Жаростойкость медно-никелевых сплавов, синтезированных искровым плазменным спеканием

Н. П. Бурковская, Н. В. Севостьянов, Ф. Н. Карачевцев, Е. М. Щербаков

Представлены данные по высокотемпературным испытаниям на жаростойкость порошковых материалов на медно-никелевой основе. Компактирование образцов проводили искровым плазменным спеканием (Spark Plasma Sintering — SPS). Изучены особенности окисления образцов медно-никелевых сплавов с различными легирующими элементами. По результатам исследований установлена зависимость скорости роста оксидной пленки от температуры высокотемпературного окисления, рассмотрено влияние легирующих элементов в составе образцов спеченных медно-никелевых сплавов на их жаростойкость. Определено, что для всех рассмотренных составов медно-никелевых сплавов, синтезированных искровым плазменным спеканием температура 20-часового испытания на жаростойкость 1000 °С не является предельной, поскольку образцы сохраняют свою целостность. Показано, что наибольшую жаростойкость обеспечивает легирование медно-никелевых сплавов алюминием и хромом. Скорость прироста окалины для состава Cu – Ni – Cr – Al составляет $1{,}49 \cdot 10^{-3}$ г/см^3, что ниже скорости окисления чистого никеля $3{,}78 \cdot 10^{-3}$ г/см^3 при 1000 °С. Эти два образца демонстрируют наименьшую скорость привеса после испытаний при 1000 °С, для составов Cu – Ni – Al, Cu – Ni – Cr – Si и 50 масс. % Cu – 50 масс. % Ni скорость окисления увеличивается на два порядка, для составов Cu – Ni – Si и Ni — на три порядка.

Ключевые слова: жаростойкость, медно-никелевые сплавы, система Cu – Ni, высокотемпературное окисление, порошковая металлургия, искровое плазменное спекание.

DOI: 10.30791/1028-978X-2021-10-47-55

Введение

Развитие современной техники требует разработки и применения новых материалов с высокими характеристиками и способных удовлетворить не только по физико-механическим свойствам, но и по доступности, низкой стоимости, энергосбережению и высокой надежности [1 – 4].

Медно-никелевые сплавы широко применяют в технике [5,6], так как они отличаются хорошими физико-химическими, механическими свойствами, коррозионной стойкостью и особыми электрическими свойствами [7 – 9]. Большинство этих сплавов относится к числу деформируемых материалов, и представляют собой высоколегированные твердые растворы на основе меди и никеля с небольшим количеством других легирующих элементов (Al, Mn, Fe, Zn и др.). Никель существенно упрочняет медь, причем максимальную прочность и твердость имеют сплавы эквиатомного состава (рис. 1). Для практического применения важно, что никель, упрочняя медь, не изменяет ее пластичность и ударную вязкость, высокие показатели по этим свойствам медно-никелевые сплавы имеют в литом и отожженном (мягком) состояниях [10].

Медно-никелевые сплавы обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению с медью и другими сплавами на ее основе, что обусловлено образованием прочной оксидной пленки на их поверхности, обладающей защитными свойствами. По окалиностойкости медно-никелевые сплавы занимают промежуточное положение между никелем и медью [10 – 13] (рис. 1).

Сухие газы (галогены) и углекислый газ при комнатной температуре также практически не действуют на медно-никелевые сплавы. При повыше-

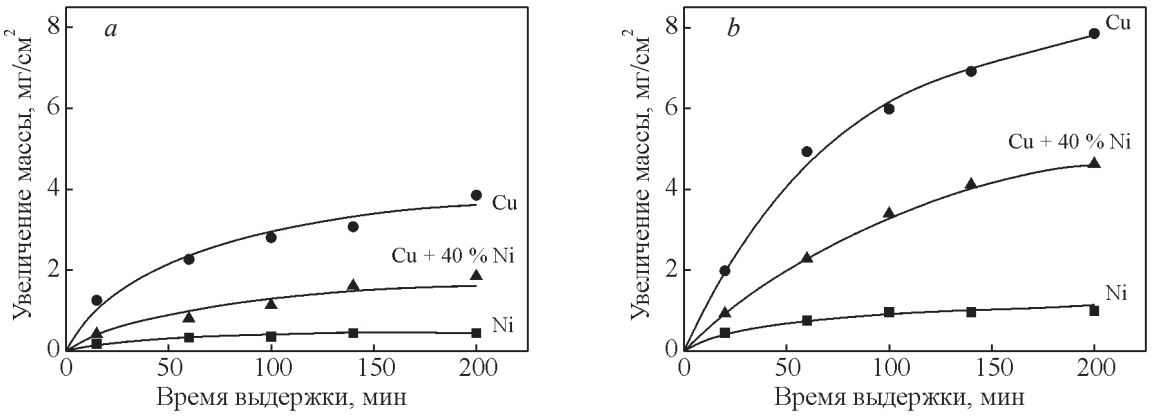

Рис. 1. Кинетические кривые окисления никеля, меди и сплава Cu – 40 % Ni при температурах 700 °C (*a*) и 800 °C (*b*) [10, 11].

Fig. 1. Kinetic curves of oxidation of nickel, copper and Cu – 40 %Ni alloy at temperatures 700 °C (*a*) and 800 °C (*b*) [10, 11].

