

Вывод

Приведенная выше теоретическая информация позволяет на основании учета типичной формы частиц карбидной или какой-либо другой фазы правильно спрогнозировать технологию стабилизирующей термообработки жаропрочных сплавов для получения оптимального структурного состояния границ зерен (как результат осуществления процесса необходимой коалесценции пограничных выделений), а следовательно, и повышения жаропрочных свойств (и прежде всего длительной прочности).

Перечень ссылок

1. Ольшанецкий В. Е. О сфероидизации пограничных прослоек карбидной фазы в инструментальных сталях / Ольшанецкий В. Е. // Производство и исследование быстрорежущих и штамповых сталей. – М. : Металлургия, 1970. – С. 139–144.
2. Ольшанецкий В. Е. Влияние поперечно-активных элементов на структуру границ зерен и свойства металлических сплавов / Ольшанецкий В. Е., Коваль А. Д. // ФХММ. – 1972. – № 4. – С. 103–104.
3. Симс Ч. Жаропрочные сплавы / Симс Ч., Хагель В. – М. : Металлургия, 1976. – 567 с.
4. Ольшанецкий В. Е. Влияние адсорбционной активности легирующих элементов на характер распределения избыточных фаз по границам зерен сплавов с никелевой основой / Ольшанецкий В. Е., Натапов Б. С. // Свойства и применение жаропрочных сплавов. – 1966. – М. : «Наука». – С. 194–200.
5. Ольшанецкий В. Е. Разработка научных принципов управления структурно-энергетическим состоянием внутренних граничных зон с целью улучшения свойств и служебных характеристик металлических материалов: дисс. ... доктора техн. наук : 7.112.93 / Вадим Ефимович Ольшанецкий. – Д., Национальная металлургическая академия Украины, 1993. – 387 с.
6. Ольшанецкий В. Е. Об оценке средней относительной энергии в некоторых моделях пограничных выделений / Ольшанецкий В. Е. // Металлофизика, вып. 50. – К. : Наукова думка, 1974. – С. 89–94.
7. Ольшанецкий В. Е. Связь морфологии пограничных частиц с относительной межфазной энергией / Ольшанецкий В. Е. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 1. – С. 8–15.
8. Коваль А. Д. Принципы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких к высокотемпературной коррозии / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, Е. Л. Санчугов // МиТОМ, 2001. – № 10. – С. 5–9.

Одержано 11.01.2010

A. D. Koval, V. E. Olshanetskiy

ABOUT COALESCENCE OF BOUNDARY PARTICLES IN METALLIC ALLOYS

Розглянутий вплив морфології і лінійної густини пограничних частинок на схильність їх до коалесценції і сфероїдизації.

Ключові слова: межа, частинки виділень, лінійна густина, сфероїдизація.

Influence of morphology and linear density of boundary particles on inclination their to coalescence and spheroidizing is considered.

Key words: boundary, particles, linear density, spheroidizing.

УДК 669.245.018: 620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТАНТАЛА В СПЛАВЕ ЗМИ-3У НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ОТДЕЛЬНЫХ ФАЗ УСКОРЕННОМУ КОРРОЗИОННОМУ ПРОНИКНОВЕНИЮ

Оценено влияние тантала в сплаве ЗМИ-3У на сопротивление отдельных фаз, выходящих на поверхность, ускоренному проникновению продуктов коррозии. Приведены результаты сравнительных коррозионных испытаний монокристаллических образцов модельных составов, содержащих тантал в исследованном диапазоне легирования, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала. По лучшим суммарным показателям сопротивления фаз ускоренному коррозионному проникновению оптимизировано содержание тантала в сплаве ЗМИ-3У.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав ЗМИ-3У, направленная (моно) кристаллизация, термическая обработка, фронт коррозии, коррозионное проникновение, локальное коррозионное разрушение, эвтектика, карбидная фаза.

Введение

На длительность начальной стадии коррозионного разведения (инкубационного периода) и механизм последующего развития процессов высокотемпературной коррозии (ВТК) наиболее сильное влияние оказывают такие факторы, как химический состав сплава, состав коррозионной среды и температура. Внешняя поверхность металла является наиболее уязвимым участком образца или детали, а состояние поверхности, во многом, определяет структурную стабильность и поведение материала в условиях длительной эксплуатации. При этом, значительную роль в процессе окисдно-сульфидной коррозии жаропрочных никелевых сплавов играют отдельные фазы, имеющие выход на внешнюю поверхность, где при воздействии на них коррозионной среды, образуются язвы, вызывающие локальные и ускоренные темпы повреждения окисной пленки [1].

