

- compounds and composites based on it]. Moscow, Aspekt-Press Publ., 1997. 718 p. (Rus.)
9. Maslov V.O. Kompozicijni materiali na osnovi zalizografitovih vidhodiv metalurgijnogo virobnictva [Composition materials on the basis of Fe-C containing wastes of metallurgy]. *Khimichna promislovist' Ukraini – Chemical industry of Ukraine*, 1994, no. 4, pp. 54-60. (Ukr.)
  10. Bondarenko S.G., Rykova L.A., Statyuha G.A., Chernysh I.G. Tehnologicheskie aspekty interkalirovaniya grafita sernoj kisloty [Technological aspects of intercalation of graphite with sulfuric acid]. *Himiya tverdogo topliva – Solid fuel chemistry*, 1988, no. 4, pp. 141-143. (Rus.)
  11. Maslov V.A., Pustovalov Yu.P., Makeyev V.E. *Sposob polucheniya termicheski rasshirennogo grafita* [The method of obtaining thermally expanded graphite]. Patent USSR, no. 1828065, 1988. (Rus.)
  12. Chernysh I.G., Buraya I.D. Issledovanie processa okisleniya grafita rastvorom bihromata kaliya v sernoj kislotte [The study of the oxidation of graphite with a solution of potassium dichromate in sulfuric acid]. *Himiya tverdogo topliva – Solid fuel chemistry*, 1990, no. 1, pp. 123-127. (Rus.)
  13. Pustovalov Yu.P., Maslov V.A. *Sposob polucheniya termicheski rasshirennogo grafita* [The method of obtaining thermally expanded graphite]. Patent RF, no. 2036137, 1995. (Rus.)

Рецензент: В.Б.Семакова  
канд. техн. наук, доц., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 30.04.2019

УДК 669.245.018:620.193.53

doi: 10.31498/2225-6733.38.2019.181273

© Глотка А.А.<sup>1</sup>, Гайдук С.В.<sup>2</sup>

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

*Проведено математическое моделирование средней скорости коррозии ( $\bar{V}_q$ ) для никелевых сплавов с различными системами легирования в условиях синтетической золы при различных температурах. Показана тесная корреляционная связь между средней скоростью коррозии ( $\bar{V}_q$ ) и величиной соотношения легирующих элементов в составе ( $K_{nc}$ ). Установлены закономерности влияния состава на свойства жаропрочных никелевых сплавов.*

**Ключевые слова:** жаропрочные никелевые сплавы, средняя скорость коррозии, соотношение легирующих элементов.

**Глотка О.А., Гайдук С.В. Математичне моделювання високотемпературної корозії жароміцних нікелевих сплавів.** Проведено математичне моделювання середньої швидкості корозії ( $\bar{V}_q$ ) для нікелевих сплавів з різними системами легування (для моно-, направленої- та рівновісної кристалізації) в умовах синтетичної золы при різних температурах. Оскільки сучасні ЖНС мають складні багатоконпонентні склади, в яких спостерігається комплексний вплив елементів на корозію, оцінка стійкості ВТК була проведена за величиною відомого параметра  $P_{nc}$ . Це дозволило зіставляти рівень стійкості сплавів з різними схемами легування. Проте даний параметр не охоплює всі легуючі елементи, які присутні в складі ЖНС. Тому в результаті аналізу і обробки експериментальних даних запропоновано співвідношення легуючих елементів для оцінки корозійної стійкості, яке врахо-

<sup>1</sup> канд. техн. наук, доцент, Запорозький національний технічний університет, г. Запорозьє, [glotka-alexander@ukr.net](mailto:glotka-alexander@ukr.net)

<sup>2</sup> д-р техн. наук, Запорозький національний технічний університет, г. Запорозьє

вує комплексний вплив основних компонентів сплаву. Так як ВТК пов'язана з присутністю тих чи інших елементів в сплаві і їх концентрацією, то співвідношення  $K_{nc}$  дозволяє більш адекватно оцінювати, для багатоконпонентних нікелевих систем, середню швидкість корозії для різних температур. Залежності середньої швидкості корозії від  $K_{nc}$  для монокристалічних сплавів мають пряму лінійний вид, це пояснюється специфікою систем легування матеріалів даного класу. Характерним для них є значно менша кількість хрому (до 10% мас.) і зниження вмісту (а в деяких сплавах відсутність) титана, що призводить до істотного зниження ВТК-стійкості матеріалу. Встановлено, що для забезпечення необхідного рівня ВТК-стійкості сплавів спрямованої та рівновісної кристалізації, величина співвідношення має бути не менше  $K_{nc} \geq 2$ , яке забезпечить неруйнівну щільну плівку продуктів корозії. Так, для сплавів з  $K_{nc} \leq 2$  характерне утворення товстого шару продуктів корозії, який легко відшаровується в процесі експлуатації. Отримані регресійні моделі дають можливість прогнозувати середню швидкість корозії в залежності від системи легування сплаву як при розробці нових ЖНС для спрямованої кристалізації, так і при удосконаленні складів відомих промислових композицій в межах марочного складу. Отримані кореляційні залежності мають експоненціальний характер.

