

УДК 669.017

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

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ НИКЕЛЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ В ПОЛУФАБРИКАТЫ

Приведены результаты оптимизации операций отжига и экструзии двух механически легированных композиций, полученных из шихты, состоящей из порошков никеля ПНК-ОТ2 и алюминия ПА4 (3 %), а также никеля ПНК-ОТ2, алюминия ПА4 (1,5 %) и оксида молибдена MoO_3 (3,5 %) марки ХЧ; определена и с применением центрального композиционного ортогонального планирования второго порядка описана область оптимума; установлено, что сплавы, изготовленные по оптимальной технологии, являются высокопрочными и в температурном интервале 20...1000 °С по прочности не менее, чем в 1,5 раза превосходят аналоги, но уступают последним по пластичности, причем комплексно-легированный сплав с основной упрочняющей фазой Al_2O_3 при высоких температурах имеет большую прочность, чем двойной, упрочненный алюминидом никеля Ni_3Al .

Одним из основных материалов для производства тяжело нагруженных деталей, работающих при температуре выше $0,6T_{\text{пл}}$ основы, определяющих надежность, долговечность, коэффициент полезного действия энергетических установок, является дисперсно-упрочненный никель (ВДУ-1, ВДУ-2, ТД-никель и DS-никель). Дисперсное упрочнение – эффективный метод повышения прочности материалов в интервале температур $0,6...0,9T_{\text{пл}}$ основы. В отличие от дисперсионно-упрочненных сплавов роль упрочняющих фаз в этом случае выполняют нано-/субмикроразмерные частицы термодинамически стабильных соединений, прежде всего оксидов, имеющих высокое значение модуля сдвига, стойкие против коагуляции и роста при температурах, достигающих температуры плавления основы. В сплавах ВДУ-1, ВДУ-2, ТД-никель и DS-никель фазами, вызывающими дисперсное упрочнение, служат оксиды ThO_2 , HfO_2 , Y_2O_3 в количестве до 3 %. Технология изготовления данных материалов включает получение дисперсно-упрочненной порошковой композиции с последующей переработкой ее в полуфабрикаты методами порошковой металлургии, включающей этапы брикетирования, спекания, горячего прессования (экструзии или прокатки). 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 [1]. Основными недостатками этих методов являются большая трудоемкость процесса, низкая чистота порошковой композиции, экологическая небезопасность, не-универсальность.

Указанных недостатков лишена технология, основанная на реакционном механическом легировании, заключающаяся в обработке в механореакторе реакционноспособных порошковых систем, в процессе которой протекают механически активируемые фазовые и структурные превращения, приводящие к формированию гранулированной композиции со структурой основы субмикроразмерного типа. Границы зерен и субзерен последней стабилизируются наноразмерными включениями упрочняющих фаз [2]. Исходная шихта, наряду с порошком основы, должна содержать порошки металла, имеющего высокое сродство к кислороду, и кисло-

родосодержащее соединение с низкой термодинамической стабильностью. В этом случае основной упрочняющей фазой являются синтезирующиеся в процессе реализации технологии наноразмерные частицы оксида легирующего элемента. Установлено, что в качестве упрочняющей фазы в ряде случаев эффективен оксид алюминия Al_2O_3 [3]. В отличие от ThO_2 , HfO_2 и Y_2O_3 он является нетоксичным, а стоимость алюминия, входящего в его состав, на порядок ниже стоимости Th, Hf и Y.

Технологический процесс получения механически легированных материалов включает: подбор исходных компонентов, обработку шихты в механореакторе и получение механически легированной гранулированной композиции, термическую обработку композиции или брикетов, изготовление полуфабрикатов горячим прессованием. На всех стадиях реализации технологии в той или иной мере в обрабатываемой композиции происходят фазовые и структурные превращения. Наиболее важным этапом является реакционное механическое легирование. Несмотря на некоторые изменения на последующих технологических этапах, фазовый состав, структура и свойства механически легированных композиций в основном наследуются конечным продуктом – компактным материалом.

Оптимизация состава исходной шихты и условий механического легирования, результаты которой приведены в [3], показывает, что максимальной прочностью (σ_B и σ_B^{1000}) обладают материалы, полученные из шихты порошков двух составов Ni – 3 % Al и Ni – 1,5 % Al – 3,5 % MoO_3 , подвергнутой обработке в механореакторе вибрационного типа в течение 8...12 ч при ускорении рабочих тел – 140...150 м·с⁻², отношении объемов рабочих тел и шихты – 10...12 и степени заполнения полевой камеры рабочими телами – 80 %. При этом для первой композиции оптимальными являются нижние, а для второй

верхние значения приведенных пределов. В качестве исходных компонентов для получения сплавов служили стандартные порошки никеля ПНК-ОТ2, алюминия – ПА4 и технически чистого оксида молибдена (VI). Основа – никелевый порошок ПНК-ОТ2 в виде примесей содержал 0,2 % кислорода, связанного в оксиды никеля, являющиеся компонентами механически и термически активируемых окислительно-восстановительных превращений, протекающих в композициях.

