

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-187-197>

УДК 669: 620.193.4

ВЛИЯНИЕ СЕНСИБИЛИЗИРУЮЩИХ ОТЖИГОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА СКЛОННОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н9 К ПИТТИНГОВОЙ И МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

М. А. Отставнов, М. А. Захаров, А. С. Капанов, А. Н. Гурин, К. В. Цай*

РГП «Институт ядерной физики» Агентства РК по атомной энергии, Алматы, Казахстан

* E-mail для контактов: tsvkir@inp.kz

Статья посвящена исследованию изменений коррозионных свойств аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9 в результате провоцирующих отжигов малой длительности (1/2 часа, 1 час, 2 часа) при температурах 450, 650 и 850 °С. Изучена склонность термообработанной стали к питтинговой коррозии в 5% растворе кристаллогидрата хлорида железа (III) $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, в рамках гравиметрического метода, и к межкристаллитной коррозии (МКК) в кипящем водном растворе серной кислоты и сернокислой меди $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, в рамках АМУ-метода. Показано, что коррозионное поведение стальных образцов в агрессивных растворах зависит от степени сенсibilизации стали в ходе провоцирующих отжигов. Различия в кинетике питтинговой коррозии и склонности к МКК для стали после отжигов при 450 °С и 650 °С связаны с характером образующихся зернограничных выделений. При 650 °С формируется квазинепрерывная сеть карбидов Cr_{23}C_6 , приводящая к образованию протяжённых Cr-обедненных зон, что облегчает направленное развитие коррозии вдоль границ зерен, способствуя ускорению питтинговой коррозии и склонности к МКК. После отжига при 450 °С карбидные выделения и Cr-обедненные зоны выражены слабее, что ограничивает развитие межзеренного растворения и обеспечивает сохранение стойкости к МКК. Для образцов после отжига при 850 °С характерна низкая скорость питтинговой коррозии и склонность к МКК, что может быть обусловлено остаточной электрохимической неоднородностью границ зерен и наличием дискретных карбидных выделений.

Ключевые слова: аустенитные стали, отжиг, сенсibilизация, питтинговая коррозия, межкристаллитная коррозия, микроструктура

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющие стали являются одной из ключевых групп конструкционных материалов, применяемых в ядерной энергетике, благодаря удачному сочетанию высокой пластичности и вязкости в широком интервале температур, стойкости к радиационному охрупчиванию и ползучести, высокой коррозионной стабильности [1–3]. В реакторах на быстрых нейтронах (БН-350, БОР-60, БН-600, EBR-II и пр.) аустенитные стали нашли наиболее широкую сферу применения в качестве материалов корпусов и внутрикорпусных устройств, тепловыделяющих сборок (ТВС), трубопроводов и теплообменников, резервуаров и пр. В последние годы интерес к реакторам на быстрых нейтронах значительно возрос, что проявилось в запуске в эксплуатацию реактора БН-800 (в составе Белоярской АЭС, Россия), строительстве быстрого реактора CFR-600 в КНР, активной разработке альтернативных проектов в других странах. Этому также способствовала дискуссия в мире о зеленом статусе ядерной энергетике как эффективном, низкоуглеродном способе получения энергии [4, 5]. При этом аустенитные стали, как хорошо зарекомендовавшие себя при многолетней эксплуатации (ЧС-68, ЭК-164 [1, 6]), так и новые низкоуглеродистые стали (316L, 304L и пр. [7–9]), рассматриваются в качестве кандидатных материалов ядерной энергетике нового поколения.

Одной из проблем эксплуатации аустенитных сталей является их склонность к сенсibilизации при старении в температурном интервале 400–850 °С, связанной с выделением карбидов металлов на границах зерен [10, 11]. Аустенитные нержавеющие стали могут содержать до ~ 0,12–0,15% углерода. После выдержки при температуре аустенизации (1050 °С или выше) значительная часть углерода присутствует в аустенитной матрице в виде пересыщенного твердого раствора. При термическом старении пересыщенного углеродом аустенита происходит массовое выделение карбидных фаз. В отсутствие углерод-стабилизирующих элементов, таких как титан, ниобий, ванадий, преобладающим в составе карбидов будет карбид Cr_{23}C_6 , выделяющийся по границам зерен и содержащий до 80% атомов хрома. Результатом сенсibilизации является локальное обеднение твердого раствора аустенита хромом, что приводит к падению сопротивляемости обедненных областей питтинговой и межкристаллитной коррозии. Степень обеднения границ зерен возрастает с ростом времени отжигов, провоцирующих сенсibilизацию. Согласно литературным данным [12, 13], локальное обеднение твердого раствора может достигать 4–8 вес.% вблизи границ зерен при времени термообработки в несколько десятков часов. Следует отметить, что фокус внимания большинства исследований в данной области смещен в сторону больших времен отжига и, соответственно, более сильного обеднения

