

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 1(49)  
январь  
2009

Издается с января 2005 г.

**Главный редактор**  
д-р физ.-мат. наук,  
заслуженный деятель науки РФ  
В.Н. НЕВОЛИН

**Председатель редакционного  
совета**

д-р техн. наук, заслуженный  
деятель науки и техники РФ  
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместители главного  
редактора:**

И.Н. ЖЕСТКОВА  
д-р физ.-мат. наук  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя  
редакционного совета:**

д-р техн. наук  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН  
д-р техн. наук  
А.В. КИРИЧЕК  
д-р техн. наук  
О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ  
А.П. БАБИЧЕВ  
В.П. БАЛКОВ  
С.Н. ГРИГОРЬЕВ  
В.Ю. ЗАМЯТИН  
В.А. ЗЕМСКОВ  
С.А. КЛИМЕНКО  
В.А. ЛАШКО  
В.А. ЛЕБЕДЕВ  
В.В. ЛЮБИМОВ  
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО  
Ю.В. ПАНФИЛОВ  
Х.М. РАХИМЯНОВ  
Б.П. САУШКИН  
В.П. СМОЛЕНЦЕВ  
А.М. СМЫСЛОВ  
Г.А. СУХОЧЕВ  
В.П. ТАБАКОВ  
В.А. ШУЛОВ  
М.Л. ХЕЙФЕЦ

**Редакция:**

Л.Т. МАРТЫНЕНКО  
С.В. СИДОРОВА  
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,  
которую можно оформить в любом  
почтовом отделении (индексы  
по каталогам: "Роспечать" 85159,  
"Пресса России" 39269, "Почта России"  
60252) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00,  
268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован  
в Министерстве РФ по делам печати,  
телерадиовещания и средств  
массовых коммуникаций.  
Свидетельство о регистрации  
ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

## СОДЕРЖАНИЕ

➔	<b>ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ</b>	
	Береговский В.В., Щуренкова С.А., Марахтанов М.К., Духопельников Д.В. Объемное содержание и дисперсный состав капельной фазы в покрытиях, полученных вакуумно-дуговым методом на установке Platit π-80	3
	Кропоткина Е.Ю. Аналитическое моделирование изгиба вала при асимметричном упрочнении	6
	Ловшенко Ф.Г., Ловшенко Г.Ф. Получение, структура и свойства механически легированных наноструктурных никелевых материалов	10
	Хлуденьков В.Н., Шоркин В.С. Влияние геометрической формы неровности поверхности детали на прочность сцепления покрытия с основой	17
	Гасанов Ш.Г. Зарождение трещины на границе раздела покрытия и упругого основания	20
➔	<b>МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА</b>	
	Виноградов В.М., Черепяхин А.А. Холодное калибрование зубьев цилиндрических колес с предварительной стабилизацией припуска под обработку	25
➔	<b>ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ</b>	
	Шулов В.А., Пайкин А.Г., Теряев А.Д., Быценко О.А., Теряев Д.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И. Структурные изменения в поверхностных слоях деталей из титановых сплавов ВТ6 и ВТ9 при облучении импульсными электронными пучками	29
➔	<b>ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА</b>	
	Верхотуров А.Д., Гордиенко П.С., Коневцов Л.А., Панин Е.С. Исследование микро-, макроструктуры, фазового и химического состава поверхностного слоя твердого сплава ВК8 после электроискрового легирования металлами	32
	Коротаев Д.Н., Иванова Е.В. Оптимизация режимов упрочнения и эксплуатации стальных поверхностей трения после электроискрового легирования	39
➔	<b>КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ</b>	
	Сорокин В.М., Танчук С.С., Суслик М.Е., Берглезов В.В., Тудакова Н.М. Контроль остаточных напряжений при режуще-деформирующем протягивании отверстий	43
	Семенов Э.И., Ломанов А.Н., Гусаров А.В., Лымарев Г.И., Щербаков А.В. Обеспечение заданной толщины покрытий при газоплазменном нанесении на детали ГТД	46
	Губанов В.Ф. Комплексное обеспечение профиля шероховатости и микро-твердости поверхности при алмазном выглаживании	49
➔	<b>ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ</b>	
	Указатель статей, опубликованных в журнале в 2008 г.	53

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий  
для публикации трудов соискателей ученых степеней

## 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	$T_{ад}$ , °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 вибрмельницы 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-вибрмельнице 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 высококоразвитую 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