При обработке шихты в механореакторе в системе «Ni – Al (3,0 %)» фазовыми превращениями являются механически активируемое растворение алюминия в никеле и взаимодействия между алюминием, с одной стороны, никелем и его оксидами, с другой, с образованием алюминидов никеля (Ni_3Al , $Al_{0,9}Ni_{1,1}$) и рентгеноаморфных кластеров оксидов алюминия соответственно. В композиции «Ni – Al (1,5 %) – MoO_3 (3,5 %)» основным механически активируемым превращением является взаимодействие алюминия с оксидом молибдена, вызывающим формирование кластеров оксидов алюминия и восстановление молибдена, а также связывание последнего в соединение $Mo_{1,24}Ni_{0,76}$. Наряду с участием в термодинамически выгодной реакции, вызывающей образование Al_2O_3 , часть алюминия оказывается связанной в алюминид никеля $Al_{0,9}Ni_{1,1}$.

Механически легированные композиции являются термодинамически неравновесными дисперсно-упрочненными системами, основа которых представляет собой негомогенный твердый раствор со структурой нанометрического типа, характеризующейся большой протяженностью границ зерен и субзерен, стабилизированных ультрадисперсными выделениями ($d < 5$ нм) механически синтезированных соединений. Последние, как правило, относятся к промежуточным фазам, рентгеноаморфны и приводят к дисперсному упрочнению. При этом роль упрочняющих

фаз заключается прежде всего в стабилизации границ зерен и субзерен, величина поверхности которых и определяет в основном степень упрочнения. Структура имеет следующие параметры: размер зерен ≤ 100 нм, размер блоков ≤ 50 нм, плотность дислокаций $\leq 10^{11}$ см⁻². Во всех случаях в материале присутствуют дисперсные включения ($d < 0,1$ мкм) исходных легирующих компонентов шихты в количестве, не превышающем 30 % от исходного.

Для стабилизации фазового состава и дегазации механически легированных композиций обязательной операцией является отжиг, который может сочетаться с термомеханической обработкой, направленной на получение полуфабрикатов горячей экструзией. При этом имеют место такие физико-химические процессы, как диффузия, рекристаллизация, растворение включений, выделение и рост новых фаз и другие, способствующие переходу системы к равновесному или близкому к нему состоянию. Это обеспечивает стабильность структуры и свойств, являющуюся необходимым условием надежности и долговечности изделий, работающих в жестких температурно-силовых условиях.

Целью данной работы являлись оптимизация процессов отжига и переработки в полуфабрикаты горячей экструзией холоднопрессованных брикетов из механически легированных композиций и изучение фазового состава, структуры и свойств материалов.

Методика исследования

Исследование выполнено на двух механически легированных композициях (Ni – 3 % Al и Ni – 1,5 % Al – 3,5 % MoO₃). Исходные порошки, состав и условия обработки шихты в механореакторе являлись оптимальными и соответствовали приведенным в [3]. Гранулированная композиция, полученная реакционным механическим легированием, подвергалась холодному брикетированию в стальной пресс-форме методом двух-

стороннего прессования до плотности 70...75 % от теоретической. Брикеты, обладающие достаточной прочностью и не разрушающиеся при переработке, получались прессованием композиции, насыпанной в контейнер из технического железа с толщиной стенки 0,2...0,3 мм.

Отжиг холоднопрессованных брикетов проводился в вакууме при давлении, равном 50 Па. Полуфабрикаты в виде прутков диаметром 12 мм получались горячей экструзией спеченных брикетов. Температура нагрева матрицы ограничивалась теплостойкостью материала пресс-формы и составляла 600 °С. Скорость истечения материала находилась в пределах 0,13...0,17 м·с⁻¹.

Определение механических свойств проводилось на машине «Инстрон» на пропорциональных цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 4,0 и 5,0 мм с начальной расчетной длиной 20 и 25 мм соответственно.

Оптимизация процесса экструзии осуществлялась в два этапа. На первом этапе с целью определения граничных значений факторов, являющихся необходимыми данными для оптимизации технологии, методом однофакторного эксперимента исследовано влияние условий обработки на механические свойства материалов; на втором – с использованием математического планирования экспериментов найдена и описана область оптимума.

Структура и фазовый состав исследовались стандартными методами оптической, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Результаты исследования и их обсуждение

Оптимизация отжига холоднопрессованных брикетов

При постоянной атмосфере (вакуум 50 Па) основными факторами, влияющими на свойства материалов при отжиге, являются температура $t_{отж}$ и время $\tau_{отж}$, значения которых варьировались в интервалах 800...1200 °С и 0,5...4,0 ч

(рис. 1 и 2).

