

## Получение, структура и свойства механически легированных наноструктурных никелевых материалов

*Показана перспективность применения технологии реакционного механического легирования для получения жаропрочных наноструктурных дисперсно-упрочненных материалов на основе никеля. Исследованы фазовые и структурные превращения в материалах и их свойства на всех этапах получения полуфабрикатов.*

*Ключевые слова:* реакционное механическое легирование, никелевые материалы, дисперсное упрочнение, состав, структура, свойства.

*The prospect to apply the reaction mechanical alloying technology to manufacture heat-resistant nanostructure dispersion-strengthened materials based on nickel have been disclosed in paper; phase and structural transformations taking place within the materials at all the stages of semi-finished goods manufacture have been studied; their properties have been researched.*

*Keywords:* reaction mechanical alloying, nickel materials, dispersion strengthening, composition, structure, properties.

### Введение

Надежность, долговечность и КПД энергетических установок различного назначения в значительной мере обуславливают свойства применяемых материалов, и в частности жаропрочность. Для производства нагруженных деталей в основном применяют никелевые сплавы, которые делятся на дисперсионно-твердеющие и дисперсно-упрочненные. К первым относятся классические литые сплавы типа ХН77ТЮ и ХН70ВМТЮ. После термической обработки, заключающейся в закалке и старении, они по комплексу механических свойств превосходят другие сплавы в интервале температур 600...800 °С [1]. При температурах выше 800 °С когерентная связь между  $\gamma$ -фазой (основой) и  $\gamma'$ -фазой (упрочняющей) нарушается. Это приводит к интенсивному росту включений  $\gamma'$ -фазы, вызывающему резкое разупрочнение материалов, что и определяет температурный предел применения дисперсионно-твердеющих сплавов [1].

В интервале температур 800...1100 °С повышение жаропрочности сплавов на основе никеля возможно при использовании эффекта дисперсного упрочнения. Наиболее известными материалами этого класса являются дисперсно-упрочненные никель (ВДУ-1, ВДУ-2, TD-никель и DS-никель), нихром (TD-нихром) и комплексно-легированный сплав IN-853 [2-4]. Фазами, вызывающими дисперсное упрочнение, служат оксиды  $\text{ThO}_2$ ,  $\text{HfO}_2$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$  при содержании их до 3 %.

Технология изготовления данных материалов включает получение дисперсно-упрочненной порошковой композиции с последующей переработкой ее в полуфабрикаты методами порошковой металлургии: брикетированием, спеканием, горячим прессованием

(экструзией или прокаткой). Для повышения механических свойств полуфабрикаты в дальнейшем подвергают волочению, ротационной ковке, прокатке и др. Наиболее сложной и дорогостоящей операцией является получение порошковой дисперсно-упрочненной композиции химическими методами: химическим смешиванием, разложением смеси солей, водородным восстановлением из растворов, химическим осаждением из растворов [2]. Основными недостатками этих методов являются большая трудоемкость процесса, низкая чистота порошковой композиции, экологическая небезопасность, неуниверсальность.

Приведенных недостатков лишена технология, основанная на реакционном механическом легировании. Технология заключается в обработке в энергонапряженном механореакторе реакционноспособных порошковых композиций, в процессе которой протекают механически активируемые фазовые и структурные превращения, обеспечивающие формирование структуры основы нано- или субмикроструктурного типа с большой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированных наноразмерными термодинамически стабильными упрочняющими фазами, с высоким значением модуля сдвига [5, 6].

Цель данной работы — определение закономерностей формирования фазового состава, структуры и свойств наноструктурных жаропрочных механически легированных никелевых материалов, а также оптимизация состава и температурной области их применения.

### Методика исследования

Технологический процесс получения механически легированных материалов включал следующие операции: подбор исходных компонентов, обработку