**Ключові слова:** жароміцні нікелеві сплави, середня швидкість корозії, співвідношення легуючих елементів.

**O.A. Glotka, S.V. Haiduk. Mathematical modelling of heat-resistant nickel alloys high temperature corrosion.** The mathematical modelling of the average corrosion rate ( $\bar{v}_q$ ) of nickel alloys with different alloying systems (for mono-, directed- and equilibrium crystallization) under synthetic ash conditions at different temperatures has been carried out. Since modern heat-resistant nickel alloys have complex multicomponent compositions, in which all the elements influence on corrosion complexly, the high temperature corrosion (HTC) stability was evaluated by the value of the known parameter  $P_{ks}$  (surface resistance coefficient). This made it possible to compare the level of stability of alloys with different alloying schemes. However, this parameter does not cover all the alloying elements that are present in the heat-resistant nickel alloys. Therefore, as a result of analysis and processing of experimental data, the ratio of alloying elements to assess the corrosion resistance has been proposed; this ratio considers the complex influence of the main components of the alloy. Since high temperature corrosion (HTC) is related to the presence of certain elements in the alloy and their concentration, the ratio  $K_{ps}$  (surface resistance coefficient) makes it possible to evaluate more adequately the average corrosion rate at different temperatures for multi-component nickel systems. The dependence of the average corrosion rate on  $K_{ps}$  for monocrystalline alloys is straightforward, due to the specific character of the alloying systems of this class materials. Characteristic for them is a significantly less amount of chromium (up to 10% by weight) is characteristic for them and a decrease in the content (and in some alloys, absence) of titanium as well, which results in a significant reduction in the high temperature corrosion (HTC)-stability of the material. It has been established that to ensure the required level of high temperature corrosion (HTC) stability of alloys of directed and equilibrium crystallization, the value of the ratio should be not less than  $K_{ps} \geq 2$ , which will provide a non-destructive dense film of corrosion products. So, for the alloys with  $K_{ps} \leq 2$  the formation of a thick layer of corrosion products, which is easily separated during the operation is characteristic. The obtained regression models give an opportunity to predict the average speed of corrosion depending on the alloying system, both for the development of new heat-resistant nickel alloys for directed crystallization, and in improving the composition of the known industrial alloys within the brand composition. The obtained correlation dependencies are exponential in nature.

**Keywords:** heat-resistant nickel alloys, average speed of corrosion, ratio of alloying elements.

**Постановка проблеми.** Надежность и ресурс газотурбинных двигателей зависит от работоспособности элементов «горячей» части (рабочих и сопловых лопаток, дисков и т. д.), подверженных действию статических, циклических, повторно-статических нагрузок, а также высокотемпературной сульфидно-оксидной газовой коррозии. Сульфидно-оксидная газовая коррозия обусловлена коррозионным воздействием золы и газовых продуктов сгорания газотурбинных двигателей (ГТД), поступающих в проточную часть двигателя и является одним из серьезных видов повреждений сопловых лопаток, вызывающих снижение надежности и экономичности газовых турбин. Интенсивность сульфидно-оксидной коррозии в некоторых случаях столь велика, что лопатки газовой турбины выходят из строя в течение нескольких сот часов работы [1].

**Анализ последних исследований и публикаций.** Анализ литературных данных [2-4] по исследованию надежности и прочности показывает, что процессы газовой коррозии элементов авиационных ГТД менее изучены, чем процессы разрушения от действия механических нагрузок. В настоящее время известно несколько методов испытаний образцов и деталей узлов двигателей на высокотемпературную газовую коррозию (ВТК):

- в тиглях в расплавах солей;
- в печах с предварительным нанесением на образцы золы или нагарообразующих отложений;
- на установках с электрохимическим воздействием в расплавах солей;
- в камерах сгорания с частичным воспроизведением давления рабочего процесса ГТД;
- полномасштабные испытания лопаток в системе ГТД.

Первые три метода испытаний не позволяют оценивать долговечность образца лопатки по коррозионной стойкости и наиболее приемлемы при проведении сравнительных испытаний, например, когда необходимо из нескольких вариантов конструктивного исполнения элемента двигателя выбрать вариант, соответствующий наибольшей коррозионной стойкости. Последние два метода испытаний дают полную (или близкую к полной) оценку коррозионной стойкости, но требуют больших временных и материальных затрат. Следует отметить, что существующие методы автономных испытаний лопаток на надежность и ресурс при длительном статическом, повторно-статическом и других видах механического нагружения не воспроизводят полной картины коррозии, поскольку при этом не моделируется рабочая среда, и это, естественно, снижает достоверность оценки надежности и ресурса лопаток [5]. Ускоренные испытания лопаток в системе двигателя, проводимые с форсированием режима нагружения по частоте вращения, температуре, вибрации и т. д., также не воспроизводят полной картины коррозии по причине малой (по сравнению с ресурсом) длительности пребывания лопатки в газовой среде [6].

Таким образом, перечисленные методы испытаний или имеют низкий уровень воспроизведения коррозионной повреждаемости, или требуют большой длительности и затрат на испытания. В связи с этим актуальным является разработка математических моделей, которые позволят достоверно оценивать показатели коррозионной стойкости жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), обеспечивающих достоверность оценки при минимальных временных и материальных затратах на испытания.

