ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 3. С. 228 – 234. © 2019. Беломытцев М.Ю., Фунг Туан Ань

УДК 669.24'71 (539.4.015+539.736)

ЖАРОПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С СОТОВОЙ СТРУКТУРОЙ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni₃AI

Беломытцев М.Ю.¹, д.т.н., профессор кафедры металловедения и физики прочности (myubelom@yandex.ru)

Фунг Туан Ань², к.т.н., доцент, заведующий лабораторией (anh7676@yandex.ru)

 ¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)
² Вьетнамский государственный технический университет им. Ле Куй Дона (Республика Вьетнам, Ханой, ул. Хоанг Куок Вьет, 236)

Аннотация. Методом порошковой металлургии получены материалы в виде однофазного сплава на основе Ni,Al и в виде композиционного материала (Ni,Al + W) с сотовой структурой на его основе. Структурной единицей композиционного материала являлась гранула (зерно) округлой формы средним размером 25 мкм из никелевого сплава, на которую методом химического газофазного осаждения было нанесено сплошное вольфрамовое покрытие толщиной ~0,4 мкм. Испытаниями на сжатие при комнатной температуре показано, что предел текучести композиционного материала (Ni₃Al + W) с сотовой структурой при температурах 20 – 1000 °C выше, чем однофазного сплава на основе Ni,Al (до 1,7 раз), но при более высокой температуре испытания предел текучести композиционного материала сравнивается с пределом техучести никелевого сплава. Так же ведет себя и удельный (нормированный на плотность 7,8 г/см³ для сплава и 9,5 г/см³ для композита) предел текучести. При температуре 1300 °С однофазный сплав на основе Ni,Al обнаруживает твердо-жидкое поведение при сжатии. Проведены испытания на ползучесть при сжатии в вакууме при температурах 1000 - 1200 °С. С применением парного и параметрического методов математического анализа процессов ползучести по Холломону получены регрессионные уравнения связи скорости ползучести, напряжения и температуры испытания. Рассчитаны пределы ползучести по заданным допускам на скорость установившейся ползучести и обратные им величины. Показано, что при всех температурах испытания композиционный материал обладает меньшей скоростью ползучести (до 7 раз) и более высокими пределами ползучести (до 2,5 раз), чем никелевый сплав, на основе которого он сконструирован. Определены энергии активации ползучести исследованных материалов при использовании экспоненциального закона связи экспериментальных величин. Найденная энергия активации ползучести для никелевого сплава близка к значениям энергии активации самодиффузии никеля в Ni,Al и материалах на основе (230 ÷ 310 кДж/моль), а для композита – к энергии активации самодиффузии вольфрама (503 кДЖ/моль).

Ключевые слова: интерметаллид Ni₃Al, композиционный материал с сотовой структурой, испытание на сжатие, предел текучести, ползучесть, пределы ползучести, энергия активации, регрессионный анализ ползучести.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-228-234

Развитие металловедения жаропрочных материалов идет по пути создания как собственно жаропрочных сплавов, так и жаропрочных композиционных материалов. Одним из вариантов получения высокой жаропрочности является создание композиционных материалов с сотовой структурой [1], где элементами строения являются интерметаллид никеля NiAl в форме зерен (основа материала) и тугоплавкие металлы (молибден, вольфрам) в форме сплошной оболочки, покрывающей зерна NiAl. В такой композиции абсолютные недостатки обоих компонентов (низкая пластичность и вязкость химического соединения интерметаллида NiAl [2] и нулевая окалиностойкость тугоплавкого металла – вольфрама) взаимно улучшаются: композит с сотовой структурой обладает повышенной вязкостью разрушения при комнатной температуре и значительной окалиностойкостью при 1000 – 1200 °C [3 – 4].

В предлагаемой работе подобный принцип структурного конструирования композитов применен к более пластичному (хотя и менее жаропрочному) интерметаллиду Ni₃Al [5]. Исследование структуры и высокотемпературных свойств этого материала – предмет настоящей работы.

Композиционный материал получали методами порошковой металлургии. Структурной единицей композиционного материала являлась гранула (зерно) округлой формы средним размером 25 мкм из никелевого сплава, на которую методом химического газофазного осаждения было нанесено сплошное вольфрамовое покрытие толщиной ~0,4 мкм по методике, описанной в работе [6]¹. При выборе основы никелевого сплава ориентировались на химический состав сплава «нимовал», показавшего по данным авторов [7 – 9] хорошее сочетание жаропрочности и сопротивления высокотемпературному окислению. Химические составы прототипа никелевого сплава, собственно никелевого сплава, используемого в этой работе, и полученного композиционного материала на его основе представлены в табл. 1.