Имеются экспериментальные данные о склонности жаропрочных никелевых сплавов к язвенной коррозии, в зависимости от схемы легирования, оказывающей существенное влияние на сопротивление ускоренному коррозионному разрушению частиц карбидной фазы, выходящих на поверхность [2].

Практика показала, что локальное коррозионное разрушение (ЛКР) часто обусловлено наличием дендритной ликвации элементов, так как сплавы в литом состоянии неоднородны по составу. Месторасположение этих зон, где характерно формирование и развитие на поверхности локальных участков с более интенсивным и глубоким коррозионным проникновением, по отношению к основному фронту коррозии, потенциально связано с ликвацией тугоплавких элементов, в частности, вольфрама и молибдена [1, 2].

В работах [2, 3] было отмечено положительное влияние тантала в сплаве ЗМИ-3У на сопротивление карбидных частиц ускоренному коррозионному проникновению. Показано, что за счет ускорения проникающей диффузии, повышается чувствительность фаз к

локальному коррозионному повреждению, которая особенно проявляется при $t = 950$ °С. При этом, частицы карбидной фазы наиболее чувствительны к проникающему действию продуктов ВТК.

Методика проведения исследований

Основная задача – оценка влияния тантала в сплаве ЗМИ-3У, в исследуемом диапазоне легирования, на сопротивляемость отдельных фаз, выходящих на поверхность образцов, ускоренному проникновению продуктов коррозии с целью оптимизации его содержания по лучшему суммарному показателю сопротивляемости фаз.

Для этой цели на базе паспортной шихтовой заготовки сплава ЗМИ-3У отливались монокристаллические образцы модельных составов «1»–«5» с различным содержанием тантала с концентрационным шагом 1 % по массе в диапазоне от 1 до 5 % методом направленной (моно) кристаллизации на установке УВНК-8П в соответствии с серийной технологией, со скоростью перемещения формы $\bar{V} = 10$ мм/мин в жидкометаллическом кристаллизаторе (расплав алюминия). Заливка осуществлялась в специальные керамические формы с предварительно установленными внутри стартовыми кристаллами (затравками) из сплава бинарной системы Ni-W.

Химический анализ опытных плавок проводился стандартными методами, согласно требованиям ТУ 14-1689-73 и ОСТ 1.90127-85. Спектральный химический анализ проводился на оптическом эмиссионном приборе ARL-4460 (квантометр одновременного многоканального анализа). Химические составы опытных плавок приведены в таблице 1.

Сплав ЗМИ-3У без тантала (состав «0») соответствовал среднемарочному паспортному составу [4]. Каждый следующий по номеру опытный состав от «1» до «5» содержал тантала на 1 % по массе больше, чем предыдущий.

Литые заготовки монокристаллических образцов опытных составов проходили 100 % контроль макро-

Таблица 1 – Химический состав опытных плавок

№ состава	Содержание элементов, % (по массе)											
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Ta	B	Y	La	Ni
0	0,08	13,3	3,3	4,8	0,8	7,2	5,0	–	0,009	0,03	0,01	Осн.
1	0,07	13,1	3,4	4,7	0,7	6,9	5,1	0,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
2	0,07	13,2	3,6	4,6	0,8	7,0	4,9	1,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
3	0,08	13,5	3,5	4,6	0,7	6,9	4,8	2,8	0,009	0,03	0,01	Осн.
4	0,06	13,0	3,6	4,4	0,7	7,2	5,0	3,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
5	0,07	13,2	3,5	4,5	0,8	7,1	5,1	4,8	0,008	0,03	0,01	Осн.

структуры путем травления в растворе, содержащем хлорное железо (700–800 г), соляную кислоту (120–150 см³) и воду до 1 дм³, а также контроль кристаллографической ориентировки (КГО) на установке ДРОН-3М.

Контроль кристаллографической ориентации показал, что монокристаллические образцы всех опытных составов имели допустимое отклонение от основного направления [001] на угол не более, чем $\alpha \leq 10^\circ$.