**Цель работы** – установить корреляционную зависимость между средней скоростью коррозии сплавов класса ЖНС и величиной соотношения легирующих элементов ( $K_{\text{лс}}$ ) в их составе в условиях синтетической золы на основании математической обработки экспериментальных значений для разных температур.

**Изложение основного материала. Методика проведения исследований.** Для экспериментально-теоретических исследований коррозионной стойкости сформирована рабочая выборка сплавов, состоящая из известных промышленных литейных ЖНС отечественного и зарубежного производства, следующих марок:

- монокристаллические сплавы: CMSX2, CMSX3, CMSX4, CMSX10, AM1, 203E, TUT92, PWA1484, PWA1480, SRR99, NASAIR100, SMP14, R162, TMS71, TMS75, Rene N4, Rene N5, Rene N6, SC180, MC2, ЖС36, ЖС30М, ЖС40, ЖС 47;
- сплавы направленной кристаллизации: PWA1422, MAR-M200+Hf, ЖС6Ф, ЖС30, ЖС26У, CM247LC, ЖС26, CM186LC, PWA1426, RENE142, ЖС28, ЖС32, MM247, GTD111,

IN792LC, DS16, RENE150, MAR-M002, MAR-M200, MAR-M246, MAR-M247, RENE80;  
- сплавы равноосной кристаллизации: ВЖЛ12У, ЖС6К, ЖС6У, MAR-M200, В 1900, RENE220, MM246, IN100, NFP1916, IN738LC, TRW-VIA, IN731, ЗМИ-3У, ЖСЗЛС, RENE77, U-700, СМ618.

Выборка сплавов была сделана с позиции разнообразия химических составов (систем легирования), которые по содержанию основных элементов охватывают широкий диапазон легирования.

Сравнительные экспериментальные исследования коррозионной стойкости проводились в синтетической золе по методике, разработанной В.И. Никитиным (ЦКТИ им. И.И. Ползунова), которая широко применяется [5]. Для коррозионных испытаний использовались стандартные цилиндрические образцы (диаметр  $\varnothing 10$  мм, длина  $l = 12$  мм), на поверхность которых после предварительного обезжиривания, измерения и взвешивания на аналитических весах с точностью  $\pm 0,0005$  г, наносилась синтетическая зола в количестве  $12 \text{ мг/см}^2$ , имитирующая продукты сгорания газотурбинного топлива следующего состава:  $\text{Na}_2\text{SO}_4 - 66,2\%$ ;  $\text{Fe}_2\text{O}_3 - 20,4\%$ ;  $\text{NiO} - 8,3\%$ ;  $\text{CaO} - 3,3\%$ ;  $\text{V}_2\text{O}_5 - 1,8\%$ , по массе, которые размещались и выдерживались в печи на платформе из огнеупорного материала в воздушной атмосфере. Сравнительные коррозионные испытания проводились в синтетической золе при температурах  $800^\circ$ ,  $850^\circ$ ,  $900^\circ$  и  $950^\circ\text{C}$  в течение 100...300 часов. После проведения экспериментов продукты коррозии изымались по методике водородного восстановления окислов, разработанной ЦКТИ им. И.И. Ползунова [5]. Сравнительная устойчивость образцов исследуемых сплавов к ВТК оценивалась по удельной потере массы ( $q$ ,  $\text{г/м}^2$ ) и средней скоростью коррозии ( $\bar{V}q$ ,  $\text{г/м}^2\cdot\text{с}$ ).

Удельная потеря массы ( $q$ ,  $\text{г/м}^2$ ) рассчитывалась по формуле:  $q = \Delta m / S$ , где  $\Delta m$  – потеря массы образца после удаления продуктов коррозии (г);  $S$  – площадь поверхности образца,  $\text{м}^2$ .

Средняя скорость коррозии ( $\bar{V}q$ ,  $\text{г/м}^2\cdot\text{с}$ ) рассчитывалась по формуле:  $\bar{V}q = q / \tau$ , где  $\tau$  – длительность испытания, сек.

Полученные из литературных источников значения средней скорости коррозии  $\bar{V}q$  ( $\text{г/м}^2\cdot\text{с}$ ) обрабатывались в программном комплексе Microsoft Office в пакете EXCEL методом наименьших квадратов с получением корреляционных зависимостей типа «параметр-свойство» с получением математических уравнений регрессионных моделей (линий трендов), которые оптимально описывают эти зависимости.

Результаты исследований и их обсуждение. Учитывая, что роль в сопротивлении ВТК литейных ЖНС принадлежит такому параметру как средняя скорость коррозии  $\bar{V}q$  ( $\text{г/м}^2\cdot\text{с}$ ), которая зависит от системы легирования, то актуальной является задача получения оптимальной регрессионной модели для расчета данных характеристик для разных температур на основе величины соотношения легирующих элементов в составе сплавов.

Все компоненты, используемые при легировании ЖНС, можно условно разделить на три группы: растворяющиеся основным образом в  $\gamma$ -твердом растворе (Co, Cr, Mo, W, Re), растворяющиеся преимущественно в  $\gamma'$ -фазе (Al, Ti, Ta, Hf) и карбидообразующие элементы (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr).

