

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННЫЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП718

© 2021 г. Е.Л. Алексеева, Б.С. Ермаков, Е.Л. Гюлиханданов,
А.А. Альхименко, А.А. Лапеченков, Л. Галата

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (СПбПУ), г. Санкт-Петербург, Россия

Статья поступила в редакцию 02.02.21 г., доработана 26.05.21 г., подписана в печать 01.06.21 г.

Аннотация: Исследовано влияние режимов термообработки на коррозионную стойкость и прочностные свойства дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ЭП718, изначально разработанного для условий авиапромышленности и применяющегося в настоящее время в нефтегазовой отрасли. Рассмотрено влияние температуры закалки (980–1130 °С) и времени выдержки (1–2 ч), а также продолжительности промежуточной и окончательной стадий старения (4–20 ч) при температурах 780 и 650 °С. Установлено, что прочностные и коррозионные свойства сплава ЭП718 определяются температурой закалки. При ее значении 980 °С достигаются наивысшие прочностные характеристики (предел текучести составляет $\sigma_t = 950$ МПа) за счет большего балла зерна, равного 3,5, и наличия включений разного размера (их объемная доля – 0,61 %), однако при этом скорость коррозии достигает $V = 5,88$ г/(м²·ч). При температуре 1130 °С наблюдаются наилучшие коррозионные характеристики ($V = 2,04$ г/(м²·ч)) за счет растворения нежелательных фаз (объемная доля неметаллических включений 0,47 %), однако при этом прочностные свойства понижаются ($\sigma_t = 756$ МПа), что объясняется меньшим баллом зерна – 2,7. Режим старения, состоящий из промежуточной ступени с выдержкой при $t = 780$ °С в течение 5 ч и окончательной ступени при 650 °С, $\tau = 16$ ч с охлаждением на воздухе, приводит к максимальному упрочнению, что выражается в повышении твердости до 37,5–38,5 HRC. С помощью электрохимических исследований показано, что увеличение длительности старения приводит к снижению стабильности пассивного состояния.

Ключевые слова: Инконель 718, никелевые сплавы, ЭП718, коррозионно-стойкие сплавы, коррозия, питтинг, термическая обработка, старение.

Алексеева Е.Л. – вед. инженер НТК «Новые технологии и материалы», СПбПУ (195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29). E-mail: alekseeva_el@spbstu.ru.

Ермаков Б.С. – докт. техн. наук, зав. лабораторией ресурса материалов, НТК «Новые технологии и материалы», СПбПУ. E-mail: ermakov55@bk.ru.

Гюлиханданов Е.Л. – докт. техн. наук, профессор Высшей школы физики и технологии материалов, СПбПУ. E-mail: bogomolova_ev@spbstu.ru.

Альхименко А.А. – директор НТК «Новые технологии и материалы», СПбПУ. E-mail: 9586435@mail.ru.

Лапеченков А.А. – инженер НТК «Новые технологии и материалы», СПбПУ. E-mail: andreylapchenkov@gmail.com.

Галата Л. – инженер-исследователь НТК «Новые технологии и материалы», СПбПУ. E-mail: lyuda_9728@mail.ru.

Для цитирования: Алексеева Е.Л., Ермаков Б.С., Гюлиханданов Е.Л., Альхименко А.А., Лапеченков А.А., Галата Л. Влияние термической обработки на коррозионные и прочностные свойства дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ЭП718. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021. Т. 27. № 6. С. 31–39. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-6-31-39.

Heat treatment effect on corrosion resistance and mechanical properties of EP718 precipitation-hardened nickel-based alloy

E.L. Alekseeva, B.S. Ermakov, E.L. Gyulikhhandanov, A.A. Alhimenko, A.A. Lapechenkov, L. Galata

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (SPbPU), Saint-Petersburg, Russia

Received 02.02.2021, revised 26.05.2021, accepted for publication 01.06.2021

Abstract: The paper investigates the effect of heat treatment modes on the corrosion resistance and strength properties of the EP718 precipitation-hardened nickel-based alloy originally developed for the aircraft industry and currently used in the oil and gas industry. The

effect of the annealing temperature (980–1130 °C), holding time (1–2 h) and the time of intermediate and final aging (4–20 h) at 780 °C and 650 °C was studied. It was found that EP718 alloy strength and corrosion properties are determined by the hardening temperature. Highest strength properties are achieved at a hardening temperature of 980 °C (yield strength $\sigma_y = 950$ MPa) due to a higher grain score equal to 3.5 and the presence of inclusions of different size. However, in this case corrosion rate reaches $V = 5.88$ g/(m²·h). The temperature of 1130 °C ensures the best corrosion performance ($V = 2.04$ g/(m²·h)) due to the dissolution of undesirable phases (volume fraction of non-metallic inclusions is 0.47 %), but strength performance is reduced ($\sigma_y = 756$ MPa) in this case as a result of the lower grain score – 2.7. Aging mode consisting of an intermediate aging stage with holding at $t = 780$ °C for 5 h and a final stage at 650 °C for 16 h with air cooling ensures maximum hardening, which is expressed in an increase in hardness to 37.5–38.5 HRC. Electrochemical studies demonstrated that an increase in the aging time leads to a decrease in the stability of the passive state.

Keywords: Inconel 718, nickel-based alloys, EP718, corrosion resistance alloys, corrosion, pitting, heat treatment, ageing.

Alekseeva E.L. – Lead engineer of the Scientific and Technological Complex (STC) «New technologies and materials», Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (SPbPU) (195251, Russia, Saint-Petersburg, Polytechnicheskaya str., 29). E-mail: alekseeva_el@spbstu.ru.