Фазовый состав композиций

Исходный состав, % мас.	Аналог	Фазовый состав, % мас.		
		равновесный	фактический	$T_{ad}, ^\circ\text{C}$
96,9 Ni + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	ВДУ-1 ВДУ-2	98,11 (98,23 Ni + 1,43 Mo) <sub>ss</sub> + + 1,89 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ni(Mo) + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	357
76,9 Ni + 20 Cr + 1 Al + + 2,1 MoO <sub>3</sub>	TD-нихром	95,89 (77,78 Ni + 18,75 Cr + 1,43 Mo) <sub>ss</sub> + + 1,89 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 2,22 Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Ni(Cr, Mo) + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	361
74,9 Ni + 20 Cr + 2 Ti + + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	ХН77ТЮ	97,11 (77,13 Ni + 20,43 Cr + 1,43 Mo + + 1,24 Ti) <sub>ss</sub> + 1,89 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 1,00 TiC	Ni(Cr, Mo, Ti) + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + TiC	369
65,9 Ni + 16 Cr + 2 Ti + 2 Al + + 5 Fe + 5 W + 2 Mo + 2,1 MoO <sub>3</sub>	ХН70ВМТЮ	97,11 (67,86 Ni + 16,48 Cr + 3,50 Mo + + 5,15 Fe + 5,15 W + 1,24 Ti) <sub>ss</sub> + + 1,89 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 1,00 TiC	Ni(Cr, Mo, W, Fe, Ti) + + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + TiC	406
97 Ni + 3 Al	—	99,57 (97,42 Ni + 2,78 Al) <sub>ss</sub> + 0,43 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ni(Al) + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	77
94 Ni + 6 Al	—	84,15 (95,82 Ni + 4,42 Al) <sub>ss</sub> + + 15,42 Ni <sub>3</sub> Al + 0,43 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ni(Al) + Ni <sub>3</sub> Al + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	110

шихты в механореакторе на основе вибромельницы и получение механически легированной гранулированной композиции, термическую обработку композиции или брикетов, изготовление полуфабрикатов горячим прессованием.

В качестве исходных компонентов для получения сплавов применяли стандартные порошки никеля ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722–79), алюминия ПА4 (ГОСТ 6058–73), железа ПЖ2М2 (ГОСТ 9849–74), технически чистые порошки хрома, титана, вольфрама, молибдена. Содержание легирующих элементов примерно соответствовало их содержанию у аналогов. Основа – никелевый порошок ПНК-ОТ2 в виде примесей, содержащий 0,2 % углерода и 0,2 % кислорода (связанным в оксиды никеля). В большинство композиций в качестве поставщика кислорода вводили технически чистый оксид молибдена (VI).

Механическое легирование осуществляли в энергонапряженном механореакторе-вибромельнице при оптимальных параметрах процесса обработки. Брикеты получали холодным двухсторонним прессованием механически легированной композиции в стальной пресс-форме, полуфабрикаты – методом горячего прессования (экструзией).

Для определения фазовых и структурных превращений применяли рентгено-структурный анализ, оптическую, сканирующую и просвечивающую электронную микроскопию. Исследования структуры, фазового состава и механических свойств проводили с использованием стандартных методик.

Принципиальным отличием разрабатываемых материалов от аналогов являлось то, что основной фазой, обеспечивающей дисперсное упрочнение, вме-

сто токсичных оксидов (ThO<sub>2</sub>, HfO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) служат оксиды Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, синтезируемые в результате механически и термически активируемых превращений. Составы шихты базовых композиций приведены в табл. 1.

Равновесный фазовый состав сплавов получали на основе термодинамических расчетов для адиабатических условий [7]. При этом учитывали наличие кислорода и углерода в никелевом порошке.

### Результаты исследования и их обсуждение

На всех стадиях процесса в той или иной мере в обрабатываемой композиции происходят фазовые и структурные превращения, получающие наибольшее развитие при реакционном механическом легировании.

Влияние продолжительности механического легирования на параметры тонкой структуры, приведенное для системы Ni – Al – MoO<sub>3</sub> (рис. 1), является типичным для всех разрабатываемых сплавов, что однозначно указывает на одинаковый механизм ее формирования. Развитие механически активируемых превращений во всех случаях вызывает диспергирование зерен и субзерен и формирование упрочняющих фаз в дисперсном виде, стабилизирующих высокоразвитую поверхность раздела между элементами структуры. Фрагментирование приводит к уменьшению размера кристаллитов до значений, не превышающих десятых долей микрометра. Во всех случаях микродифракционная картина, полученная для материала, подвергнутого механическому легированию, является кольцевой с дискретными рефлексами