по хрому, когда размеры образующихся карбидов достигают значимых величин, а область локального обеднения расширяется до 100–140 нм. При малой длительности отжига диффузионные процессы, связанные с движением атомов хрома к свободным поверхностям, только запущены, размеры образовавшихся частиц $Cr_{23}C_6$ малы, поэтому степень обеднения границ по хрому, ожидаемо, весьма незначительна. Тем не менее, сенсibilизация уже инициирована, а ее влияние на коррозионные свойства стали будет определяться, главным образом, температурой отжига. Чтобы установить насколько коррозионные свойства аустенитной стали чувствительны к температурам при малых временах отжига, необходимо провести отдельное исследование.

Цель настоящей работы: на образцах аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9 исследовать влияние провоцирующих отжига малой длительности (1/2 часа, 1 час, 2 часа) при различных температурах на микроструктуру и склонность к питтинговой и межкристаллитной коррозии.

1 МЕТОДЫ

Объектом исследования в работе выбрана хромоникелевая нержавеющая сталь аустенитного класса 12Х18Н9, аналог которой используется в ядерной энергетике в качестве материала несменных элементов внутрикорпусных устройств быстрых реакторов [14]. Химический состав стали 12Х18Н9 по данным ГОСТ 5632-14 следующий (в вес.%): Fe ост.; C ≤ 0,12; Cr 17–19; Ni 8–10; Si ≤ 0,8; Mn ≤ 2,0; S ≤ 0,02; P ≤ 0,035. Химический состав стали, рассмотренной в работе, следующий (в вес.%): Fe ост.; Cr 18,6; Ni 7,9; Si 0,34; Mn 1,29. Титан в стали присутствует в виде примеси в небольшом количестве и полностью связан в карбидах. В зернах наблюдались единичные карбиды TiC с размерами 0,1–2,1 мкм. Второй тип карбидов, возможный в стали 12Х18Н9 – это карбиды, обогащенные хромом $(Cr, Fe)_{23}C_6$, большая часть которых распадается при аустенизации, а остаточные довольно мелки, ≤ 0,2 мкм, и рассредоточены в матрице зерен. ЭДС анализ показал, что в материале также могут наблюдаться частицы оксида кремния и фосфиды. При этом границы зерен, преимущественно, свободны от вторичных выделений, что делает данный материал удобным для изучения особенностей сенсibilизации.

Образцы для исследований вырезали из стального листа толщиной 1,2 мм с помощью станка прецизионной резки Buehler (Isomet). Для экспериментов на склонность к питтинговой коррозии и структурных исследований готовили образцы в форме плоскопараллельных пластин с размерами 12 мм × 10 мм и толщиной до 1,0 мм. Для экспериментов на склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) готовили образцы в форме плоских балочек с размерами (15–20) мм × 5 мм при толщине ~ 1,0–1,1 мм. Для устранения следов наклепа и стабилизации однородного

твердого раствора проводили предварительный аустенизирующий отжиг образцов при 1050 °С в течение 1/2 часа. Отжиг проводился в вакууммируемой трубке (<1 Па), помещенной в горизонтальную трубчатую печь Nabertherm с контролем температуры внутри печи с помощью цифрового термометра с выносным щупом-термопарой ТЦМ 9410. По окончании отжига вакууммированную трубку с образцами извлекали из печи и охлаждали в проточной воде. Провоцирующие отжики при температурах 450, 650 и 850 °С осуществляли для предварительно аустенизированных образцов. Длительность термообработки составляла 1/2 часа, 1 час и 2 часа.