Ermakov B.S. – Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of materials resource, STC «New technologies and materials», SPbPU. E-mail: ermakov55@bk.ru.

Gyulikhandanov E.L. – Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Higher School of Physics and Materials Technology, SPbPU. E-mail: bogomolova_ev@spbstu.ru.

Alhimenko A.A. – Director of STC «New Technologies and Materials», SPbPU. E-mail: 9586435@mail.ru.

Lapechenkov A.A. – Engineer of STC «New Technologies and Materials», SPbPU. E-mail: andreylapechenkov@gmail.com.

Galata L. – Research engineer of STC «New Technologies and Materials», SPbPU. E-mail: lyuda_9728@mail.ru.

For citation: Alekseeva E.L., Ermakov B.S., Gyulikhandanov E.L., Alhimenko A.A., Lapechenkov A.A., Galata L. Heat treatment effect on corrosion resistance and mechanical properties of EP718 precipitation-hardened nickel-based alloy. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2021. Vol. 27. No. 6. P. 31–39 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-6-31-39.

Введение

Никелевые дисперсионно-твердеющие сплавы применяются в нефтегазовой промышленности для сложного дорогостоящего оборудования, от которого требуется высокая эксплуатационная надежность, а также оптимальное сочетание высокой прочности и коррозионной стойкости [1–3]. Для данных целей широко используется сплав Инконель 718 и другие дисперсионно-твердеющие никелевые и железоникелевые сплавы [4–7].

Ранее было показано [8], что сплавы Инконель 718 и ЭП718 близки по составу и при определенных условиях могут применяться как аналоги, однако коррозионные и прочностные свойства ЭП718 несколько ниже, чем у Инконель 718. Также было установлено [9], что сплав ЭП718 имеет больше включений, которые приводят к снижению этих характеристик. Проведение рекомендованной производителями термической обработки (ТО), согласно [10], приводит к падению коррозионной стойкости и недостаточным по стандарту API 6A [11] для устьевого оборудования и фонтанной арматуры прочностным свойствам.

Имеется множество публикаций, в которых исследуются режимы ТО для зарубежных никелевых сплавов в целях достижения максимально благо-

приятных характеристик в условиях нефтегазовых месторождений [12–17], в то время как для отечественных аналогов, исторически применяющихся в авиапромышленности, подобные данные отсутствуют.

Температура закалки отечественных никелевых сплавов, как правило, выше: согласно [18] она составляет 1100 °C, а в работе [19] указан диапазон 1000–1140 °C для ЭП718. Это обусловлено требованиями к жаропрочным никелевым сплавам, используемым в авиапромышленности, а также для устранения дефектов предшествующей обработки [20]. В результате отечественные сплавы имеют более крупнозернистую структуру и более низкие прочностные характеристики, в то время как для условий нефтегазовой промышленности необходимо, чтобы размер зерен был как можно меньше [21], а прочностные и коррозионные свойства были выше.

Изменение размера зерна в ходе ТО связано с диффузионными процессами, а точнее, с образованием карбидов по границам. Диффузионные процессы при более низкой температуре замедляются, и карбидов становится меньше, что приводит к торможению роста зерна и способствует фор-

мированию мелкозернистой структуры. Однако в работе [18] выявлено менее интенсивное выделение вторичных карбидов в ходе выдержки при $t = 990 \div 1000$ °С, чем при $t = 1040 \div 1050$ °С, и повышение прочностных свойств при более высоких температурах закалки за счет увеличения доли крупных выделений γ' -фазы при последующем старении.

С другой стороны, температура 1000 °С и ниже может быть недостаточна для устранения дефектов обработки и растворения нежелательных фаз, что приведет к низкой коррозионной стойкости. Хотя для сплава Инконель 718 режимы термообработки для достижения максимальной коррозионной стойкости состоят из закалки при 980—1050 °С в течение 1 ч и старения при 720—620 °С, $\tau = 8$ ч [5, 21].

Помимо закалки на окончательные коррозионные и прочностные показатели оказывает влияние режим старения. Часто для никелевых сплавов используется двухстадийное старение [22] для достижения максимально возможного уровня прочности и ползучести, но в то же время при таких условиях снижаются усталостные характеристики, склонность к коррозионному растрескиванию и пластичность при относительно низких температурах эксплуатации [21]. Данные о влиянии режимов старения на коррозионные свойства сплава ЭП718 отсутствуют.

Таким образом, влияние термической обработки на характеристики никелевых сплавов существенно, она может приводить к разнонаправленным результатам по коррозионной стойкости и механическим свойствам, что требует тщательного подбора режимов закалки и старения под конкретные условия эксплуатации. Поэтому цель настоящей работы состояла в исследовании влияния режимов термической обработки (закалки и старения) железоникелевого дисперсионно-твердеющего сплава ЭП718 на его коррозионные и прочностные характеристики.

