

УДК 669.017

Ф. Г. Ловшенко, д-р техн. наук, проф, Г. Ф. Ловшенко, канд. техн. наук, доц.**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ НИКЕЛЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ**

В работе приведены закономерности формирования фазового состава и структуры никелевых композиций на этапе реакционного механического легирования.

Введение

Прогресс в создании надежных, долговечных, с высоким коэффициентом полезного действия энергетических установок различного назначения в значительной мере определяется жаропрочностью применяемых материалов. Для производства нагруженных деталей основными являются 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 механическим свойствам превосходят другие сплавы в интервале температур 600–800 °С [1]. При температурах выше 800 °С когерентная связь между γ -фазой (основа) и γ' -фазой (упрочняющая) нарушается. Это приводит к интенсивному росту включений γ' -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 за счет использования эффекта дисперсного упрочнения. Наиболее известными материалами этого класса являются дисперсно-упрочненные никель (ВДУ–1, ВДУ–2, ТД-никель и DS-никель), нихром (ТД-нихром) и комплексно-легированный сплав IN–853 [2–4]. Фазами, вызывающими дисперсное упрочнение, служат оксиды ThO₂, HfO₂, Y₂O₃ в количестве до 3 %.

Технология изготовления этих мате-

риалов включает получение дисперсно-упрочненной порошковой композиции с последующей переработкой ее в полуфабрикаты методами порошковой металлургии, включающей этапы брикетирования, спекания, горячего прессования (экструзия или прокатка). Для повышения механических свойств полуфабрикаты в дальнейшем подвергаются волочению, ротационной ковке, прокатке и др. Наиболее сложной и дорогостоящей операцией является получение порошковой дисперсно-упрочненной композиции. Для ее изготовления используются химические методы: химическое смешивание, разложение смеси солей, водородное восстановление из растворов, химическое осаждение из растворов [2]. Основными недостатками этих методов являются большая трудоемкость процесса, низкая чистота порошковой композиции, экологическая небезопасность, неуниверсальность.

Указанных недостатков лишена технология, основанная на реакционном механическом легировании, заключающаяся в обработке в энергонапряженном механореакторе реакционноспособных порошковых композиций, в процессе которой протекают механически активируемые фазовые и структурные превращения, приводящие к формированию структуры основы нано- или субмикроструктурного типа с большой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированных наноразмерными термодинамически стабильными упрочняющими фазами, имеющих высокое значение модуля сдвига [5, 6].

Целью данного исследования являлось установление закономерностей формирования фазового состава и структуры никелевых композиций при реакционном механическом легировании.

Методика исследования

Технологический процесс получения механически легированных материалов включает следующие стадии: подбор исходных компонентов, обработка шихты в механореакторе на основе вибромельницы и получение механически легированной гранулированной композиции, термическая обработка композиции или брикетов, изготовление полуфабрикатов горячим прессованием. В данной работе установлены закономерности формирования фазового состава и структуры никелевых композиций на этапе реакционного механического легирования.

В качестве исходных компонентов для получения сплавов служили 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 концентрации у аналогов. Основа – никелевый по-

рошок ПНК–ОТ2, который в виде примесей содержал 0,2 % углерода и 0,2 % кислорода. Последний находился связанным в оксиды никеля. В большинстве композиций в качестве поставщика кислорода вводился технически чистый оксид молибдена (VI).

Механическое легирование осуществлялось в энергонапряженном механореакторе-вибромельнице при оптимальных параметрах процесса обработки.

Для установления фазовых и структурных превращений применялись рентгеноструктурный анализ, оптическая, сканирующая и просвечивающая электронные микроскопии. Исследования структуры, фазового состава и механических свойств проводились с использованием стандартных методик.

Принципиальным отличием разрабатываемых материалов от аналогов являлось то, что основной фазой, обеспечивающей дисперсное упрочнение, вместо токсичных оксидов (ThO_2 , HfO_2 , Y_2O_3) служат оксиды Al_2O_3 и Cr_2O_3 , синтезирующиеся в процессе реализации технологии в результате протекания механически и термически активируемых превращений. Составы шихты базовых композиций приведены в табл. 1.

