



УДК 669.018.44:669.245  
DOI 10.17073/0368-0797-2021-1-52-58



## ИССЛЕДОВАНИЕ ОКАЛИНОСТОЙКОСТИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА СО СТРУКТУРОЙ $\gamma'$ -ФАЗЫ

М. Ю. Беломытцев

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

**Аннотация.** Повышенный интерес к многокомпонентному легированию никеля связан с поиском новых составов жаропрочных и жаростойких сплавов на основе никелевого твердого раствора либо его интерметаллидов. В представленной работе изучено сопротивление высокотемпературному окислению сплава системы Ni–Al–Mo–W–Nb, который может быть использован как основа для создания дисперсно-упрочненных инертными частицами карбидов и нитридов двухфазных термически стабильных жаропрочных никелевых сплавов с матрицей из  $\gamma'$ -фазы. Образцы сплава подвергали окислению на воздухе при 900 – 1300 °С в течение 1 – 125 ч. Измеряли уменьшение массы ( $\Delta M$ , гр), которое после этого пересчитывали в показатели изменения массы образцов за единицу времени, нормированное на площадь поверхности исходных образцов ( $\Delta m$ , гр/м<sup>2</sup>·ч) и скорость «сгорания» поверхностного слоя (угара  $h$ , мкм/ч). Показано, что при окислении сплава Ni–Al–Mo–W–Nb при всех температурах происходит уменьшение массы образцов из-за образования непрочной и рыхлой поверхностной окалины. Зависимости этого показателя от времени окисления близки к линейной. С ростом температуры процессы уменьшения массы интенсифицируются. Предложено повышать окалиностойкость сплава Ni–Al–Mo–W–Nb кратковременным предварительным окислением при 1300 °С в течение 1 ч в атмосфере воздуха. Наблюдаемый эффект повышения стойкости к окислению связан с образованием в окалине слоя из соединения NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, более эффективно предохраняющего сплав от взаимодействия с кислородом. Опыты по окислению с использованием инертных меток из платины показали, что механизмом, контролирующим окисление сплава Ni–Al–Mo–W–Nb при высоких температурах в случае наличия на поверхности слоя NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, следует считать диффузию кислорода через окисную пленку вглубь металла. Рассчитана энергия активации процессов окисления образцов сплава Ni–Al–Mo–W–Nb при температурах 900 – 1300 °С и без предварительного окисления. Это значение равно 234 943 ± 13 254 Дж/моль, что характерно для энергии активации процесса самодиффузии никеля.

**Ключевые слова:** жаростойкость, жаропрочные никелевые сплавы, нимовал, гранульная металлургия, гамма-штрих фаза, скорость окисления, энергия активации окисления, анализ по Аррениусу, самодиффузия никеля

**Для цитирования:** Беломытцев М.Ю. Исследование окалиностойкости жаропрочного никелевого сплава со структурой  $\gamma'$ -фазы // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 1. С. 52–58. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-52-58>

## STABILITY TO OXIDATION RESISTANCE OF HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY WITH $\gamma'$ -PHASE STRUCTURE

M. Yu. Belomyttsev

National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS) (4, Leninskii ave., Moscow 119049, Russian Federation)

**Abstract.** Heightened interest to multicomponent alloying of nickel is connected with the search of new compositions of oxidation- and heat-resistant alloys on the basis of nickel solid solution or its intermetallics. In the present work, the author has investigated the resistance to high-temperature oxidation of an alloy of Ni–Al–Mo–W–Nb system which can be used as a basis for creation of dispersion-strengthened inert particles of carbides and nitrides of two-phase thermally stable superalloys with a  $\gamma'$ -phase matrix. Samples of the alloy were subjected to oxidation on air at 900 – 1300 °C during 1 – 125 hours. Weight reduction ( $\Delta M$ , gr) was measured which after that was recalculated into indicators of change of samples weight for a time unit, rationing for the area of initial samples surface ( $\Delta m$ , gr/(m<sup>2</sup>·hour)) and “burn” rate of surface layer (scaling loss  $h$ , micron/hour). It is shown that at oxidation of Ni–Al–Mo–W–Nb alloy at all temperatures there is a reduction of samples weight because of formation of fragile and friable superficial scale. Dependences of this indicator on oxidation time are close to the linear. With growth of temperature, processes of weight reduction are intensified. It is offered to raise oxidation resistance of Ni–Al–Mo–W–Nb alloy by short-term preliminary oxidation at temperature of 1300 °C on air. The observable effect of increase of oxidation resistance is caused by formation in scale of NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> layer, more effectively protecting an alloy from interaction with oxygen. Experiences on oxidation with the use of inert platinum marks have shown that it is necessary to consider oxygen diffusion through oxide film into metal as a mechanism, supervising oxidation of Ni–Al–Mo–W–Nb alloy at high temperatures in case of presence of NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> on the surface layer. Activation energy of oxidation of Ni–Al–Mo–W–Nb alloy was calculated at 900 – 1300 °C and without preliminary oxidation. This value is equal to 220,000 J/mol that is characteristic for activation energy of nickel self-diffusion.