На основании результатов, полученных методом дифференциального термического анализа (ДТА), литые заготовки образцов опытных составов термически обрабатывались в вакууме или нейтральной атмосфере, в соответствии с индивидуальными режимами. Первая ступень термической обработки (ТО), высокотемпературная гомогенизация ($t_{ГОМ}^I$), для каждого опытного состава назначалась индивидуально, внутри интервала между температурами эвтектических превращений ($t_{ЭВТ}$) и конца ($t_{КР}^{ЭВ}$) растворения γ' -фазы, по формуле: $t_{ГОМ}^I = t_{КР}^{ЭВ} + 15^\circ\text{C}$. Вторая ступень термообработки, низкотемпературная гомогенизация ($t_{ГОМ}^{II}$), всем опытным составам была проведена при одинаковой температуре $t_{ГОМ}^{II} = 1050^\circ\text{C}$, с учетом технологической температуры нанесения защитного покрытия [5]. Для сплава ЗМИ-3У (состав «0») термическая обработка проводилась в соответствии с паспортным режимом [4]. В дальнейшем коррозионные испытания образцов опытных составов, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У, проводились после термообработки.

Для коррозионных испытаний использовались стандартные цилиндрические образцы (диаметр $\varnothing 10$ мм, длина $l = 12$ мм). Сравнительные коррозионные испытания проводились на определение суммарного сопротивления отдельных фаз, выходящих на поверхность образцов, локальному коррозионному разрушению (ЛКР).

На поверхность образцов опытных составов на-

носился расплав сульфата натрия Na_2SO_4 в количестве 0,5 мг/см². Затем образцы помещались в печь и выдерживались при температуре 950 °С в течение 50 часов на платформе из огнеупорного материала, в воздушной атмосфере [2, 6, 7]. Сопротивление отдельных фаз, выходящих на поверхность образца, оценивалось суммарно: по количеству поврежденных зон и типу локального ускоренного проникновения продуктов коррозии.

Исследование микроструктуры монокристаллических образцов опытных составов проводилось на травленных микрошлифах, плоскость которых была ориентирована вдоль и по нормали к поверхности образцов, на световом оптическом микроскопе «Olympus IX-70» с цифровой видеокамерой «ExwaveHAD color video camera Digital Sony» при увеличении $\times 100$.

Результаты исследований и их обсуждение

В процессе сравнительных исследований оценивалось влияние тантала на суммарное сопротивление фаз, выходящих на поверхность образцов опытных составов «1»–«5», содержащих соответственно 0,9 %, 1,9 %, 2,8 %, 3,9 %, 4,8 % тантала (см. табл. 1), ускоренному коррозионному проникновению, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала (состав «0»).

После извлечения образцов опытных составов из печи и тщательного визуального осмотра было установлено, что образцы в разной степени подвержены локальным коррозионным процессам с образованием на поверхности участков язвенных повреждений, где имеет место ускоренное проникновение продуктов ВТК (рис. 1).

Сравнительный визуальный анализ показал, что с увеличением содержания тантала в сплаве ЗМИ-3У в исследованном диапазоне легирования наблюдается снижение интенсивности локальных коррозионных процессов. Так, на поверхности образцов сплава ЗМИ-3У без тантала (см. рис. 1, а) наблюдается наиболь-



Рис. 1. Внешний вид монокристаллических образцов опытных составов, испытанных с нанесением на поверхность расплава Na_2SO_4 при $t = 950^\circ\text{C}$ в течение 50 часов:

а – ЗМИ-3У без Та; б – ЗМИ-3У + 0,9 % Та; в – ЗМИ-3У + 1,9 % Та;
г – ЗМИ-3У + 2,8 % Та; д – ЗМИ-3У + 3,9 % Та; е – ЗМИ-3У + 4,8 % Та

шее количество участков локальных повреждений, по сравнению с опытными составами «1»–«5», содержащими соответственно 0,9 %, 1,9 %, 2,8 %, 3,9 %, 4,8 % тантала (см. табл. 1 и рис. 1, б, в, г, д, е). Видно, что при содержании в сплаве ЗМИ-3У 4,8 % тантала количество участков локальных повреждений на поверхности образцов заметно уменьшилось.

На рис. 2 представлены типы ускоренного проникновения продуктов коррозии по различным фазам в локальных зонах, образованных на поверхности окисной пленки монокристаллических образцов сплава ЗМИ-3У без тантала (состав «0») и сплава ЗМИ-3У с 4,8 % тантала (состав «5»), после испытаний при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 50 часов с нанесением на поверхность образцов расплава соли Na_2SO_4 .

Исследования показали, что доминирующим фактором, определяющим ВТК-стойкость сплавов при температуре $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, является сопротивление отдельных фаз, выходящих на поверхность образцов и тип ускоренного проникновения продуктов коррозии: по частицам карбидной фазы (рис. 2, а), по выделениям эвтектики (перитектики) $\gamma+\gamma'$ (рис. 2, б) и по границам эвтектических выделений (рис. 2, в).