¹ Нанесение покрытия осуществлялось Ермиловым А.Г.

Материал	Содержание легирующих элементов, % (по массе)						
	С	Мо	W	Fe	Al	Ni (основа)	Другие
Ni ₃ Al	0,01	5	16,3	1,3	5	72,4	_
Ni ₃ Al + W	0,08	3	43	0,5	4,5	48,9	_
«Нимовал»	0,002 - 0,013	10,8 - 10,3	11,3 – 11,0	_	6,00 - 6,18	69 – 71	

Химический состав исследуемых материалов

Table 1. C	hemical con	iposition (of the	studied	materials
				~ ~ ~ ~ ~ ~ ~ ~ ~ ~	

Рентгенофазовый анализ как исходных порошков, так и компактов фиксировал присутствие либо упорядоченной ГЦК-фазы (Ni,Al) в исходном материале, либо одновременное присутствие упорядоченной ГЦК-фазы (Ni₂Al) и ОЦК-фазы (W) в композите². Порошок с нанесенным слоем вольфрама подвергался прессованию по методике получения синтетических алмазов [1]³. Размер компактов цилиндрического вида: диаметр 4,5 мм, высота 5 мм. Пористость материала, измеренная на металлографических шлифах, составляла 1,2-2,4 % об. По такой же методике получали и компакты из порошка никелевого сплава, не подвергавшегося покрытию слоем вольфрама. Структура материалов приведена на рис. 1. На образцах проводились механические испытания на сжатие для определения предела текучести на воздухе при температурах 20 – 1300 °C и испытания на ползучесть в вакууме 10⁻³ мм рт. ст. при температурах 1000 - 1200 °С по методике, представленной в работе [10] длительностью до 10 ч для определения скорости ползучести и пределов ползучести по методике, описанной в работе [11].

В табл. 2 представлены результаты испытаний на сжатие. Из них следует, что предел текучести композиционного материала (Ni₃Al + W) при температурах 20 – 1000 °C выше, чем однофазного сплава на основе Ni₃Al (до 1,7 раз). Однако при более высокой температуре испытания предел текучести композиционного материала сравнивается с пределом текучести никелевого сплава (рис. 2, *a*). Так же ведет себя и удельный (нормированный на плотность 7,8 г/см³ для сплава и 9,5 г/см³ для композита) предел текучести (рис. 2, *б*). При 1300 °C сплав на основе Ni₃Al обладает нулевой прочностью и по внешнему проявлению при нагружении находится в области твердо-жидкого состояния, но с сохранением макроформы образца при отсутствии нагрузки.

По экспериментальным первичным кривым ползучести (в координатах «укорочение образца – время испытания») определяли деформацию на линейной стадии [12 – 14]. На основании этих данных рассчитывали скорость установившейся ползучести е́. Графическими результатами анализа ползучести являлись зависимости скорости установившейся ползучести от напряжения. На рис. 3 приведены результаты испытания на ползучесть в координатах $log(e) - log(\sigma)$. Аналитическими выражениями, описывающими процесс ползучести, являлись линейные уравнения парных связей скорости ползучести с напряжением (в двойных логарифмических координатах вида $log(e) = a_F + b_F$).

Данные табл. 3 и рис. 3 показывают, что композиционный материал обладает меньшей скоростью ползучести (до 7 раз) и более высокими пределами ползу-



Рис. 1. Микроструктура сплава на основе $Ni_3Al(a)$ и композиционного материала с сотовой структурой $Ni_3Al + W(b)$

Fig. 1. Microstructure of the alloy based on Ni₃Al (*a*) and composite material with cell structure Ni₃Al + W (δ)

² Рентгеновский анализ проведен Козловым Д.А.

³ Прессование проведено Лаптевым А.И.