нии температуры и влажности скорость коррозии существенно возрастает. Медно-никелевые сплавы подвержены коррозии в минеральных кислотах, особенно, в азотной кислоте и кислых солях, в то время как в органических кислотах и щелочах коррозия незначительна. В расплавленных металлах, таких как олово, свинец, цинк, алюминий, медно-никелевые сплавы легко разрушаются [10, 11].

При высокотемпературном окислении на поверхности сплавов формируется оксидная пленка, состав которой зависит от состава сплава и условий проведения испытаний нагрева (температуры, среды, продолжительности, скорости нагрева).

Цель работы — исследования жаростойкости/окалиностойкости образцов медно-никелевых сплавов, изготовленных методом порошковой металлургии в диапазоне температур от 400 до 1000 °C в воздушной атмосфере.

Материалы и методы исследования

Образцы системы Cu – Ni для испытаний на жаростойкость получали методом порошковой металлургии. Готовая шихта для прессования методом искрового плазменного спекания представляла собой смесь порошков меди, никеля (в равных долях) и других элементов (до 5 масс. %): хром, кремний и алюминий. Спекание образцов медно-никелевых материалов проводили на установке KCE®FCTH-HPD 25.

Испытания на жаростойкость образцов медно-никелевых сплавов проводили в атмосфере воздуха в муфельной печи электросопротивления типа L24/12 с контроллером B180 фирмы Nobertherm в диапазоне температур: 1) 400 – 800 °C с шагом 200 °C, 2) 800 – 1000 °C с шагом 100 °C и суммарным временем выдержки при каждой температурной точке 20 ч. По результатам испытаний на окалиностойкость образцов определяли составы медно-никелевых материалов менее подверженных окислению при высоких температурах. Испытания на жаростойкость проводили термогравиметрическим методом по ГОСТ 6130-71 “Металлы. Методы определения жаростойкости” [14] при фиксированных температурных точках с периодическим взвешиванием на аналитических весах VIBRA HT224RCE с точностью до 0,0001 через каждые 5 ч выдержки. Морфологию поверхности окалины, исследование структуры поперечного разреза изучали методом сканирующей электронной микроскопии на электронном растровом микроскопе Hitachi SU 8010. Для электронно-зондового микроанализа (ЭЗМА) использовали встроенный энергодисперсионный спектрометр (ЭДС) с твердотельным кремниевым детектором X-max N80 с предварительно откалиброванной энергетической шкалой. Построение карт распределения элементов выполняли с использованием программных модулей AzTec. Фотографии, для лучшего отображения получали с использованием детектора обратно рассеянных электронов. Светлые блики в области краев пор связаны с накоплением заряда в результате электронного облучения.

Результаты и их обсуждение

В работе исследованы образцы материалов следующих систем: (1) Cu – Ni – Cr; (2) Cu – Ni – Al;