Данные типы интенсивного проникновения про-

дуктов коррозии приводят к существенному снижению параметров ВТК в локальных участках, за счет более глубокого повреждения фаз по отношению к основному фронту коррозии.

Так, поверхностный слой окисной пленки образцов сплава ЗМИ-3У без тантала (состав «0») (см. рис. 2, а) содержит характерный участок с глубоким коррозионным проникновением по частице карбидной фазы, где наблюдается значительное опережение основного фронта коррозии. Впоследствии данные участки разрушаются с отслаиванием продуктов коррозии. В тоже время поверхностный слой окисной пленки образцов сплава ЗМИ-3У с 4,8 % тантала (состав «5») содержит характерные участки интенсивного коррозионного проникновения по эвтектике $\gamma+\gamma'$ (см. рис. 2, б) и по ее границам (см. рис. 2, в).

Металлографический анализ показал, что при содержании в сплаве ЗМИ-3У 4,8 % тантала (состав «5») микроструктура отличается большей неоднородностью, за счет увеличения количества избыточных фаз и огрубления эвтектических выделений $\gamma+\gamma'$, выходящих на поверхность образцов.

Установлено, что данный структурный фактор способствует интенсификации локальных коррозионных

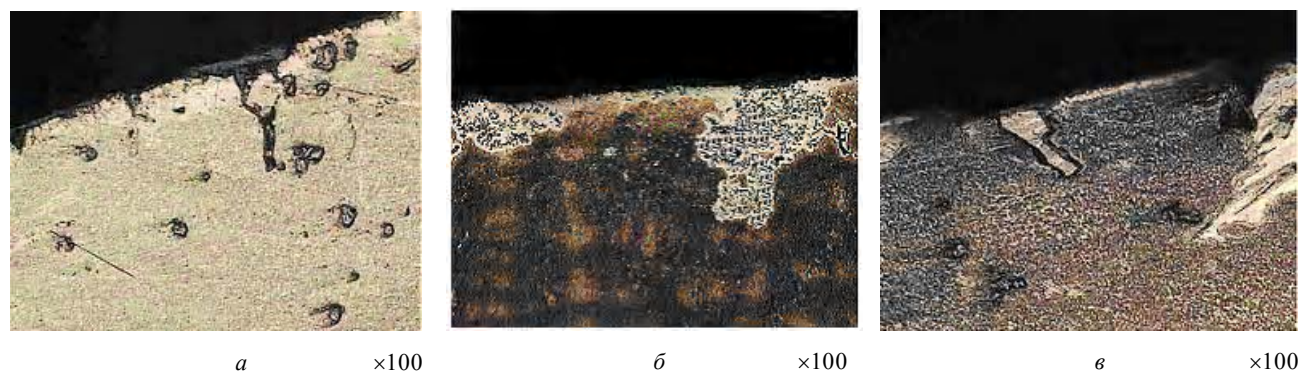


Рис. 2. Типы ускоренного локального проникновения продуктов ВТК по отдельным фазам, выходящих на поверхность монокристаллических образцов:

а – по карбидным частицам в сплаве ЗМИ-3У без Та (состав «0»); б – по эвтектике $\gamma+\gamma'$ в сплаве ЗМИ-3У с 4,8 % Та (состав «б»); в – по границам эвтектики $\gamma+\gamma'$ в сплаве ЗМИ-3У с 4,8 % Та (состав «в»)

Таблица 2 – Количественный МРСА карбидных частиц опытных составов и сопротивление фаз ускоренному коррозионному проникновению

№ состава	Содержание элементов в карбидной фазе, % (по массе)					ЛКР	
	Ti	Ta	W	Mo	W + Mo	По карбидным частицам	По эвтектике и ее границам
0	52	--	32	3	35	Есть	Незначительно
1	38	22	24	2	26	Есть	Незначительно
2	32	35	18	2	20	Есть	Незначительно
3	26	43	16	1	17	Незначительно	Незначительно
4	21	52	13	1	14	Нет	Незначительно
5	18	57	11	1	12	Нет	Есть

процессов по эвтектике $\gamma+\gamma'$ и ее границам, где наблюдаются отдельные участки, с достаточно интенсивным и глубоким проникновением продуктов коррозии, заметно опережающие основной фронт.