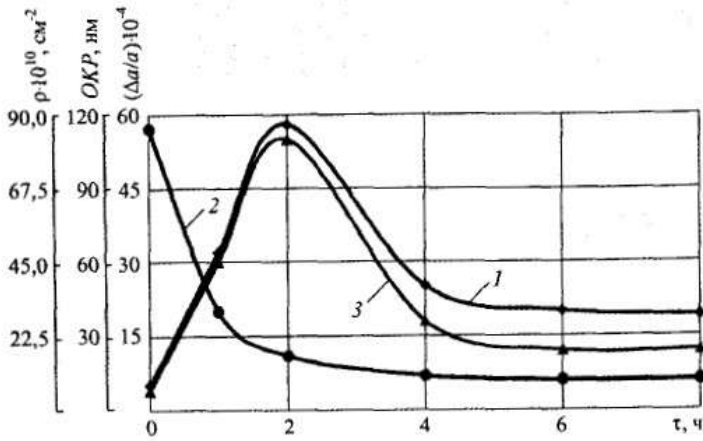


Рис. 1. Зависимость параметров тонкой структуры  $\rho$  (1), ОКР (2) и  $\Delta a/a$  (3) гранулированной композиции Ni+Al(6 %) + MoO<sub>3</sub>(16 %) от продолжительности механического легирования  $\tau$

(рис. 2, б), что свидетельствует о субмикроструктурном типе структуры основы [8]. В материалах независимо от их состава среднее число рефлексов, укладываемых на одном кольце, более 25. Размер зерен, соответствующий такой микродифракции, не превышает 90 нм [8] и по данным электронно-микроскопических исследований структуры находится в пределах 50...100 нм (рис. 2). Величина области когерентного рассеяния (ОКР) составляет 20...40 нм.

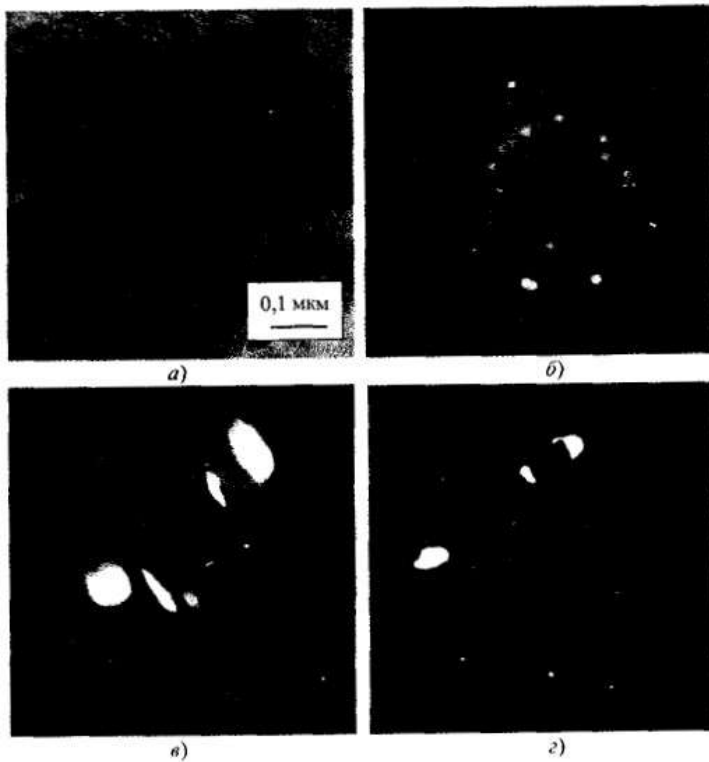


Рис. 2. Микроструктура гранулированной композиции Ni+Al(3 %) (ПЭМ): а – светлое поле; б – электронограмма; в, г – темное поле в рефлексах Ni и Al соответственно

Кинетика изменения параметров тонкой структуры материалов (см. рис. 1) позволяет сделать вывод, что измельчение зерен при механическом легировании происходит в результате протекания процесса динамической рекристаллизации [6].

На начальной стадии размола в частицах происходит увеличение дефектности кристаллического строения. В течение 1...2 ч обработки в механореакторе плотность дислокаций  $\rho$  повышается до значений не ниже  $10^{12}$  см<sup>-2</sup>. Достигнув критической величины, они перестраиваются, образуя соответствующие субструктуры. При большой плотности дефектов возникают фрагментированные зерна [9]. С увеличением степени деформации размер фрагментов уменьшается, а угол разориентировки между ними возрастает. Границы между фрагментами становятся более уловимыми. Фрагментация приводит к измельчению кристаллитов до значений, не превышающих нескольких десятков нм. Плотность дислокаций при этом уменьшается. Субмикроструктурная структура с большой протяженностью поверхности раздела между компонентами способствует образованию центров кристаллизации новых фаз и ускоряет процесс их формирования.

