetallic compounds based on NiAl, which, due to the combination of physical and mechanical properties, are promising for long-term operation at high operating temperatures. It is well known that NiAl has excellent environmental resistance at all temperatures and is a compound with extremely high oxidation resistance compared to other high temperature alloys and materials. In the alloy under study, special attention is paid to the effect of impurities. This was necessary because the use of even small additions of the third component is often a decisive factor in the development of alloys with different mechanical properties. In addition, additives of the third component can distort the crystal lattice, fine structure, and cause the formation of metastable compounds. The temperature of the homogenizing annealing also plays an important role.

The phase composition and morphology of the annealed powder alloy based on the NiAl intermetallic compound were studied by the methods of transmission diffraction electron microscopy and X-ray diffraction analysis. The sintering temperature varied from 1100 °C to 1400 °C. The chemical composition of the alloy in the sintered unannealed state mainly contained nickel and aluminum. Chemical composition of the investigated alloys before and after annealing, except for the main elements (nickel and aluminum), included oxygen - up to 7.3%, yttrium - up to 1.3%, and iron - up to 0.65%.

The work investigated the effect of the homogenizing annealing on the structural-phase state of the powder alloy. It was found that the bulk of the alloy is formed by the B2 superstructure, consisting of Ni and Al. The NiAl phase consists of grains, the boundaries of which contain various oxides, namely, FeYO₃ and (Fe, Al)₅Y₃O₁₂. Inside the grains of the NiAl phase, both before and after of homogenizing annealing, there are nanoscale particles of the Y₂Al phase on dislocations.

Also, studies have shown that the composition of the alloy at almost all annealing temperatures corresponds to the NiAl phase with the B2 superstructure. The state of long-range atomic order in the NiAl phase increases to 1 with an increase in the annealing temperature to 1400°C. Internal elastic stresses are low.

Keywords: *intermetallic compound, homogenizing annealing temperature, powder alloy, chemical composition, degree of long-range atomic order, internal stresses.*

References

1. Itin, V.I.; Najborodenko, Yu.S. Vysokotemperaturnyj sintez intermetallicheskikh soedinenij. Tomsk: Izd-vo Tom. gos. un-ta, 1989. 214 s.
2. Gessinger, G.H. Poroshkovaya metallurgiya zharoprochnykh splavov. Chelyabinsk: Metallurgiya, Chelyabinskoe otделение, 1988. 320 s.
3. Sims, Ch.T.; Stoloff, N.S.; Hagel, U.K. Supersplavy II : Zharoprochnye materialy dlya aerokosmicheskikh i promyshlennykh energoustanovok. Moskva: Metallurgiya, 1995. 384 s.
4. Kozlov, E.V.; Smirnov, A.N.; Nikonenko, E.L.; Popova, N.A.; Koneva, N.A. Morfologiya faz i fazovye prevrashcheniya pri termicheskoy obrabotke supersplavov na osnove Ni-Al-Cr i Ni-Al-Co. Masshtabnye i koncentracionnye efekty. Moskva: Innovacionnoe mashinostroenie, 2016. 175 s.
5. Kolobov, Yu.R.; Kablov, E.N.; Kozlov, E.V. i dr. Struktura i svoystva intermetallidnykh materialov s nanofaznym uprochneniem. Moskva: MISiS, 2008. 328 s.
6. Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskikh sistem / pod obshchej red. N.P. Lyakisheva. Moskva: Mashinostroenie, 1996. T. 1-3.
7. Chernyavskij, K.S. Stereologiya v metallovedenii. Moskva: Metallurgiya, 1977. 280 s.
8. Gorelik, S.S.; Skakov, Yu.A.; Rastorguev, L.N. Rentgenograficheskij i elektronnoopticheskij analiz. Moskva: MISiS, 1994. 328 s.
9. Umanskij, Ya.S. Rentgenografiya metallov. M: Metallurgiya, 1967. 234 s.

Information about the authors:

Nikonenko Elena Leonidovna, senior researcher at the Department of physics, chemistry and theoretical mechanics of Tomsk State University of Architecture and Building (Tomsk, Russian Federation). E-mail: vilatomsk@mail.ru

Sizonenko Nina Robertovna, senior researcher at the Department of physics, chemistry and theoretical mechanics of Tomsk State University of Architecture and Building (Tomsk, Russian Federation). E-mail: snr1952@mail.ru

Fedorischeva Marina Vladimirovna, senior researcher, Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, senior researcher at the Department of physics, chemistry and theoretical mechanics of Tomsk State University of Architecture and Building (Tomsk, Russian Federation). E-mail: fed_mv@mail.ru

Popova Natalya Anatolievna, senior researcher at the Department of physics, chemistry and theoretical mechanics of Tomsk State University of Architecture and Building (Tomsk, Russian Federation). E-mail: natalya-popova-44@mail.ru