

УДК 669.017

Ф. Г. Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Г. Ф. Ловшенко, д-р техн. наук, доц.

## ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ НИХРОМОВ

Изучено влияние условий механического легирования на свойства высокопрочных наноструктурных нихромов с интерметаллидным и оксидным упрочнением и проведена оптимизация процесса. Материалы, изготовленные из механически легированных композиций, полученных по оптимальной технологии, являются высокопрочными. Значения их пределов прочности при растяжении при 20 и 1000 °С не уступают механически легированному дисперсно-упрочненному никелю, а также известному высокопрочному сплаву IN-853.

### Введение

Дисперсно-упрочненные материалы на основе никеля предназначены для работы при температурах выше 800 °С. Несмотря на то, что в этих условиях наиболее высокой прочностью обладает дисперсно-упрочненный никель (ВДУ-1, ВДУ-2, TD-никель, DS-никель), широкое применение получили никелевые сплавы, основным из которых является дисперсно-упрочненный нихром (TD-нихром), содержащий 20 % хрома [1]. Это обусловлено тем, что легирование последним приводит к существенному повышению жаростойкости и коррозионной стойкости, а также прочности при температурах, достигающих 800 °С. Максимальным уровнем прочностных свойств обладают материалы, в которых дисперсное упрочнение окисными частицами сочетается с дисперсионным, вызванным сложными интерметаллидными фазами, выделяющимися из пересыщенного твердого раствора при старении. К ним относится сплав IN-853 (Ni + 20 % Cr + 1 % Al + 2,5 % Ti + 0,07 % Zr + 0,007 % B + 1,3 % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Естественно, что усложнение состава матрицы и наличие значительного количества интерметаллидных выделений приводят к существенному снижению пластичности. Повышение механических свойств нихромов достигается путем легирования алюминием в количестве, превышающем его предельную

растворимость в основе, что приводит к выделению γ-фазы при старении. Сплав обладает достаточно высокой пластичностью и может перерабатываться в листы. Легирование молибденом в количестве до 15 % повышает прочность во всем интервале температур. Однако введение этого элемента негативно влияет на жаростойкость [2].

Технология изготовления вышеприведенных материалов основана на использовании дисперсно-упрочненных композиций, полученных гидрометаллургическими (химическими) методами. Упрочняющей фазой в этом случае являются оксиды тория, гафния или иттрия (ThO<sub>2</sub>, HfO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) в количестве, как правило, не превышающем 3 %. Переработка дисперсно-упрочненной композиции в полуфабрикаты осуществляется методами порошковой металлургии, включающей этапы брикетирования, спекания, горячего прессования (экструзии или прокатки). Для повышения механических свойств полуфабрикаты могут в дальнейшем подвергаться волочению, ротационной ковке, прокатке и др. Наиболее сложной и дорогостоящей операцией является получение порошковой дисперсно-упрочненной композиции. Основными недостатками химических технологий являются большая трудоемкость процесса, низкая чистота получаемого продукта, экологическая вредность [2].

Работы в этой области, проводимые в последнее время, доказали, что для производства дисперсно-упрочненных никелевых гранулированных (порошковых) композиций эффективен метод реакционного механического легирования, при котором наноразмерная упрочняющая фаза образуется прежде всего в результате механически активируемого взаимодействия между компонентами шихты – металлом, имеющим высокое сродство к кислороду, и кислородосодержащим соединением с низкой термодинамической стабильностью. В качестве первого перспективен алюминий, а второго – оксиды молибдена или никеля [3–5]. Переработка полученной композиции в полуфабрикаты осуществляется по технологии, аналогичной вышеприведенной. Установлено, что при реализации этого метода в системах «Ni–Cr–Al», «Ni–Cr–MoO<sub>3</sub>», «Ni–Cr–Al–MoO<sub>3</sub>» протекают механически и термически активируемые структурные фазовые превращения, вызывающие растворение компонентов друг в друге, образование упрочняющих фаз – оксидов и интерметаллидов [6]. При этом в механически легированном нихроме дисперсное упрочнение сочетается с дисперсионным. Наиболее важным этапом, на котором формируются фазовый состав и структура композиции, наследуемые материалом на последующих технологических стадиях и оказывающие влияние на все свойства, является механическое легирование.