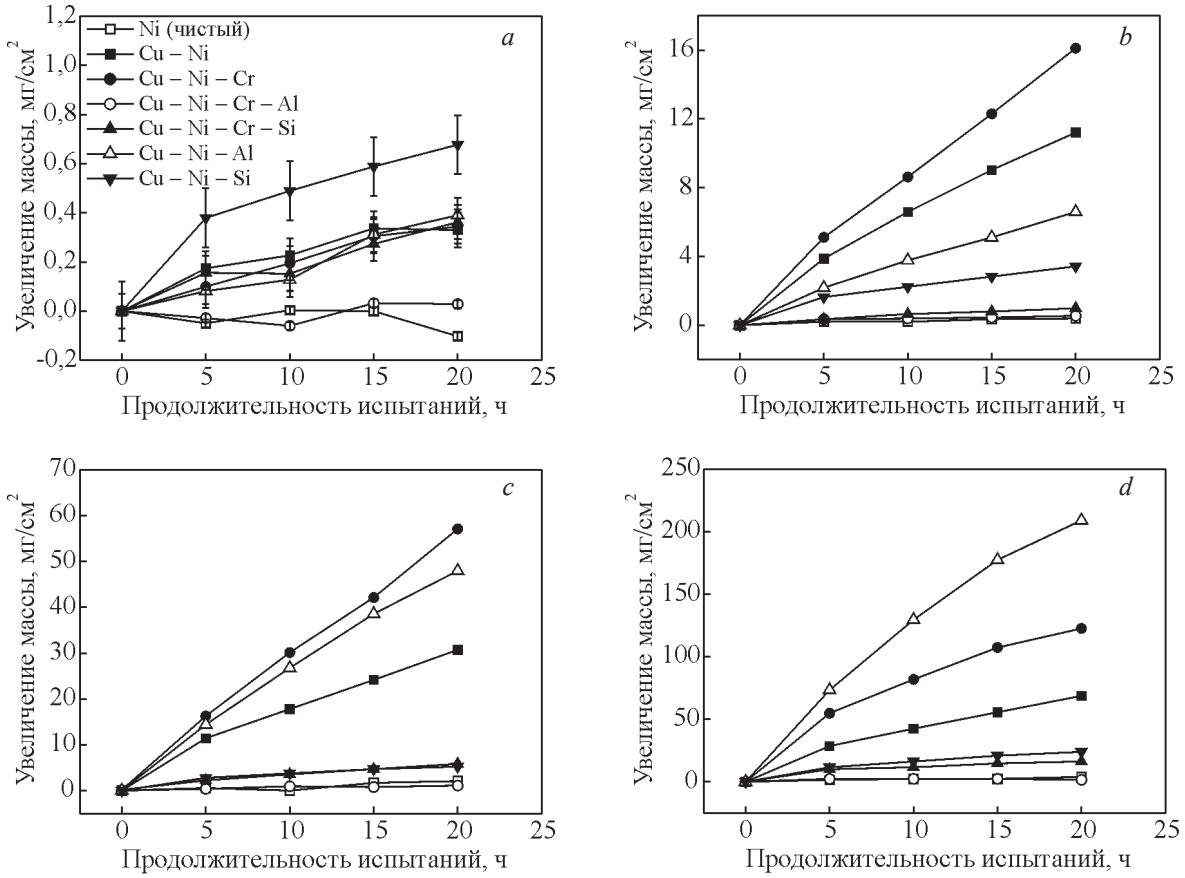

Рис. 2. Кинетические кривые окисления порошковых медно-никелевых сплавов при температурах испытания: *a* — 600 °C; *b* — 800 °C; *c* — 900 °C; *d* — 1000 °C.

Fig. 2. Oxidation kinetic curves of powdered copper-nickel alloys at: *a* — 600 °C; *b* — 800 °C; *c* — 900 °C; *d* — 1000 °C.

(3) Cu – Ni – Si; (4) Cu – Ni – Cr – Al; (5) Cu – Ni – Cr – Si. В качестве образцов сравнения использовали: (6) Ni (чистый), (7) 50 Cu – 50 Ni (масс. %) изготовленные по той же технологии порошковой металлургии, что и медно-никелевые сплавы 1 – 5.

Зависимости высокотемпературного окисления порошковых медно-никелевых сплавов показаны на рис. 2. Кинетические кривые окисления образов синтезированных медно-никелевых сплавов при температуре испытания 400 °C в работе не представлены из-за отсутствия значительных изменений массы и колебаний ее значений в пределах погрешности измерения ± 0,02 – 0,05 мг/см^2.

При температуре 600 °C (рис. 2*a*) образцы Cu – Ni (7), Cu – Ni – Cr (1), Cu – Ni – Al (2) и Cu – Ni – Cr – Si (5) демонстрируют незначительное окисление и привес массы на ~ 0,3 – 0,4 мг/см^2. Наибольшие изменения при этой температуре наблюдаются для образца Cu – Ni – Si (3), кинетическая кривая окисления состава Cu – Ni – Si (3) изменяется экспоненциально (рис. 2*a*). Тем не менее, при повышении температуры испытания до 900 и 1000 °C, жаростойкость данного состава значительно лучше других образцов и уступает лишь таким составам порошковых материалов как чистый никель (6) и системам Cu – Ni – Al – Cr (4) и Cu – Ni – Cr – Si (5) (рис. 2*b* и 2*c*), вероятно, вследствие уплотнения оксидной пленки, состав которой определяется легирующими элементами в их составе [15].

Образцы порошковых материалов из чистого никеля (6) и состава Cu – Ni – Al – Cr (4) при 600 °C остаются без изменений массы и внешнего вида на протяжении всего времени испытания. Следует отметить, что эти два состава проявляют наибольшую стабильность состава и при более высоких температурах в интервале от 800 до 1000 °C. Изменение массы образца из чистого никеля (6) при 800 °C составляет лишь 0,4 мг/см^2 и хорошо коррелирует с

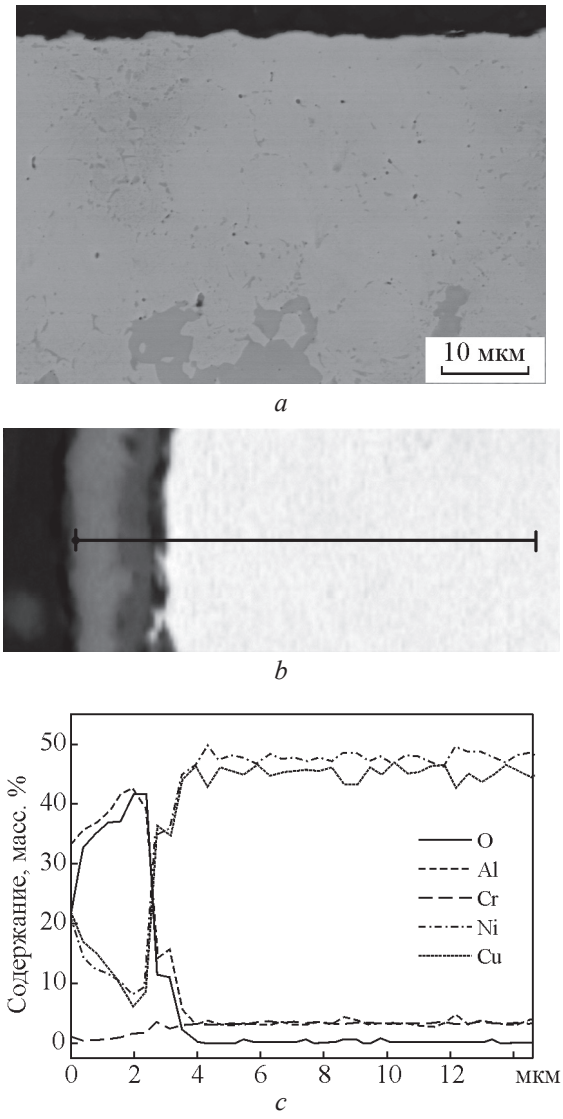

Рис. 3. Структура образца сплава Cu – Ni – Cr – Al синтезированного искровым плазменным спеканием до испытания на жаростойкость в обратно отраженных электронах (*a*), профиль окисного слоя образца после 20-часового окисления материала при 1000 °C (*b*) и распределение элементов в нем (*c*).