Анализ данных (см. рис. 1 и 2) показывает, что прочность «двойного» сплава «Ni – 3 % Al» растет при увеличении температуры отжига до 900 °С. У комплексно-легированного материала, полученного из смеси порошков Ni – 1,5 % Al – 3,5 % MoO₃, максимальная прочность наблюдается после термической обработки при 1000 °С. Дальнейшее повышение температуры отжига до 1200 °С приводит к некоторому разупрочнению. Однако во всех случаях прочность разрабатываемых материалов существенно выше, чем у аналогов. С увеличением температуры отжига бри-

кетов из механически легированной композиции Ni – 3 % Al относительное удлинение материала возрастает, достигая максимального значения, равного 14 %, после обработки при 1100 °С. При этом значения прочности σ_B , σ^{800} , σ^{1000} равны 940, 250 и 170 МПа соответственно. У комплексно-легированного материала Ni – 1,5 % Al – 3,5 % MoO₃ существенное увеличение пластичности достигается отжигом брикетов при 1100...1200 °С. Материалы, полученные из брикетов после обработки при 1100 °С в течение 2 ч, имеют следующий комплекс свойств: $\sigma_B = 1000$ МПа, $\sigma^{800} = 330$ МПа, $\sigma^{1000} = 220$ МПа, $\delta^{20} = 10$ %.

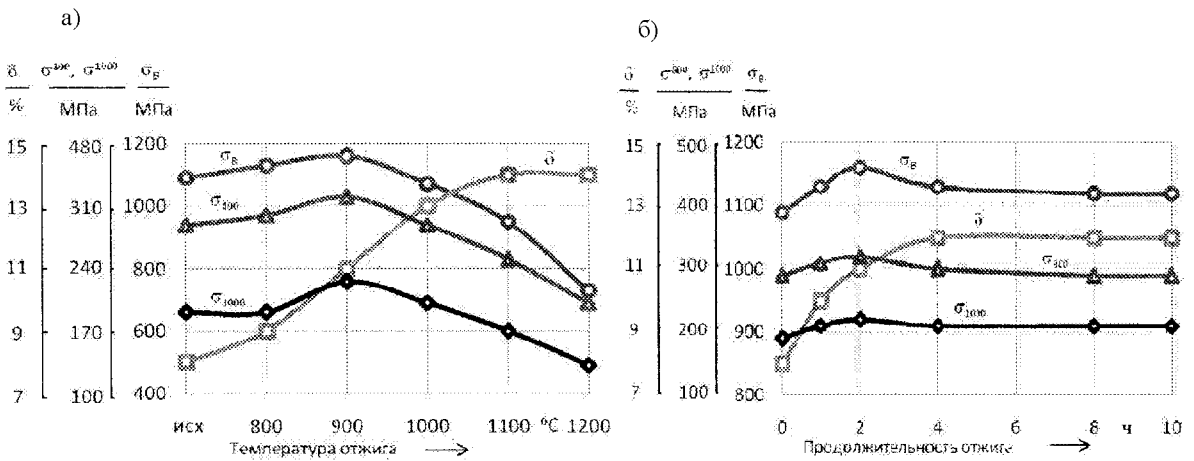


Рис. 1. Влияние температуры (а) при продолжительности 2 ч и продолжительности (б) при температуре 900 °С отжига на свойства материала состава Ni – Al (3 %)

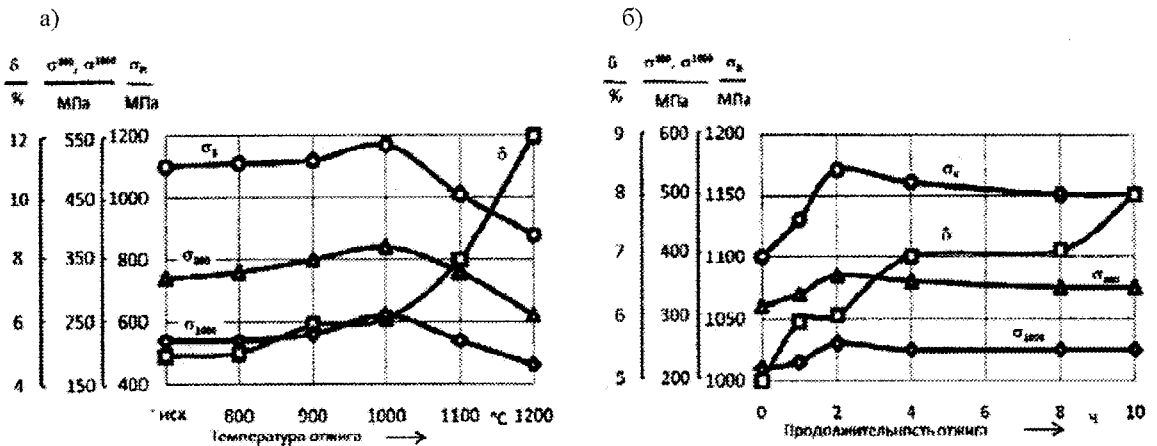


Рис. 2. Влияние температуры (а) при продолжительности 2 ч и продолжительности (б) при температуре 1000 °С отжига на свойства материала состава Ni – Al (1,5 %) – MoO₃ (3,5 %)