Наиболее важными легирующими элементами в классических никелевых сплавах являются хром и алюминий. В связи с этим механически активируемые фазовые превращения исследовали на двойных системах Ni-Cr и Ni-Al. Содержание в исходной шихте хрома составляло 20 %, алюминия – 6 %.

**Превращения в системе Ni-Cr.** Согласно равновесной диаграмме Ni-Cr, никель и хром обладают ограниченной взаимной растворимостью [10]. Максимальная растворимость хрома в никеле достигает 46 %, а никеля в хrome – 35 %. При температурах ниже 590 °С в системе существует промежуточное соединение (сверхструктура) CrNi<sub>3</sub>.

После обработки в механореакторе в течение 16 ч шихты, состоящей из порошков никеля и хрома, рентгеноструктурным анализом установлено наличие двух фаз, представляющих твердые растворы на основе никеля и хрома. На механически активируемую растворимость указывает изменение размера кристаллической решетки. Растворение хрома в никеле приводит к уменьшению параметра  $a$  ГЦК решетки с 0,35238 до 0,35149 нм, а никеля в хrome – к увеличению параметра  $a$  ОЦК решетки с 0,28834 до 0,28925 нм. В первом случае  $\Delta a/a$  составляет  $2,247 \cdot 10^{-3}$ , во втором –  $3,155 \cdot 10^{-3}$ . Содержание в механически легированной композиции первой фазы составляет 93 %, второй – 7 %. Основная фаза характеризуется следующими показателями: функция физического уширения (ФФУ)  $\beta_{1/2} = 1,1184$  рад, плот-



ность дислокаций в объеме кристалла  $\rho = 6,7935 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , относительная среднеквадратическая микродеформация (ОСМД)  $3,370 \cdot 10^{-3}$ , распределение ОСМД в зависимости от расстояния в кристаллической решетке описывается степенной моделью. Таким образом, в процессе обработки в механореакторе в композиции Ni–Cr имеет место механически активируемое взаимное растворение элементов, при этом фазовое равновесие не достигается. Структура характеризуется высокой плотностью дислокаций и блочным строением кристаллов, что определяет высокую твердость гранулированной композиции, достигающей 500 HV.

**Преращения в системе Ni–Al.** В равновесных условиях алюминий растворяется в никеле (10 %) и образует с ним ряд промежуточных и химических соединений Ni<sub>3</sub>Al, NiAl, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> и NiAl<sub>3</sub> [10]. После обработки в механореакторе в течение 16 ч шихты, состоящей из порошков никеля и алюминия, в механически легированной композиции установлено наличие фаз твердого раствора алюминия в никеле, Ni<sub>3</sub>Al и NiAl. Растворение алюминия в никеле приводит к увеличению параметра *a* ГЦК решетки с 0,35236 до 0,35392 нм,  $\Delta a/a$  составляет  $4,427 \cdot 10^{-3}$ . Фаза NiAl обеднена алюминием и описывается формулой Al<sub>0,9</sub>Ni<sub>1,1</sub>. Параметр решетки данного соединения (кубическая примитивная) равен 0,2881 нм. Содержание основной фазы – твердого раствора Ni(Al) – составляет ~~87~~%, алюминидов Ni<sub>3</sub>Al и NiAl – 4 и ~~3~~ % соответственно.

Основная фаза характеризуется следующими параметрами:  $\beta_{1/2} = 0,7746$  рад,  $\rho = 3,8824 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , ОСМД –  $2,158 \cdot 10^{-3}$ , распределение ОСМД в зависимости от расстояния в кристаллической решетке описывается степенной моделью.

Как и в случае системы Ni–Cr в процессе обработки в механореакторе в композиции Ni–Al имеет место механически активируемое растворение алюминия в никеле, при этом фазовое равновесие не достигается. Отличие установленного фазового состава от равновесного заключается в наличии в структуре избыточных фаз Ni<sub>3</sub>Al и NiAl, которые наряду с высокой плотностью дислокаций и блочным строением кристаллов обуславливают высокое упрочнение гранулированной композиции – 520 HV.

**Преращения в комплексно-легированных композициях.** Для установления закономерностей протекания механически активируемых фазовых превращений в типичных комплексно-легированных никелевых композициях в качестве легирующих компонентов применяли Cr, Al и MoO<sub>3</sub> (табл. 2).