**Keywords:** heat resistance, heat-resistant nickel alloys, nimoval, granule metallurgy, Ni<sub>3</sub>Al-intermetallic, oxidation rate, activation energy of oxidation, Arrhenius analysis, nickel self-diffusion

**For citation:** Belomytsev M.Yu. Stability to oxidation resistance of heat-resistant nickel alloy with  $\gamma'$ -phase structure. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 1, pp. 14–58. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-52-58>

Повышенный интерес к многокомпонентному легированию никеля связан с поиском новых составов жаропрочных и жаростойких сплавов на основе никелевого твердого раствора и его интерметаллидов. Современные жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) содержат до 13 легирующих компонентов и характеризуются сочетанием высоких механических характеристик с большой устойчивостью к воздействию окислительных сред в интервале температур 650 – 1100 °С. Такой комплекс свойств обуславливает широкое применение этих сплавов при производстве деталей турбин энергетических установок и авиационных двигателей. Из нескольких конкурентно равноправных направлений в разработке ЖНС выделяется направление по созданию сплавов на основе интерметаллидов никеля [1 – 5]. В этом ряду заслуживают внимание работы авторов [6 – 8]. Разработанный ими безхромистый сплав «нимовал» системы Ni–Al–Mo–W имел однофазную структуру из гамма-штрих фазы (на основе Ni<sub>3</sub>Al) и обладал привлекательным сочетанием характеристик жаропрочности и окалинстойкости. В работе [9] изучена ползучесть сплава подобного химического состава, но взаимодействие его с воздушной средой не изучалось.

Целью настоящей работы являлось изучение сопротивления высокотемпературному окислению предлагаемого сплава системы Ni–Al–Mo–W–Nb, который может быть использован как основа для создания дисперсно-упрочненных инертными частицами карбидов и нитридов двухфазных термически стабильных ЖНС с матрицей из  $\gamma'$ -фазы.

В качестве конкурирующих методов получения монокристаллических образцов из ЖНС выступают литье (в том числе монокристаллическое и направленно кристаллизованное) и порошковая металлургия. Каждый из этих методов имеет свои преимущества и недостатки, свои области применения. Гранульная металлургия [10] отчасти совмещает в себе элементы этих двух технологий. Исходя из этого, испытания проводили как на образцах из спрессованных (в вакууме при 1125 °С) заготовок из гранул, так и на образцах, полученных расплавлением этого порошка.

Порошок (гранулы со средним размером 50 мкм) сплава системы Ni–Al–Mo–W–Nb получали распылением жидкого металла в инертной атмосфере. Литую структуру получали расплавлением навесок гранул в микротиглях. Дальнейший анализ показал, что результаты бессистемно и несильно зависят от способа получения образцов, поэтому далее все данные представляются как некоторые усредненные значения, полученные при испытании образцов, приготовленных разными методами. Химический состав исследуемого сплава, % (по массе): 73 Ni; 6 Al; 9 W; 7 Mo; 5 Nb; 0,012 C; 0,1 O.

Металлические компоненты определяли оптико-эмиссионным методом на приборе фирмы Bruker, неметаллические – на приборах фирмы ЛЕКО с расплавлением навески. Точность определения состава – не ниже 0,001 % (по массе).

Образцы для исследований в виде таблеток имели диаметр ~8 мм и высоту 6 мм. Перед опытами по окислению все поверхности тщательно шлифовались. Окисление проводили в алундовых открытых тиглях в воздушной среде. Нагрев осуществляли в печах сопротивления типа СНОЛ до температур 900, 1000, 1100, 1200 и 1300 °С. Точность поддержания температуры составляла  $\pm 1$  °С. Образцы вместе с тиглем помещали в предварительно разогретую печь, а после окончания выдержки (от 125 до 1 ч) охлаждали вне печи до комнатной температуры, не вынимая из тигля. До и после опыта проводили измерения размеров (микрометром с точностью 0,05 мм) и массы образцов на аналитических весах, имеющих приборную погрешность 0,0001 г. После окисления измеряли как общий вес образца с окалиной (через взвешивание тигля с окисленным образцом), так и вес только образца, с которого окалина удалялась как можно более полно. Испытания для каждого режима окисления проводили не менее чем на трех образцах. По результатам индивидуальных измерений рассчитывали средние показатели, ошибку измерений и максимальный размах измеряемой величины. Показатели максимального размаха присутствуют на соответствующих графиках. Для выявления структуры металла металлографическим методом использовали реактив Марбле (50 мл HCl + 2 г CuSO<sub>4</sub> + 50 мл C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH + 50 мл H<sub>2</sub>O). Фазовый состав окалины определяли рентгенографическим методом. Рентгенограммы получали на рентгеновском дифрактометре марки ДРОН-3М. Проводили съемку как собственно порошков окалины, так и поверхности образцов после возможно более полного удаления с нее слоев окислов. Присутствие химических соединений обнаруживали, сравнивая рассчитанные межплоскостные расстояния с табличными данными. Количественный фазовый анализ проводили, оценивая интенсивность выбранных для анализа характерных рентгеновских линий по общепринятой методике.