Таблица 2

Значения пределов текучести σ_{0,2}, МПа исследуемых материалов

Table 2. Values of yield stress $\sigma_{0.2}$ (in MPa) of the studiedmaterials under study

<i>T</i> , °C	Никелевый сплав	Композиционный материал
20	674 ± 59	1152
750	$294 \pm 29{,}4$	_
800	_	392 ± 49
1000	$123,5 \pm 19,6$	$198 \pm 15,7$
1100	$80{,}4\pm6{,}9$	$87,2 \pm 6,9$
1200	$42,1 \pm 2,9$	$48 \pm 2,9$
1300	0**	*

* Испытание при этой температуре не проводили.

** Поведение под нагрузкой, характерное для твердожидкого состояния с нулевой прочностью при сжатии

чести (до 2,5 раз), чем никелевый сплав, на основе которого он сконструирован, при всех температурах испытания.

Определенным неудобством приведенного выше анализа является то, что расчет характеристик ползучести по уравнениям парных зависимостей можно проводить только при тех температурах, при которых проходили испытания и для которых получены уравнения (хотя сами эти уравнения и позволяют обеспечить самую высокую точность прогноза). Расширение прогностических возможностей математического анализа заключается в нахождении уравнений связи всех трех



Рис. 2. Температурные зависимости пределов текучести $(a - \text{относительных}, \delta - \text{удельных})$ исследованных материалов: l - сплав на основе Ni₃Al; $2 - \text{композиционный материал Ni₃Al + W$

переменных – температуры, скорости ползучести и напряжения. Широко известны и применяются два типа таких зависимостей – экспоненциальная «по Аррениусу» вида $y = B \exp\left(\pm \frac{Q+D}{RT}\right)$ и параметрическая «по Холломону», в которой связь параметра Холломона $P = \frac{T}{1000} [C_H \pm \log(D)]$ и искомой функции чаще всего представляют в линейной форме вида $\log(y) = aP + b$. Для примера, под *y* можно принимать скорость ползучести; под *D* – напряжение; под *T* – абсолютную температуру; *Q*, *R*, *C_H*, *a*, *b* – константы физические, экспериментально определяемые или постулируемые. Форма связи функции и параметра Холломона находится по экспериментальной зависимости анализируемых величин. [15 – 16].

Анализ закономерностей ползучести по аррениусовской зависимости позволяет находить энергию активации процесса ползучести, но требует использования не только экспериментально зафиксированных двух независимых переменных (например, обратной температуры и напряжения), но и производных от них комбинаций (например, произведения напряжения на обратную температуру). В то же время, анализ по Холломону более прост в применении (независимых переменных – две), но требует определения (или постулирования) значения константы Холломона (в частом случае метода Холломона, методе Ларсена-Миллера, эта константа всегда принимается равной 20). Точность аппроксимации по Аррениусу и по Холломону примерно одинакова.

В данной работе проведен поиск регрессионной модели по Холломону для двух видов зависимостей: скорости ползучести от напряжения и температу-



Рис. 3. Зависимость скорости ползучести от напряжения в двойных логарифмических координатах для сплава на основе Ni₃Al (1, 2) и композита Ni₃Al + W (3 - 5) при 1000 °C (1, 3), 1100 °C (2, 4) и 1200 °C (5). Точки на графике – эксперимент, линии – аппроксимации

Fig. 3. Dependence of creep rate on the strength in double logarithmic coordinates for the alloy based on Ni₃Al (1, 2) and composite Ni₃Al + W (3-5) at 1000 °C (1, 3), 1100 °C (2, 4) and 1200 °C (5). Points on the graph – experiment, lines – approximations

Fig. 2. Temperature dependences of the yield strength $(a - \text{relative}, \delta - \text{specific})$ of studied materials: *I* – alloy based on Ni,Al; *2* – composite material Ni,Al + W

Пределы ползучести и скорости ползучести исследованных материалов

	<i>T</i> , ℃	Анализируемые характеристики					
Материал		заданный уровень напряжения, МПа	рассчитанная скорость ползучести, %/ч	заданная скорость ползучести, %/ч	рассчитанный предел ползучести, МПа		
Никелевый сплав	1000	30,0	6,1	1	13,6		
		35,0	8,7	3	22,1		
		40,0	11,7	6	30,0		
		45,0	15,2	10	37,4		
	1100	7,5	8,0	3	7,0		
		10,0	19,5	10	8,9		
		12,5	38,8	30	11,1		
		15,0	68,2	_	_		
	1200*	1,5	4,8	3	1,5		
		2,0	11,2	10	1,9		
		2,5	21,9	20	2,0		
		3,0	38,1	30	2,6		
Композит с сотовой структурой	1000	30,0	1,6	1	26,4		
		35,0	2,4	3	38,3		
		40,0	3,3	6	48,5		
		45,0	4,5	10	57,7		
	1100	7,5	3,1	3	7,4		
		10,0	5,1	10	15,0		
		12,5	7,4	30	28,5		
		15,0	10,1	_	_		
	1200	2,5	4,7	3	2,0		
		5,0	18,5	10	3,7		
		7,5	41,0	20	5,2		
		10,0	72,0	30	6,3		
		12,5	111,6	_	_		
*Прогноз по	уравне	ниям Холломона.					