Необходимое время отжига при оптимальной температуре, обеспечивающее максимальную прочность, составляет 2 ч. При увеличении продолжительности обработки с 2 до 4 ч имеет место снижение прочности на 1...3 %. Дальнейшее повышение длительности до 10 ч не оказывает заметного влияния на этот параметр. Увеличение продолжительности отжига приводит к росту пластичности дисперсно-упрочненного никеля, однако при выдержке более 4 ч этот эффект становится незначительным.

Результаты исследования позволяют утверждать, что температура отжига брикетов, обеспечивающая максимальную прочность дисперсно-упрочненного никеля из двойной (Ni – 3 % Al) и тройной (Ni – 1,5 % Al – 3,5 % MoO₃) механически легированных композиций равна 900 и 1000 °С соответственно. При этом продолжительность термической обработки должна составлять 2 ч.

Исходя из анализа зависимостей исследуемых параметров от температуры и продолжительности отжига, можно с большой достоверностью предположить, что совместное влияние этих факторов на свойства незначительно и не требует описания области оптимума с использованием многофакторного эксперимента не обоснована.

Зависимость свойств наноструктурного дисперсно-упрочненного никеля от параметров горячего прессования (экструзия).

Основными факторами, влияющими на свойства материалов, полученных горячей экструзией, являются температура нагрева брикета и коэффициент вытяжки. Первый фактор изменялся в интервале 1050...1200 °С, второй – в пределах 8...20. Температурный интервал ограничен прежде всего возможностью осуществления процесса экструзии и стойкостью инструментальной оснастки. Усилие, необходимое для экструзии брикетов, нагретых ниже 1050 °С, резко возрастает. Основной причиной этого яв-

ляется интенсивное охлаждение брикетов вследствие контакта с пресс-инструментом, температура которого ограничивалась теплостойкостью материала пресс-формы и составляла 600 °С. Экструзия брикетов, нагретых выше 1200 °С, разогревает элементы пресс-формы до значений, превышающих температурный порог теплостойкости, что приводит к снижению предела текучести, вызывающему недопустимую пластическую деформацию инструмента.

Резкое увеличение усилия прессования и температуры в зоне деформации ограничивает верхнее значение коэффициента вытяжки, равное 20. В то же время экструзия при вытяжке менее 8 не обеспечивает надежного металлического контакта между композиционными частицами механически легированной композиции, для формирования которого необходимо образование ювенильных поверхностей, возникающих в результате интенсивной пластической деформации.

Сравнение данных, приведенных на рис. 3 и 4, показывает, что состав исследованных композиций не оказывает существенного влияния на характер изменения свойств материалов от условий экструзии. Во всех случаях с увеличением температуры нагрева брикетов прочность снижается, а относительное удлинение увеличивается. При этом последняя зависимость близка к линейной. Увеличение коэффициента вытяжки при экструзии в обоих случаях оказывает положительное влияние на прочность полуфабрикатов. Зависимость относительного удлинения от этого фактора имеет более сложный характер – вначале рост величины коэффициента вытяжки до значений 14...17 приводит к повышению пластичности, в дальнейшем начинается ее снижение. Исходя из вышеприведенных зависимостей, можно утверждать, что значения основных факторов экструзии отожженных брикетов, обеспечивающие получение полуфабрикатов, обладающих оптимальным

комплексом свойств, находятся в интервале: температура нагрева брикета 1050...1150 °С, коэффициент вытяжки 8...20. Нагрев осуществлялся в восстано-

вительной и нейтральных атмосферах – водороде и аргоне соответственно. Заметного влияния на прочностные свойства тип атмосферы не оказывал.