На рис. 1 представлены структуры исходного порошка – гранул (а) и монокристаллических образцов сплава Ni–Al–Mo–W–Nb после горячего прессования (б), шлиф без травления и в литом состоянии (в).

В качестве характеристик жаростойкости использовали показатели абсолютного изменения массы ( $\Delta M$ , гр), изменения массы образцов за единицу времени, нормированное на площадь поверхности исходных образцов ( $\Delta m$ , гр/м<sup>2</sup>·ч) и скорости «сгорания» поверхностного

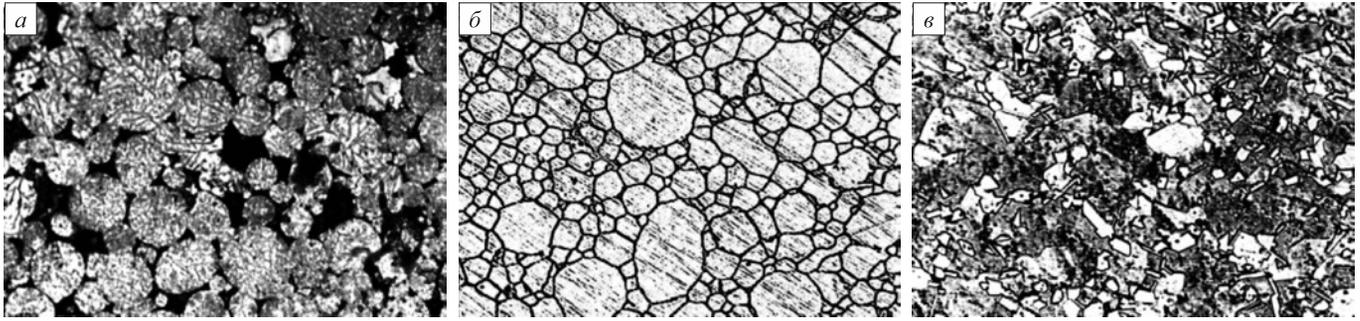


Рис.1. Структура сплава Ni–Al–Mo–W–Nb в исходном состоянии (а), после горячего прессования (б) и после расплавления (в)

Fig. 1. Structure of Ni–Al–Mo–W–Nb alloy in initial state (a), after hot pressing (b) and after melting (v)

слоя ( $h$ , мкм/ч). Величина  $\Delta m$  позволяет определить глобальный характер взаимодействия металла с атмосферой. Масса увеличивается, если металл поглощает компоненты атмосферы, либо образующаяся окалина плотно сцеплена с поверхностью. В противоположность этому масса уменьшается в случаях возгонки части компонентов сплава, летучести образующихся соединений (практически всегда – оксидов), осыпания образовавшихся продуктов реакции с поверхности образца в тигель. Второй показатель ( $h$ ) характеризует собственно процесс угара образца (эта характеристика не может быть определена, если нет потери массы в процессе опыта или окалину невозможно удалить из-за ее плотного сцепления с основой).

Зависимости изменения (уменьшения) приведенной массы  $\Delta m$  и скорости угара  $h$  в процессе окисления сплава Ni–Al–Mo–W–Nb приведены на рис. 2. Из этих данных видно, что зависимость изменения массы образцов во времени близка к линейной (рис. 2, а), и тогда интенсивность окисления можно характеризовать тангенсом наклона соответствующей кривой. Характеристика скорости угара  $h$  после роста на начальном этапе окисления в дальнейшем стабилизируется (рис. 2, б). Обе эти характеристики окалиностойкости с ростом температуры увеличиваются: при температурах выше 1100 °С быстро возрастают; температуру 1200 °С следует признать предельной температурой работоспособности сплава Ni–Al–Mo–W–Nb.