**Целью данной работы** являлись исследование влияния условий механического легирования на свойства высокопрочных наноструктурных нихромов с интерметаллидным и оксидным упрочнением и оптимизация процесса.

#### **Методика исследования, материалы, приборы и оборудование**

В качестве исходных компонентов для получения сплавов служили стандартные порошки никеля ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722-79), алюминия ПА4

(ГОСТ 6058-73), технически чистые порошки хрома и оксида молибдена (MoO<sub>3</sub>). Никелевый порошок содержал 0,2 % кислорода, связанного в оксиды никеля. Исследование выполнено на двух материалах оптимального состава [6], получаемых из шихты, состоящей из порошков: Ni – 20 % С – 3 % Al; Ni – 15 % Cr – 1,2 % Al – 2,7 % MoO<sub>3</sub>. В первом материале преобладающими упрочняющими фазами являются алюминиды никеля, дополнительной – оксид алюминия, содержание которого определяется концентрацией кислорода в шихте. Во втором – основное упрочнение, которое обусловлено оксидами алюминия и хрома [6]. Реакционное механическое легирование осуществлялось в механореакторе на основе вибратора гирационного типа с четырьмя камерами объемом 1 дм<sup>3</sup> каждая, из стали 12Х18Н9Т с изолированным рабочим пространством. Рабочими телами служили шары диаметром 9,525 мм из стали ШХ15СГ твердостью HRC 62. Радиус круговых колебаний составлял 5 мм. Круговая частота колебаний бесступенчато регулировалась в пределах 22...29 с<sup>-1</sup>, что приводило к изменению ускорения рабочих тел от 100 до 160 м·с<sup>-2</sup>. Степень заполнения рабочей камеры шарами равнялась 80 %. Продолжительность обработки изменялась в пределах 4...12 ч.

Гранулированная композиция, полученная реакционным механическим легированием, подвергалась холодному брикетированию в стальной пресс-форме методом двухстороннего прессования до плотности 70...75 % от теоретической. Брикет, обладающие достаточной прочностью и неразрушающиеся при переработке, получались прессованием композиции, насыпанной в контейнер из технического железа с толщиной стенки 0,2...0,3 мм. Отжиг брикетов осуществлялся в аргоне. Термическая обработка брикетов из механически легированной композиции проводилась при 1000 °С. Продолжительность отжига составляла 4 ч.

Полуфабрикаты получались горячей экструзией спеченных брикетов, нагретых до 1100 °С. Коэффициент вытяжки при экструзии равнялся 20. Температура нагрева матрицы ограничивалась теплостойкостью материала пресс-формы и составляла 600 °С. Скорость истечения материала – 0,15 м·с<sup>-1</sup>. Продуктом экструзии являлся пруток диаметром 12 мм. Определение механических свойств материалов проводилось на машине «INSTRON» с использованием пропорциональных цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 4,0 и 5,0 мм с начальной расчетной длиной 20 и 25 мм соответственно.

Параметрами оптимизации являлись механические свойства компактных материалов – пределы прочности при растяжении при 20; 800 и 1000 °С, а также относительное удлинение. Исследование осуществлялось в два этапа: с целью определения граничных значений факторов, являющихся необходимыми данными для оптимизации технологии, методом однофакторного эксперимента изучено влияние условий обработки на механические свойства материалов; с использованием математического планирования экспериментов (метод Бокса-Уилсона) найдена и описана область оптимума.

### **Результаты исследования и их обсуждение**

Фазовый состав, структура и свойства материалов в большой мере определяются кинетикой и полнотой протекания механически активируемых превращений, зависящих от энергонапряженности режима механического легирования. При обработке шихты в механореакторе вибрационного типа основными факторами, влияющими на этот показатель, являются амплитуда и частота колебаний помольной камеры, определяющие нормальное ускорение размалывающих тел, а также соотношение объемов рабочих тел и обрабаты-

ваемой шихты, степень заполнения помольной камеры рабочими телами. Оптимальное значение последнего фактора не зависит от природы обрабатываемой композиции и составляет 80...85 % [3]. В данном исследовании он являлся постоянным и составлял 80 %.