Табл. 1. Фазовый состав композиций

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

Равновесный фазовый состав сплавов получен на основе термодинамических расчетов для адиабатических условий [7]. При его расчете учитывался кислород и углерод, находящиеся в никелевом порошке.

Результаты исследования и их обсуждение

Обработка реакционноспособных композиций в механореакторе сопровождается структурными и фазовыми превращениями.

При механическом легировании в результате воздействия рабочих тел на обрабатываемую композицию имеют место многократно повторяющиеся процессы разрушения частиц, агломерации, адгезии и сварки осколков, приводящие к формированию гранулированной композиции.

Грануляция шихты на основе никеля по сравнению с алюминиевыми и медными системами затруднена, и размер формирующихся композиционных частиц, как правило, не превышает 0,1 мм. В исследованных системах механически легированные композиции имели форму частиц, близкую к сферической (рис. 1, а), со средним размером гранул 40–65 мкм. Распределение частиц по размерам зависит от состава исходной шихты и приведено на рис. 2. Элементы структуры металлографическим анализом не выявляются (рис. 1, б). Сформировавшиеся гранулы имеют высокую плотность. Суммарная площадь мелких пор и трещин не превышает 5%. Механически легированные композиции характеризуются гомогенным распределением легирующих элементов (рис. 3 и 4).

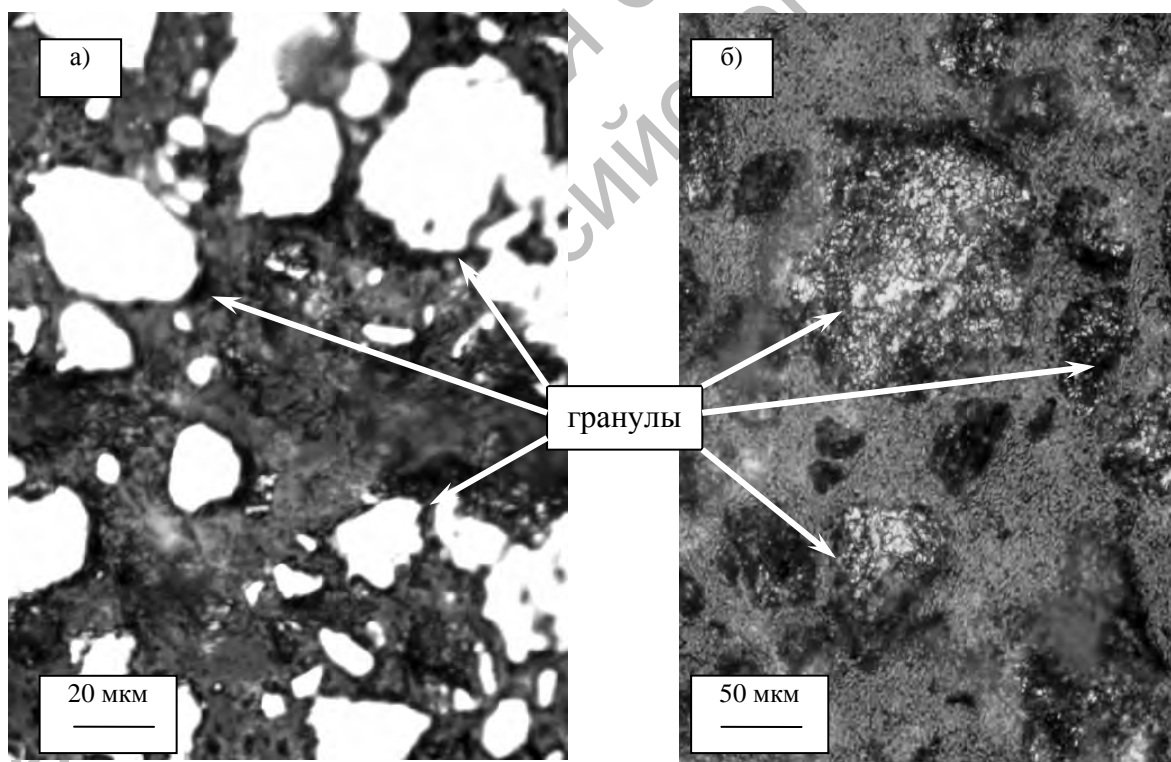


Рис. 1. Форма и структура гранул механически легированной композиции 97Ni – 3Al: а – нетравленные, б – травленные