В работах [11 – 13], посвященных исследованию сопротивления высокотемпературной газовой коррозии интерметаллида NiAl, сплавов и композиционных материалов на его основе, было обнаружено, что повышение стойкости к высокотемпературному окислению может быть улучшено предварительной кратковременной (в течение часа) термической обработкой, состоящей в целенаправленном окислении поверхности образцов при температурах выше предполагаемых температур эксплуатации (например, при 1300 °С для работы при температурах не выше 1200 °С). Для проверки существования этого эффекта на сплавах не только на основе NiAl, но и на основе Ni<sub>3</sub>Al, в данной работе часть образцов предварительно окисляли при 1300 °С

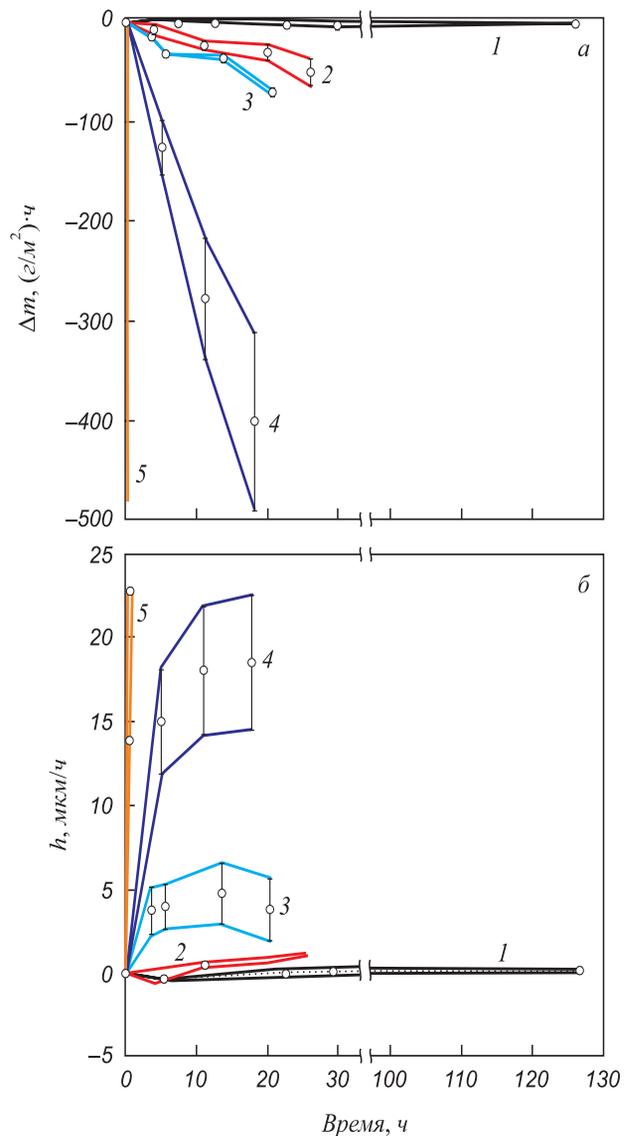


Рис. 2. Зависимость изменения удельной массы  $\Delta m$  (а) и скорости угара  $h$  (б) образцов сплава Ni–Al–Mo–W–Nb при окислении от времени при температуре, °С: 900 (1), 1000 (2), 1100 (3), 1200 (4), 1300 (5)

Fig. 2. Dependence of change of specific weight  $\Delta m$  (a) and rate of scaling loss (b) of Ni–Al–Mo–W–Nb alloy samples at oxidation on time at temperature, °C: 900 (1), 1000 (2), 1100 (3), 1200 (4) and 1300 (5)

в течение 1 ч, а затем проводили опыты по более длительному (до 15 ч) окислению при 1000 – 1300 °С. Результаты этих опытов, представленные на рис. 3, свидетельствуют о том, что описываемый выше эффект имеет место и для сплавов на основе Ni<sub>3</sub>Al – до температур 1200 °С в данных условиях предварительное высокотемпературное окисление позволяет повышать окалиностойкость сплава Ni–Al–Mo–W–Nb. Максимальное преимущество комбинированной термической обработки (в 2 – 5 раз) наблюдается при температурах окисления 1050 – 1200 °С. При увеличении до 1300 °С эффект не проявляется из-за нулевой разницы температур предварительного и основного окисления, а ниже 1050 °С скорость угара необработанного сплава Ni–Al–Mo–W–Nb и так мала.

Описанный эффект обусловлен образованием окалины разного строения и различного химического состава. При низкой температуре основные фазы в окалине – NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и AlWO<sub>4</sub>. Выше 1100 °С – NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> и NiWO<sub>4</sub>. При высокой (1300 °С) температуре окалина двухслойна – на поверхности более толстый слой неплотной легко удаляющейся окалины NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, а под ней тонкий слой плотно прилегающей к металлу окалины NiWO<sub>4</sub>. С ростом температуры окисления относительное количество окалины NiWO<sub>4</sub> нарастает.