Основные факторы обработки шихты в механореакторе влияют на механические свойства материалов (рис. 1).

При исследовании влияния на свойства материалов одного из факторов другие имели постоянное значение, находящееся в области оптимума. При этом ускорение рабочих тел равнялось 140 м·с<sup>-2</sup>, отношение объемов рабочих тел и шихты – 10, продолжительность обработки шихты в механореакторе – 12 ч. Анализ полученных результатов (см. рис. 1) позволяет сделать вывод, что с повышением энергонапряженности и продолжительности процесса механического легирования, вызывающими увеличение степени завершенности механически активируемых фазовых и структурных превращений и, как следствие, содержание упрочняющих фаз, прочность материалов возрастает, а пластичность снижается. Значения факторов, обеспечивающих получение материалов, превосходящих по прочности аналоги, изменяются в пределах: ускорение рабочих тел – 120...160 м·с<sup>-2</sup>, отношение объемов рабочих тел и шихты – 8...12, продолжительность обработки – 8...12 ч. Полученные данные позволили установить граничные значения ускорения рабочих тел и отношения объемов рабочих тел и шихты при механическом легировании для описания области оптимума. При этом продолжительность обработки шихты составляла 12 ч.

Матрица планирования и результаты эксперимента представлены в табл. 1. Средние значения параметров оптимизации – пределы прочности при 20 °С ( $\bar{y}_1$ ) и 1000 °С ( $\bar{y}_2$ ), приведенные в матрице планирования, рассчитаны по значениям двух параллельных опытов.