Для структурных исследований поверхность стальных образцов готовили с помощью шлифовки с использованием шлифовальной бумаги Mirka P240 ... P1200, с поэтапным уменьшением зерна абразива от 60 до 10 мкм, и полировки с помощью пасты ГОИ на основе оксида хрома (III) до зеркальной поверхности. Для финальной обработки поверхности использовали полировку в электролите состава: 98 мл H_3PO_4 + 2 мл H_2SO_4 + 20 г CrO_3 , и травление границ зерен в водном растворе оксида хрома (VI): 20 г CrO_3 + 100 мл H_2O . Режимы электрополировки подбирали экспериментально под каждое состояние стали после отжига, так чтобы не допустить перетравливания границ зерен. Микроструктуру и элементный состав аустенитной стали исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа TM4000PLUS (Hitachi), снабженного ЭДС-спектрометром Quantax 75 (X-ray detector XFlash).

Проведено исследование чувствительности коррозионных свойств стали 12Х18Н9 к температуре и длительности провоцирующих отжига. Коррозионные свойства термообработанной стали в сравнении с исходным состоянием изучали в рамках испытаний на склонность к питтинговой коррозии и МКК. Испытания на питтинговую коррозию проводили в рамках гравиметрического метода ГОСТ 9.912-89 (G31-12a ASTM) при погружении образцов в 5% водный раствор треххлористого 6-водного железа $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ (ГОСТ 4147) при температуре среды 23 °С. Плотность исходного коррозионного раствора составляла 1,023 г/см³. Поверхность образцов подготавливали согласно ГОСТ 9.912-89 с помощью механической шлифовки до P1000 с величиной зерна абразива 14–20 мкм. Перед испытаниями образцы взвешивали на электронных аналитических весах KERN-770 и измеряли их геометрические размеры. Образцы оставляли в растворе последовательно с интервалами 3 часа, 17 и 5 часов, с последующим извлечением из раствора, визуальным осмотром поверхности, удалением продуктов коррозии, сушкой и взвешиванием. Из полученных данных определяли изменения потерь масс и скорости коррозии в стали в зависимости от времени погружения.

После длительных погружений контролировали цвет, прозрачность и плотность коррозионного

раствора как косвенные показатели изменений его химического состава и окислительной способности. Раствор заменяли однократно, после 64 часов использования, для образцов с отжигами 450 °С и 650 °С, на которых к тому времени наблюдалось заметное коррозионное разрушение.

Испытания стали на стойкость к МКК проводили согласно стандартной методике АМУ (ГОСТ 6032-2017, ASTM A262-15) на образцах, подвергнутых провоцирующим отжигам длительностью 1 час и 2 часа. Подготовка образцов к экспериментам включала устранение оксидного слоя и шероховатостей и достигались обработкой поверхности шлифовкой до Р800 с последующим обезжириванием в спирте и промыванием дистиллированной водой. Проверка шероховатости поверхности образцов после шлифовки с помощью профилометра TR100 показала $R_a < 0,2$ мкм. Испытания проводили в стеклянной колбе с обратным холодильником для предотвращения выпаривания. Образцы выдерживали на протяжении 8 часов в кипящем водном растворе серноокислой меди $Cu_2SO_4 \cdot 5H_2O$ и серной кислоты в присутствии медной стружки. Для приготовления раствора на 1 л дистиллированной воды использовали 50 г $Cu_2SO_4 \cdot 5H_2O$ и 250 мл H_2SO_4 . После кипячения образцы промывали водой и просушивали, медные отложения удаляли с помощью 25% раствора азотной кислоты. Затем образцы сгибали на 90 ± 5 градусов (ГОСТ 14019). Кроме тестовых образцов сгибали контрольные образцы, которые не кипятили в растворе. Затем выпуклую боковую поверхность сгиба обследовали на предмет появления трещин с помощью металлографического и электронного микроскопов. По результатам обследования был сделан вывод о склонности стали к МКК.