Table 3. Ultimate strength of creep and creep rate of the studied materials

ры (далее зависимости такого вида будут называться прямыми) и напряжения от температуры и скорости ползучести (таким зависимостям присвоено название обратных). Последовательность анализа по Холломону двухэтапна: на первом этапе проводится расчет соответствующих параметров Холломона, а на втором ищется форма математической связи рассчитанных параметров Холломона с анализируемой зависимой переменной. Так, для прямой зависимости на первом этапе рассчитываются параметры Холломона по формуле $P_E = \frac{T}{1000} [C_E + \log(\sigma)]$, а на втором ищутся коэффициенты линейного уравнения связи $\log(\dot{\varepsilon}) = a_E + b_E \log(\sigma)$. Линейная форма связи зависимой переменной с па-

Линейная форма связи зависимой переменной с параметром Холломона наблюдалась во всех анализах, проведенных в данной работе. Константу Холломона всегда находили численным методом, варьируя ее значения от –100 до +100, рассчитанные по признаку минимума суммы квадратов разности и соответствующих экспериментальных значений зависимой переменной (для рассмотренного выше примера – разницы между вычисленными и измеренными в опытах логарифмами скоростей ползучести). Полученные уравнения связи (прямые и обратные) для обоих материалов (сплава и композита) приведены в табл. 4.

Полученные уравнения (см. табл. 4) использованы для расчета прогнозных характеристик ползучести для сплава на основе Ni₃Al при 1200 °C (испытание при этой температуре для данного материала не делали).

Наличие данных испытаний на ползучесть при разных температурах позволило определить кажущуюся энергию активации процесса. Для этого использована

Таблица 4

Уравнения связи экспериментальных величин

Dur Dobuoth (Cotty	Анализируемый материал			
Бид зависимости	сплав на основе Ni ₃ Al	композит Ni ₃ Al+W		
Прямая	$\log(\dot{\varepsilon}) = -23,907 + 2,041 \frac{T}{1000} [8 + \log(\sigma)]$	$\log(\dot{\varepsilon}) = -15,806 + 1,333 \frac{T}{1000} [8 + \log(\sigma)]$		
Обратная	$\log(\sigma) = 9,924 - 0,172 \frac{T}{1000} [39 - \log(\dot{\epsilon})]$	$\log(\sigma) = 9,697 - 0,326 \frac{T}{1000} [20 - \log(\dot{\varepsilon})]$		

Table 4. Equations of the connection between experimental quantities

экспоненциальная зависимость скорости ползучести от температуры и напряжения в виде [17, 18]

$$\dot{\mathbf{e}} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q + \log(\sigma)}{RT}\right),$$

которая после логарифмирования приводится к линейному виду

$$\log(\acute{e}) = \log(A) - \frac{Q}{RT}\log(e) - \log(\sigma)\frac{\log(e)}{RT}.$$

Второе слагаемое в этом выражении содержит значение энергии активации. Коэффициенты такого уравнения могут быть найдены с помощью какой-либо стандартной расчетной программы типа Mathcad, Statistica, Excel и т. п. Энергии активации процесса ползучести, найденные в данном исследовании, составили 240 600 Дж/моль для сплава на основе Ni₂Al и 502 600 Дж/моль для композита Ni₃Al + W. Значение энергии активации для никелевого сплава близко к значениям энергии активации самодиффузии никеля в Ni₃Al и материалах на его основе (230 ÷ 310 кДж/моль) [19 – 21], а для композита – к энергии активации самодиффузии вольфрама (503 кДж/моль) [22]. Похожая картина наблюдалась и для материалов с таким же строением, но на основе интерметаллида NiAl. Энергия активации ползучести собственно соединения NiAl равнялась 267 750 кДж/моль и была близка к энергии активации объемной самодиффузии компонентов в этом соединении (180 – 260 кДж/моль по данным [23 – 25]), а энергия активации композиционного материала с сотовой структурой на его основе -560 кДж/моль.