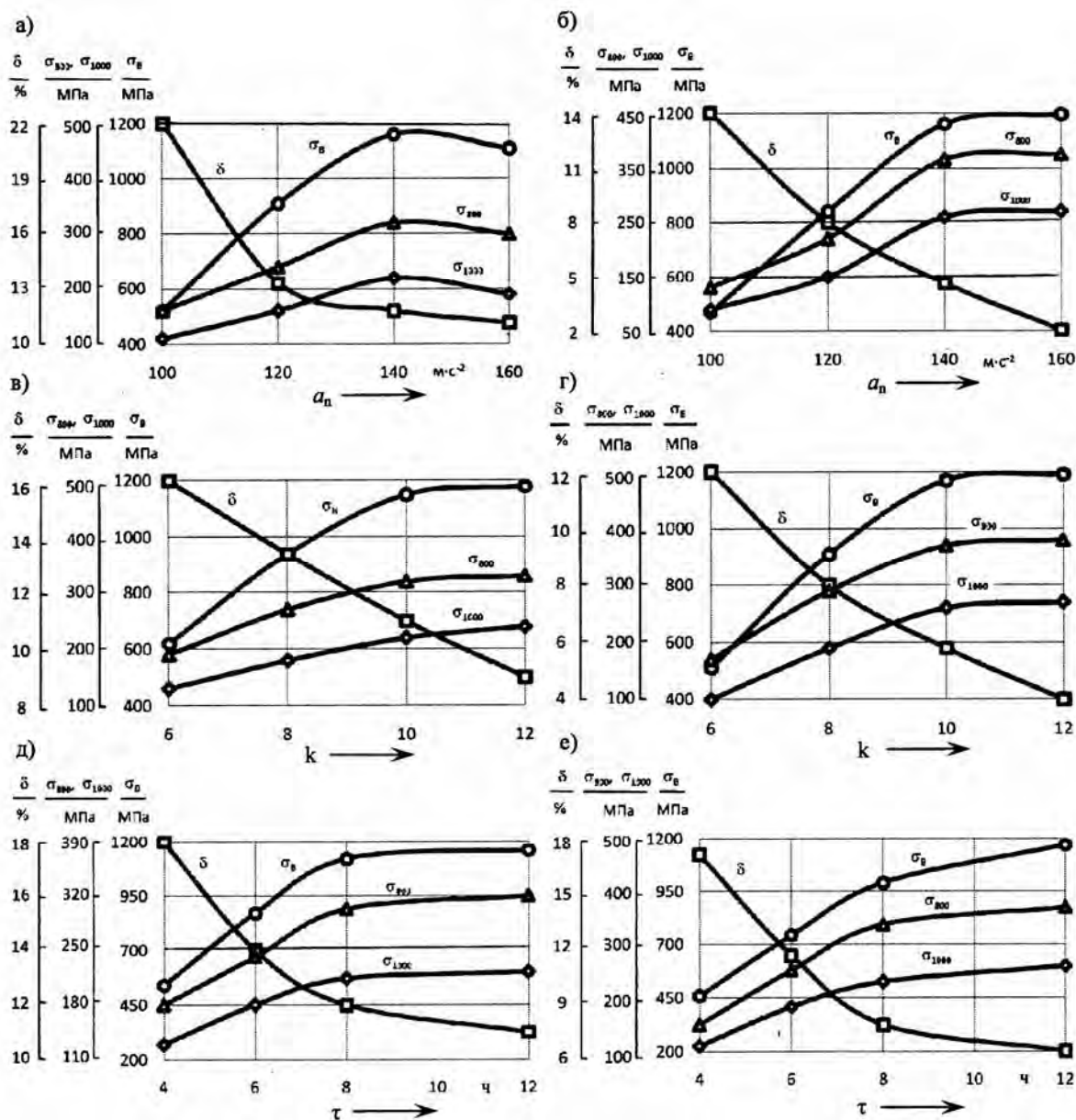


Рис. 1. Влияние условий механического легирования на свойства материалов: а, в, д – Ni – 20 % Cr – 3 % Al; б, г, е – Ni – 15 % Cr – 1,2 % Al – 2,7 % MoO<sub>3</sub>

В результате статистической обработки экспериментальных данных (табл. 2 и 3) получены математические модели, адекватно представляющие эксперимент.

Для сплава состава Ni – 20 % Cr – 3 % Al:

– предел прочности при растяжении  $\sigma_B$ , МПа

$$y_1 = 1189 + 153x_1 + 147x_2 - 42x_1x_2 - 153x_1^2 - 133x_2^2; \quad (1)$$

– предел прочности при растяжении  $\sigma_B^{1000}$ , МПа, при 1000 °С

$$y_2 = 200 + 33x_1 + 32x_2 - 20x_1^2 - 15x_2^2. \quad (2)$$

Для сплава состава Ni – 15 % Cr – 1,2 % Al – 2,7 % MoO<sub>3</sub>:

– предел прочности при растяжении  $\sigma_B$ , МПа

$$y_1 = 1119 + 188x_1 + 145x_2 - 30x_1x_2 - 149x_1^2 - 89x_2^2; \quad (3)$$

– предел прочности при растяжении  $\sigma_B^{1000}$ , МПа, при 1000 °С

$$y_2 = 241 + 62x_1 + 38x_2 - 42x_1^2 - 22x_2^2. \quad (4)$$

Графическая интерпретация математических моделей представлена на

рис. 2 и 3. Согласно полученным данным (см. рис. 1...3) значения исследованных факторов механического легирования, обеспечивающих максимальную прочность исследованных материалов, близки.