Состав сплава оказывает существенное влияние на его коррозионную стойкость. Известно, что хром является основным элементом, который определяет коррозионную стойкость сплавов, при этом его малые добавки малоэффективны. Поэтому в зависимости от специфики системы легирования коррозионностойких сплавов данного класса оптимальные пределы содержания хрома могут находиться в довольно широком диапазоне  $12\% \leq \text{Cr} \leq 22\%$  по массе [7].

Известно, что алюминий неблагоприятно влияет на показатели ВТК, поскольку сплавы, содержащие достаточное количество алюминия для образования защитной окисной пленки, испытывают ускоренное окисление в присутствии расплавленной соли  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  из-за протекающих реакций растворения пленки  $\text{Al}_2\text{O}_3$  по кислотному или основному механизму [8]. Однако с ростом температуры эксплуатации, когда среда становится более окислительной и менее сульфидирующей, преимущество имеют сплавы, защищаемые оксидом  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Титан в никелевых сплавах дает положительный эффект в повышении коррозионной стойкости. Практика позывает, что хромо-титановые сульфиды эффективно противостоят

окислению, и с увеличением титана в составе до 4,5% скорость коррозии снижается примерно в 5 раз [9]. Однако в никелевых сплавах, зачастую, алюминий и титан присутствуют одновременно, поэтому было предложено соотношение Ti/Al, которое характеризует не только коррозионную стойкость, но и механические свойства сплава. Так, установлено, что оптимальное соотношение должно находиться в пределах 2-3,5, которое дает удовлетворительные показания стойкости к ВТК и механические свойства [10].

Поскольку современные ЖНС имеют сложные многокомпонентные составы, в которых наблюдается комплексное влияние элементов на коррозию, оценка стойкости ВТК проводилась по величине известного параметра  $K_{nc} = Cr^{1/2}(Ti/Al)$  [11]. Это позволило сопоставлять уровень стойкости сплавов с различными схемами легирования. Тем не менее, данный параметр не охватывает все легирующие элементы, которые присутствуют в составе ЖНС. Поэтому в результате анализа и обработки экспериментальных данных предложено соотношение легирующих элементов  $K_{nc} = Cr^{1/2} \frac{(Al + Ti + Nb + Ta + Hf)}{(W + Mo + Re + Co + Ru)}$  для оценки коррозионной стойкости, которое учитывает комплексное влияние основных компонентов сплава. Так как ВТК связана с присутствием тех или иных элементов в сплаве и их концентрацией, то соотношение  $K_{nc}$  позволяет более адекватно оценивать для многокомпонентных никелевых систем среднюю скорость коррозии для разных температур.

Как известно [5, 6], зависимость скорости коррозионных процессов от температуры описывается общим экспоненциальным уравнением вида  $\bar{V}q = V_0 \cdot \text{EXP}(-Q/RT)$ . На рисунке 1 приведены полученные (результатирующие) зависимости показателей  $\bar{V}q$  монокристаллических ЖНС в зависимости от соотношения легирующих элементов  $K_{nc}$ .