2 РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

2.1 Результаты микроструктурных исследований

Проведены исследования микроструктуры стали 12Х18Н9 до и после провоцирующих отжигов. Отдельные снимки микроструктуры представлены на рисунке 1. После аустенизации сталь имела разброс зерен по размеру в диапазоне 20 ... 180 мкм, при среднем размере зерна 45 мкм, и отличалась высоким содержанием двойников роста. Выявлено изменение характера химической травимости границ зерен при воздействии полирующего электролита на образцы, отожженные при разных температурах. Для образцов после отжигов при 450 °С и 650 °С с ростом времени термообработки скорость вытравливания границ возрастала. Наиболее высокая скорость травления наблюдалась в области тройных Y-узлов, приводя к образованию глубоких ямок травления. Наименьшая скорость травления отвечала границам двойников, для выявления которых применялся специальный травитель на основе оксида хрома. Образцы, отожженные при 850 °С (как и аустенизированная

сталь), напротив, не показали чувствительности границ зерен к воздействию полирующего электролита независимо от длительности отжига.

Для образцов, отожженных при 450 °С и 650 °С, выявлено образование на границах зерен зон повышенной травимости (ЗПТ) и изменение доли таких зон относительно суммарной длины границ, исключая из рассмотрения когерентные границы двойников, которые, обычно, не участвуют в процессах сенсibilизации. По фотографиям микроструктуры отожженной стали проведена оценка относительного вклада ЗПТ в суммарную длину границ зерен (рисунок 1). При температуре 450 °С отжиг в течение 1/2 часа не привел к образованию ЗПТ на поверхности шлифа, после часового отжига доля ЗПТ составила ~25%, после двухчасового отжига достигла ~30–35%. При температуре 650 °С повышенное травление границ зерен наблюдалось при всех длительностях отжига. Доля ЗПТ возрастала от ~60% для времени отжига 1/2 часа до ~85–90% для отжигов в течение 1–2 часов. На фотографиях можно выделить стадии формирования ЗПТ: точечное травление, накопление массы «точек» и укрупнение их размеров, образование отрезков травления, слияние отдельных отрезков в ЗПТ с перспективой однородного глубокого травления всех границ при увеличении времени электрополировки.

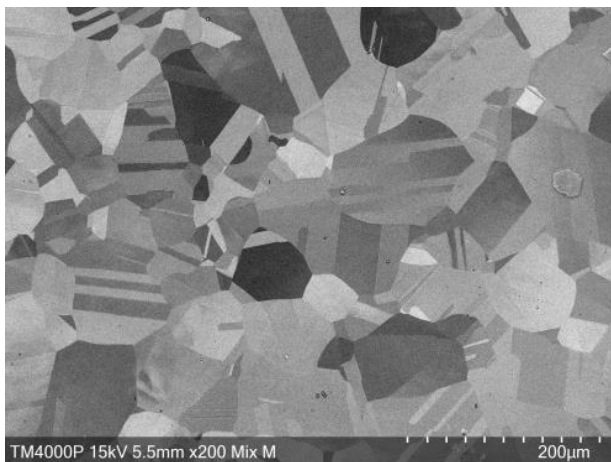
Логично связать дискретные зоны травления с образованием и ростом частиц карбида хрома – основного продукта сенсibilизации хромоникелевых сталей. Размеры дискретных зон травления составляли 0,05–1 мкм. Судя по фигурам травления, форма вытравленных частиц могла быть либо сферической либо эллипсоидной - каплевидной, вытянутой вдоль границ зерен. Все это хорошо согласуется с модельным представлением об образовании и росте зародышей вторичных фаз на границах зерен [15, 16] и с экспериментом – прямым наблюдением за ростом частиц $Cr_{23}C_6$ [12, 17, 18], либо с анализом фигур потенциодинамического травления границ в Cr-Ni сталях (например, [19, 20]). В нашем случае подавляющая часть ЗПТ неоднородна по толщине и представляет собой результат химического вытравливания цепочек мелких выделений, выстроившихся вдоль границ зерен. В то же время часть ЗПТ имела форму однородных по толщине полосок, повторяющих изгиб границы, что наблюдалось при времени отжига 2 часа (рисунок 1д). Данные полосчатые зоны травления на изображении могут соответствовать пластиновидным зародышам карбидной фазы $Cr_{23}C_6$. Образование карбидных выделений такой формы было подтверждено в [20] с помощью ПЭМ в сенсibilизированной 316L стали.