Из этих наблюдений следует сделать вывод, что при низких температурах окалина с составом NiWO<sub>4</sub> является более эффективным барьером для диффузии атомов кислорода вглубь металла и, будучи создана предварительно, повышает окалиностойкость материала. Именно о таком механизме окисления свидетельствуют результаты опытов на жаростойкость по методике «инертных меток» [14, 15]. В процессе опытов на поверхность образца кладут тонкую проволочку из платины, после чего проводят собственно окисление. Заплывание (зарастание) проволочки слоем окислов считают доказательством того, что процесс окисления контролируется диффузией атомов металла к поверхности раздела «металл – газовая среда». При отсутствии зарастания процессом, контролирующим окисление, принято считать диффузию атомов кислорода вглубь окисной пленки и металла последовательно. На рис. 4 приведен внешний вид исходного образца с проволочкой из платины (диаметр проволочки 40 мкм, длина кусочка ~2 мм) на его поверхности (рис. 4, а) и вид образца после окисления по режиму: предварительное окисление на воздухе при 1200 °С в течение 3 ч + основное окисление при 1100 °С в течение 10 ч. Проволочка на поверхности после указанной термической обработки осталась на поверхности окалины (рис. 4, б).

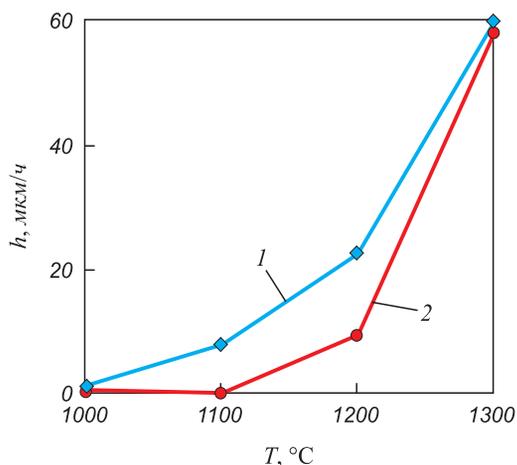


Рис. 3. Зависимость скорости угара  $h$  от температуры для образцов сплава Ni–Al–Mo–W–Nb в исходном состоянии (1) и после предварительного окисления при 1300 °С в течение 1 ч (2)

Fig. 3. Dependence of rate of scaling loss  $h$  on temperature for Ni–Al–Mo–W–Nb alloy samples in initial state (1) and after preliminary oxidation at 1300 °C during 1 hour (2)

ны, после чего проводят собственно окисление. Заплывание (зарастание) проволочки слоем окислов считают доказательством того, что процесс окисления контролируется диффузией атомов металла к поверхности раздела «металл – газовая среда». При отсутствии зарастания процессом, контролирующим окисление, принято считать диффузию атомов кислорода вглубь окисной пленки и металла последовательно. На рис. 4 приведен внешний вид исходного образца с проволочкой из платины (диаметр проволочки 40 мкм, длина кусочка ~2 мм) на его поверхности (рис. 4, а) и вид образца после окисления по режиму: предварительное окисление на воздухе при 1200 °С в течение 3 ч + основное окисление при 1100 °С в течение 10 ч. Проволочка на поверхности после указанной термической обработки осталась на поверхности окалины (рис. 4, б).

Проведение опытов по окислению при разных температурах позволило определить энергию активации процесса. Для этого данные по скорости угара  $h$  анализировались в функции обратной температуры (рис. 5) и



Рис. 4. Внешний вид образцов с платиновой проволочкой на поверхности до окисления (а) и после окисления (б)

Fig. 4. Appearance of the samples with a platinum finer wire on the surface before oxidation (a) and after it (б)

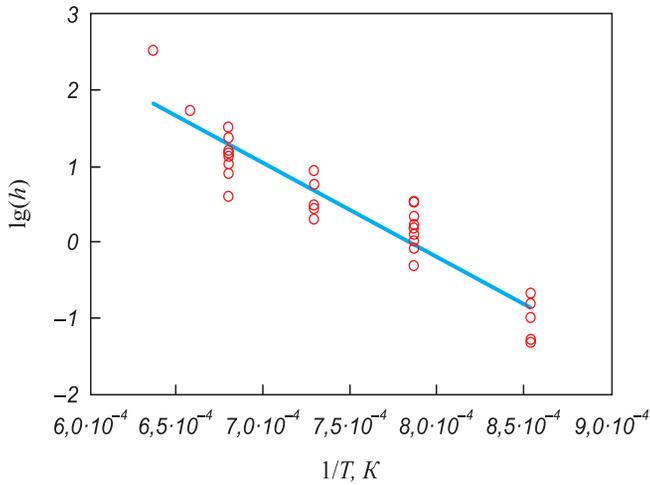


Рис. 5. Зависимость логарифма скорости угара от обратной абсолютной температуры

Fig. 5. Dependence of the logarithm of scaling loss rate on reciprocal absolute temperature

искалась зависимость типа Аррениуса  $h = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$ , которая после логарифмирования приходит к линейной форме  $\ln(h) = \ln(A) - \frac{Q}{RT}$  относительно переменных  $\ln(h)$  и  $1/T$ .