**Преращения в системе Ni–Cr (20 %) – Al (3 %).** В данной тройной системе, как и двойной

Фазовый состав многокомпонентных гранулированных композиций на основе никеля

Легирующие компоненты, %	Фазовый состав материала	
	после механического легирования	равновесный
Cr(20); Al(3)	Ni(Cr); Cr(Ni); Ni <sub>3</sub> Al; AlNi	Ni(Cr,Al)
Al(3); MoO <sub>3</sub> (6)	Ni(Al); Ni <sub>3</sub> Al; NiAl; Ni <sub>0,76</sub> Mo <sub>1,24</sub>	Ni(Mo); Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Cr(20); MoO <sub>3</sub> (6)	Ni(Cr); Cr(Ni); Ni <sub>0,76</sub> Mo <sub>1,24</sub>	Ni(Cr,Mo); Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Cr(20); Al(3); MoO <sub>3</sub> (6)	Ni(Cr); Cr(Ni); Ni <sub>3</sub> Al; NiAl; Ni <sub>0,76</sub> Mo <sub>1,24</sub>	Ni(Cr,Mo); Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>

Ni–Cr(20 %), основной фазой является твердый раствор хрома в никеле. Образование твердого раствора приводит к уменьшению параметра *a* ГЦК – кристаллической решетки с 0,35238 до 0,35161 нм. Содержание этой фазы примерно составляет 89 %. Наряду с твердым раствором хрома в никеле существует твердый раствор никеля в хrome с большим (0,28919 нм), чем у эталона (0,28834 нм) параметром решетки, содержанием примерно 4 %. Как и в двойной системе Ni–Al (3 %) в данном случае алюминий связан в соединения с никелем Ni<sub>3</sub>Al и NiAl. Причем фаза NiAl обеднена алюминием и описывается формулой Ni<sub>1,1</sub>Al<sub>0,9</sub>. Содержание Ni<sub>3</sub>Al и Ni<sub>1,1</sub>Al<sub>0,9</sub> составляет примерно 4 и 3 % соответственно, расчетное содержание алюминия, связанного в алюминиды, – 1,4 %. Можно предположить, что большая часть оставшегося алюминия растворена в никеле, а также связана в наноразмерные рентгеноаморфные включения оксида, образующегося в результате взаимодействия легирующего элемента с кислородом шихты. Наиболее вероятными кислородосодержащими соединениями в шихте являются оксиды никеля.

Зерна основы имеют блочное строение. Плотность дислокаций составляет  $8,3774 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ . Твердость гранул достигает 540 HV (табл. 3). Механически легированная композиция имеет высокую стойкость против отжига при температурах, достигающих 1100 °C (табл. 3), что объясняется дисперсным упрочнением, вызванным наличием оксидов алюминия и хрома.

**Преращения в композициях системы Ni – легирующий металл с высоким сродством к кислороду – MoO<sub>3</sub> (6 %).** В никелевые композиции так же, как и в железные, оксид молибдена вводили в качестве постав-

Таблица 3

Твердость многокомпонентных гранулированных композиций на основе никеля

Легирующие компоненты, %	Твердость, НВ, после	
	механического легирования	механического легирования и отжига (1100 °С, 2 ч)
Cr(20); Al(3)	540	380
Al(3); MoO <sub>3</sub> (6)	570	430
Cr(20); MoO <sub>3</sub> (6)	510	330
Cr(20); Al(3); MoO <sub>3</sub> (8)	560	400

шика кислорода, необходимого для образования упрочняющих фаз – оксидов хрома и алюминия.

По дислокационному строению комплексные механически легированные никелевые композиции подобны вышеприведенным и характеризуются высокой плотностью дислокаций, расположенных по границам блоков, составляющей  $9 \cdot 10^{11} - 3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .

Механически легированные никелевые композиции с MoO<sub>3</sub> в отличие от систем без него содержат соединения Ni<sub>0,76</sub>Mo<sub>1,24</sub> (2...4 %), образующиеся при взаимодействии восстановленного из оксида молибдена с никелем. В минимальном количестве фаза Ni<sub>0,76</sub>Mo<sub>1,24</sub> находится в композиции без алюминия. Легирование последним увеличивает полноту протекания окислительно-восстановительной реакции, что повышает концентрацию восстановленного молибдена, наличие которого в шихте является необходимым условием образования Ni<sub>0,76</sub>Mo<sub>1,24</sub>.