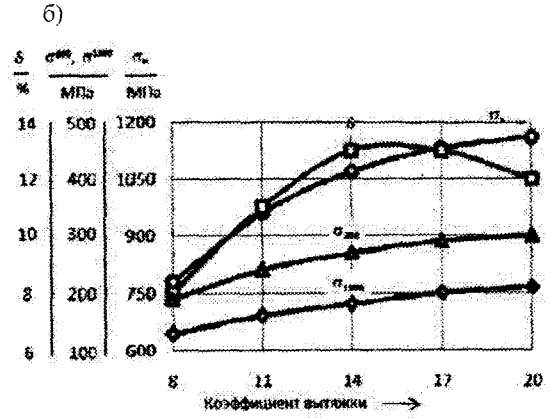
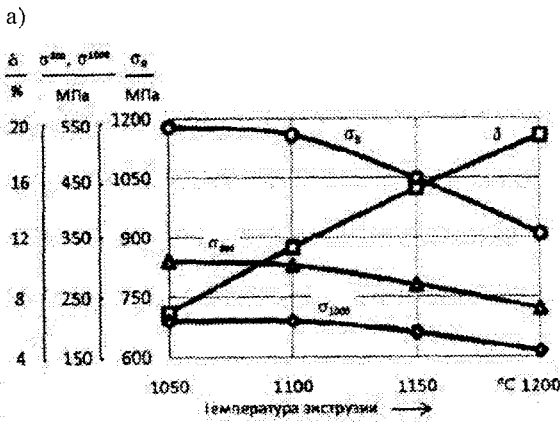


Рис. 3. Влияние условий экструзии – температуры нагрева брикета (а) и коэффициента вытяжки (б) – на свойства материала состава Ni – Al (3 %)

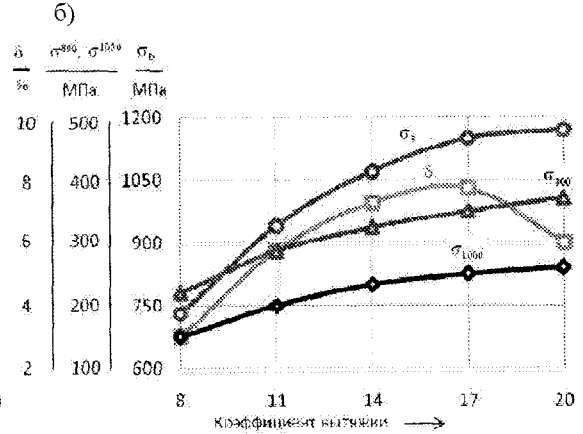
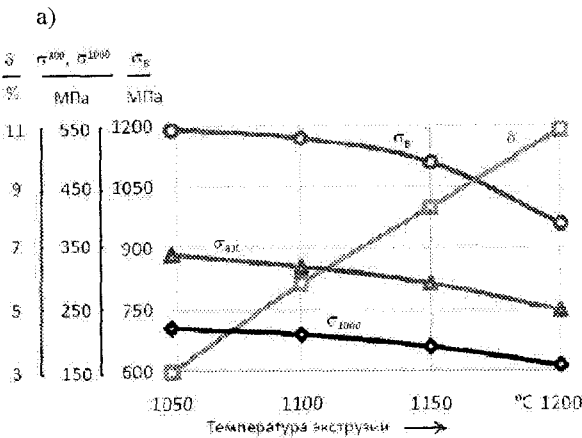


Рис. 4. Влияние условий экструзии – температуры нагрева брикета (а) и коэффициента вытяжки (б) – на свойства материала состава Ni – Al (1,5 %) – MoO₃ (3,5 %)

Полученные данные явились основой для установления граничных значений изменения факторов при описании области оптимума. Задача решалась с применением центрального композиционного ортогонального планирования второго порядка.

Матрица планирования и результаты эксперимента представлены в табл. 1. Средние значения параметров оптимизации – пределы прочности при 20 (\bar{y}_1)

и 1000 °С (\bar{y}_2), приведенные в матрице планирования, – получены по результатам двух параллельных опытов. Температура нагрева прессового инструмента составляла 580 °С, что обусловлено теплостойкостью сталей (Р6М5, 3Х2В8Ф), из которых изготавливались детали пресс-инструмента: матрица, фильера, пуансон, подставка. В результате статистической обработки экспериментальных данных (табл. 2 и 3) получены ма-

тематические модели, адекватно представляющие эксперимент:

– для материала состава Ni – 3 % Al:

а) предел прочности при растяжении σ_B , МПа

$$y_1^1 = 1062 - 63 x_1 + 171 x_2 - 103 x_2^2; \quad (1)$$

б) предел прочности при растяжении при 1000 °С σ_B^{1000} , МПа

$$y_2^1 = 180 - 18 x_1 + 38 x_2 + 8 x_1 x_2 - 15 x_2^2; \quad (2)$$

– для материала состава Ni – 1,5 % Al – 3,5 % MoO₃:

а) предел прочности при растяжении σ_B , МПа

$$y_1^2 = 1140 - 52 x_1 + 206 x_2 + 18 x_1 x_2 - 195 x_2^2; \quad (3)$$

б) предел прочности при растяжении при 1000 °С σ_B^{1000} , МПа

$$y_2^2 = 227 - 18 x_1 + 52 x_2 - 22 x_2^2. \quad (4)$$

Графическая интерпретация моделей представлена на рис. 5 и 6.