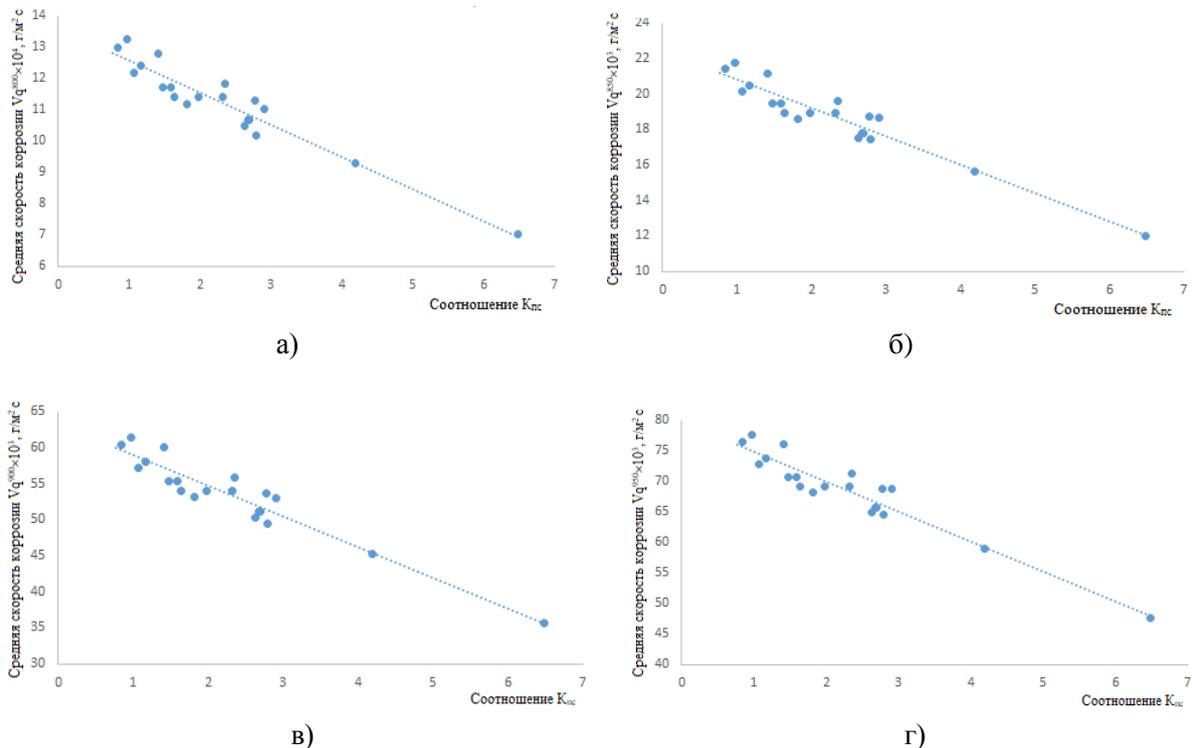


Рис. 1 – Корреляционная зависимость средней скорости коррозии ( $\bar{V}q$ ) монокристаллических ЖНС от величины соотношения  $K_{nc}$  для разных температур: а – 800°C; б – 850°C; в – 900°C; г – 950°C

Исходя из выше приведенных моделей, установлено, что средняя скорость коррозии имеет линейную зависимость от соотношения  $K_{nc}$  для всех температур, что адекватно описывается полученными регрессионными моделями с относительной погрешностью не более  $\pm 3\%$ :

$$\begin{aligned} \bar{V}q^{800} &= -1,0272 K_{\text{пс}} + 13,606; \\ \bar{V}q^{850} &= -1,602 K_{\text{пс}} + 22,395; \\ \bar{V}q^{900} &= -4,2452 K_{\text{пс}} + 63,171; \\ \bar{V}q^{950} &= -4,9221 K_{\text{пс}} + 79,807. \end{aligned}$$

Отсутствие экспоненциального вида уравнений объясняется спецификой систем легирования материалов данного класса. Характерным для них является значительно меньшее количество хрома (<< 10% масс.) и сниженное содержание (а в некоторых сплавах отсутствие) титана, что приводит к существенному снижению ВТК-стойкости материала.

Установлены зависимости средней скорости коррозии от соотношения  $K_{\text{пс}}$  для сплавов направленной кристаллизации (рис. 2). С повышением величины  $K_{\text{пс}}$  наблюдается снижение значений  $\bar{V}q$  по экспоненциальному закону для исследованных температур.