Fig. 3. Structure of Cu – Ni – Cr – Al alloy sample synthesized by spark plasma sintering before heat resistance testing (*a*); scanning electron microscopy (BSE) of the sample oxide layer profile after 20-hour oxidation at 1000 °C (*b*) and images of the scale profile in the rays (*c*).

данными приведенными в работе [10]. Изменение массы образца чистого никеля составляет ~ 1,0 мг/см^2 (рис. 1*b*). В тоже время увеличение содержания никеля в образце до 50 масс. % значительно повышает жаростойкость сплава при 800 °C, изменение массы состава Cu + 40 % Ni составляет 4,5 мг/см^2 [10, 11], а состава 50 % Ni + 50 % Cu — 11,2 мг/см^2 (рис. 2*b*).

Как показывают кинетические кривые окисления порошковых медно-никелевых сплавов в интервале 800 – 1000 °C, образование окалины происходит с максимальной начальной скоростью в первые 5 ч. Дальнейшее окисление протекает практически линейно с незначительным замедлением. Формирующаяся оксидная пленка на всех образцах имеет плотное строение с хорошей адгезией к основе материала, препятствует проникновению кислорода вглубь образцов и обуславливает снижение скорости окисления.

Замедление процесса окисления можно связать с утолщением оксидного слоя и замедлением процесса диффузии кислорода вглубь. Для всех образцов прослеживается аналогичная зависимость окисления с резким увеличением массы в первые 5 ч испытания. Дальнейшее окисление характеризуется практически линейным ростом массы с плавным замедлением. Однако процесс замедления прироста массы выражен сильнее для образцов Ni (чистый) (6), Cu – Ni – Cr – Al (4), Cu – Ni – Cr – Si (5) и Cu – Ni – Si (3).

С увеличением температуры испытания до 1000 °C (рис. 2*d*) скорость окисления для всех образцов медно-никелевых сплавов увеличивается в разы от одного до нескольких порядков (рис. 2*a* – 2*d*).

Наилучшей стойкостью к окислению при 1000 °C обладает материал системы Cu – Ni – Cr – Al, близкий по своему качественному составу к медно-никелевым сплавам типа Камелон, Камелин [11 – 13], легированным марганцем.

На рис. 3 приведены изображения профиля образца медно-никелевого сплава системы Cu – Ni – Cr – Al после 20-часового испытания на жаростойкость при 1000 °C. Толщина оксидного слоя образца равномерна и составляет ~ 4 – 5 мкм. Изображения профиля окалины образца сплава Cu – Ni – Cr – Al (4) в лучах кислорода, алюминия, представлены на рис. 3*c*. При исследовании в характеристическом рентгеновском излучении хрома, никеля и меди данные элементы в составе пленки не обнаружены. Исследование интенсивности распределения основных элементов O, Al, Cu, Ni и Cr позволяет локализовать их в образце и определить состав оксидной пленки, который представляет собой оксид алюминия (рис. 3*c*). По данным микрорентгеноспектрального анализа наибольшее скопление кислорода локализовано в порах и на поверхности образца по всей толщине слоя окалины.