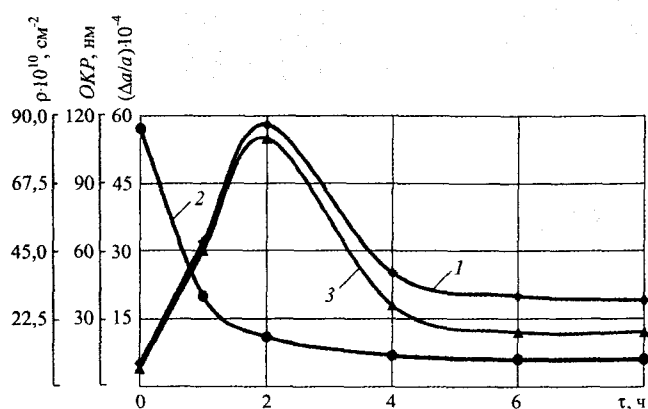


Рис. 1. Зависимость параметров тонкой структуры  $\rho$  (1), ОКР (2) и  $\Delta a/a$  (3) гранулированной композиции Ni+Al(6 %) + MoO<sub>3</sub>(16 %) от продолжительности механического легирования  $\tau$

(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.

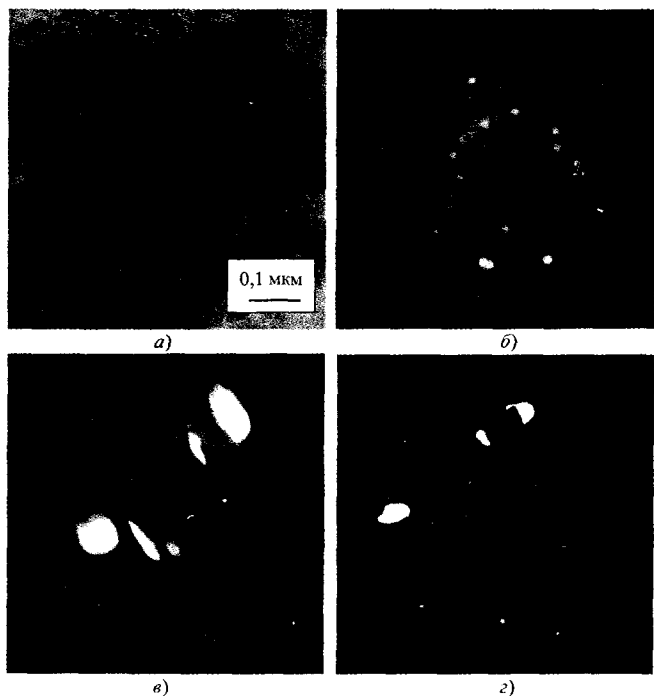


Рис. 2. Микроструктура гранулированной композиции Ni+Al(3 %) (ПЭМ): а – светлое поле; б – электронограмма; в, г – темное поле в рефлексах Ni и Al соответственно

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.

**Превращения 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.

**Превращения 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).

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

Таблица 2

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.

**Превращения 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, НV, 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

щика 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

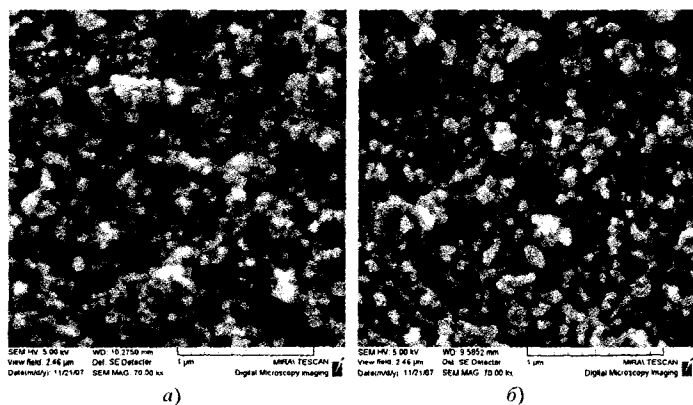
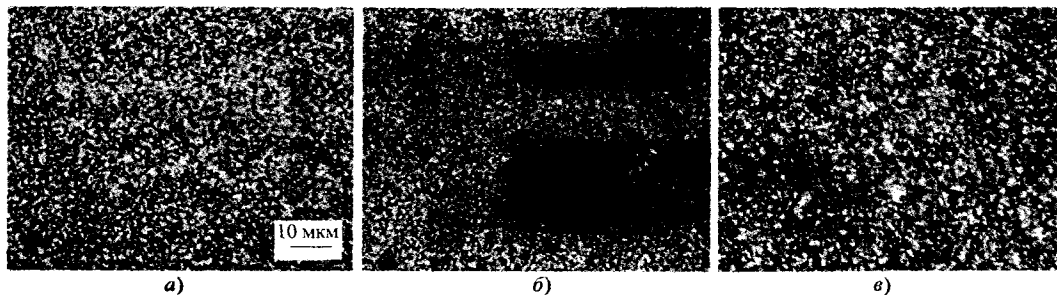