Развитие механически активируемых окислительно-восстановительных превращений в композиции определяет содержание фаз, вызывающих дисперсное упрочнение материалов, – оксидов хрома и алюминия. Повышение твердости и стойкости против отжига (см. табл. 3) композиций с алюминием обусловлено большей завершенностью этих процессов. Механически легированные гранулированные композиции являются жаропрочными, температура их рекристаллизации превышает 1100 °С.

Во всех исследованных реакционно-способных механически легированных композициях независимо от их состава электронной микроскопией выявлены равномерно распределенные включения исходных компонентов шихты размером менее 0,1 мкм. Содержание их не превышает 20 % от исходного.

После обработки в механореакторе основа материалов представляет неоднородные на субмикроструктурном уровне твердые растворы легирующих

металлов (Cr и/или Al) в никеле и никеля в легирующих металлах или их промежуточные соединения (NiAl и Ni<sub>3</sub>Al). Это определяет основное термически активируемое превращение в матрице, заключающееся в протекании гомогенизации, но не достигающее ее. Так, в термически обработанных сплавах, содержащих Cr, наряду с твердым раствором этого элемента в никеле имеются наноразмерные включения промежуточного соединения (сверхструктуры) CrNi<sub>3</sub>. Последняя сформировалась в микрообъемах, представлявших собой после механического легирования твердый раствор никеля в хrome. В композициях с Al вместо двух фаз NiAl и Ni<sub>3</sub>Al после термического воздействия присутствуют включения только Ni<sub>3</sub>Al.

После термической обработки в структуре присутствуют механически и термически синтезированные оксиды Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, вызывающие дисперсное упрочнение материала. Переход механически синтезированных оксидов из аморфного состояния в кристаллическое происходит при температурах выше 400 °С. Термически активируемые превращения наиболее интенсивно протекают при температурах выше 800 °С.

Гомогенизация твердого раствора основы практически завершается после отжига брикетов или горячепрессованных (экструдированных) материалов при температуре 1000 °С в течение 5 ч. Причем состав упрочняющих фаз Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Ni<sub>3</sub>Al сохраняется без изменения до температур не ниже  $0,9T_{пл}$  основы.

Горячее прессование термически обработанных брикетов, полученных холодным прессованием механически легированных композиций, не изменяет фазового состава материалов. По результатам оптической металлографии (рис. 3) механически легированные никелевые материалы имеют дисперсное и однородное строение. Размер зерен основы и упрочняющих фаз находится за пределами разрешающей способности метода. Некоторая разнородность в травимости материалов после экструзии, обусловленная субмикронеоднородностью по концентрации легирующих элементов, устраняется отжигом при температурах выше 800 °С (рис. 3, б). Полученная структура является стойкой против термического воздействия, некоторые изменения в ней металлографически фиксируются только после отжига при температуре 1200 °С (рис. 3, в). Дисперсное строение основы, упрочняющих фаз и однородное распределение легирующих элементов подтверждают результаты сканирующей (рис. 4), просвечивающей (рис. 5 и 6) электронной микроскопии.

Основа компактных никелевых материалов состоит из зерен размером менее 0,3 мкм, разделенных на блоки, не превышающие 50 нм. Величина синтези-



Рис. 3. Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al:

a – исходная; б, в – после отжига при 800 и 1200 °С соответственно

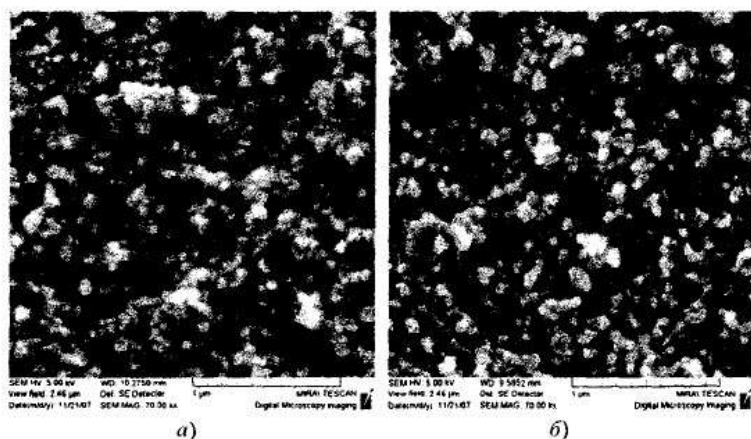
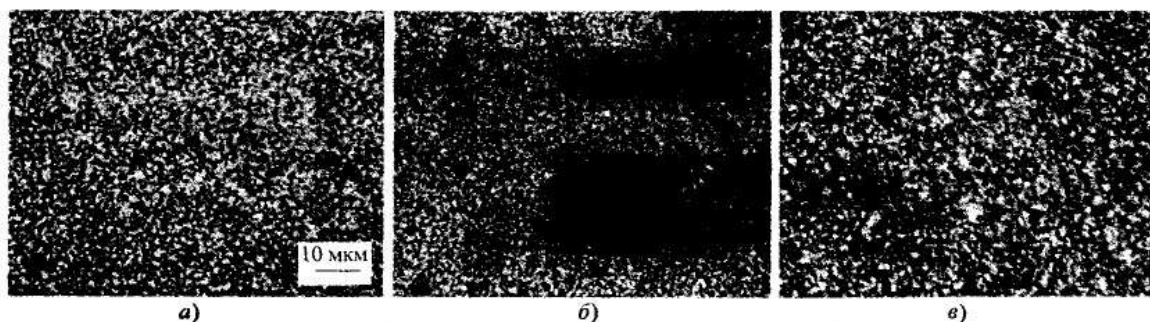