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

Характеристика	Фиктивная переменная	Факторы					Параметры оптимизации			
		Основной		Производные			σ_B , МПа	σ^{1000} , МПа	σ_B , МПа	σ^{1000} , МПа
		$T_{акс}$, °С	ε							
Основной уровень		1100	14				Материал			
Интервал варьирования (I)		50	6				Ni – 3 Al		Ni – 1,5 Al – 3,5 MoO ₃	
Верхний уровень		1150	20							
Нижний уровень		1050	8							
Код	x_0	x_1	x_2	$x_1 x_2$	$x_1^1 = x_1^2 - 2/3$	$x_2^1 = x_2^2 - 2/3$	\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	850	150	820	170
2	+1	-1	+1	-1	+1/3	+1/3	1180	210	1190	270
3	+1	+1	+1	+1	+1/3	+1/3	1040	190	1120	240
4	+1	+1	-1	-1	+1/3	+1/3	720	100	680	140
5	+1	+1	0	0	+1/3	-2/3	1010	160	1090	200
6	+1	-1	0	0	+1/3	-2/3	1130	200	1180	250
7	+1	0	+1	0	-2/3	+1/3	1160	210	1170	260
8	+1	0	-1	0	-2/3	+1/3	780	130	730	150
9	+1	0	0	0	-2/3	-2/3	1070	180	1160	230

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

Параметр	b_0'	b_0	b_1	b_2	b_{12}	b_{11}	b_{22}	Δb_0
σ_B , МПа	994	1062	-63	171	-3	-13	-103	± 11
σ^{1000} , МПа	170	180	-18	38	8	-5	-15	± 8

Продолжение табл. 2

Параметр	Δb_i	Δb_{ij}	Δb_{ii}	S_y^2	$S_{ан}^2$	f_1	f_2	$F_{0,05}^{расч}$	$F_{0,05}^{табл}$
σ_B , МПа	± 13	± 16	± 23	409	900	9	5	2,2	3,4
σ^{1000} , МПа	± 4	± 5	± 7	39	122	9	4	3,1	3,6

Табл. 3. Результаты статистической обработки экспериментальных данных при описании области оптимума (Ni – 1,5 % Al – 3,5 % MoO₃)

Параметр	b_0'	b_0	b_1	b_2	b_{12}	b_{11}	b_{22}	Δb_0
σ_B , МПа	1010	1140	-52	206	18	-10	-195	± 28
σ^{1000} , МПа	212	227	-18	52	0	-2	-22	± 16

Продолжение табл. 3

Параметр	Δb_i	Δb_{ij}	Δb_{ii}	S_y^2	$S_{ан}^2$	f_1	f_2	$F_{0,05}^{расч}$	$F_{0,05}^{табл}$
σ_B , МПа	± 14	± 17	± 24	458	765	9	4	1,7	3,6
σ^{1000} , МПа	± 8	± 10	± 14	157	74	9	5	0,47	4,3