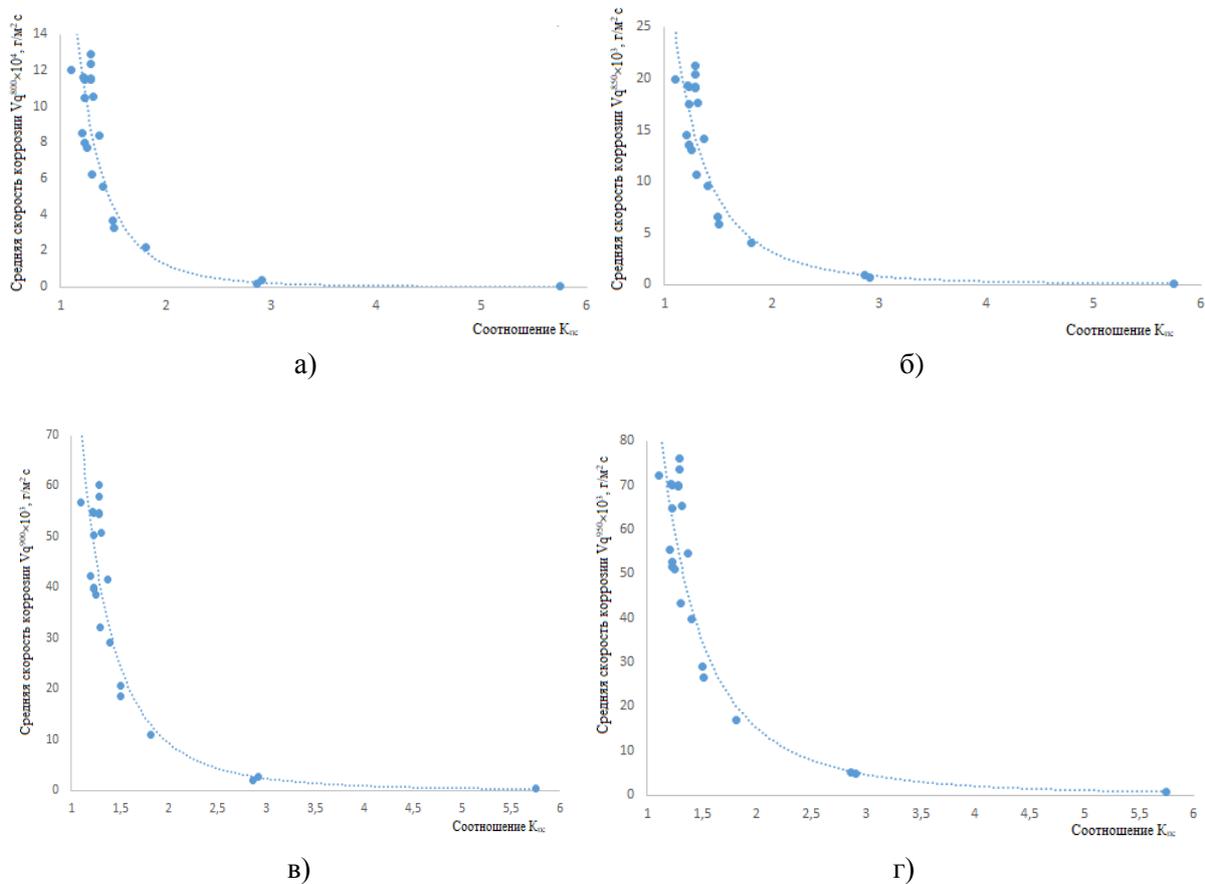


Рис. 2 – Корреляционные зависимости средней скорости коррозии ( $\bar{V}q$ ) ЖНС для направленной кристаллизации от величины соотношения  $K_{\text{пс}}$  для различных температур: а – 800°C; б – 850°C; в – 900°C; г – 950°C

Полученные регрессионные модели для сплавов направленной кристаллизации имеют относительную погрешность не более  $\pm 1,73\%$ :

$$\begin{aligned} \bar{V}q^{800} &= 26,785 K_{\text{пс}}^{-4,433}; \\ \bar{V}q^{850} &= 33,818 K_{\text{пс}}^{-3,423}; \\ \bar{V}q^{900} &= 97,964 K_{\text{пс}}^{-3,408}; \\ \bar{V}q^{950} &= 113,61 K_{\text{пс}}^{-2,907}. \end{aligned}$$

Полученные зависимости показывают, что для обеспечения необходимого уровня ВТК

стойкости сплавов направленной кристаллизации величина соотношения должна быть не менее  $K_{nc} \geq 2$ , которое обеспечит неразрушающуюся плотную пленку продуктов коррозии. Так, для сплавов с  $K_{nc} \leq 2$  характерно образование толстого слоя продуктов коррозии, который легко отслаивается в процессе эксплуатации. Таким образом, полученные регрессионные модели дают возможность прогнозировать среднюю скорость коррозии в зависимости от системы легирования сплава как при разработке новых ЖНС для направленной кристаллизации, так и при усовершенствовании составов известных промышленных композиций в пределах марочного состава.

Установлено, что предложенное соотношение  $K_{nc}$  имеет тесную корреляционную связь со средней скоростью коррозии для сплавов равноосной кристаллизации (рис. 3). Все эти зависимости имеют также экспоненциальный характер с погрешностью не более  $\pm 3\%$ .