В образцах, отожженных при 450 °С и 650 °С в течение часа и двух часов, показавших склонность к быстрому вытравливанию границ, точечное EDS-сканирование вдоль условной линии, перпендикулярной границе зерна, позволило выявить снижение концентрации Cr вблизи границ. Уменьшение

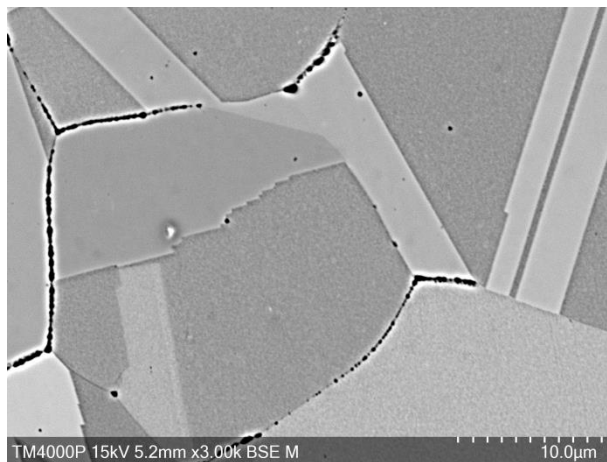
ВЛИЯНИЕ СЕНСИБИЛИЗИРУЮЩИХ ОТЖИГОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА СКЛОННОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н9 К ПИТТИНГОВОЙ И МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

концентрации хрома было небольшим – на 1–1,5 вес.%, но регулярным, что подтвердилось многократным сканированием границ. Кроме того, в зонах глубокого травления границ имело место широкое плато более низких значений концентраций хрома. Незначительная величина обеднения по хромu

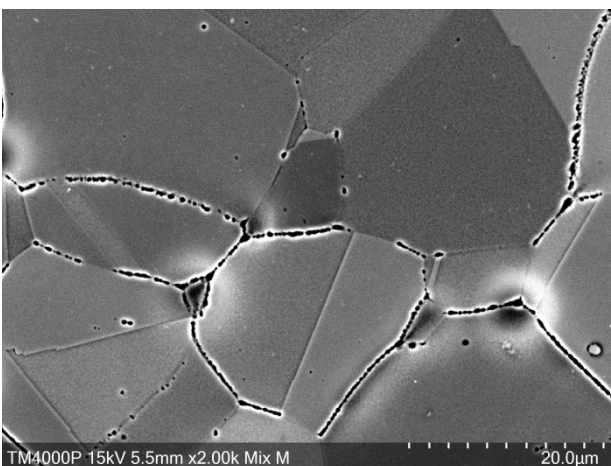
обусловлена малой длительностью термического воздействия и качественно согласуется с данными [12, 20, 21] для “Cr-depletion zones” после отжигов малой длительности. После отжигов при 850 °С, как и в случае аустенизированной стали, снижения концентрации хрома у границ зерен не наблюдалось.



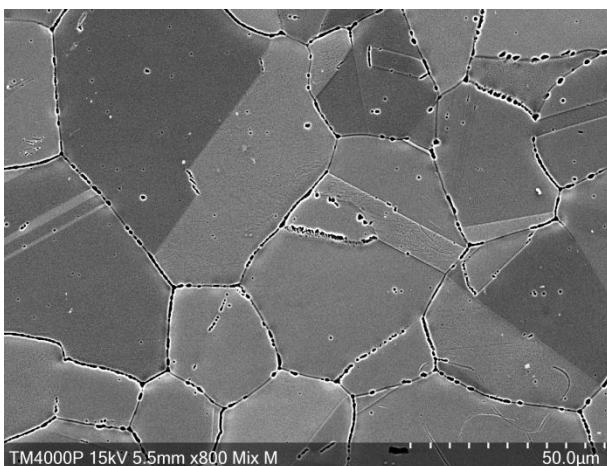
а) аустенизация



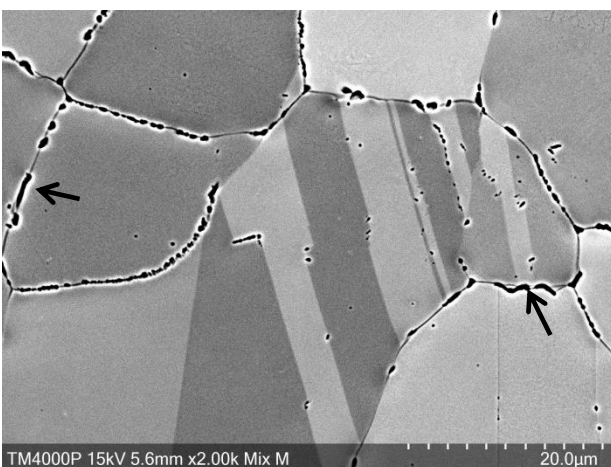
б) 450 °С (1 час)