Найденная энергия активации  $Q$  равна 234 943 ± 13 254 Дж/моль. В таблице проведено сравнение экспериментальных данных по определению энергий активации различных термически активируемых процессов для сплавов на основе Ni в сопоставлении с известными из литературы цифрами для энергий актива-

ции самодиффузии элементов и диффузии различных составляющих в химических соединениях.

Неожиданным, на взгляд автора, является то, что в материалах, основой которых является Ni или соединения на его основе (NiAl, Ni<sub>3</sub>Al), этот анализ указывает на один и тот же атомный механизм, контролирующий описанные процессы – это диффузия атомов Ni по узлам кристаллической решетки. В противоположность этому в композитах с сотовой структурой на основе алюминидов никеля, в которых механическое поведение определяется каркасом из вольфрама, энергия активации сопоставима с энергией активации самодиффузии вольфрама (см. таблицу, позиции 8 и 9 в сравнении с 10).

### Выводы

При окислении сплава Ni–Al–Mo–W–Nb при всех температурах (от 900 до 1300 °С) происходит уменьшение массы образцов из-за образования непрочной и рыхлой поверхностной окалины. Зависимости этого показателя от времени окисления близки к линейной. С ростом температуры процессы уменьшения массы интенсифицируются.

Окалиностойкость сплава Ni–Al–Mo–W–Nb может быть повышена кратковременным предварительным окислением при 1300 °С в течение 1 ч в атмосфере воздуха. Наблюдаемый эффект повышения стойкости к окислению связан с образованием в окалине слоя из соединения NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, более эффективно предохраняющего сплав от взаимодействия с кислородом.

Механизмом, контролирующим окисление сплава Ni–Al–Mo–W–Nb при высоких температурах в случае наличия на поверхности слоя NiAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, следует

### Значения энергий активации различных процессов

#### Activation energy of different processes

Номер п/п	Материал	Процесс	Энергия активации, Дж	Источник информации
1	Чистый NiAl	Диффузия Ni или Al в NiAl	180 000 ÷ 260 000	[16, 17]
2	Чистый NiAl	Окисление	274 546	[13, 17 18, 19]
3	Чистый NiAl	Ползучесть	267 752	[12, 17]
4	Чистый Ni <sub>3</sub> Al	Диффузия Ni в Ni <sub>3</sub> Al	230 000 ÷ 310 000	[18 – 21]
5	Сплав Ni – Al – Mo – W – Nb без предварительного окисления	Окисление	234 943	Данная статья
6	Сплав Ni – Al – Mo – W	Ползучесть	240 600	[9]
7	Н70ВТЮ-ИД (ЭК-27ИД)	Окисление	224 458	Данная статья
8	Композит на основе сплава Ni – Al – W с W в виде сотовой структуры	Ползучесть	502 600	[9]
9	Композит на основе Ni <sub>3</sub> Al с W в виде сотовой структуры	Ползучесть	560 000	[12]
10	Чистый W	Самодиффузия	503 000	[22, 23]
11	Чистый Ni	Самодиффузия	275 000 ÷ 291 000	[24 – 26]

считать диффузию кислорода через окисную пленку вглубь металла.

Энергия активации процессов окисления образцов сплава Ni–Al–Mo–W–Nb при температурах

900 – 1300 °С и без предварительного окисления равно 234 943 ± 13 254 Дж/моль. Это значение характерно для энергии активации процесса самодиффузии никеля.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