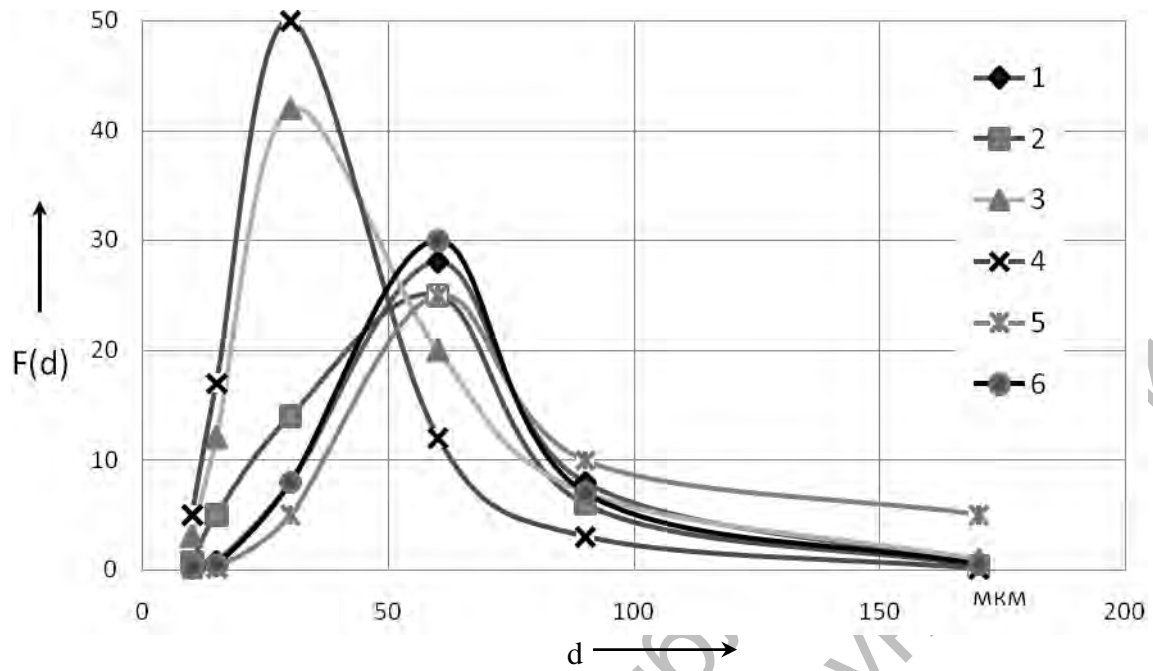


Рис. 2. Распределение по размеру частиц механически легированных композиций: 1 – Ni-1Al-2,1MoO₃ (ВДУ-1); 2 – Ni-20Cr-1Al-2,1MoO₃ (ТД-нихром); 3 – Ni-20Cr-2Ti-1Al-2,1MoO₃ (XH77TiO); 4 – Ni-16Cr-2Ti-2Al-5Fe-5W-2Mo-2,1MoO₃ (XH70BMTiO); 5 – Ni-3Al, 6 – Ni-6Al