Рис. 4. Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al:

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)

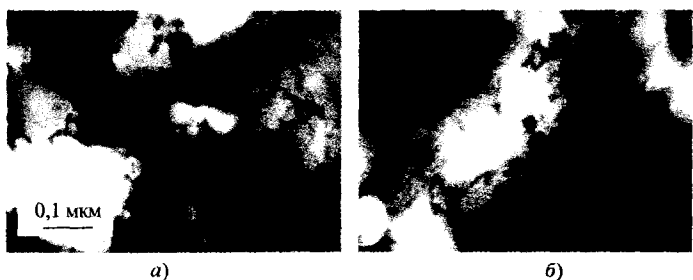


Рис. 6. Структура компактного материала, полученного из композиции Ni + 3 % Al + 8 MoO<sub>3</sub> (ПЭМ)

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, алюминид (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 дюрметрического 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

Таблица 5

Механические свойства дисперсно-упрочненных механически легированных никелевых материалов

Состав, %	Твердость, HRC	$\sigma_B^{20}$ , МПа	$\delta^{20}$ , %	$\sigma_B^{800}$ , МПа	$\sigma_B^{1000}$ , 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 зёрнами основы и изолированы от нее границей – диффузионным барьером.

Длительное термическое воздействие при температурах, достигающих  $0,85T_{пл}$  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 зернограницное, дисперсное и дисперсионное упрочнение.

Таблица 6

Зависимость твердости дисперсно-упрочненных механически легированных никелевых материалов от температуры отжига ( $\tau = 5$  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 металловедение*. 1991. № 7. С. 206–208.
9. Конева Н.А., Козлов Э.В. *Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения*. Новосибирск: Наука, 1990. С. 123–186.
10. Massalski T.V. et al. *Binary Alloy Phase Diagrams*. ASM. Materials Park. OH. 1990. 1824 p.

В.Н. Хлуденьков, В.С. Шоркин (Орловский государственный технический университет)

**Влияние геометрической формы неровности поверхности детали на прочность сцепления покрытия с основой**

*Шероховатость поверхности детали значительно влияет на прочность сцепления с покрытием. Путем увеличения площади контакта и специальной формы микронеровностей можно повысить прочность сцепления. В данной работе теоретически показано, как выбрать геометрический профиль искусственно создаваемой шероховатости.*

**Ключевые слова:** геометрическая форма, неровность, поверхность, прочность сцепления.

*Imperfection of a part surface affects greatly its adhesion with coating. Adhesion increase is possible at the expense of contact area increase and at the expense of a special form in microasperity. In this paper it is shown theoretically how to choose a geometric outline of roughness created artificially.*

**Keywords:** geometric form, roughness, surface, strength adgesion.

**Введение**

Авторы работ [1, 2] обращают внимание на неравномерность распределения напряжений, развивающихся под действием внешних сдвиговых нагрузок, вдоль шероховатой поверхности адгезионного контакта поверхности детали и ее покрытия. Максимум этих напряжений оказывается на вершине микронеровности. Это означает, что отслоение материала покрытия может произойти в окрестностях этих вершин при меньших внешних нагрузках, чем во впадинах между микронеровностями. Данный вывод справедлив при условии равномерного распределения вдоль микронеровности энергии адгезии ее материала с материалом покрытия – величины, равной работе по разделению адгезионного соединения [3, 4]. На са-

мом деле распределение энергии адгезии также неравномерно из-за разных условий, в которых находятся частицы материала детали на вершинах микронеровностей и во впадинах между ними. На вершинах они окружены большим числом частиц материала покрытия, чем во впадинах. Значит, суммарное действие на них сил Ван-дер-Ваальса, обеспечивающих прочность сцепления покрытия с основой [4], на вершинах и впадинах разное. Для того чтобы принципиально решить вопрос о том, является ли влияние геометрии поверхности контакта покрытия и основы на прочность сцепления свойством самих материалов этих тел, прогнозировать характер этого влияния для различных сочетаний материалов, а также для выработки рекомендаций по формированию профиля микронеровностей, способствующего уве-