#### REFERENCES

1. Jing Wu, Chong Li, Yongchang Liu, Yuting Wu, Qianying Guo, Huijun Li, Aipeng Wang. Effect of annealing treatment on microstructure evolution and creep behavior of a multiphase Ni<sub>3</sub>Al-based superalloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 743. P. 623 – 635. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.126>
2. Heng Jiang, Shulong Ye, Rui Ma, Peng Yu. Influences of sintering parameters on shape-retention ability of porous Ni<sub>3</sub>Al intermetallic fabricated by powder metallurgy // *Intermetallics*. 2019. Vol. 105. P. 48–55. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.11.009>
3. Jing Wu, Chong Li, Yongchang Liu, Xingchuan Xia, Yuting Wu, Zongqing Ma, Haipeng Wang. Influences of solution cooling rate on microstructural evolution of a multiphase Ni<sub>3</sub>Al-based intermetallic alloy // *Intermetallics*. 2019. Vol. 109. P. 48–59. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.03.010>
4. Yuting Wu, Yongchang Liu, Chong Li, Xingchuan Xia, Jing Wu, Huijun Li. Effect of initial microstructure on the hot deformation behavior of a Ni<sub>3</sub>Al-based alloy // *Intermetallics*. 2019. Vol. 113. Article 106584. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106584>
5. Jing Wu, Chong Li, Yongchang Liu, Xingchuan Xia, Yuting Wu, Yefan Li, Haipeng Wang. Formation and widening mechanisms of envelope structure and its effect on creep behavior of a multiphase Ni<sub>3</sub>Al-based intermetallic alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 763. Article 138158. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138158>
6. Ohno T., Watanabe R., Nonomura T. Development of die material for isothermal forging of superalloys in air // *Transactions ISIJ*. 1987. Vol. 27. No. 1. P. 34–41.
7. 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.
8. Tabaru T., Hanada S. High temperature strength of Ni<sub>3</sub>Al-base alloys // *Intermetallics*. 1998. Vol. 6. No. 7–8. P. 735–739. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(98\)00052-1](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(98)00052-1)
9. Беломытцев М.Ю., Фунг Туан Ань. Жаропрочность композиционного материала с сотовой структурой на основе интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 3. С. 228–234. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-3-228-234>
10. Гессингер Г.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов. Челябинск: Металлургия, 1988. 380 с.
11. 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 1 // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2011. № 7. С. 38–41.
12. Беломытцев М.Ю., Фунг Туан Ань. Характеристики кратковременной ползучести композиционных материалов системы NiAl–W с сотовой структурой // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2008. № 9. С. 50–53.
13. Штремель М.А., Беломытцев М.Ю., Чернуха Л.Г., Козлов Д.А., Сафонов В.В., Филев И.В., Крейтсер К.К., Ераносов Я.В. Жаростойкость композиций металлов – интерметаллид на основе NiAl // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2007. № 6. С. 68–72. <https://doi.org/10.3103/S1067821207060235>
14. Тимошенко А.В., Ракоч А.Г., Микаэлян А.С. Защита от коррозии. Неметаллические покрытия и жаростойкие материалы. М.: Каравелла, 1997. 336 с.
15. Chen Y., Zhao X., Bai M., Chandio A., Wuc R., Xiaoa P. Effect of platinum addition on oxidation behaviour of gamma / gamma'-
1. Jing Wu, Chong Li, Yongchang Liu, Yuting Wu, Qianying Guo, Huijun Li, Aipeng Wang. Effect of annealing treatment on microstructure evolution and creep behavior of a multiphase Ni<sub>3</sub>Al-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, vol. 743, pp. 623–635. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.126>
2. Heng Jiang, Shulong Ye, Rui Ma, Peng Yu. Influences of sintering parameters on shape-retention ability of porous Ni<sub>3</sub>Al intermetallic fabricated by powder metallurgy. *Intermetallics*. 2019, vol. 105, pp. 48–55. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.11.009>
3. Jing Wu, Chong Li, Yongchang Liu, Xingchuan Xia, Yuting Wu, Zongqing Ma, Haipeng Wang. Influences of solution cooling rate on microstructural evolution of a multiphase Ni<sub>3</sub>Al-based intermetallic alloy. *Intermetallics*. 2019, vol. 109, pp. 48–59. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.03.010>
4. Yuting Wu, Yongchang Liu, Chong Li, Xingchuan Xia, Jing Wu, Huijun Li. Effect of initial microstructure on the hot deformation behavior of a Ni<sub>3</sub>Al-based alloy. *Intermetallics*. 2019, vol. 113, article 106584. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106584>
5. Jing Wu, Chong Li, Yongchang Liu, Xingchuan Xia, Yuting Wu, Yefan Li, Haipeng Wang. Formation and widening mechanisms of envelope structure and its effect on creep behavior of a multiphase Ni<sub>3</sub>Al-based intermetallic alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2019, vol. 763, article 138158. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138158>
6. Ohno T., Watanabe R., Nonomura T. Development of die material for isothermal forging of superalloys in air. *Transactions ISIJ*. 1987, vol. 27, no. 1, pp. 34–41.
7. 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.
8. Tabaru T., Hanada S. High temperature strength of Ni<sub>3</sub>Al-base alloys. *Intermetallics*. 1998, vol. 6, no. 7–8, pp. 735–739. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(98\)00052-1](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(98)00052-1)
9. Belomytsev M.Yu., Fung Tuan An'. High temperature strength of composite material with cell structure on the basis of Ni<sub>3</sub>Al intermetallic. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 3, pp. 228–234. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-3-228-234>
10. Gessinger G.Kh. *Powder Metallurgy of Heat-Resistant Alloys*. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1988, 380 p. (In Russ.).
11. Belomytsev M.Yu., Kozlov D.A., Eremin A.V. External medium and temperature exposure to intermetallic based materials structure, phase composition and mechanical properties. *Communication 1. Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2011, no. 7, pp. 38–41. (In Russ.).
12. Belomytsev M.Yu., Fung Tuan An'. Characteristics of short-term creep of composite materials of NiAl – W system with cell structure. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, no. 9, pp. 50–53. (In Russ.).
13. Shtremel' M.A., Belomytsev M.Yu., Chernukha L.G., Kozlov D.A., Safonov V.V., Filev I.V., Kreitser K.K., Eranosov Ya.V. Heat resistance of metal-intermetallic compositions based on NiAl. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2007, vol. 48, no. 6, pp. 507–510. <https://doi.org/10.3103/S1067821207060235>
14. Timoshenko A.V., Rakoch A.G., Mikaelyan A.S. *Protection from Corrosion. Nonmetallic Coverings and Heat-Resistant Materials*. Moscow: Karavella, 1997, 336 p. (In Russ.).
15. Chen Y., Zhao X., Bai M., Chandio A., Wuc R., Xiaoa P. Effect of platinum addition on oxidation behaviour of gamma / gamma'-