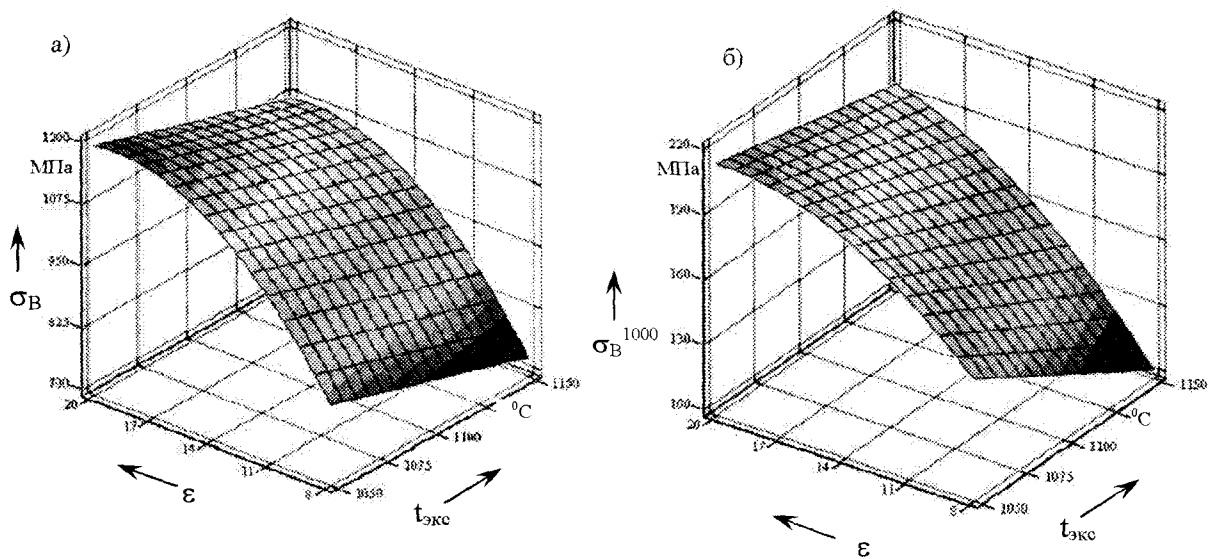


Рис. 5. Зависимость предела прочности при растяжении при 20 °С (а) и при 1000 °С (б) материала состава Ni – 3 % Al от степени обжатия ϵ и температуры нагрева брикета $t_{экс}$

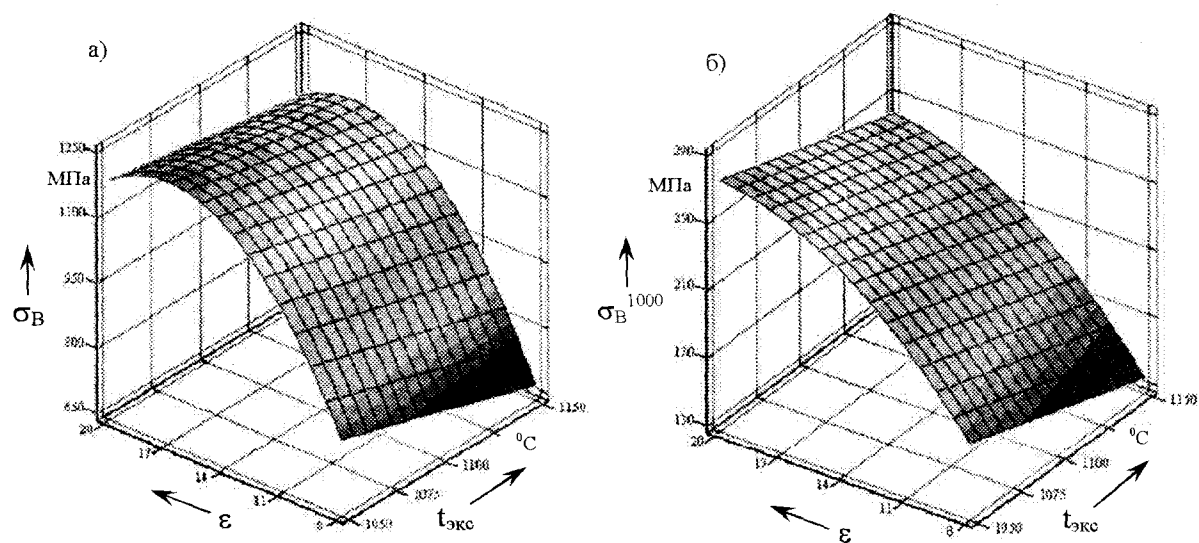


Рис. 6. Зависимость предела прочности при растяжении при 20 °С (а) и при 1000 °С (б) материала состава Ni – 1,5 % Al – 3,5 % MoO₃ от степени обжатия ϵ и температуры нагрева брикета $t_{экс}$

Анализ полученных зависимостей показывает, что в области оптимума совместное влияние температуры и степени экструзии на прочность материалов невелико. На это указывает незначительность или низкое значение коэффициента при члене x_1x_2 уравнений регрессии. Характер влияния условий экструзии на прочность исследованных материалов близок, что обусловлено одинаковым – дисперсным – механизмом их упрочнения. В исследованной области влияние на прочность коэффициента вытяжки по сравнению с температурой экструзии значительно выше. Оптимальные значения этих факторов изменяются в пределах 15...20 и 1050..1100 °С соответственно.

Материалы, полученные по технологии, основанной на реакционном механическом легировании, имеют структуру основы микрокристаллического типа со средним размером зерен не более 0,3 мкм, разделенных на блоки величиной менее 50 нм. Высокорастворимая граница зерен и субзерен основы стабилизирована в зависимости от состава материала синтезированными в процессе реализации технологии наноразмерными частицами Al_2O_3 и интерметаллидов (Ni_3Al , Ni_3Mo). Среднее значение величины первого не превышает 20 нм, вторых – 50 нм. В материалах, изготовленных из порошков никеля и алюминия, упрочняющими фазами являются алюминид никеля Ni_3Al и оксид Al_2O_3 . Содержание последнего не зависит от количества легирующей добавки и составляет примерно 1 %. В комплексно-легированной композиции основной упрочняющей фазой является оксид Al_2O_3 , дополнительной – интерметаллид Ni_3Mo . Так как, согласно равновесной термодинамике, алюминий в количестве до 5 % растворяется в никеле, основным отличием фактического фазового состава компактного материала от равновесного является наличие алюминида никеля Ni_3Al и отдельных дисперсных включений алюминия. Алюминид никеля, об-

разовавшийся в процессе реализации технологии, стоек против длительного термического воздействия и сохраняется после отжига при температурах, достигающих 1100 °С. Технология, основанная на реакционном механическом легировании, перспективна для получения высокопрочных дисперсно-упрочненных никелевых материалов.