Выводы. Предел текучести композиционного материала (Ni₃Al + W) с сотовой структурой при температурах 20 - 1000 °C выше, чем однофазного сплава на основе Ni₃Al (до 1,7 раз), но при более высокой температуре испытания предел текучести композиционного материала сравнивается с пределом текучести никелевого сплава.

При всех температурах испытания композиционный материал обладает меньшей скоростью ползучести (до 7 раз) и более высокими пределами ползучести (до 2,5 раз), чем никелевый сплав, на основе которого он сконструирован.

Энергия активации ползучести для никелевого сплава близка к значениям энергии активации самодиффузии никеля в Ni₃Al и материалах на основе (230 ÷ 310 кДж/моль), а для композита – к энергии активации самодиффузии вольфрама (503 кДж/моль).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Беломытцев М.Ю., Штремель М.А., Медведев В.В. и др. Структура и свойства композиционных материалов с сотовой структурой на основе интерметаллида NiAl // Изв. вуз. Черная металлургия. 2006. № 1.С. 40 – 44.
- Kimura Y., Pope D.P. Ductility and toughness in intermetallics // Intermetallics. 1998. Vol. 6. No. 6. P. 567–571.
- БеломытцевМ.Ю., Моляров А.В., Арсенкин А.М. Трещиностойкость композитов системы NiAl W(W + Mo) с сотовой структурой // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 9. С. 41 – 44.
- Беломытцев М.Ю., Козлов Д.А., Еремин А.В. Воздействие внешней среды и температуры на структуру, фазовый состав и механические свойства интерметаллида NiAl и материалов на его основе. Сообщение 2. Взаимодействие материалов с кислородом и азотом // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 9. С. 32 – 38.
- Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Поварова К.Б. и др. Малолегированные легкие жаропрочные высокотемпературные материалы на основе интерметаллида Ni₃Al // Металлы. 1999. № 1. С. 58 – 65.
- Ермилов А.Г. Металлизация термоциклированием. М., Саранск: Тип. «Красный Октябрь», 2006. 256 с.
- Ohno T., Watanabe R., Nonomura T. Development of a die material for isothermal forging of superalloys in air // Transactions ISIJ. 1987. Vol. 27. No. 1. P. 34 – 41.
- Ohno T., Watanabe R., Fukui T., Tanaka K. Isothermal forging of Waspaloy in air with a new die material // Transactions ISIJ.1988. Vol. 28. No. 11. P. 958 – 964.
- Tabaru T., Hanada S. High temperature strength of Ni₃Al-base alloys // Intermetallics. 1998. Vol. 6. No. 7 – 8. P. 735 – 739.
- Беломытцев М.Ю. Высокотемпературные испытания малых образцов интерметаллидов на сжатие // Изв. вуз. Черная металлургия. 2000. № 11.С. 42 – 44.
- Беломытцев М.Ю., Ераносов Я.В., Чертов С.С. Испытания микрообразцов на кратковременную ползучесть при сжатии // Изв. вуз. Черная металлургия. 2005. № 3. С. 46 – 50.
- 12. Розенберг В.М. Основы жаропрочности металлических материалов. М.: Металлургия, 1973. 328 с.
- Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. М.: МИСиС, 1998. – 400 с.

- **14.** Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1979. 496 с.
- Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1969. – 752 с.
- 16. Шлякман Б.М., Ямпольский О.Н., Ратушев Д.В. Один способ определения константы С в параметре Холломона // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 9. С. 48 – 51.
- Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности металлов и сплавов / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1968. – 304 с.
- Чадек Й. Ползучесть металлических материалов / Пер. с чешск. – М.: Мир, 1987. – 304 с.
- Bokstein B.S., Bokstein S.Z., Spitsberg I.T. Ni self-diffusion in alloyed Ni₃Al // Intermetallics. 1996. Vol. 4. No.7. P. 517 – 523.
- Frank S., Rüsing J., Herzig Chr. Grain boundary self-diffusion of ⁶³Ni in pure boron-dopped Ni₃Al // Intermetallics. 1996. Vol. 8. No. 7. P. 601 – 611.