- nickel aluminide // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 86. P. 319–330. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.023>
16. Kimura Y., Pope D.P. Ductility and toughness in intermetallics // *Intermetallics*. 1998. Vol. 6. No. 7–8. P. 567–571. [https://doi.org/10.1016/s0966-9795\(98\)00061-2](https://doi.org/10.1016/s0966-9795(98)00061-2)
  17. Miracle D.B. The physical and mechanical properties of NiAl // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1993. Vol. 41. No. 3. P. 949–985.
  18. Doychak J., Smialek J.L., Mitchell T.E. Transient oxidation on single-crystal  $\beta$  – NiAl // *Metallurgical Transactions: A*. 1989. Vol. 20. No. 3. P. 499–518. <https://doi.org/10.1007/BF02653930>
  19. Allaverdova N.V., Kuchernko L.A. Resistance to oxidation of NiAl alloys at high temperatures // *Journal of Less-Common Metals*. 1988. Vol. 138. No. 1. P. 59–62.
  20. Juan Chena, Lijun Zhange, Xiao-Gang Lud. Diffusion behaviors of Rh, Ta, W, Re, Os and Ir in ternary L12-Ni<sub>3</sub>Al alloys // *Intermetallics*. 2018. Vol. 102. P. 11–20. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.08.005>
  21. Wenyue Zhao, Zhimei Sun, Shengkai Gong. Synergistic effect of co-alloying elements on site preferences and elastic properties of Ni<sub>3</sub>Al: A first-principles study // *Intermetallics*. 2015. Vol. 65. P. 75–80. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2015.06.006>
  22. Neumann G., Tuijn C. *Self-Diffusion and Impurity Diffusion in Pure Metals: Handbook of Experimental Data*. Pergamon, 2011. 360 p.
  23. Поварова К.Б., Банных О.А. Принципы создания сплавов на основе интерметаллидов. Ч. I // *Материаловедение*. 1999. № 2. С. 27–33.
  24. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1978. 248 с.
  25. Bokstein B.S., Bokstein S.Z., Spitsberg I.T. Ni self-diffusion in alloyed Ni<sub>3</sub>Al // *Intermetallics*. 1996. Vol. 4. No. 7. P. 517–523. [https://doi.org/10.1016/0966-9795\(96\)00038-6](https://doi.org/10.1016/0966-9795(96)00038-6)
  26. Frank S., Rüsing J., Herzig Chr. Grain boundary self-diffusion of <sup>63</sup>Ni in pure boron-doped Ni<sub>3</sub>Al // *Intermetallics*. 1996. Vol. 4. No. 8. P. 601–611. [https://doi.org/10.1016/0966-9795\(96\)00058-1](https://doi.org/10.1016/0966-9795(96)00058-1)

**СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ**

**INFORMATION ABOUT THE AUTHOR**

**Михаил Юрьевич Беломытцев**, д.т.н., профессор кафедры металлургии и физики прочности, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
**E-mail:** myubelom@yandex.ru

**Mikhail Yu. Belomyttsev**, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair "Metallography and Physics of Strength", National University of Science and Technology "MISIS"  
**E-mail:** myubelom@yandex.ru

Поступила в редакцию 19.05.2020  
 После доработки 15.12.2020  
 Принята к публикации 25.12.2020

Received 19.05.2020  
 Revised 15.12.2020  
 Accepted 25.12.2020