Табл. 1. Матрица планирования и результаты эксперимента при описании области оптимума

Характеристика	Фиктивная переменная	Фактор					Материал				
		основной		производный			Ni – 3 % Al		Ni – 1,5 % Al – 3,5 % MoO <sub>3</sub>		
		a <sub>n</sub> , м·с <sup>-2</sup>	k				$\sigma_B$ , МПа	$\sigma^{1000}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma^{1000}$ , МПа	
Основной уровень		140	10					Параметры оптимизации			
Интервал варьирования (I)		20	2								
Верхний уровень		160	12								
Нижний уровень		120	8								
Код	x <sub>0</sub>	x <sub>1</sub>	x <sub>2</sub>	x <sub>1</sub> x <sub>2</sub>	$x_1^2 = x_1^2 - 23$	$x_2^2 = x_2^2 - 23$	$\bar{y}_1^1$	$\bar{y}_1^2$	$\bar{y}_2^1$	$\bar{y}_2^2$	
Опыты											
1	+1	-1	-1	+1	+1/3	+1/3	590	100	530	110	
2	+1	-1	+1	-1	+1/3	+1/3	880	190	880	200	
3	+1	+1	+1	+1	+1/3	+1/3	1070	200	1130	250	
4	+1	+1	-1	-1	+1/3	+1/3	850	170	850	220	
5	+1	+1	0	0	+1/3	-2/3	1110	190	1190	270	
6	+1	-1	0	0	+1/3	-2/3	910	160	840	170	
7	+1	0	+1	0	-2/3	+1/3	1170	240	1190	270	
8	+1	0	-1	0	-2/3	+1/3	940	180	910	190	
9	+1	0	0	0	-2/3	-2/3	1160	220	1170	260	

Табл. 2. Результаты статистической обработки экспериментальных данных при описании области оптимума (материал – Ni – 20 % Cr – 3 % Al)

Параметры	Фактор							
	b <sub>0</sub> '	b <sub>0</sub>	b <sub>1</sub>	b <sub>2</sub>	b <sub>12</sub>	b <sub>11</sub>	b <sub>22</sub>	Δb <sub>0</sub>
$\sigma_B$ , МПа	988	1189	153	147	-42	-153	-133	±21
$\sigma_B^{1000}$ , МПа	177	200	33	32	-5	-20	-15	±10

Продолжение табл. 2

Параметры	Фактор								
	Δb <sub>i</sub>	Δb <sub>ij</sub>	Δb <sub>ii</sub>	S <sub>y</sub> <sup>2</sup>	S <sub>ад</sub> <sup>2</sup>	f <sub>1</sub>	f <sub>2</sub>	F <sub>0,05</sub> <sup>расч</sup>	F <sub>0,05</sub> <sup>табл</sup>
$\sigma_B$ , МПа	±11	±14	±19	286	974	9	3	3,4	3,9
$\sigma_B^{1000}$ , МПа	±5	±6	±8	54	145	9	4	2,7	3,6

Табл. 3. Результаты статистической обработки экспериментальных данных при описании области оптимума (материал – Ni – 15 % Cr – 1,2 % Al – 2,7 % MoO<sub>3</sub>)

Параметры	Фактор							
	b <sub>0</sub> '	b <sub>0</sub>	b <sub>1</sub>	b <sub>2</sub>	b <sub>12</sub>	b <sub>11</sub>	b <sub>22</sub>	Δb <sub>0</sub>
σ <sub>B</sub> , МПа	961	1119	188	145	-30	-149	-89	±18
σ <sub>B</sub> <sup>1000</sup> , МПа	199	241	62	38	-5	-42	-22	±13

Продолжение табл. 3

Параметры	Фактор									
	Δb <sub>i</sub>	Δb <sub>ij</sub>	Δb <sub>ii</sub>	S <sub>y</sub> <sup>2</sup>	S <sub>ал</sub> <sup>2</sup>	f <sub>1</sub>	f <sub>2</sub>	F <sub>0,05</sub> <sup>расч</sup>	F <sub>0,05</sub> <sup>табл</sup>	
σ <sub>B</sub> , МПа	±8	±10	±15	155	479	9	3	3,1	3,9	
σ <sub>B</sub> <sup>1000</sup> , МПа	±6	±7	±10	78	241	9	4	2,9	3,6	