Методика исследований

Выплавка сплава ЭП718, произведенного в соответствии с ТУ 14-1-3905-85 «Прутки из сплава марки ХН45МВЮБР-ид (ЭП718-ид), ХН45МВЮБР-пд (ЭП718-пд)», проводилась в заводских условиях и включала вакуумную индукционную плавку и вакуумно-дуговой переплав. Ковку заготовки осуществляли в заводских условиях, диаметр по-

лучаемого прутка составлял 120 мм. Температура деформации была в пределах 950—1120 °С. Химический состав исследуемого сплава приведен ниже, мас. %:

C.....	0,063	W.....	3,20
Ni.....	47,10	Mn.....	0,07
Cr.....	14,00	Al.....	0,97
Mo.....	4,08	S.....	0,0054
Nb.....	0,8	P.....	0,0025
Ti.....	2,02	Fe.....	27,24

Рекомендованный режим термической обработки сплава ЭП718 в соответствии с ТУ 14-1-3905-85 [23] состоит из закалки ($t = 1080$ °С, $\tau = 2$ ч, охлаждение в масле) и последующего двухступенчатого старения ($t = 780$ °С, $\tau = 5$ ч и 650 °С, 16 ч, охлаждение на воздухе). При этом достигаются следующие механические свойства: $\sigma_T = 760$ и 769 МПа; $\sigma_B = 1234$ и 1249 МПа; $\delta = 28 \div 32$ %; $\psi = 38 \div 39$ %.

Термическую обработку сплава ЭП718 проводили в камерных печах СНОЛ-1.6.2.5.1/11-И2. Температуру ТО контролировали по поверенной подставной термопаре, впаянной в центр контрольного образца. Точность ведения режима ТО составляла $\pm 2,5$ °С. Закалку осуществляли при температурах 980, 1030, 1080 и 1130 °С с выдержками в течение 1 и 2 ч. При старении на промежуточной и окончательной ступенях варьировали длительность выдержки от 4 до 20 ч.

Стойкость никелевых сплавов к питтинговой коррозии определяли химическим методом в соответствии с требованиями стандарта ASTM G48 (ГОСТ 9.912) в растворе хлорида железа (10 % $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) в течение 72 ч при температуре 50 °С с последующей оценкой скорости общей коррозии (V). Для ее определения образцы в виде пластин размером 50×20×3 мм предварительно очищали, обезжировали и высушивали, а затем определяли их исходную массу с помощью аналитических весов с точностью 10^{-4} г. Расчет общей скорости коррозии проводили по формуле

$$V = \frac{\Delta m}{S\tau},$$

где Δm — потеря массы, г; S — площадь поверхностей образца, м^2 ; τ — продолжительность испытания, ч.

Электрохимические эксперименты для выявления склонности никелевых сплавов к пит-

тинговой коррозии проводили в соответствии со стандартом ASTM G61 [24] в деаэрированном 3,5 %-ном растворе NaCl с pH~2,4 при комнатной температуре при помощи потенциостата Versa (США) и программного обеспечения VersaSTAT. В качестве электрода сравнения использовали стандартный хлорсеребряный электрод (ХСЭ) ЭВЛ-1М3.1, потенциал которого относительно нормального водородного электрода при 20 °С составляет 202 ± 3 мВ. В качестве вспомогательного применяли платиновый электрод. Электрохимические исследования проводили в потенциодинамическом режиме со скоростью развертки потенциала 0,16 мВ/с.

Механические свойства определяли путем испытаний на растяжение согласно ГОСТ 1497-84 при комнатной температуре на оборудовании Zwick/Roell-Z050 (Германия) с максимальным усилием 5 т. Твердость измеряли методом Роквелла на твердоме TP 5014 (Россия) согласно ГОСТ 9013-59.

Для выявления структуры образцов их подвергали травлению погружением в травитель Каллинга № 2. Исследование микроструктуры производили с помощью оптического микроскопа Reichert-Jung MeF3A (Австрия), оснащенного анализатором изображений Thixomet (Россия). Объемную долю включений определяли в соответствии со стандартом ASTM E-1245 [25] с помощью автоматизированной съемки на 100–300 полях зрения (их количество выбиралось, исходя из относительной точности 20 %). Подробно методика анализа описана в [26]. Размер зерна оценивали согласно ASTM E1181-02 [27] также в автоматическом режиме с помощью анализатора изображений Thixomet (Россия).

Элементный состав и морфологию неметаллических включений образцов определяли методом растровой электронной микроскопии в сочетании с микрорентгеноспектральным анализом при помощи микроскопа TESCAN-VEGA (Чехия), оснащенного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром.

Результаты и их обсуждение

Влияние температуры и времени выдержки при закалке на потенциал питтингообразования

Анализ экспериментальных данных свидетельствует о том, что увеличение температуры закалки и времени выдержки приводит к снижению проч-

ностных свойств (рис. 1, а) и росту пластичности (рис. 1, б) сплава ЭП718. Повышение температуры закалки с 980 до 1030 °С приводит к росту скорости коррозии образцов, однако при дальнейшем увеличении температуры она снижается (рис. 1, в). Отметим, что скорость коррозии образцов после