Сплавы, полученные по оптимальной технологии, являются высокопрочными как при низкой, так и при высокой температурах. Разработанные материалы по прочности не менее чем в 1,5 раза превосходят аналоги, но уступают последним по пластичности. Как и следовало ожидать, двойной сплав, упрочненный алюминидом никеля Ni_3Al , по прочности при высоких температурах уступает комплексно-легированному с основной упрочняющей фазой Al_2O_3 , но превосходит последний по пластичности. Предел прочности при растяжении при 20 °С у первого материала варьируется в интервале 1170...1195 МПа, у второго – 1190...1195 МПа. При 1000 °С этот параметр изменяется в пределах 230...240 и 270...275 МПа соответственно.

Заключение

Оптимизация операций отжига и экструзии двух механически легированных композиций, полученных из шихты, состоящей из порошков никеля ПНК-ОТ2 и алюминия ПА4 (3 %), а также никеля ПНК-ОТ2, алюминия ПА4 (1,5 %) и оксида молибдена MoO_3 (3,5 %) марки ХЧ позволила установить, что при продолжительности, равной 2 ч, оптимальная температура термической обработки холоднопрессованных брикетов первого и второго составов, обеспечивающая максимальную прочность материала, составляет 900 и 1000 °С соответственно. Оптимальные значения температуры нагрева брикетов и коэффициента вытяжки при экструзии варьируются в пределах 1050...1100 и 15...20 °С соответственно.

Материалы, полученные по технологии, основанной на реакционном меха-

ническом легировании, имеют структуру основы микрокристаллического типа со средним размером зерен не более 0,3 мкм, разделенных на блоки величиной менее 50 нм. Высокорастворимая граница зерен и субзерен основы стабилизирована в зависимости от состава материала синтезированными в процессе реализации технологии наноразмерными частицами Al_2O_3 и интерметаллидов (Ni_3Al , Ni_3Mo). Среднее значение величины первого не превышает 20 нм, вторых – 50 нм. В материалах, изготовленных из порошков никеля и алюминия, упрочняющими фазами являются алюминид никеля Ni_3Al и оксид Al_2O_3 . Содержание последнего не зависит от количества легирующей добавки и составляет примерно 1 %. В комплексно-легированной композиции основной упрочняющей фазой является оксид Al_2O_3 , дополнительной – интерметаллид Ni_3Mo .

Сплавы, полученные по оптимальной технологии, являются высокопрочными как при низкой, так и при высокой температурах. Разработанные материалы по прочности не менее чем в 1,5 раза превосходят аналоги, но уступают последним по пластичности.

Двойной сплав, упрочненный алюминием никеля Ni_3Al , по прочности при высоких температурах уступает комплексно-легированному с основной упрочняющей фазой Al_2O_3 , но превосходит последний по пластичности. Предел прочности при растяжении при 20 °С у первого материала варьируется в интервале 1170...1195 МПа, у второго – 1190...1195 МПа. При 1000 °С этот параметр изменяется в пределах: 230...240 и 270...275 МПа соответственно.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Портной, К. И.** Композиционные материалы на никелевой основе / К. И. Портной, Б. Н. Бабич, И. Л. Светлов. – М. : Металлургия, 1979. – 264 с.
2. **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.
3. **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.

Белорусско-Российский университет
Белорусский национальный технический университет
Материал поступил 02.04.2010

F. G. Lovshenko, G. F. Lovshenko
Optimization of the technology of reprocessing of mechanically alloyed dispersion-strengthened nickel compositions into semifinished products

The paper gives the results of the optimization of annealing and extrusion of two mechanically alloyed compositions obtained from the mixture of powders of nickel ПНК-ОТ2 and aluminum ПА4 (3 %), and also the mixture of nickel ПНК-ОТ2, aluminum ПА4 (1,5 %) and molybdenum oxide MoO_3 (3,5 %) of ХЧ grade. The optimal area is defined and described by applying the central compositional orthogonal planning of the second order. It is determined that the alloys obtained by using the optimal technology are high-strength alloys and in the temperature range of 20...1000 °С their strength is not less than 1,5 times higher than that of their analogs, but they are inferior to the latter as far as their plasticity is concerned. The complex-doped alloy with the master strengthening phase Al_2O_3 has higher strength at high temperatures than the binary alloy strengthened by nickel aluminide Ni_3Al .