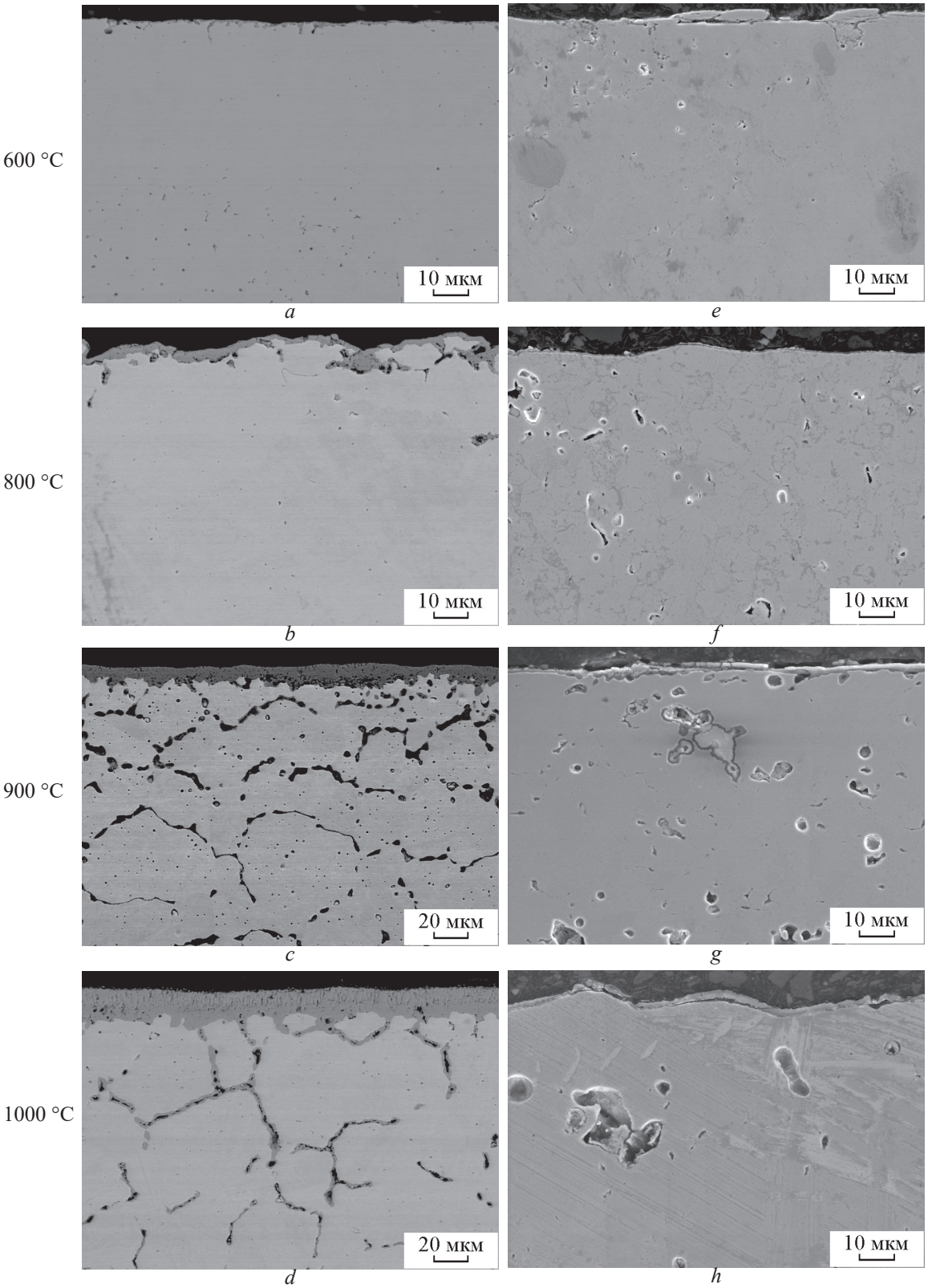

Рис. 4. Рост оксидной пленки по мере увеличения температуры испытания на жаростойкость образцов: *a* – *d* — Ni чистый (6); *e* – *h* —Cu – Ni – Cr – Al (4).

Fig. 4. Growth of oxide film with increase of temperature of samples heat resistance testing: *a* – *d* —Ni (pure) (6); *e* – *h* — Cu – Ni – Cr – Al (4)..