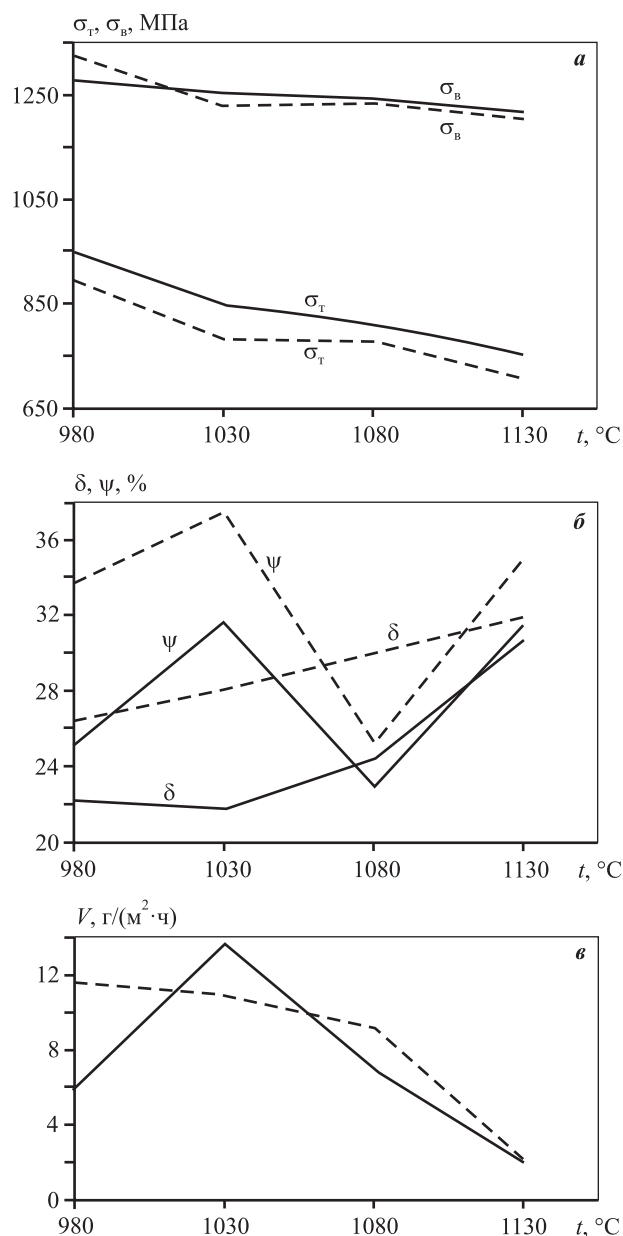


Рис. 1. Влияние температуры и времени выдержки при закалке на прочностные свойства (а), пластичность (б) и среднюю скорость коррозии (в) $\tau = 1$ ч (сплошные линии) и 2 ч (штриховые)

Fig. 1. Effect of temperature and holding time during solution annealing on strength properties (а), plasticity (б) and average corrosion rate (в) $\tau = 1$ h (solid lines) and 2 h (dashed lines)

закалки при $t = 980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$ несколько ниже в сравнении с рекомендованным режимом ТО ($t = 1080\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2\text{ ч}$): 5,88 и 8,78 г/(м²·ч) соответственно. Максимальные ее значения ($V = 13,59\text{ г/(м}^2\cdot\text{ч)}$) наблюдались при $t = 1030\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$, а минимальные (2,04 и 2,27 г/(м²·ч)) — при $t = 1130\text{ }^{\circ}\text{C}$ и времени выдержки 1 и 2 ч соответственно.

Полученные данные подтверждают, что рекомендованная производителем температура закалки $1080\text{ }^{\circ}\text{C}$ не является оптимальной с точки зрения механических и коррозионных свойств. Наиболее оптимальным сочетанием прочностных характеристик и коррозионной стойкости обладают образцы после закалки при $980\text{ }^{\circ}\text{C}$, а наименее благоприятным — при 1030 и $1080\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Таким образом, для достижения более высоких прочностных показателей сплава ЭП18 необходимо снижать температуру закалки до $980\text{ }^{\circ}\text{C}$, а для обеспечения высокой коррозионной стойкости следует повышать ее до $1130\text{ }^{\circ}\text{C}$.

На рис. 2, а представлена структура ЭП18 после закалки при $t = 980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$ и последующего

старения: аустенитные зерна, двойники, включения в виде строчек в направленииковки, а также включения по границам зерен. На рис. 2, б показана микроструктура образца после закалки при $1130\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$: границы однородные, зерна рекристаллизованные, крупные, отсутствуют двойники, границы исходных зерен, что свидетельствует о более полном устранении эффектов предшествующей обработки по сравнению с состоянием закалки при $980\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Видно, что для образца после закалки при $t = 980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$ (рис. 2, в) наблюдается большее количество включений по сравнению с образцом после закалки при $1130\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 2, г).

На образцах после закалки при $t = 980\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$ имеются крупные отдельные включения размером 5–10 мкм — в основном карбиды и нитриды ниобия и титана, а также мелкие карбиды M_6C (где М — это в основном W и Mo), располагающиеся по границам фаз и на поверхности крупных включений нитридов и карбидов (рис. 3, а, б). В случае закалки при $1130\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$ мелких W- и Mo-содержа-