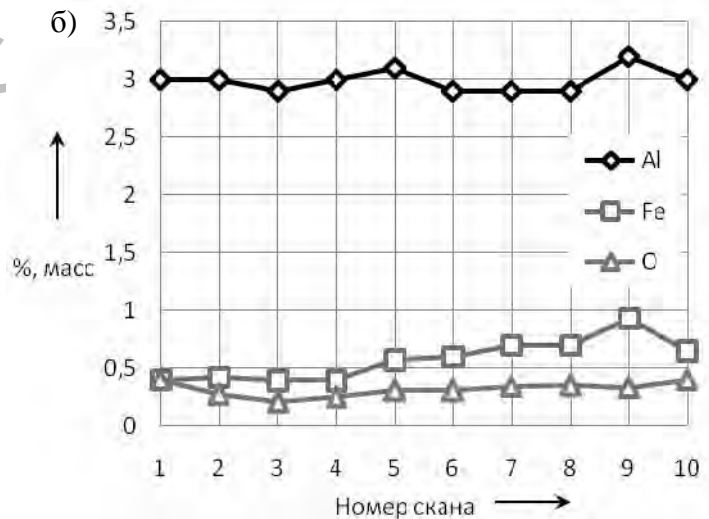
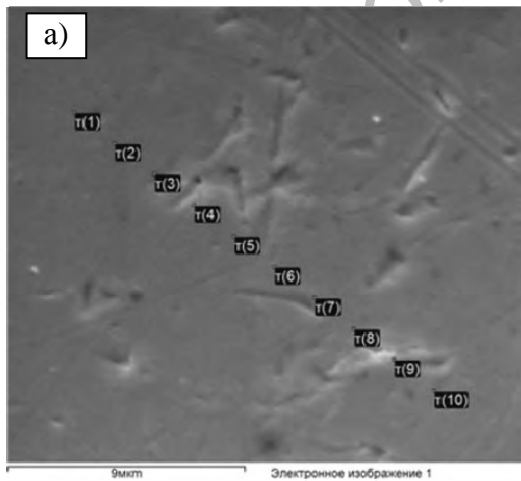


Рис. 3. Микроструктура гранулированной композиции (а) и распределение (б) легирующих и примесных элементов по линии сканирования в композиции Ni-3Al. СЭМ

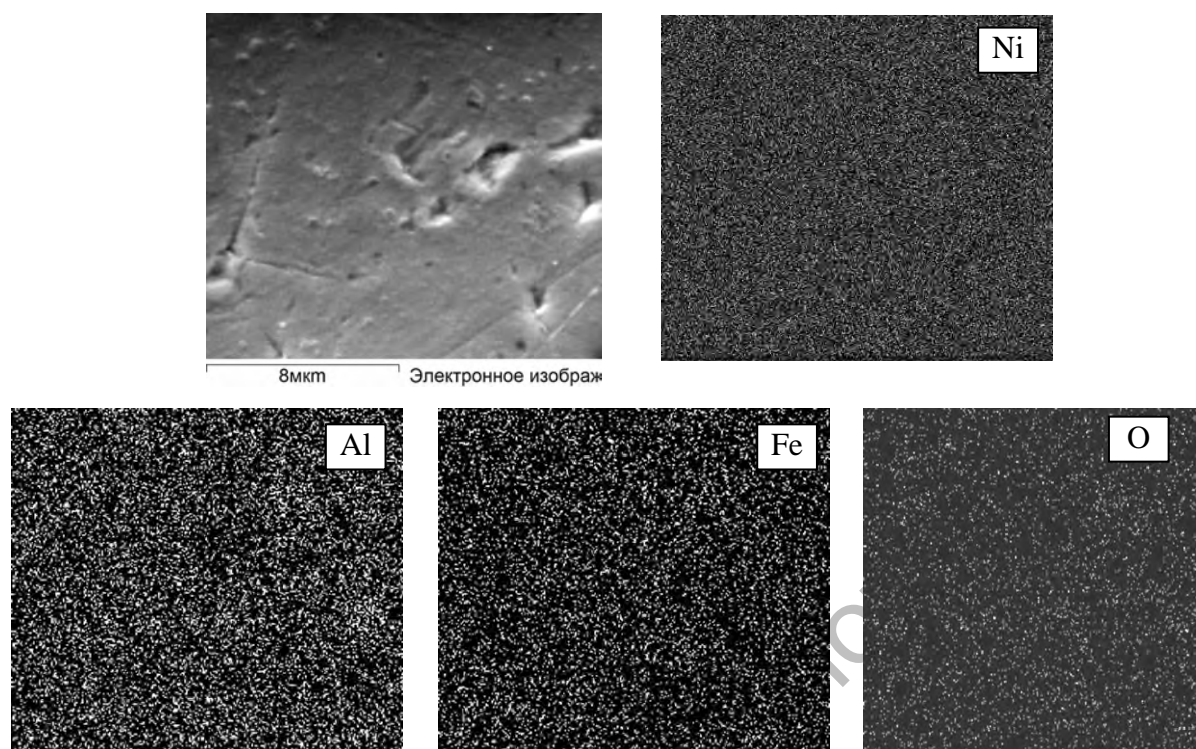


Рис. 4. Распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в гранулированной композиции Ni-3Al при сканировании по площади. СЭМ

Наличие в гранулированной композиции железа обусловлено его «намолом», имеющим место при обработке шихты в механореакторе, за счет взаимодействия рабочих тел (шары \varnothing 11 мм из стали ШХ15) между собой и стенками помольной камеры.