Рис. 4. Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al:

a – исходная; б – после отжига при 1200 °С в течение 5 ч (СЭМ)



Рис. 5. Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al (ПЭМ)



Рис. 6. Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al + 8 MoO<sub>3</sub> (ПЭМ)

руемых в процессе реализации технологии оксидов (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) менее 20 нм, алюминида (Ni<sub>3</sub>Al) – менее 40 нм. Согласно результатам рентгеноструктурного анализа, плотность дислокаций находится в пределах 10<sup>9</sup>...10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>.

Результаты сканирующей электронной микроскопии, как и приведенной выше оптической (рис. 3), указывают на некоторые структурные изменения в материалах после их отжига при 1200 °С. Эта обработка вызывает увеличение размеров структурных элементов примерно в 1,5 раза, однако сохраняется дисперсное и равномерное распределение элементов.

Согласно результатам дюриметрического анализа, влияние высокотемпературного воздействия на твердость, обусловленное структурными изменениями, начинает заметно проявляться после отжига при 1100 °С (табл. 4). Высокая термическая стабильность никелевых сплавов обусловлена дисперсным упрочнением.

Легирование никеля хромом (нихром) не влияет заметно на структуру дисперсно-упрочненных материалов.

Высокая стойкость механически синтезированной структуры основы против термического воздействия обусловлена особенностями строения материала. Высокоразвитая поверхность границ зерен и субзерен, блокированная наноразмерными включениями термодинамически стабильных фаз, является препятствием (барьером) межкристаллитной диффузии. Диффузия, определяющая фазовые превращения, получает развитие в пределах зерна (блока). Наличие

Таблица 4

Зависимость твердости материалов от температуры отжига (время отжига 5 ч, атмосфера – Ar)

Материал	Твердость, HRC, после отжига при температуре, °С				
	–	800	1000	1100	1200
Ni+3 % Al	42	42	38	34	18
Ni+3 % Al–8 MoO <sub>3</sub>	45	45	43	40	35

Механические свойства дисперсно-упрочненных механически легированных никелевых материалов

Состав, %	Твердость, HRC	$\sigma_{\text{в}}^{20}$ , МПа	$\delta^{20}$ , %	$\sigma_{\text{в}}^{800}$ , МПа	$\sigma_{\text{в}}^{1000}$ , МПа
96,9 Ni + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	31	890	12	310	220
76,9 Ni + 20 Cr + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	33	1090	8	340	230
74,9 Ni + 20 Cr + 2 Ti + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub>	36	1150	8	350	240
65,9 Ni + 16 Cr + 2 Ti + 2 Al + 5 Fe + 5 W + 2 Mo + 2,1 MoO <sub>3</sub>	53	1400	4	810	380
97 Ni + 3 Al	42	1130	12	300	190
94 Ni + 6 Al	45	1250	6	320	200

диффузионного барьера в виде границ зерен и субзерен обуславливает существенную разницу в фазовом составе и строении соседних зерен. Это явление объясняет также высокую термическую стабильность фаз, не имеющих когерентной связи с основой, в том числе и включений исходных компонентов. Последние по размеру сопоставимы с зернами основы и изолированы от нее границей – диффузионным барьером.

Длительное термическое воздействие при температурах, достигающих  $0,85T_{\text{пл}}$  основы, на механически легированные композиции при переработке их в полуфабрикаты приводит к увеличению размера зерен, субзерен и упрочняющих фаз в 1,5...2,0 раза. При этом тип структуры основы и упрочняющих фаз сохраняется.