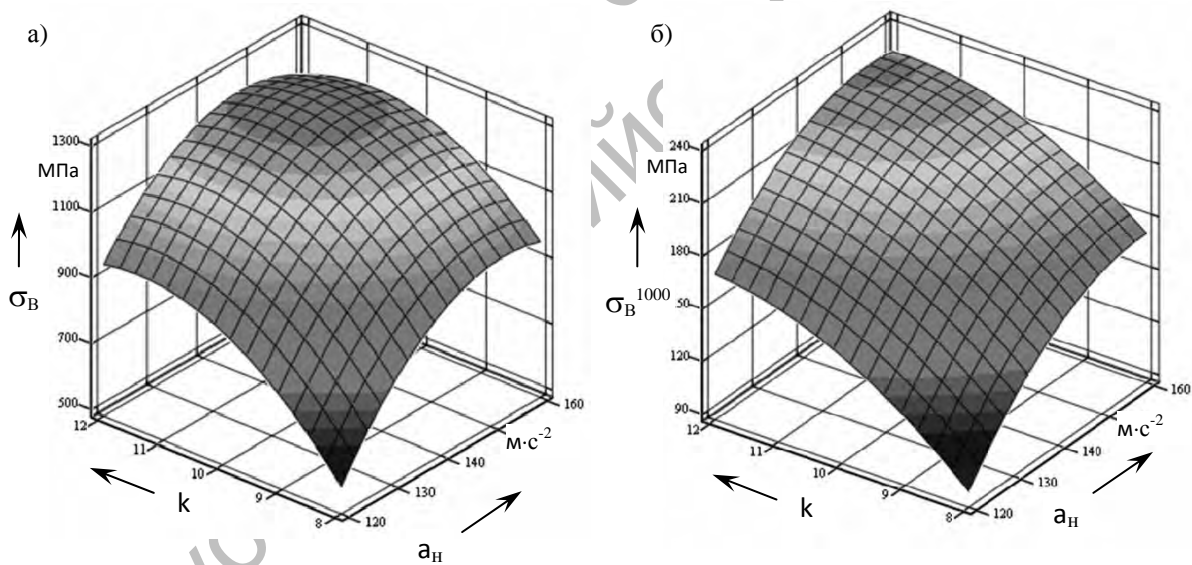


Рис. 2. Зависимость предела прочности при растяжении при 20 °С (а) и при 1000 °С (б) материала состава Ni – 20 % Cr – 3 % Al от ускорения рабочих тел и отношения объемов рабочих тел и шихты