На всех стадиях реализации технологии в той или иной мере в обрабатываемой композиции происходят фазовые и структурные превращения. Наибольшее развитие они получают при реакционном механическом легировании.

Наиболее очевидны структурные превращения, протекающие в основе. Влияние продолжительности механического легирования на параметры тонкой структуры, приведенное для системы «Ni-Al-MoO₃» (рис. 5), 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 с материала, подвергнутого механическому легированию, является кольцевой с дискретными рефлексамми (рис. 6, б), что свидетельствует о нанометрическом или 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]. По данным электронно-микроскопических исследований структура эта находится в пределах 50–100 нм (рис. 6). Величина ОКР составляет 20–40 нм.

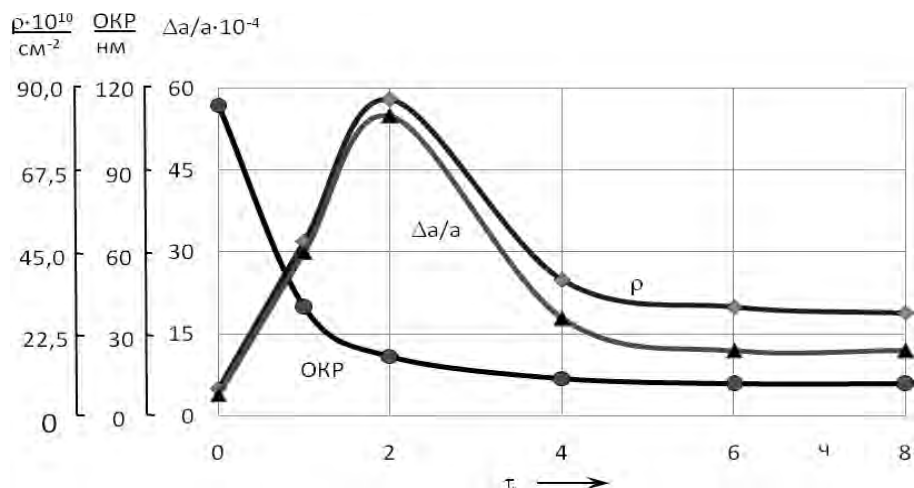


Рис. 5. Влияние продолжительности механического легирования на параметры тонкой структуры гранулированной композиции Ni-6Al-16MoO₃