Сложнолегированные материалы сочетают зернограничное, дисперсное и дисперсионное упрочнение.

Таблица 6

Зависимость твердости дисперсно-упрочненных механически легированных никелевых материалов от температуры отжига ( $\tau = 5 \text{ ч}$ )

Состав, %	Твердость, HRC, после отжига при температуре, °C				
	20	800	1000	1100	1200
1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub> + 96,9 Ni	31	31	29	21	17
20 Cr + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub> + 76,9 Ni	33	33	31	25	21
20 Cr + 2 Ti + 1 Al + 2,1 MoO <sub>3</sub> + 74,9 Ni	36	36	35	28	25
16 Cr + 2 Ti + 2 Al + 5 Fe + 5 W + 2 Mo + 2,1 MoO <sub>3</sub> + 65,9 Ni	53	53	52	50	43
3 Al + 97 Ni	42	42	38	34	22
6 Al + 94 Ni	45	45	41	38	28

Основная роль термодинамически стабильных фаз заключается в стабилизации границ зерен и субзерен, обеспечивающей высокую прочность как при низких, так и высоких температурах.

Механические свойства дисперсно-упрочненных материалов, полученных по технологии, основанной на реакционном механическом легировании, приведены в табл. 5.

Из анализа данных табл. 5 следует, что все разработанные сплавы по прочности как при комнатной температуре, так и при достигающей 1000 °C, превосходят аналоги в 1,3...1,7 раза, но уступают им по пластичности. Согласно данным, приведенным в табл. 6, рекристаллизационные процессы находят некоторое развитие при отжиге выше 1100 °C. Разница в свойствах объясняется их структурными особенностями. Превосходство в прочности обусловлено более развитой поверхностью границ зерен и субзерен и надежной стабилизацией их наноразмерными включениями оксида алюминия.

Разработанные дисперсно-упрочненные никелевые материалы могут расширить область применения никелевых сплавов в авиастроении и космической технике, применяемых для изготовления камер сгорания, лопаток газовых турбин, стабилизаторов пламени и других деталей, эксплуатирующихся при температурах выше 1000 °C.

### Вывод

Применение технологии реакционного механического легирования, обеспечивающей протекание механически активируемых структурных и фазовых превращений, одним из которых является взаимодействие между элементами, имеющими высокое сродство к кислороду и кислородосодержащим соединениям, обеспечивает получение наноструктурных материалов на основе никеля, превосходящих по прочности и жаропрочности аналоги. Данные материалы могут быть использованы для изготовления

различных групп деталей, в том числе и специального назначения, работающих в жестких температурно-силовых условиях.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Гуляев А.П. *Металловедение: учебник для вузов*. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
2. Портной К.И., Бабич Б. Н. *Дисперсно-упрочненные материалы*. М.: Металлургия, 1974. 200 с.
3. Стюарт Р. *Никель ТД*. В кн.: *Новые материалы и методы исследования металлов и сплавов*. М.: Металлургия, 1966. С. 161–165.
4. Туманов А.Т. и др. *Дисперсно-упрочненные жаропрочные никелевые сплавы ВДУ-1 и ВДУ-2 // Композиционные металлические материалы: тр. науч.-техн. конф.* М.: ВИАМ, 1972. С. 119–139.
5. Ловшенко Г.Ф., Ловшенко Ф.Г. *Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов*. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2005. 264 с.

6. Ловшенко Г.Ф., Ловшенко Ф.Г., Хина Б.Б. *Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов: монография // под ред. д-ра техн. наук Ф.Г. Ловшенко*. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.

7. Ловшенко Г.Ф., Ловшенко Ф.Г. *Термодинамическое моделирование фазовых превращений при реакционном механическом легировании композиций на основе железа и никеля // Вестник Белорусско-Российского университета*. 2006. № 4. С. 109–118.

8. Иванов Ю.Ф., Пауль А.В., Конева Н.А. *Электронно-микроскопический анализ нанокристаллических материалов // Физика металлов и металлургия*. 1991. № 7. С. 206–208.

9. Конева Н.А., Козлов Э.В. *Физическая природа стабильности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения*. Новосибирск: Наука, 1990. С. 123–186.

10. Massalski T.B. et al. *Binary Alloy Phase Diagrams*. ASM. Materials Park. OH. 1990. 1824 p.