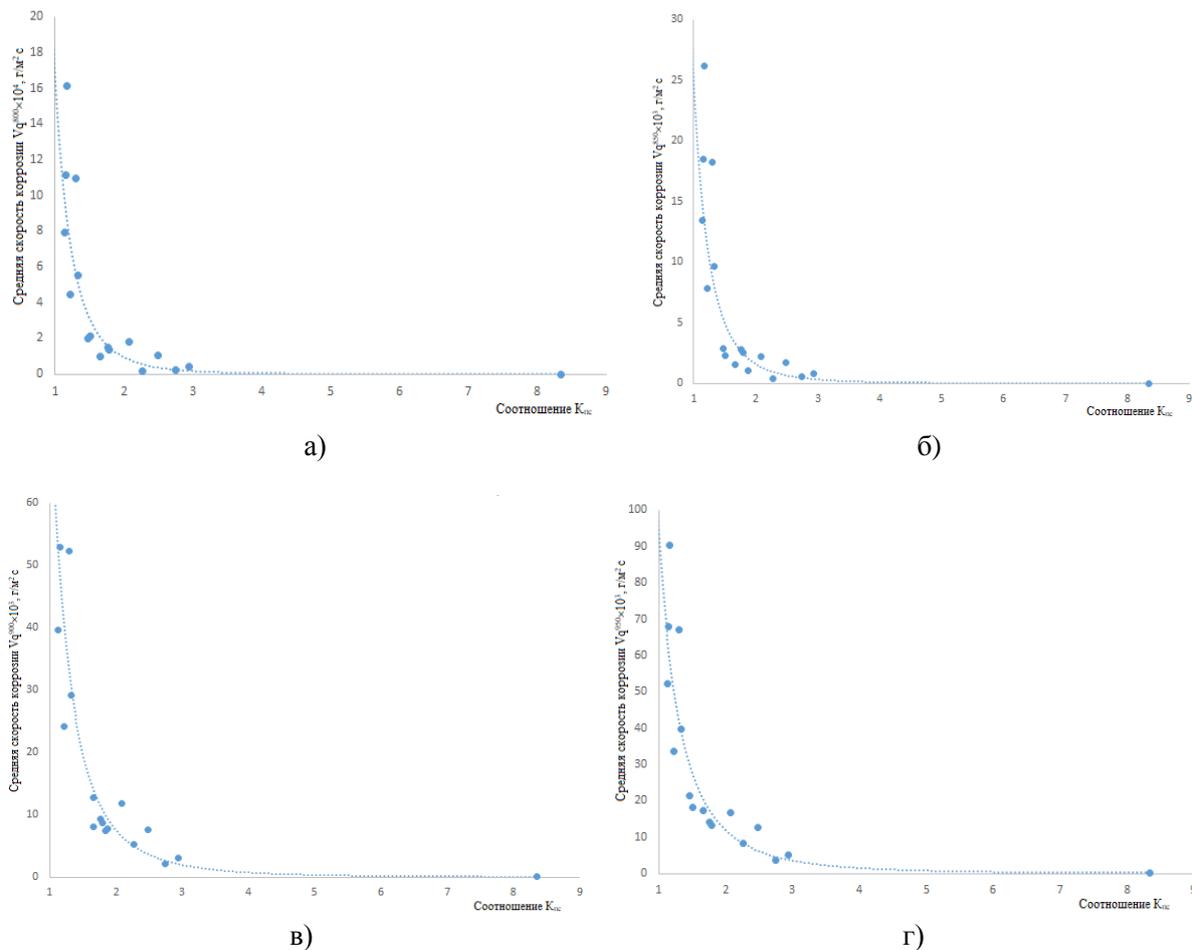


Рис. 3 – Корреляционная зависимость средней скорости коррозии ( $\bar{V}q$ ) ЖНС равноосной кристаллизации от величины соотношения  $K_{nc}$  для различных температур: а – 800°C; б – 850°C; в – 900°C; г – 950°C

Связь средней скорости коррозии ( $\bar{V}q$ ) с величиной соотношения  $K_{nc}$  для сплавов равноосной кристаллизации адекватно описываются полученными регрессионными моделями:

$$\begin{aligned} \bar{V}q^{800} &= 16,928 K_{nc}^{-4,19}; \\ \bar{V}q^{850} &= 25,047 K_{nc}^{-4,003}; \\ \bar{V}q^{900} &= 77,216 K_{nc}^{-3,355}; \\ \bar{V}q^{950} &= 93,411 K_{nc}^{-2,97}. \end{aligned}$$

Полученные зависимости дают возможность прогнозировать ВТК стойкость сплавов,

полученных методом равноосной кристаллизации. Так же, как и для сплавов направленной кристаллизации, величина соотношения должна быть не менее  $K_{nc} \geq 2$ , которое обеспечит формирование неразрушающейся плотной защитной пленки продуктов коррозии. При значении  $K_{nc} < 2$ , наоборот, может формироваться толстый слой продуктов коррозии, который не обладает защитными функциями, потому что легко отслаивается в процессе эксплуатации.

Таким образом, полученные регрессионные модели дают возможность прогнозировать среднюю скорость коррозии по величине соотношения ( $K_{nc}$ ), которая зависит от системы легирования сплава как при разработке новых составов ЖНС для равноосной кристаллизации, так и при усовершенствовании известных промышленных композиций в рамках марочного состава с целью повышения ВТК-стойкости.

### Выводы

1. В данной работе представлены исследования, проведенные на основе математической обработки экспериментальных данных, полученных для никелевых сплавов с разными системами легирования в условиях синтетической золы при разных температурах. Показана тесная корреляционная связь между средней скоростью коррозии ( $\bar{V}_q$ ) и величиной соотношения легирующих элементов в составе ( $K_{nc}$ ).

2. На основе анализа и математической обработки данных получено новое соотношение  $K_{nc}$ , по величине которого можно адекватно прогнозировать среднюю скорость коррозии ( $\bar{V}_q$ ) для многокомпонентных композиций класса ЖНС в условиях синтетической золы для разных температур.

3. Найдена тесная корреляционная связь между средней скоростью коррозии и величиной соотношения  $K_{nc}$ , что оптимально описывается для монокристаллических ЖНС линейными функциями. Такая обусловленность объясняется спецификой легирования материалов данного класса, характерным для которых есть значительно меньшее содержание хрома в составе ( $\ll 10\%$  масс.) и пониженное (а в некоторых сплавах отсутствие титана), что приводит к существенному снижению ВТК-стойкости материалов.

4. Установлено, что для сплавов, полученных методами направленной и равноосной кристаллизации, величина соотношения  $K_{nc}$  должна быть не менее 2, что обеспечивает образование неразрушающейся плотной защитной пленки продуктов коррозии. Полученные корреляционные зависимости имеют экспоненциальный характер.

5. Показан эффективный подход к решению задачи прогнозирования ВТК стойкости как при разработке новых составов монокристаллических ЖНС, так и при совершенствовании составов известных промышленных марок, что позволяет адекватно оценить работоспособность сплавов данного класса в условиях коррозионной среды.