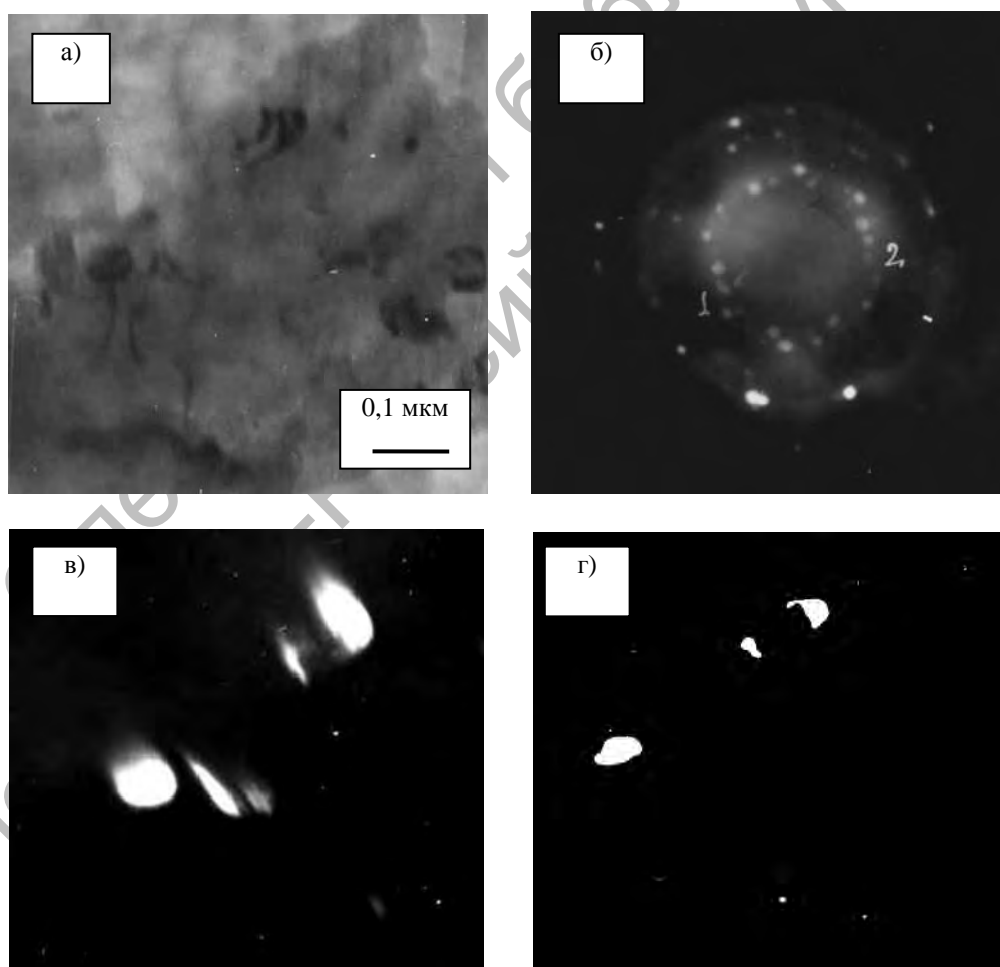


Рис. 6. Микроструктура гранулированной композиции Ni-3Al. ПЭМ: а – светлое поле; б – электронограмма; в, г – темное поле в рефлексах Ni (в) и Al (г)

Кинетика изменения параметров тонкой структуры материалов (см. рис. 5) 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 повышается до значений не ниже 10^{12} см^{-2} . 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 большеугловыми. Фрагментация приводит к измельчению кристаллитов до значений, не превышающих нескольких десятков нанометров. 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 исследованы 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 растворимостью друг в друге [10]. Максимальная растворимость хрома в никеле достигает 46 %, а никеля в хrome – 35 %. При температурах ниже $590 \text{ }^\circ\text{C}$ в системе существует промежуточное соединение (сверхструктура) CrNi_3 .

После обработки в механореакторе в

течение 16 ч шихты, состоящей из порошков никеля и хрома, рентгеноструктурным анализом установлено наличие двух фаз, представляющих собой твердые растворы на основе никеля и хрома. На механически активируемую растворимость указывает изменение размера кристаллической решетки. Растворение хрома в никеле приводит к уменьшению параметра решетки ГЦК с 0,35238 до 0,35149 нм, а никеля в хrome – к увеличению параметра решетки ОЦК с 0,28834 до 0,28925 нм. Да/а в первом случае составляет $2,247 \cdot 10^{-3}$, во втором – $3,155 \cdot 10^{-3}$. Содержание в механически легированной композиции первой фазы равно 93 %, второй – 7 %. Основная фаза характеризуется следующими показателями: функция физического уширения (ФФУ) $\beta_{1/2}$ равна 1,1184 рад, плотность дислокаций в объеме кристалла ρ – $6,7935 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, 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 растворение элементов друг в друге, при этом фазовое равновесие не достигается. Структура характеризуется высокой плотностью дислокаций и блочным строением кристаллов, что определяет высокую твердость гранулированной композиции, достигающей 500 НВ.

Превращения в системе «Ni – Al». В равновесных условиях алюминий растворяется в никеле в количестве 10 % и образует с ним ряд промежуточных и химических соединений Ni_3Al , NiAl , Ni_2Al_3 и NiAl_3 [10]. После обработки в механореакторе в течение 16 ч шихты, состоящей из порошков никеля и алюминия, в механически легированной композиции установлено наличие следующих фаз: твердый рас-

твор алюминия в никеле, Ni_3Al и $NiAl$. Растворение алюминия в никеле приводит к увеличению параметра решетки ГЦК с 0,35236 до 0,35392 нм. $\Delta a/a$ составляет $4,427 \cdot 10^{-3}$. Фаза $NiAl$ обеднена алюминием и описывается формулой $Al_{0,9}Ni_{1,1}$. Параметр решетки данного соединения (кубическая примитивная) равен 0,2881 нм. Содержание основной фазы – твердого раствора Ni (Al) – составляет 87 %, алюминидов Ni_3Al и $NiAl$ – 4 и 9 % соответственно.