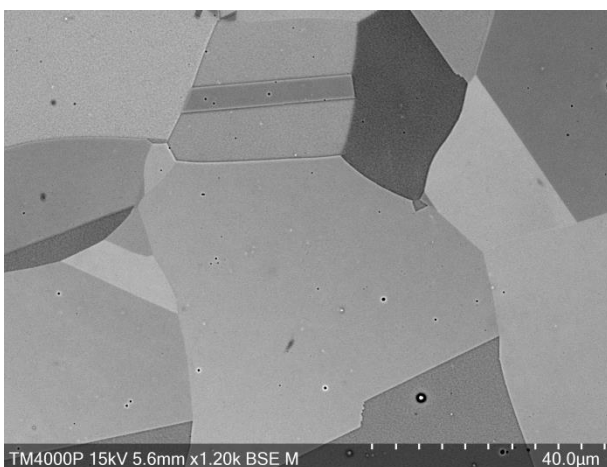
в) 450 °С (2 часа)



г) 650 °С (1 час)



д) 650 °С (2 часа)



е) 850 °С (1 час)

Рисунок 1. Микроструктура и картины травления границ в стали 12Х18Н9 после провоцирующих отжигов

2.2 Результаты гравиметрического теста

Механизм питтинговой коррозии аустенитных нержавеющих сталей в хлоридных растворах подробно описан в литературе [22, 23]. Ионы хлора адсорбируются на поверхности пассивной плёнки, проникают в её дефекты, способствуя локальному разрушению оксидного слоя. В результате на поверхности металла возникают активные участки растворения, что является необходимым условием запуска локализованной коррозии. На поверхности стали, подвергнутой сенсibiliзирующим отжигам, в зонах с более низким содержанием хрома пассивная плёнка локально обеднена оксидом хрома Cr_2O_3 и обогащена оксидами железа, нестойкими к воздействию агрессивного раствора и к электролитическому травлению. Потенциально наиболее уязвимы к нарушению оксидной пленки границы зерен и тройные Y-узлы (рисунок 1в). Питтинговые дефекты образуются, если после разрушения плёнки формируется локальная среда, препятствующая репассивации поверхности и поддерживающая растворение металла. Растворение железа в коррозионной среде идет по анодному механизму $Fe^0 \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$. В растворе $FeCl_3$ соответствующая катодная реакция имеет вид $Fe^{3+} + e^- \rightarrow Fe^{2+}$, где ионы Fe^{3+} – сильный окислитель. При этом

катодная реакция протекает прямо внутри питтингов, поэтому питтинги могут расти намного быстрее, чем в других хлоридных растворах. Скорость коррозии определяется автокаталитическим растворением металла внутри питтингов и поддерживается локальным накоплением ионов Fe^{2+} и Cl^- . При наличии обедненных зон развитие питтинговых дефектов происходит преимущественно по межкристаллитному механизму. Рост питтингов «в глубину» (перпендикулярно поверхности) может быть ограничен либо пенетрацией образца, либо достижением критической глубины питтинга, при которой массоперенос ионов и обмен с раствором затруднены.

Полученные в рамках гравиметрического теста зависимости потерь масс и скоростей коррозионного разрушения (растворения) от времени погружения в 5% раствор $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ для образцов стали 12Х18Н9, отожженной при температурах 450, 650 и 850 °С, приведены на рисунке 2. Здесь потери массы – $\Delta m/S$, скорость коррозии (мм/год) определялась как $8,76 \cdot K_m/\rho$, где ρ – плотность стали (г/см³), S – площадь поверхности образца (м²), весовой показатель скорости коррозии $K_m = \Delta m / (S \cdot t)$ (г/м²·час), где t – время погружения образца (час).