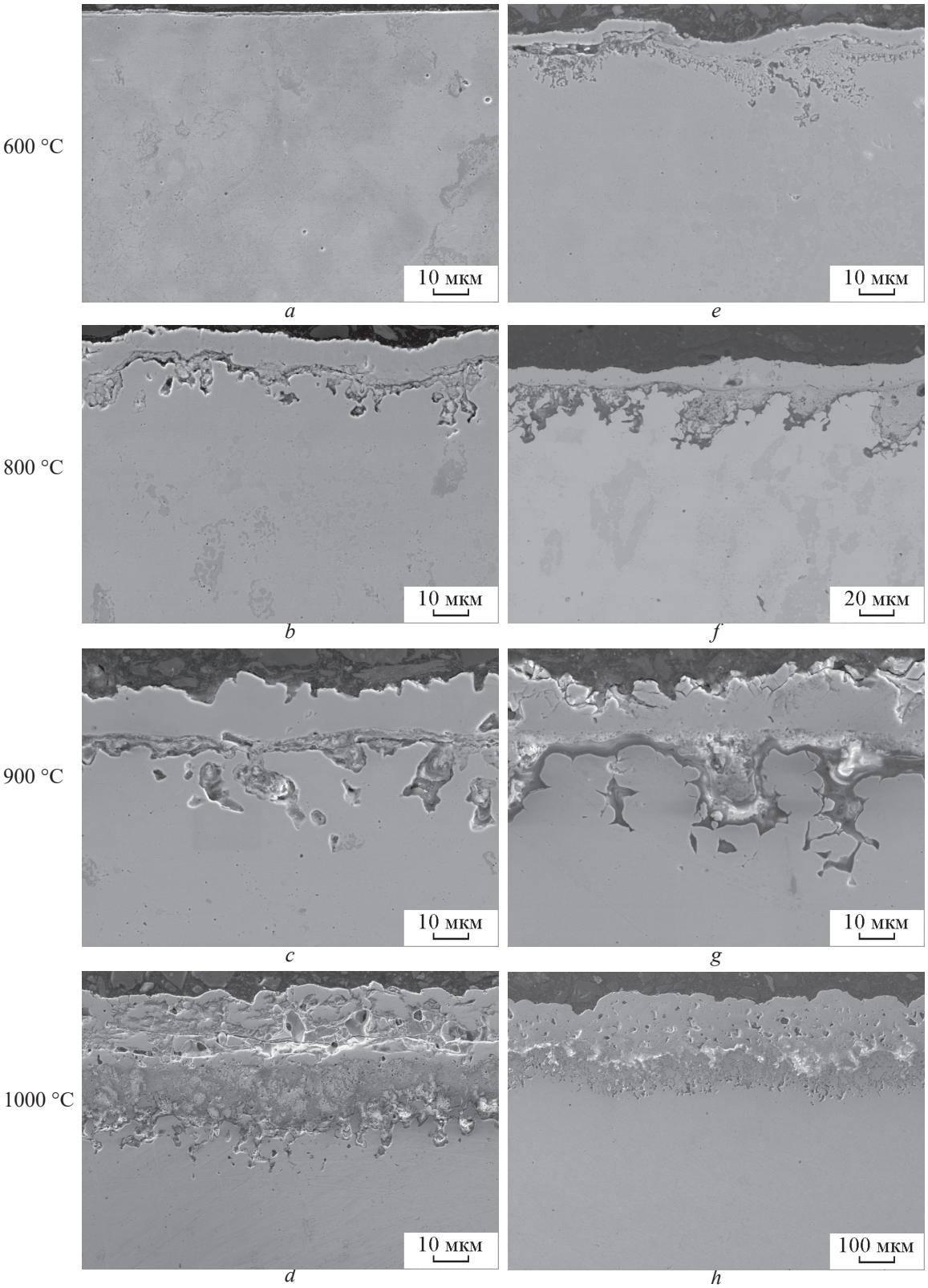

Рис. 5. Рост оксидной пленки по мере увеличения температуры испытания на жаростойкость образцов: *a* – *d* — Cu – Ni – Cr – Si (5); *e* – *h* — Cu – Ni – Si (3).

Fig. 5. Growth of oxide film with increase of temperature of samples heat resistance testing: *a* – *d* — Cu – Ni – Cr – Si (5); *e* – *h* — Cu – Ni – Si (3).

На рис. 4, 5 приведены изображения поперечного среза образцов 3 – 6 с окалиной, образовавшейся после 20 ч испытаний при температурах 400 – 1000 °С. Видно, что с увеличением температуры растет толщина пленки и размер зерна материала. Особенно четко эта закономерность прослеживается на образце 6 из чистого никеля, в котором по мере роста зерна усиливается окисление по границам зерен (рис. 4*a* – 4*d*). Рост толщины пленки за 20 ч испытания для некоторых образцов может составлять от 4 мкм (рис. 5*d*) при 600 °С до 250 мкм при 1000 °С для образца 3 (Cu – Ni – Si).

Как показали испытания на жаростойкость при температурах 800 – 1000 °С, для образцов медно-никелевых сплавов, легирование хромом и алюминием (4) объясняет значительную разницу в зависимостях окисления по сравнению с образцами, легированными только хромом (1) или только алюминий (2).

Совместное присутствие хрома и алюминия в составе значительно улучшает жаростойкость медно-никелевого сплава (рис. 2*d*), скорость окисления падает на несколько порядков. Легирование кремнием также повышает жаростойкость, тем не менее, не так эффективно.

Следует отметить, что температура 1000 °С для всех составов 1 – 7 не является предельной. После 20-часового испытания образцы (1) сохраняют свою целостность, несмотря на растрескивание оксидной пленки.

Выводы

Исследована жаростойкость медно-никелевых сплавов, синтезированных искровым плазменным спеканием в температурном интервале от 400 до 1000 °С.

Показано, что присутствие кремния улучшает жаростойкость медно-никелевых сплавов при температурах испытания в интервале 800 – 1000 °С, жаростойкость образца состава системы Cu – Ni – Si (3) значительно лучше, чем жаростойкость образцов систем Cu – Ni – Cr (1), Cu – Ni – Al (2) и 50 Cu – 50 Ni (7).

Совместное присутствие хрома и алюминия в составе медно-никелевого сплава является эффективным решением повышения жаростойкости и значительно улучшает жаростойкость медно-никелевого сплава, снижая скорость окисления на несколько порядков по сравнению со сплавами, содержащими хром и алюминий по отдельности. Скорость прироста окалины для состава Cu – Ni – Cr – Al (4) $1{,}49 \cdot 10^{-3}$ г/см^3 ниже скорости окисления чистого никеля (1) $3{,}78 \cdot 10^{-3}$ г/см^3 при 1000 °С. Эти два образца демонстрируют наименьшую скорость привеса после испытаний при 1000 °С, для составов Cu – Ni – Al (2), Cu – Ni – Cr – Si (5) и 50 Cu – 50 Ni (7) скорость окисления увеличивается на два порядка, для составов Cu – Ni – Si (3) и Ni (6) — на три порядка.

Для всех рассмотренных составов температура испытания на жаростойкость 1000 °С не является предельной. Образцы после 20-часового испытания сохраняют свою целостность.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления № 12 “Металломатричные и полиматричные композиционные материалы” [1].

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП “ВИАМ” ГНЦ РФ по реализации “Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года”. Авиационные материалы и технологии, 2015, № 1 (34), с. 3 – 33, doi: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки — основа инноваций. Крылья Родины, 2016, № 5, с. 8 – 18.
3. Каблов Е.Н. Без новых материалов — нет будущего. Металлург, 2013, № 12, с. 4 – 8.
4. Соломенцева А.В., Фадеева В.М., Железина Г.Ф. Антифрикционные органопластики для тяжело нагруженных узлов трения скольжения авиационных конструкций. Авиационные материалы и технологии, 2016, № 2 (41), с. 30 – 34, doi: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-30-34.
5. Бурковская Н.П., Севостьянов Н.В., Болсуновская Т.А., Ефимочкин И.Ю. Совершенствование материалов для подшипников скольжения ДВС (обзор). Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2020, № 1, с. 78 – 91, doi: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-78-91.
6. Болсуновская Т.А., Ефимочкин И.Ю., Севостьянов Н.В., Бурковская Н.П. Влияние марки графита в качестве твердой смазки на триботехнические свойства металлического композиционного материала. Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2018, № 7, ст. 08, dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-7-69-77.
7. Krus D., Juba D. Bearing up under 300 tons. Materials Engineering, 2005, no. 05, pp. 82 – 90;
8. Nielsen W.D., Nielsen W.D. Jr. Unwrought continuous cast copper-nickel-tin spinodal alloy. Patent US 20020007879: filed 03.11.95; publ. 24.01.02.