Ранее в работах [2, 3] было показано, что повышение содержания тантала в сплаве ЗМИ-3У в исследованном диапазоне легирования (1–5 %) приводит к изменению химического состава фаз, в частности, карбидной фазы. При этом, сопротивление карбидных частиц ускоренному коррозионному проникновению зависит от суммарной концентрации в них вольфрама и молибдена.

В таблице 2, вместе с результатами коррозионных испытаний, представлены данные по распределению элементов в частицах карбидной фазы опытных составов, полученные методом количественного МРСА.

Сравнительный анализ результатов показал, что химический состав карбидных частиц в сплаве ЗМИ-3У без тантала (состав «0») заметно отличается от опытных составов «1»–«5», содержащих тантал (табл. 2). Исследования показали, что повышение содержания тантала в сплаве ЗМИ-3У в исследованном диапазоне легирования (1–5 %) приводит к существенному перераспределению элементов в составе частиц карбидной фазы. Данные количественного МРСА показали, что титан, вольфрам и молибден, большей частью, вытесняются танталом из карбидной фазы в γ - твердый раствор (матрицу). При этом, за счет снижения суммарной концентрации вольфрама и молибдена, в частицах карбидной фазы наблюдается повышение сопротивления ускоренному проникновению продуктов коррозии.

Установлено, что хорошая сопротивляемость частиц карбидной фазы обеспечивается граничными условиями $S (W + Mo) J 14-16 \%$ [2]. Так, в составе частиц карбидной фазы сплава ЗМИ-3У без тантала (состав «0») наблюдается более высокое содержание вольфрама 32 %, по сравнению с танталосодержащими опытными составами «1»–«5» (см. табл. 2), где вольфрам присутствует в значительно меньших концентрациях (11–24 %).

Сравнительный визуальный анализ показал, что наибольшее количество зон локальных повреждений, образованных на поверхности образцов наблюдается у сплава ЗМИ-3У без тантала (см. рис. 1, а). Установлено, что коррозионному повреждению в сплаве ЗМИ-3У без тантала подверглись, в основном, карбидные частицы, содержащие повышенную суммарную концентрацию вольфрама и молибдена, которая составила 35 %, что в 2,3 раза превышает предельно допустимую величину граничных условий (см. табл. 2).

Сравнительный анализ полученных результатов показал, что введение в сплав ЗМИ-3У 0,9 % (состав «1») и 1,9 % тантала (состав «2») позволяет частично вытеснить вольфрам из карбидной фазы в γ - твердый раствор. Однако, на сопротивление частиц карбидной фазы ускоренному коррозионному проникновению

это существенно не влияет. Было установлено, что частицы карбидной фазы в опытных составах с 0,9 % и 1,9 % тантала не обладают достаточным сопротивлением ускоренному проникновению продуктов коррозии, за счет того, что содержат повышенную суммарную концентрацию вольфрама и молибдена, которая в 1,7 и 1,4 раза соответственно превышает значение граничных условий (см. табл. 2). Вместе с тем, следует отметить, что количество локальных зон с ускоренным проникновением продуктов коррозии, образованных на поверхности образцов снижается (см. рис. 1, б, в).

На поверхности образцов сплава ЗМИ-3У с 2,8 % тантала (см. рис. 1, г) местами наблюдаются отдельные участки с интенсивным коррозионным проникновением по карбидным частицам. Это, вероятно, связано с превышением суммарной концентрации вольфрама и молибдена в составе частиц карбидной фазы по отношению к граничным условиям на 2–3 %. В тоже время опытные сплавы ЗМИ-3У с 3,9 % (состав «4») и ЗМИ-3У с 4,8 % (состав «5») тантала показали хорошее сопротивление частиц карбидной фазы ускоренному проникновению продуктов коррозии (см. табл. 2).

Сравнительный визуальный анализ показал, что на поверхности образцов опытных составов с 3,9 % и 4,8 % тантала количество зон, с ускоренным коррозионным проникновением, заметно уменьшается, язвенные повреждения на поверхности образцов практически отсутствуют (см. рис. 1 д, е). Данные количественного МРСА показали, что в сплавах ЗМИ-3У с 3,9 % (состав «4») и ЗМИ-3У с 4,8 % тантала (состав «5») в составе частиц карбидной фазы снижается суммарная концентрация вольфрама и молибдена до 14 % и 12 % соответственно, что удовлетворяет граничным условиям (см. табл. 2). Вместе с тем, было установлено, что за счет огрубления эвтектических выделений $\gamma+\gamma'$, выходящих на поверхность образцов, структура сплава ЗМИ-3У с 4,8 % (состав «5») тантала отличается меньшей поверхностной стабильностью. Данный структурный фактор способствует интенсификации процессов ускоренного коррозионного проникновения не по частицам карбидной фазы (см. рис. 2, а), а преимущественно по эвтектике $\gamma+\gamma'$ (см. рис. 2, б) и ее границам (см. рис. 2, в).