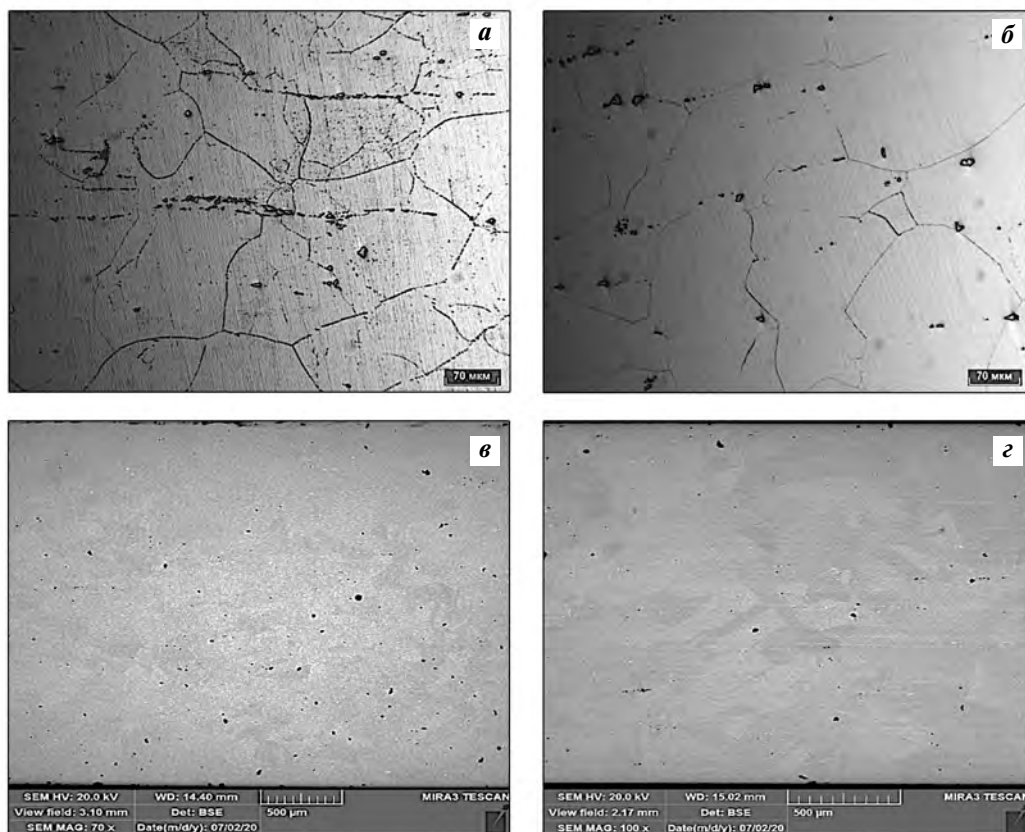


Рис. 2. Структура образцов сплава ЭП18 после закалки при $t = 980\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, в) и $1130\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б, г)

Fig. 2. Structure of EP718 alloy samples after solution annealing at $t = 980\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, в) and $1130\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б, г)

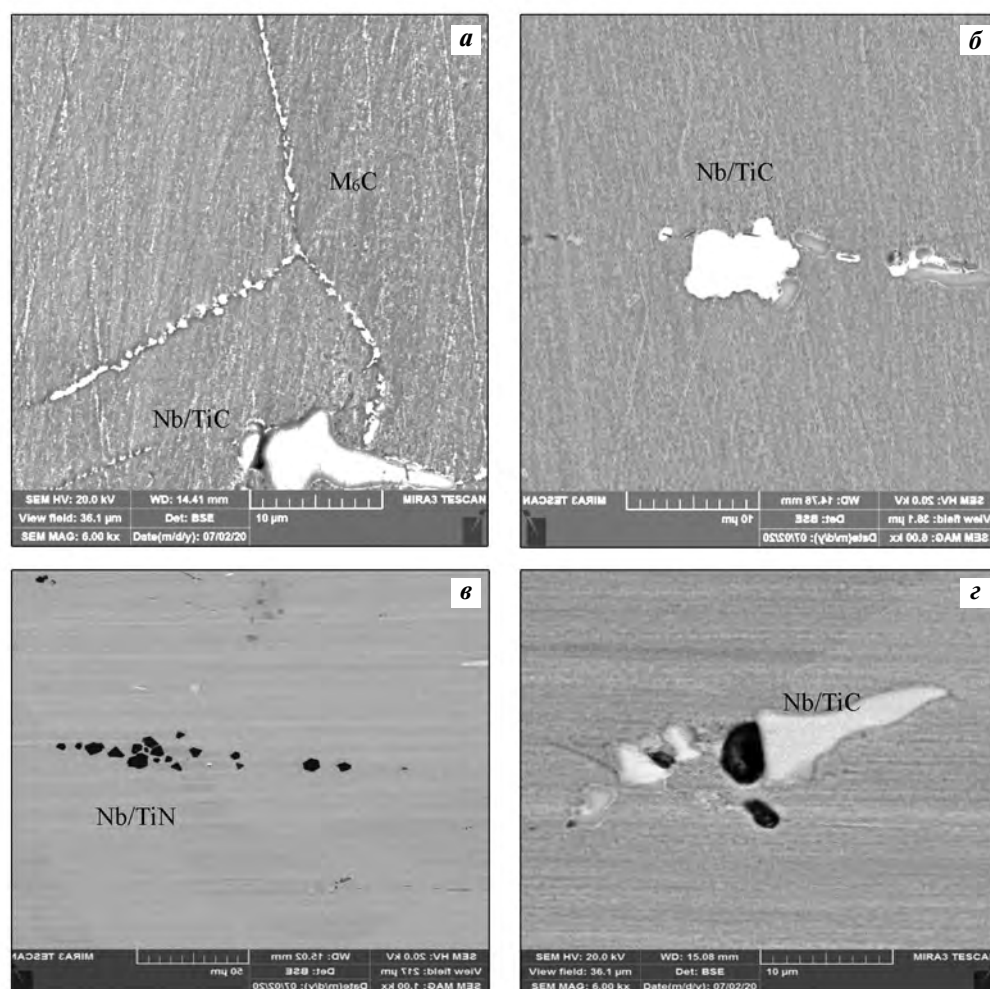


Рис. 3. Микрофотографии включений сплава ЭП718 после закалки при $t = 980$ °C (а, б) и 1130 °C (в, г)

Fig. 3. Micrographs of EP718 alloy inclusions after solution annealing $t = 980$ °C (а, б) and 1130 °C (в, г)

щих карбидов не обнаружено (рис. 3, в, г), т.е. повышение коррозионной стойкости сплава ЭП718 при проведении закалки при $t = 1130$ °C можно объяснить отсутствием карбидов M_6C . Влияние включений на коррозионные свойства подробно рассмотрено в работах [5, 6], там же было показано, что основное влияние на их снижение оказывают Cr-, W- и Mo-содержащие включения M_6C .