- Базылева О.А., Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А. Редкоземельные металлы в сплавах на основе алюминидов никеля. III. Структура и свойства многокомпонентных сплавов на основе Ni₃Al // Металлы. 2009. № 2. С. 69 – 75.
- Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978. – 348 с.
- Miracle D.B. The physical and mechanical properties of NiAl // Acta Metallurica et Materialia. 1993.Vol. 41. No. 3. P. 949 – 985.
- Поварова К.Б., Банных О.А. Принципы создания сплавов на основе интерметаллидов. Ч. І // Материаловедение. 1999. № 2. С. 27 – 33.
- 25. Поварова К.Б., Банных О.А. Принципы создания сплавов на основе интерметаллидов. Ч. II // Материаловедение. 1999. № 3. С. 29 – 37.

Поступила в редакцию 19 марта 2018 г. После доработки 2 апреля 2018 г. Принята к публикации 21 февраля 2019 г.

Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2019. Vol. 62. No. 3, pp. 228–234.

HIGH TEMPERATURE STRENGTH OF COMPOSITE MATERIAL WITH CELL STRUCTURE ON THE BASIS OF Ni₃AI INTERMETALLIDIDE

M.Yu. Belomyttsev¹, Fung Tuan An'²

¹National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS), Moscow, Russia

² Le Quy Don University of Science and Technology, Hanoi, Vietnam

- Abstract. The powder metallurgy method was used to obtain materials in the form of a single-phase alloy based on Ni₃Al and in the form of composite material (Ni₃Al + W) with cell structure based on it. The structural unit of the composite material was a round granule (grain) with average size of 25 µm from nickel alloy, on which the continuous tungsten coating with thickness of $\sim 0.4 \ \mu m$ was deposited by chemical vapor deposition. Compression tests at room temperature have shown that the yield stress of composite material (Ni₃Al + W) with cell structure at temperatures of 20 - 1000 °C is higher than of single-phase Ni₃Al-based alloy (up to 1.7 times), but at higher test temperature the yield strength of the composite is compared with the yield strength of the nickel alloy. The specific yield strength (that is, normalized for the density of 7.8 g/cm³ for the alloy and of 9.5 g/cm³ for the composite) behaves similarly. At the temperature of 1300 °C, single-phase Ni₂Al-based alloy exhibits solid-liquid behavior under compression. Creep tests were carried out for compression under vacuum at temperatures of 1000 - 1200 °C. Using the pair and parametric methods of mathematical analysis of creep processes according to Hollomon, regression equations of creep rate, stress and temperature of the test were obtained. The ultimate strength of creep for the given tolerances for steady-state creep rate and inverse values were calculated. It is shown that at all test temperatures the composite material has lower creep rate (up to 7 times) and higher ultimate strength of creep (up to 2.5 times) than the nickel alloy on which it is based. Creep activation energies of the materials studied are determined using the exponential law of coupling of experimental values. The creep activation energy for the nickel alloy found is close to the activation energy of nickel self-diffusion in Ni₃Al and materials based on it (230 \div 310 kJ/mol), and for the composite – to self-diffusion activation energy of tungsten (503 kJ/mol).
- *Keywords*: Ni₃Al intermetallide, composite material, cell structure, compression test, yield strength, creep, ultimate strength of creep, activation energy, creep regression analysis.