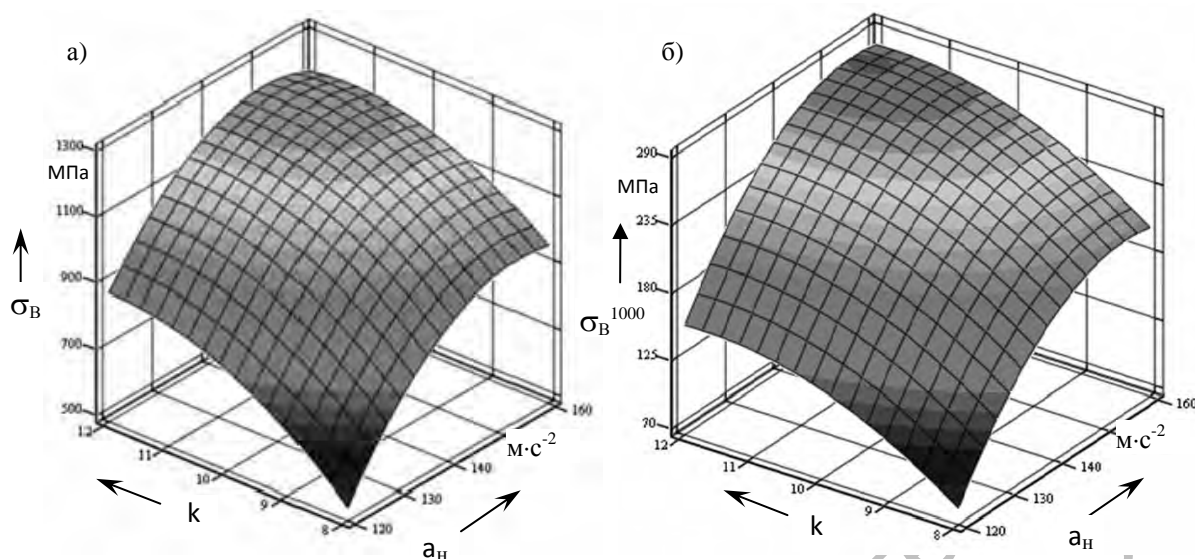


Рис. 3. Зависимость предела прочности при растяжении при 20 °С (а) и при 1000 °С (б) материала состава Ni – 15 % Cr – 1,2 % Al – 2,7 % MoO<sub>3</sub> от ускорения рабочих тел и отношения объемов рабочих тел и шихты

Оптимальный режим механического легирования нихромов по сравнению с никелем характеризуется более высокой энергонапряженностью, достигаемой увеличением ускорения рабочих тел и уменьшением количества шихты в рабочей камере. При этом продолжительность механического легирования должна составлять более 10 ч.

Близкие оптимальные значения факторов обработки в механореакторе шихты двух исследованных составов обусловлены однотипностью механически активируемых фазовых и структурных превращений, протекающих в них.

В механически легированной системе «Ni – Cr (20 %) – Al (3 %)» основой является твердый раствор хрома в никеле. Наряду с ним существует твердый раствор никеля в хrome. Большая часть алюминия связана в соединения с никелем – Ni<sub>3</sub>Al и NiAl. Фаза NiAl обеднена алюминием и описывается формулой Ni<sub>1,1</sub>Al<sub>0,9</sub>. Оставшийся алюминий растворен в никеле, а также связан в наноразмерные рентгеноаморфные включения оксида, образующегося в результате взаимодействия легирующего элемента с кислородом шихты. В ме-

ханически легированной композиции зерна основы имеют размер менее 0,1 мкм и состоят из блоков величиной не более 0,05 мкм. Плотность дислокаций имеет порядок  $10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$ .

Введение в вышерассмотренные системы оксида MoO<sub>3</sub>, являющегося поставщиком кислорода, необходимого для образования упрочняющих фаз – оксидов хрома и алюминия, усложняет физико-химические процессы, имеющие место в этих материалах. Основным отличием фазового состава механически легированных никелевых композиций с MoO<sub>3</sub> от систем без него является наличие во всех случаях соединения Ni<sub>0,76</sub>Mo<sub>1,24</sub>, образующегося при взаимодействии восстановленного из MoO<sub>3</sub> молибдена с никелем. Развитие механически активируемых окислительно-восстановительных превращений в композиции определяет содержание фаз, вызывающих дисперсное упрочнение материалов, – оксидов хрома и алюминия, представляющих собой наноразмерные рентгеноаморфные кластеры [6].

После термической обработки в структуре присутствуют механически и

термически синтезированные оксиды  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , вызывающие дисперсное упрочнение материала. Переход механически синтезированных оксидов из аморфного состояния в кристаллическое происходит при температурах выше  $400^\circ\text{C}$ . Термически активируемые превращения наиболее интенсивно протекают при температурах выше  $800^\circ\text{C}$ . Гомогенизация твердого раствора основы практически завершается после отжига брикетов или горячепрессованных (экструдированных) материалов при температуре  $1000^\circ\text{C}$  в течение 5 ч. Причем состав упрочняющих фаз  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  и структура сохраняется без изменения до температур не ниже  $0,9T_{\text{пл}}$  основы. Горячее прессование (экструзия) термически обработанных брикетов не изменяет фазового состава материалов.