Исследуемые образцы сплава ЭП718 отличаются не только по составу, но и по объемной доле включений, которая оказалась ниже в образце после закалки при 1130 °C (0,45 %) по сравнению с 980 °C (0,61 %), что объясняется растворением M_6C в температурном диапазоне 1100 — 1150 °C [21].

Однако помимо коррозионной стойкости наиболее важной характеристикой является прочность, которая во многом определяется размером

зерна. Более мелкие зерна (балл 3,5) получены при температуре закалки 980 °C, которая обеспечивает повышенные прочностные свойства по сравнению с $t = 1130$ °C (балл 2,7), и следовательно, является наиболее оптимальной для применения сплава ЭП718 в нефтегазовой промышленности.

Влияние времени выдержки старения на прочностные и коррозионные свойства сплава ЭП718

На образцах после закалки при $t = 980$ °C, $\tau = 1$ ч было выполнено исследование влияния продолжительности старения на твердость сплава ЭП718. На промежуточной ступени старения были проведены выдержки в течение 4, 5, 6, 8 и 10 ч, на окончательной — 4, 8, 12, 16 и 20 ч. Охлаждение после промежуточной стадии старения при $t = 780$ °C и

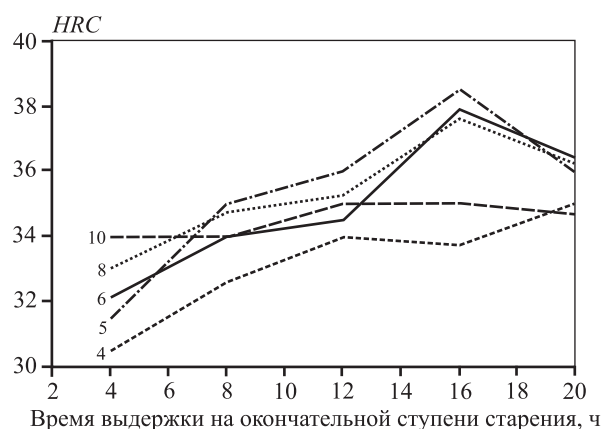


Рис. 4. Твердость сплава ЭП718 в зависимости от времени выдержки при старении
Цифры у кривых (ч) — длительность выдержки на промежуточной стадии старения

Fig. 4. EP718 alloy hardness depending on holding time during aging

Digits near curves (h) mean holding time at the intermediate aging stage

окончательной стадии при 650 °С проводилось на воздухе (рекомендованный режим). Результаты оценки влияния длительности старения на твердость представлены на рис. 4.

Среднеквадратичное (стандартное) отклонение твердости при выдержке на промежуточной стадии старения 4 ч составляет 1,71, 5 ч — 2,53, 6 ч — 2,22, 8 ч — 1,71 и 10 ч — 0,5.

Экспериментальные данные (см. рис. 4) показывают, что длительность выдержки на окончательной стадии старения более значимо влияет на прочностные свойства: увеличение времени выдержки на промежуточной стадии старения с 4 до 10 ч вызывает повышение твердости при окончательном старении в течение 4 ч с 30,5 до 34 HRC, а в течение 20 ч приводит к изменению твердости еще на $\pm 1,5$ HRC. Увеличение времени выдержки на окончательной стадии старения с 4 до 16 ч приводит к постепенному росту твердости. После 16 ч старения имеется пик упрочнения 37,5—38,5 HRC для образцов, выдержанных 5, 6 и 8 ч на первой ступени, после которого твердость постепенно падает. В случае выдержки на первой ступени 4 и 10 ч на окончательной стадии старения пиковое значение твердости 35 HRC наблюдается при 12-часовой выдержке, что намного ниже, чем для образцов, выдержанных на первой ступени старения 5, 6 и 8 ч. Для всех образцов установлено, что при длительности старения более 16 ч на окончательной ступени твердость падает, что сви-

детельствует о разупрочнении сплава ЭП718, т.е. его перестаривании.

Установленные закономерности подтверждают, что рекомендованный техническими условиями режим старения, состоящий из двух ступеней: $t = 780$ °С в течение 5 ч с охлаждением на воздухе и окончательное старение при $t = 650$ °С, $\tau = 16$ ч также с охлаждением на воздухе, подобран эффективно для максимального упрочнения после закалки при $t = 980$ °С.

Влияние времени выдержки на окончательной стадии старения на коррозионные свойства

Для изучения влияния режима окончательной ступени старения на коррозионную стойкость проводили исследования образцов после закалки, промежуточной и окончательной стадий старения при 650 °С в течение 4, 8, 16 и 20 ч. Суммарное время выдержки при старении на двух ступенях составляло 9, 13, 21 и 25 ч.