9. Sudhari Sahu Alpana, Pradipkumar Sahu. Wear and corrosion resistant Cu – Ni alloy. Patent US 20110226138; filed 27.02.11; publ. 22.09.11.
10. Тихонов Б.С. Тяжелые цветные металлы: Справочник. М.: Цветметинформация, 1999, 416 с.
11. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. М.: Инновационное машиностроение, 2016, 306 с.
12. Справочник по цветным металлам. Конструкционные медно-никелевые сплавы. [Электронный ресурс]. https://metallplaza.ru/cu-ni%20alloys/cu-ni%20konstr%202.htm.
13. Райков Ю.Н., Ашихмин Г.В., Полухин В.П., Гуляев А.С. Медные сплавы. Марки. Свойства. Применение. Справочник. М.: ОАО Институт цветметобработка, 2011, 456 с.
14. ГОСТ 6130-71 Металлы. Методы определения жаростойкости (Электронный ресурс). http://gostrf.com/normadata/1/4294852/4294852758.htm (дата обращения 21.01.2021).
15. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Луцкая С.А. Методы повышения коррозионной стойкости жаропрочных никелевых сплавов (обзор). Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2018, №4, ст. 01, dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2018-0-4-3-8.

References

1. Kablov E.N. Innovatcionnye razrabotki FGUP “VIAM” GNC RF po realizacii “Strategicheskikh napravleniy razvitiya materialov i tehnologii ikh pererabotki na period do 2030 goda” [Innovative developments of FSUE “VIAM” for implementation of “Strategic directions of development of materials and technologies for their processing for the period up to 2030 year”]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii — Aviation Materials and Technologies*, 2015, no. 1, pp. 3 – 33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N. Iz chego sdelat budushcheye? Materialy novogo pokoleniya, tekhnologii ikh sozdaniya i pererabotki — osnova innovatsy [What to make the future of? New generation materials, technologies for their creation and processing — the basis of innovations]. *Kryl’ya Rodiny — Wings of the motherland*, 2016, no. 5, pp. 8 – 18.
3. Kablov E.N. Bez novykh materialov – net budushchego [There is no future without new materials]. *Metallurg — Metallurgist*, 2013, no. 12, pp. 4 – 8.
4. Solomentseva A.V., Fadeeva V.M., Zhelezina G.F. Antifriktsionnye organoplastiki dlya tyazhelo nagruzhennykh uzlov treniya skolzheniya aviatsionnykh konstruktsy [Antifriction organoplastics for heavily loaded sliding friction units of aircraft structures]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii — Aviation Materials and Technologies*, 2016, no. 2 (41), pp. 30 – 34, doi: 10.18577 / 2071-9140-2016-0-2-30-34.
5. Burkovskaya N.P., Sevostyanov NV, Bolsunovskaya TA, Efimochkin I.Yu. Sovershenstvovaniye materialov dlya podshipnikov skolzheniya DVS (obzor) [Improvement of materials for sliding bearings of internal combustion engines (review)]. *Trudy VIAM — Proceedings of VIAM*, electron. scientific and technical journal, 2020, no. 1, pp. 78 – 91, doi: 10.18577 / 2307-6046-2020-0-1-78-91.
6. Bolsunovskaya T.A., Efimochkin I.Yu., Sevostyanov N.V., Burkovskaya N.P. Vliyaniye marki grafita v kachestve tverdoy smazki na tribotekhnicheskiye svoystva metallicheskogo kompozitsionnogo materiala [The influence of graphite grade as a solid lubricant on the tribotechnical properties of a metallic composite material]. *Trudy VIAM — Proceedings of VIAM*, electron. scientific and technical journal, 2018, no. 7, art. 08, dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-7-69-77.
7. Krus D., Juba D. Bearing up under 300 tons. Materials Engineering, 2005, 05, pp. 82 – 90.
8. Nielsen W.D., Nielsen W.D. Jr. Unwrought continuous cast copper-nickel-tin spinodal alloy: pat. US20020007879: filed 03.11.95; publ. 24.01.02.
9. Sudhari Sahu Alpana, Pradipkumar Sahu. Wear and corrosion resistant Cu-Ni alloy: pat. US20110226138; filed 27.02.11; publ. 22.09.11.
10. Tikhonov B.S. *Tyazhelye tsvetnye metally: Spravochnik* [Heavy non-ferrous metals: A handbook]. Moscow, Tsvetmetinformatsiya Publ., 1999, 416 p.
11. Osintsev O.E., Fedorov V.N. *Med i mednye splavy. Otechestvennye i zarubezhnye marki: spravochnik* [Copper and copper alloys. Domestic and foreign brands: a reference book]. Moscow, Innovative mechanical engineering Publ., 2016, 306 p.
12. Reference book on non-ferrous metals. Structural copper-nickel alloys. [Electronic resource]. https://metallplaza.ru/cu-ni%20alloys/cu-ni%20konstr%202.htm.
13. Raikov Yu.N., Ashikhmin G.V., Polukhin V.P., Gulyaev A.S. *Mednye splavy. Marki. Svoystva. Primeneniye. Spravochnik* [Copper alloys. Stamps. Properties. Application]. Moscow, Institute of Tsvetmetobrabotka Publ., 2011, 456 p.
14. GOST 6130-71 *Metally. Metody opredeleniya zharostoykosti (Elektronny resurs)* [Metals. Methods for determination of heat resistance (Electronic resource)]. http://gostrf.com/normadata/1/4294852/4294852758.
15. Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G., Lutskaya S.A. Metody povysheniya korrozionnoy stoykosti zharoprochnykh nikelevykh splavov (obzor) [Methods for increasing the corrosion resistance of heat-resistant nickel alloys (review)]. *Trudy VIAM — Proceedings of VIAM*, electron. scientific and technical journal, 2018, no. 4, art. 01, dx.doi.org/ 10.18577 / 2307-6046-2018-0-4-3-8.