При этом по эвтектике $\gamma+\gamma'$ и ее границам на поверхности образцов были выявлены отдельные участки с интенсивным и глубоким проникновением продуктов коррозии, заметно опережающие основной фронт, чего не наблюдалось в образцах опытных сплавов ЗМИ-3У с 2,8 % (состав «3») и ЗМИ-3У с 3,9 % тантала (состав «4»). Сравнительный анализ результатов (см. табл. 1, 2) показал, что в сплаве ЗМИ-3У, содержащем 4,8 % тантала (состав «5»), по сравнению со сплавом ЗМИ-3У без тантала (состав «0»), повышается концентрация тантала в карбидных частицах в 11,4 раза, одновременно снижается концентрация титана и суммарная концентрация вольфрама и молибдена в 2,9 раза.

Выводы

1. Доминирующим фактором, определяющим параметры ВТК-стойкости при температуре $t = 950$ °С, является суммарное сопротивление отдельных фаз, выходящих на внешнюю поверхность, ускоренному проникновению продуктов коррозии.

2. Лучшим суммарным сопротивлением отдельных фаз различным типам ускоренного коррозионного проникновения обладает сплав ЗМИ-3У с 3,9 % тантала (состав «4»). Несколько худшие показатели имеют сплавы ЗМИ-3У с 2,8 % тантала (состав «3») и ЗМИ-3У с 4,8 % тантала (состав «5»). Наиболее худшие показатели у сплава ЗМИ-3У без тантала (состав «0»).

Перечень ссылок

1. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / Никитин В. И. – Л.: Машиностроение, 1987. – 272 с.
2. Беликов С. Б. Исследование влияния концентраций молибдена, вольфрама и тантала на сопротивление локаль-

ному коррозионному разрушению никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2003. – № 1. – С. 162–165.

3. Гайдук С. В. Исследование дендритной ликвации и фазовой неоднородности в жаропрочных коррозионно-стойких никелевых сплавах / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, Н. Б. Налесный // Вестник двигателестроения. – 2006. – № 1. – С. 150–154.
4. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, А. Г. Андриенко и др.: утв. проректор по научной работе Н. С. Гамов. – Запорожье, 1995. – 30 с.
5. Беликов С. Б. О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 99–102.
6. Пат. 6416596, США, МПК⁶ C22C 19/05. Cast Nickel-base Alloy / Wood J. H., Shores D. A., Lindblad N. R.; The General Electric Company; заявл. 29.07.94, № 282855; опубл. 09.07.02.
7. Коломыцев П. Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов / П. Т. Коломыцев. – М.: Металлургия, 1984. – 216 с.

Одержано 26.01.2010

S. V. Gayduk

EVALUATION OF TANTALUM INFLUENCE ON RESISTANCE OF SEPARATE PHASES TO ACCELERATED CORROSION PENETRATION IN SUPERALLOY ЗМИ-3У

Оцінено вплив танталу в сплаві ЗМИ-3У на опір окремих фаз, що виходять на поверхню, прискореному проникненню продуктів корозії. Приведено результати порівняльних корозійних випробувань монокристалічних зразків модельних складів, містящих тантал в дослідженому діапазоні легування, в порівнянні зі сплавом ЗМИ-3У без танталу. За кращими сумарними показниками опіру фаз до прискореного корозійного проникнення оптимізовано вміст танталу в сплаві ЗМИ-3У.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав ЗМИ-3У, спрямована (моно) кристалізація, термічна обробка, фронт корозії, корозійне проникнення, локальне корозійне руйнування, евтектика, карбідна фаза.

The influence of tantalum on resistance of separate phases to accelerated penetration of corrosion products has been evaluated for superalloy ЗМИ-3У. The comparative corrosion test results of the experimental chemical compositions of monocrystalline specimens containing tantalum within the investigated range of alloying have been represented in comparison with superalloy ЗМИ-3У free of tantalum. Considering the total best values of the phases resistance to accelerated penetration it has been optimized the content of tantalum for superalloy ЗМИ-3У.

Key words: nickel-base superalloy ЗМИ-3У; directional (mono) crystallization; heat treatment; corrosion front; corrosion penetration; local corrosion destruction; eutectic; carbide phase.