По изменению силы тока, а также наличию осцилляций на поляризационных кривых образцов после закалки и последующих ступеней старения (рис. 5) видно, что увеличение продолжительности старения снижает стабильность пассивного состояния. Образец с минимальной суммарной выдержкой при старении (9 ч) имеет самую высокую коррозионную стойкость, и рост

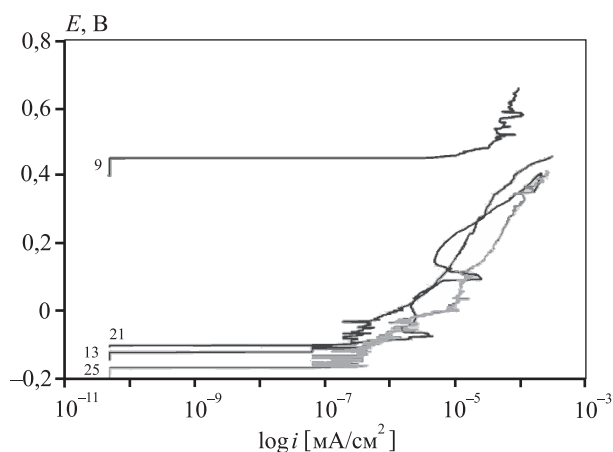


Рис. 5. Влияние времени выдержки при старении (цифры у кривых, ч) на потенциал питтингообразования сплава ЭП718 в 3,5 %-ном растворе NaCl, pH ~ 2,4

Режим старения: $t = 780$ °С, $\tau = 5$ ч; $t = 650$ °С, $\tau = 9, 8, 16$ и 20 ч

Fig. 5. Effect of holding time during aging (digits near curves, h) on the pitting formation potential of EP718 alloy in 3.5 % NaCl solution, pH ~ 2.4

Aging mode: $t = 780$ °С, $\tau = 5$ h; $t = 650$ °С, $\tau = 9, 8, 16$ and 20 h

плотности тока (i) для него начинается в области потенциалов 450 мВ, в то время как для образцов с большим временем выдержки (13, 21 и 25 ч) рост значений i происходит практически с началом поляризации.

На образцах, выдержанных 21 и 25 ч, наблюдаются осцилляции тока, свидетельствующие о зарождении питтингов, т.е. о снижении стабильности пассивного состояния по сравнению с образцами, выдержанными меньшее время.

Таким образом, при увеличении длительности старения стойкость к питтингообразованию падает. Наблюдаемое снижение коррозионной стойкости образцов при увеличении выдержки старения может объясняться укрупнением дисперсных интерметаллидных частиц, которые могут вносить более значимое влияние в электрохимическое поведение сплава. Однако стоит отметить, что значимость влияния старения на коррозионную стойкость ниже по сравнению с закалкой.

Заключение

Проведена оценка структуры и коррозионных свойств сплава ЭП718 в состоянии поставки (послековки) и после термической обработки, состоящей из закалки и последующего двухступенчатого старения. Полученные результаты свидетельствуют о значительной чувствительности сплава ЭП718 к изменению температуры закалки.

Установлено, что режим термической обработки, предусмотренный ТУ 14-1-3905-85, состоящий из закалки при $t = 1080^\circ\text{C}$ в течение 2 ч и последующего ступенчатого старения, приводит к низким характеристикам прочности ($\sigma_T = 779$ МПа) и коррозионной стойкости ($V = 8,78$ г/(м²·ч)).

Показано, что проведение закалки при $t = 1130^\circ\text{C}$ сплава ЭП718 повышает коррозионную стойкость до 2,04 г/(м²·ч), но снижает прочностные характеристики ($\sigma_T = 756$ МПа).

Подтверждено, что проведение ступенчатого режима старения при $t = 780^\circ\text{C}$, $\tau = 5$ ч и $t = 650^\circ\text{C}$, $\tau = 16$ ч с охлаждением на воздухе на обеих стадиях обеспечивает наибольшее упрочнение, однако увеличение времени выдержки при старении может привести к ухудшению коррозионной стойкости — увеличению вероятности зарождения питтингов.

Таким образом, для повышения прочностных свойств и коррозионной стойкости сплава ЭП718 для применения в качестве материала для

изготовления оборудования в нефтегазовой промышленности предложен следующий режим термообработки: закалка при 980°C в течение 1 ч, промежуточная (780°C , 6 ч) и окончательная (650°C , 16 ч) стадии старения, который обеспечивает механические и коррозионные свойства на уровне 756 МПа и 2,04 г/(м²·ч) соответственно.

Исследование частично финансируется Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках программы стратегического академического лидерства «Приоритет 2030» (Соглашение 075-15-2021-1333 от 30.09.2021).

Acknowledgments. *The research is partially funded by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under the strategic academic leadership program «Priority 2030» (Agreement 075-15-2021-1333 dated 30.09.2021).*

Литература/References

1. Craig B. Materials for oil and gas well construction. *Adv. Mater. Process.* 2008. No. 166(5). P. 33—35.
2. Свистунова Т.В. Коррозионно-стойкие сплавы для сред особо высокой агрессивности. *MuTOM.* 2005. No. 8. С. 36—42.
Svistunova T.V. Corrosion-resistant alloys for particularly aggressive environments. Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. 2005. No. 8. P. 36—42 (In Russ.).
3. Iannuzzi M., Barnoush A., Johnsen R. Materials and corrosion trends in offshore and subsea oil and gas production. *Npj. Mater. Degradation.* 2017. Vol. 1. P. 1—11. DOI: 10.1038/s41529-017-0003-4.
4. Xu J., John H., Wiese G., Liu X. Oil-grade alloy 718 in oil field drilling application. *Miner., Met., Mater. Soc.* 2010. P. 923—932. DOI: 10.1002/9781118495223.ch70.
5. Onyewuenyi A., Loria E.A. Alloy 718 — alloy optimization for applications in oil and gas production. *Miner., Met., Mater. Soc.* 1989. P. 345—362.
6. Mannan S. Alloy 945 and its derivatives — higher strength products for oil and gas. In: *Proc. Inter. Conf. NACE. Corrosion-2010* (San-Antonio, Texas, USA. March, 2010).
7. Mannan S., Patel S. A new Ni-base superalloy for oil and gas application. *Energy, Aerospace Industr. Appl.* 2008. P. 31—39. DOI: 10.7449/2008/Superalloys_2008_31_39.
8. Khar'kov A.A., Shakhmatov A.V., Gyulikhandanov E.L., Alekseeva E.L. Comparative analysis of corrosion-resistant alloys Inconel 718 and ÉP718. *Chem. Petrol. Eng.* 2019. P. 771—778. DOI: 10.1007/s10556-019-00546-4.
9. Alekseeva E., Karasev A., Jönsson P.G., Alkhimenko A. Effect of inclusions on the corrosion properties of the nickel-