Статья поступила в редакцию — 4.03.2021 г.
после доработки — 11.04.2021 г.
принята к публикации — 22.04.2021 г.

Бурковская Наталия Петровна *— ФГУП ВИАМ (105005, Москва, ул. Радио, 17), кандидат химических наук, научный сотрудник, специалист в области жаропрочных металлических композиционных материалов. E-mail: burkovskaya.n@gmail.com.*

Севостьянов Николай Владимирович *— ФГУП ВИАМ (105005, Москва, ул. Радио, 17), кандидат технических наук, начальник сектора, специалист в области металлических композиционных материалов. E-mail: kolia-phone@mail.ru.*

Карачевцев Федор Николаевич — *ФГУП ВИАМ (105005, Москва, ул. Радио, 17), кандидат химических наук, начальник лаборатории, специалист в области спектральных, химико-аналитических исследований и эталонных образцов. E-mail: kara4ev@mail.ru.*

Щербаков Евгений Михайлович — *ФГУП ВИАМ (105005, Москва, ул. Радио, 17), начальник сектор, специалист в области жаропрочных металлических композиционных материалов. E-mail: aiam.mcm@mail.ru.*

High-temperature oxidation of the copper-nickel based alloys synthesized by spark plasma sintering

N. P. Burkovskaya, N. V. Sevostyanov, F. N. Karachevtsev, E. M. Shcherbakov

The article presents data on heat resistance high-temperature tests of powder materials based on copper-nickel have been carried out. The oxidation features of materials samples with various alloying elements have been studied. Compaction of copper-nickel alloys samples was done by spark plasma sintering (SPS). The dependence of the growth rate of the oxide film on the temperature of high-temperature oxidation was established, and the effect of alloying elements in the composition of the samples on their heat resistance was considered. Based on the study's results the dependence of the oxide film growth rate on high-temperature oxidation and the influence of alloying elements in the composition of sintered copper-nickel alloys on their heat resistance are considered. It was determined that for all the considered samples compositions of copper-nickel alloys synthesized by spark plasma sintering, the temperature 1000 °C of 20-hour heating heat resistance test is not the limiting one, since the samples retain their integrity. It is shown that simultaneous alloying of copper-nickel alloys with aluminum and chromium provides the highest heat resistance. The scale growth rate for composition Cu – Ni – Cr – Al $1.49 \cdot 10^{-3}$ g/cm^3 is lower than the oxidation rate of pure nickel $3.78 \cdot 10^{-3}$ g/cm^3 at 1000 °C. These two samples demonstrate the lowest weight gain after testing at 1000 °C, for compositions Cu – Ni – Al, Cu – Ni – Cr – Si and 50 wt. % Cu – 50 wt. % Ni the oxidation rate increases by two orders of magnitude, for compositions Cu – Ni – Si and Ni — by three orders of magnitude.

Keywords: heat resistance, copper-nickel alloys, Cu – Ni system, high-temperature oxidation, powder metallurgy, spark plasma sintering.

Burkovskaya Natalya — *All-Russian scientific research institute of aviation materials (FSUE VIAM, Moscow, 105005, Radio st., 17), PhD (Chem.), researcher, specialist in the field of composite materials. E-mail: burkovskaya.n@gmail.com.*

Sevostyanov Nikolay — *All-Russian scientific research institute of aviation materials (FSUE VIAM, Moscow, 105005, Radio st., 17), PhD (Eng), head of Metal composite materials laboratory section, specialist in the field of composite materials. E-mail: kolia-phone@mail.ru.*

Karachevtsev Fedor *— All-Russian scientific research institute of aviation materials (FSUE VIAM, Moscow, 105005, Radio st., 17), PhD (Chem.), head of Spectral, chemical-analytical studies and reference samples laboratory, specialist in the field of spectral, chemical-analytical studies and reference samples. E-mail: kara4ev@mail.ru.*

Shcherbakov Evgeny *— All-Russian scientific research institute of aviation materials (FSUE VIAM, Moscow, 105005, Radio st., 17), PhD (Chem.), head of Metal composite materials laboratory section, specialist in the field of composite materials. E-mail: aiam.mcm@mail.ru.*