Основная фаза характеризуется следующими параметрами: функция физического уширения (ФФУ) $\beta_{1/2}$ равна 0,7746 рад, плотность дислокаций в объеме кристалла ρ – $3,8824 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, 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_3Al и $NiAl$, которые наряду с высокой плотностью дислокаций и блочным строением кристаллов обуславливают высокое упрочнение гранулированной композиции – 520 НВ.

Превращения в комплексно-легированных композициях. Для установления закономерностей протекания механически активируемых фазовых превращений в типичных комплексно-легированных никелевых композициях в качестве легирующих компонентов применялись Cr , Al и MoO_3 (табл. 2).

Табл. 2. Фазовый состав многокомпонентных гранулированных композиций на основе никеля

Легирующие компоненты, %	Фазовый состав материала	
	после механического легирования	равновесный
$Cr(20); Al(3)$	$Ni(Cr); Cr(Ni); Ni_3Al; AlNi$	$Ni(Cr,Al)$
$Al(3); MoO_3(6)$	$Ni(Al); Ni_3Al; NiAl; Ni_{0,76}Mo_{1,24}$	$Ni(Mo); Al_2O_3$
$Cr(20); MoO_3(6)$	$Ni(Cr); Cr(Ni); Ni_{0,76}Mo_{1,24}$	$Ni(Cr,Mo); Cr_2O_3;$
$Cr(20); Al(3); MoO_3(6)$	$Ni(Cr); Cr(Ni); Ni_3Al; NiAl; Ni_{0,76}Mo_{1,24}$	$Ni(Cr,Mo); Cr_2O_3; Al_2O_3$

Превращения в системе « $Ni - Cr$ (20 %) – Al (3 %)». В тройной системе « $Ni - Cr$ (20 %) – Al (3 %)», как и двойной « $Ni - Cr$ (20 %)», основной фазой является твердый раствор хрома в никеле. Образование твердого раствора приводит к уменьшению параметра кристаллической решетки ГЦК с 0,35238 до 0,35161 нм. Количество этой фазы примерно равно 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, в количестве примерно 4 %. Как и в двойной

системе « $Ni - Al$ (3 %)», в данном случае алюминий связан в соединения с никелем Ni_3Al и $NiAl$. Причем фаза $NiAl$ обеднена алюминием и описывается формулой $Ni_{1,1}Al_{0,9}$. Количество Ni_3Al и $Ni_{1,1}Al_{0,9}$ составляет примерно 4 и 3 % соответственно. Расчетное содержание алюминия, связанного в алюминиды, составляет 1,4 %. Можно предположить, что большая часть оставшегося алюминия растворена в никеле, а также связана в наноразмерные рентгеноаморфные включения оксида, образующегося в результате взаимодействия ле-

гирующего 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 стойка против отжига при температурах, достигающих $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ (см. табл. 3), что объясняется дисперсным

упрочнением, вызванным наличием оксидов алюминия и хрома.

Превращения в композициях системы «Ni – легирующий металл, обладающий высоким сродством к кислороду, – MoO_3 (6 %)». В никелевые композиции так же, как и в железные, оксид молибдена вводился в качестве поставщика кислорода, необходимого для образования упрочняющих фаз – оксидов хрома и алюминия.

Табл. 3. Твердость многокомпонентных гранулированных композиций на основе никеля

Легирующие компоненты, %	Твердость (HV) после	
	механического легирования	механического легирования и отжига ($1100 \text{ }^\circ\text{C}$, 2 ч)
Cr(20); Al(3)	540	380
Al(3); MoO_3 (6)	570	430
Cr(20); MoO_3 (6)	510	330
Cr(20); Al(3); MoO_3 (8)	560	400

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

Основным отличием фазового состава механически легированных никелевых композиций с MoO_3 от систем без него является наличие во всех случаях соединения $\text{Ni}_{0,76}\text{Mo}_{1,24}$, образующегося в количестве 2–4 % при взаимодействии восстановленного из оксида молибдена с никелем. В минимальном количестве фаза $\text{Ni}_{0,76}\text{Mo}_{1,24}$ 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 образо-

вания $\text{Ni}_{0,76}\text{Mo}_{1,24}$.