### Список использованных источников:

1. Гишваров А.С. Метод ускоренного моделирования высокотемпературной газовой коррозии сопловых лопаток ГТД / А.С. Гишваров, М.Н. Давыдов // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2006. – Т. 7. – № 2 (15). – С. 51-60.
2. Никитин В.И. Расчет жаростойкости металлов / В.И. Никитин. – М. : Машиностроение, 1976. – 208 с.
3. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин / Л.Б. Гецов. – М. : Недра, 1996. – 591 с.
4. Гишваров А.С. Теория ускоренных ресурсных испытаний технических систем / А.С. Гишваров. – Уфа : Гилем, 2000. – 338 с.
5. Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / В.И. Никитин – Л. : Машиностроение, 1987. – 272 с.
6. Suzuki A.S. Prediction of initial oxidation behavior of ni-base single crystal superalloys: a new oxidation map and regression analysis / A.S. Suzuki, K. Kawagishi, T. Yokokawa, T. Kobayashi // Superalloys : 12-th International Symposium on Superalloys. – 2012. – Pp. 321-329. – Mode of access: DOI: 10.1002/9781118516430.ch35.
7. Pettit F.S. Oxidation and hot corrosion of superalloys / F.S. Pettit, G.H. Meier // Superalloys : 5-th

- International Symposium on Superalloys. – 1984. – Pp. 651-668.
8. Никитин В.И. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива / В.И. Никитин, М.Б. Ревзюк, И.П. Комисарова // Труды ЦКТИ им. И.И. Ползунова. – Л., 1978. – Вып. 158. – С. 71-74.
  9. Deepa Mudgal High Temperature Cyclic Oxidation Behavior of Ni and Co Based Superalloys / Deepa Mudgal, Surendra Singh, Satya Prakash // Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering. – 2012. – Vol. 11, No. 3. – Pp. 211-219. – Mode of access: [DOI: 10.4236/jmmce.2012.113017](https://doi.org/10.4236/jmmce.2012.113017).
  10. Brenneman J. Oxidation behavior of GTD111 Ni-based superalloy at 900°C in air / J. Brenneman, J. Wei, Z. Sun, L. Liu // Corrosion Science. – 2015. – № 100. – Pp. 267-274. – Mode of access: [DOI: 10.1016/j.corsci.2015.07.031](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.07.031).
  11. Жуков А.А. Оценка эксплуатационной пригодности жаропрочных сплавов для ГТД и ГТУ / А.А. Жуков, О.А. Смирнова // Двигатели аэрокосмических летательных аппаратов. – 2005. – № 19. – С. 60-66.

#### References:

1. Gishvarov A.S., Davydov M.N. Metod uskorenogo modelirovaniia vysokotemperaturnoi gazovoi korrozii soplovykh lopatok GTD [Method of accelerated simulation of high-temperature gas corrosion of nozzle blades for gas turbine engines]. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta – Bulletin of Ufa State Aviation Technical University*, 2006, vol. 7, № 2 (15), pp. 51-60. (Rus.)
2. Nikitin V.I. *Raschet zharostoikosti metallov* [Calculation of heat resistance of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 208 p. (Rus.)
3. Getsov L.B. *Materialy i prochnost' detalei gazovykh turbin* [Materials and strength of gas turbine components]. Moscow, Nedra Publ., 1996. 591 p. (Rus.)
4. Gishvarov A.S. *Teoriia uskorennykh resursnykh ispytaniy tekhnicheskikh sistem* [Theory of Accelerated Life Tests of Technical Systems]. Ufa, Gilem Publ., 2000. 338 p. (Rus.)
5. Nikitin V.I. *Korroziya i zashchita lopatok gazovykh turbin* [Corrosion and protection of gas turbine blades]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1987. 272 p. (Rus.)
6. Suzuki A.S., Kawagishi K., Yokokawa T., Kobayashi T. Prediction of initial oxidation behavior of ni-base single crystal superalloys: a new oxidation map and regression analysis. Proceedings of the 12-th International Symposium on Superalloys, 2012, pp. 321-329. **doi: 10.1002/9781118516430.ch35**.
7. Pettit F.S., Meier G.H. Oxidation and hot corrosion of superalloys. Proceedings of the 5-th International Symposium on Superalloys, 1984, pp. 651-668.
8. Nikitin V.I., Revziuk M.B., Komisarova I.P. Vliianie sostava nikelovykh spлавov na ikh korroziionnuu stoikost' v zole gazoturbinnogo topliva [Effect of the composition of nickel alloys on their corrosion resistance in gas turbine ash]. *Trudy TsKTI im. I.I. Polzunova – Works of CKTI named by I.I. Polzunova*, Leningrad, 1978, no. 158, pp. 71-74. (Rus.)
9. Deepa Mudgal, Surendra Singh, Satya Prakash. High Temperature Cyclic Oxidation Behavior of Ni and Co Based Superalloys. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*, 2012, vol. 11, no. 3, pp. 211-219. **doi: 10.4236/jmmce.2012.113017**.
10. Brenneman J., Wei J., Sun Z., Liu L. Oxidation behavior of GTD111 Ni-based superalloy at 900°C in air. *Corrosion Science*, 2015, no. 100, pp. 267-274. **doi: 10.1016/j.corsci.2015.07.031**.
11. Zhukov A.A., Smirnova O.A. Otsenka ekspluatatsionnoi prigodnosti zharoprochnykh spлавov dlia GTD i GTU [Evaluation of the operational suitability of heat-resistant alloys for gas turbine engines and gas turbines]. *Dvigateli aerokosmicheskikh letatel'nykh apparatov – Aerospace Aircraft Engines*, 2005, no. 19, pp. 60-66. (Rus.)

Рецензент: В.В. Наумик  
д-р техн. наук, проф., ЗНТУ

Статья поступила 25.02.2019