- based alloys 718 and EP718. *Metals*. 2020. Vol. 10(9). P. 1177–1190. DOI:10.3390/met10091177.
10. Gyulikhhandanov E. L., Alekseeva E.L. Structure and properties of nickel-based alloy EP718 in the process of manufacturing. *Inorg. Mater. Appl. Res.* 2020. Vol. 11(6). P. 1317–1324. DOI: 10.1134/S2075113320060076.
 11. ANSI/API Specification 6A (20th Ed. 2010)/ISO 10423:2009. Specification for wellhead and christmas tree equipment, API Publishing Services, Washington D.C., NW.
 12. Rebak R B., Rincon Ortiz M., Iannuzzi M., Kappes M., Rodriguez M. Effect of thermal treatment on the localized corrosion behavior of alloy 718. In: *Proc. Symp. Hydrogen Embrittlement Understanding and Future Research Framework* (Serbia. 26–31.08.2018).
 13. Wang C.P., Ping Yu. G., Huang J. H. The effects of heat treatment and hydrogen on the SCC behavior of superalloy 718. *Corrosion*. 1996. Paper 127 (NACE International, Houston TX).
 14. Devarapalli R.S., Marin E., Cormier J., Le Gall C., Franchet J-M., Jouiad M. Microstructure evolution during thermal aging of Inconel 718. *Energy, Aerospace Industr. Appl.* 2016. P. 11–18. DOI: 10.1007/978-3-319-48210-1_2.
 15. Slama C., Servant C., Cizeron G. Aging of Inconel 718 alloy between 500 and 750 °C. *J. Mater. Res.* 1997. Vol. 12. No. 9. P. 2298–2316. DOI: 10.1557/jmr.1997.0306.
 16. Chen T. Liu X., John H., Xu J., Hawk J. Effect of aging treatment on pitting corrosion behavior of oil-grade nickel base alloy 718 in 3,5 % wt. NaCl Solution. In: *Proc. Inter. Conf. NACE. Corrosion*. 2012. No. 0001263.
 17. Saleem B., Dong H.B., Patel V. Effect of aging on the strength of corrosion-resistant incoloy alloys 945 and 945X: A microstructural perspective. *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. Vol. 748. P. 327–336. DOI:10.1016/j.msea.2019.01.114.
 18. Ульянов Е.А. Коррозионно-стойкие стали и сплавы: Справочник. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1991.
Ulyanin E.A. Corrosion-resistant steels and alloys: A reference book. Moscow: Metallurgiya, 1991 (In Russ.).
 19. Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Кононова И.С. Исследование статических связей между режимами термической обработки, размерами зерна и механическими свойствами колец из сплава ЭП718-ИД. *Технология металлов*. 2020. No. 3. С. 27–33. DOI: 10.31044/1684-2499-2020-0-3-27-33.
Egorova Yu.B., Davydenko L.V., Kononova I.S. Study of static relationships between heat treatment modes, grain sizes and mechanical properties of rings made of EP718-ID alloy. *Tekhnologiya metallov*. 2020. No. 3. P. 27–33 (In Russ.).
 20. Назаров Е.Г., Масленков С.Б. Термическая обработка аустенитных жаропрочных сталей и сплавов. *MuTOM*. 1970. No. 3. С. 35–47.
Nazarov E.G., Maslenkov S.B. Heat treatment of austenitic heat-resistant steels and alloys. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 1970. No. 3. P. 35–47 (In Russ.).
 21. Sims Ch.T. Superalloys II: High-temperature materials for aerospace and industrial power. Wiley, 1987.
 22. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения. *Крылья Родины*. 2012. No. 3-4. С. 34–38.
Kablov E.N., Lomberg B.S., Ospennikova O.G. Creation of modern heat-resistant materials and technologies for their production for aircraft engine building. *Kryl'ya Rodiny*. 2012. No. 3-4. P. 34–38 (In Russ.).
 23. ТУ 14-1-3905-85 Прутки из сплава марки ХН45М-ВТЮБР-ИД (ЭП718-ИД), ХН45МВТЮБР-ПД (ЭП718-ПД).
ТУ 14-1-3905-85 Bars made of alloy grade KhN45MVTYuBR-ID (EP718-ID), KhN45MVTYuBR-PD (EP718-PD) (In Russ.).
 24. ASTM G61 Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys.
 25. ASTM E-1245 Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis.
 26. Kazakov A.A., Zhitenev A.I. Assessment and interpretation of nonmetallic inclusions in steel. *CIS Iron and Steel Review*. 2018. Vol. 16. P. 33–38.
 27. ASTM E1181-02 Standard Test Methods for Characterizing Duplex Grain Sizes.