Механически легированные дисперсно-упрочненные нихромы также, как и дисперсно-упрочненный никель, являются наноструктурными материалами [4]. В оптимальном случае основа их имеет микрокристаллический тип структуры с размером зерен менее  $0,3\ \mu\text{м}$ , разделенных на блоки величиной не более  $50\ \text{нм}$ , характеризующийся большой граничной поверхностью, стабилизированной синтезированными в процессе реализации технологии наноразмерными включениями оксидов ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), никелидов ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Mo}$ ). Первые имеют размер менее  $20\ \text{нм}$ , вторые – не более  $40\ \text{нм}$ . Плотность дислокаций в компактных материалах находится в пределах  $10^9 \dots 10^{10}\ \text{см}^{-2}$ . Температура рекристаллизации материалов превышает  $1100^\circ\text{C}$ . Материалы, изготовленные из механически легированных композиций, полученных по оптимальной технологии, являются высокопрочными. Значения их пределов прочности при растяжении при  $20$  и  $1000^\circ\text{C}$  составляют  $1170 \dots 1200$  и  $240 \dots 260\ \text{МПа}$  соответственно и не уступают механически легированному дисперсно-упрочненному никелю [4], а также известному

высокопрочному сплаву IN-853, но имеющему по сравнению с предыдущим меньшую пластичность [2]. Пути дальнейшего повышения механических свойств создаваемых материалов и, прежде всего, пластичности являются оптимизация процессов отжига и брикетирования механически легированных композиций, а также применение термомеханической обработки экструдированных полуфабрикатов (прутков). Так, отжиг гранулированной композиции в водороде ( $t = 1000^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 2\ \text{ч}$ ) с последующими операциями вакуумной дегазации и брикетирования ( $t = 800^\circ\text{C}$ ) при сохранении прочности материалов приводит к увеличению относительного удлинения в  $2,0 \dots 2,5$  раза.

### Заключение

Оптимальный режим механического легирования нихромов по сравнению с никелем характеризуется более высокой энергонапряженностью процесса обработки шихты в механореакторе, достигаемой увеличением ускорения рабочих тел и уменьшением количества шихты в рабочей камере. При продолжительности обработки, равной  $12\ \text{ч}$ , и степени заполнения камеры рабочими телами, равной  $80\%$ , оптимальная величина ускорения рабочих тел изменяется в пределах  $150 \dots 160\ \text{м}\cdot\text{с}^{-2}$ , а соотношение объемов рабочих тел и шихты –  $11 \dots 12$ . Материалы, изготовленные из механически легированных композиций, полученных по оптимальной технологии, являются высокопрочными и не уступают механически легированному дисперсно-упрочненному никелю, а также известному высокопрочному сплаву IN-853. Дальнейшее повышение пластичности материалов достигается оптимизацией процессов отжига и брикетирования механически легированных композиций, а также применением термомеханической обработки экструдированных полуфабрикатов.



СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Композиционные материалы: справочник / Под ред. Д. М. Карпиноса. – Киев : Наукова думка, 1985. – 592 с.

2. **Портной, К. И.** Композиционные материалы на никелевой основе / К. И. Портной, Б. Н. Бабич, И. Л. Светлов. – М. : Металлургия, 1979. – 264 с.

3. **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.

4. **Ловшенко, Ф. Г.** Оптимизация состава механически легированных дисперсно-упрочненных никелевых материалов / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. – 2009. – № 3. – С. 110–120.

5. **Ловшенко, Ф. Г.** Получение, структура и свойства механически легированных наноструктурных никелевых материалов / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – № 1. – С. 10–17.

6. **Ловшенко, Ф. Г.** Оптимизация состава механически легированных дисперсно-упрочненных нихромов / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, З. М. Ловшенко // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. – 2009. – № 4. – С. 90–99.

Белорусско-Российский университет  
Белорусский национальный технический университет  
Материал поступил 21.12.2009

**F. G. Lovshenko, G. F. Lovshenko**  
**Optimization of the process of mechanical alloying at reception of high-strength nanostructural dispersion strengthened nichromes**

Influence of conditions mechanical alloy on properties of high-strength nanostructural nichromes with intermetallide and oxide hardening has been studied and process optimisation has been carried out. The materials made of mechanically alloyed compositions which are received on optimum technology are high-strength. Values of their strength at stretching at 20 and 1000 °C do not yield to mechanically alloyed dispersion strengthened nickel and well known high-strength alloy IN-853.