REFERENCES

- Belomyttsev M.Yu., Shtremel' M.A., Medvedev V.V., Mochalov B.V., Chernukha L.G. Structure and properties of composite materials with cell structure based on NiAl intermetallide. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2006, no. 1, pp. 40–44. (In Russ.).
- 2. Kimura Y., Pope D.P. Ductility and toughness in intermetallics. *Intermetallics*. 1998, vol. 6, no. 6, pp. 567–571.
- Belomyttsev M.Yu., Molyarov A.V., Arsenkin A.M. Crack resistance structure composites of honeycombed NiAl–W(W + Mo)-system. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 9, pp. 41–44. (In Russ.).
- Belomyttsev M.Yu., Kozlov D.A., Eremin A.V. Effects of environmental and temperature on structure, phase composition and mechanical properties of intermetallics and NiAl-based materials. Message 2. Interacting of materials with oxygen and nitrogen. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 9, pp. 32–38. (In Russ.).
- Kablov E.N., Buntushkin V.P., Povarova K.B., Bazyleva O.A., Morozova G.I., Kazanskaya N.K. Light low-alloy high-temperature materials based on the intermetallide Ni₃Al. *Russian Metallurgy* (*Metally*). 1999, no. 1, pp. 69–75.
- 6. Ermilov A.G. *Metallizatsiya termotsiklirovaniem* [Metallization by thermocycling]. Moscow, Saransk: Tip. "Kras. Okt.", 2006, 256 p. (In Russ.).
- Ohno T., Watanabe R., Nonomura T. Development of a die material for isothermal forging of superalloys in air. *Transactions ISIJ*. 1987, vol. 27, no. 1, pp. 34–41.
- Ohno T., Watanabe R., Fukui T., Tanaka K. Isothermal forging of Waspaloy in air with a new die material. *Transactions ISIJ*. 1988, vol. 28, no. 11, pp. 958–964.
- Tabaru T., Hanada S. High temperature strength of Ni₃Al-base alloys. *Intermetallics*. 1998, vol. 6, no. 7–8, pp. 735–739.
- Belomyttsev M.Yu. High-temperature tests of intermetallides small samples on compression. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2000, no. 11, pp. 42–44. (In Russ.).
- Belomyttsev M.Yu., Eranosov Ya.V., Chertov S.S. Tests of microsamples for short-term creep under compression. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2005, no. 3, pp. 46–50. (In Russ.).
- Rozenberg V.M. Rozenberg V.M. Osnovy zharoprochnosti metallicheskikh materialov [Fundamentals of high-temperature strength of metallic materials]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 328 p. (In Russ.).
- Zolotorevskii V.S. *Mekhanicheskie svoistva metallov* [Mechanical properties of metals]. Moscow: MISiS, 1998, 400 p. (In Russ.).

- Bernshtein M.L., Zaimovskii V.A. Mekhanicheskie svoistva metallov [Mechanical properties of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 496 p. (In Russ.).
- **15.** Khimushin F.F. *Zharoprochnye stali i splavy* [Heat-resistant steels and alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 752 p. (In Russ.).
- Shlyakman B.M., Yampol'skii O.N., Ratushev D.V. A method for determining constant C in the Hollomon parameter. *Metal Science and Heat Treatment*. 2011, vol. 52, no. 9-10, pp. 451–453.
- Garofalo F. Fundamentals of Creep and Creep-rupture in metals. New York and London, 1965. (Russ.ed.: Garofalo F. Zakony polzuchesti i dlitel'noi prochnosti metallov i splavov. Moscow: Metallurgiya, 1968, 304 p.).
- Čadek Josef. Creep in metallic materials. Prague: Academia, 1988, 372 p. (Russ.ed.: Čadek J. Polzuchest' metallicheskikh materialov. Moscow: Mir, 1987, 304 p.).
- Bokstein B.S., Bokstein S.Z., Spitsberg I.T. Ni self-diffusion in alloyed Ni₃Al. *Intermetallics*. 1996, vol. 4, no. 7, pp. 517–523.
- Frank S., Rüsing J., Herzig Chr. Grain boundary self-diffusion of ⁶³Ni in pure boron-dopped Ni₃Al. *Intermetallics*. 1996, vol. 8, no. 7, pp. 601–611.
- Bazyleva O.A., Povarova K.B., Kazanskaya N.K., Drozdov A.A. Rare-earth metals in nickel aluminide-based alloys: III. Structure

and properties of multicomponent Ni₃Al-based alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009, no. 2, pp. 154–159.

- **22.** Bokshtein B.S. *Diffuziya v metallakh* [Diffusion in metals]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 348 p. (In Russ.).
- **23.** Miracle D.B. The physical and mechanical properties of NiAl. *Acta Metallurica et Materialia*. 1993, vol. 41, no. 3, pp. 949–985.
- Povarova K.B., Bannykh O.A. Principles of creating alloys based on intermetallides. Part I. *Materialovedenie*. 1999, no. 2, pp. 27–33. (In Russ.).
- 25. Povarova K.B., Bannykh O.A. Principles of creating alloys based on intermetallides. Part II. *Materialovedenie*. 1999, no. 3, pp. 29–37. (In Russ.).

Information about the authors:

M.Yu. Belomyttsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Metallography and Physics of Strength" (myubelom@yandex.ru) Fung Tuan An', Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Laboratory (anh7676@yandex.ru)

> Received March 19, 2018 Revised April 2, 2018 Accepted February 21, 2019