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 рекристаллизации их превышает $1100 \text{ }^\circ\text{C}$.

Во всех исследованных «реакционноспособных» механически легированных композициях независимо от их состава электронной микроскопией однозначно выявляются равномерно распределенные включения исходных компонентов шихты размером менее $0,1 \text{ мкм}$. Содержание их не превышает 20 % от исходного.

После обработки в механореакторе основа материалов представляет собой 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_3Al), что и 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) $CrNi_3$. Последняя сформировалась в микрообъемах, представлявших собой после механического легирования твердый раствор никеля в хrome. В композициях с Al вместо двух фаз $NiAl$ и Ni_3Al после термического воздействия присутствуют включения только Ni_3Al .

Легирование никеля хромом (нихром) не вносит заметного изменения в структуру дисперсно-упрочненных материалов.

Заключение

Результаты проведенного исследования показывают, что при обработке в механореакторе реакционноспособной никелевой шихты систем «Ni – Al – O», «Ni – Cr – O», «Ni – Al – Cr – O», «Ni – Al и/или Cr – легирующие элементы» происходят структурные и фазовые превращения, вызывающие формирование структуры основы нано- или субмикроструктурного типа, характеризующейся большой протяженностью поверхности зерен и субзерен, закрепленной термодинамически стабильными наноразмерными фазами с высоким значением модуля сдвига, образующимися в процессе протекания механически активируемых превращений. Механически легированные гранулированные композиции являются дисперсно-упрочненными, имеют высокие значения

твердости (> 500 HV) и температуры начала рекристаллизации ($T_{рек} > 0,8T_{пл}$ основы), что делает их перспективными для получения жаропрочных никелевых материалов горячим прессованием с последующей переработкой в изделия классическими методами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев, А. П. *Металловедение : учебник для вузов* / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Портной, К. И. *Дисперсно-упрочненные материалы* / К. И. Портной, Б. Н. Бабич. – М. : Металлургия, 1974. – 200 с.
3. Стюарт, Р. *Никель ТД* / Р. Стюарт // Новые материалы и методы исследования металлов и сплавов : монография. – М. : Металлургия, 1966. – С. 161–165.
4. *Дисперсно-упрочненные жаропрочные никелевые сплавы ВДУ-1 и ВДУ-2* / А. Т. Туманов [и др.] // Композиционные металлические материалы : тр. науч.-техн. конф. – М. : ВИАМ, 1972. – С. 119–139.
5. Ловшенко, Г. Ф. *Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов* / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2005. – 264 с.
6. Ловшенко, Г. Ф. *Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов : монография* / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина ; под ред. д-ра техн. наук, проф. Ф. Г. Ловшенко. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с. : ил.
7. Ловшенко, Г. Ф. *Термодинамическое моделирование фазовых превращений при реакционном механическом легировании композиций на основе железа и никеля* / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. – 2006, № 4. – С. 109–118.
8. Иванов, Ю. Ф. *Электронномикроскопический анализ нанокристаллических материалов* / Ю. Ф. Иванов, А. В. Пауль, Н. А. Конева // Физика металлов и металловедение. – 1991. – № 7. – С. 206–208.
9. Конева, Н. А. *Физическая природа стабильности пластической деформации* / Н. А. Конева, Э. В. Козлов // Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск : Наука, 1990. – С. 123–186.
10. *Binary Alloy Phase Diagrams* / Т. В. Massalski [et al.]. – ASM, Materials Park, OH, 1990. – 1824 p.

Белорусско-Российский университет
Материал поступил 10.03.2008

F. G. Lovshenko, G.F. Lovshenko
Regularities of forming phase composition
and structure of mechanically alloyed nickel
composites

The paper describes the regularities of forming phase composition and structure of nickel composites on the stage of reactive mechanical alloying.

Электронная библиотека
Белорусско-Российского университета