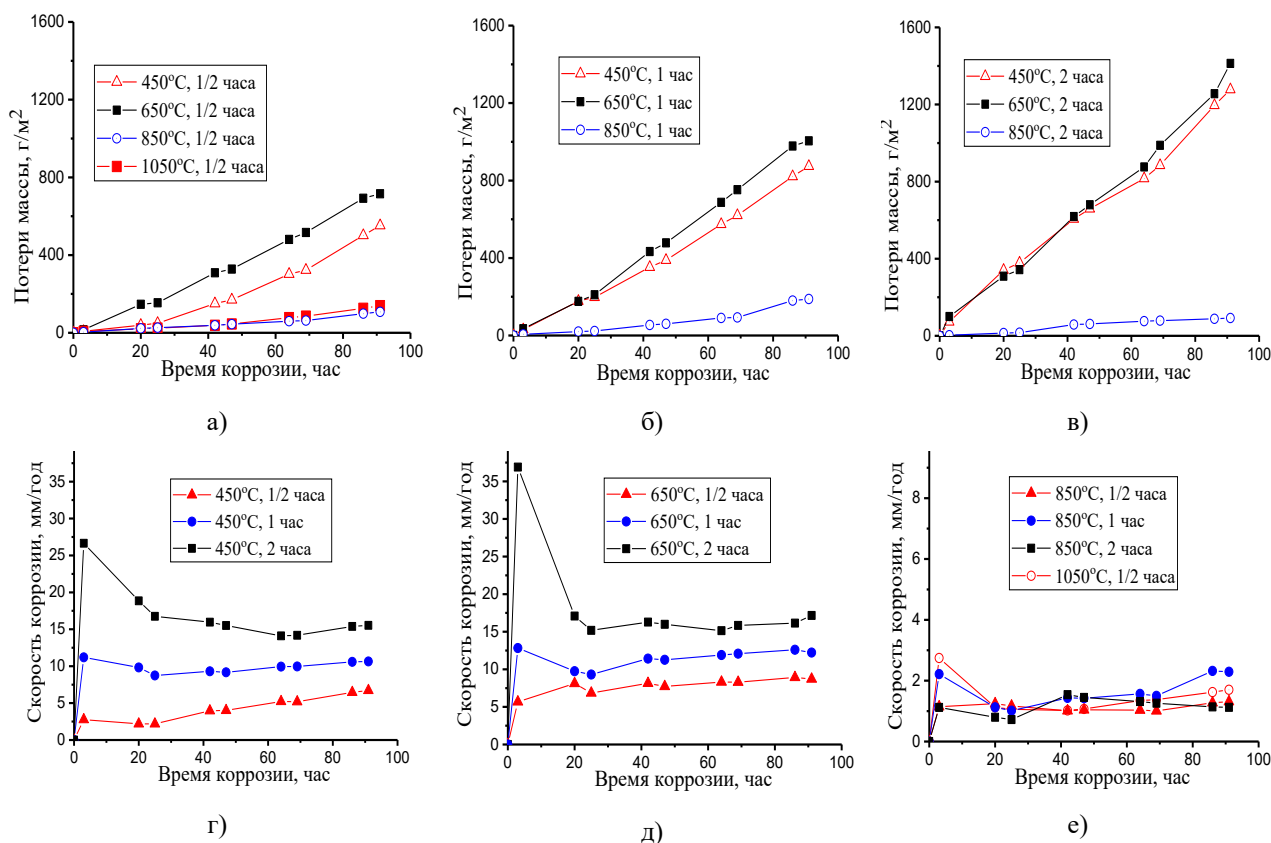


Рисунок 2. Результаты гравиметрического теста. Зависимости потерь масс (а-в) и скоростей коррозионного растворения (г-е) от времени погружения в агрессивный раствор для образцов стали 12Х18Н9, подвергнутых провоцирующим отжигам разной длительности.

Из диаграмм видно, что скорость коррозии стали зависит от температуры и длительности провоцирующих отжигов. Для стали, отожженной при 850 °С, скорость коррозии минимальна и слабо чувствительна к продолжительности отжига. Для образцов, термообработанных при 450 °С и 650 °С, скорость коррозии возрастала с ростом продолжительности отжигов. При одинаковом времени термообработки образцы с отжигами при 650 °С показали более высокую склонность к коррозии в растворе по сравнению с образцами, отожженными при 450 °С. Заметим, что в относительно тонкой листовой стали рост питтинговых дефектов был ограничен толщиной образца: в образцах с отжигами при 450 и 650 °С наблюдалась сквозная пенетрация питтингов.

Данные визуального анализа образцов на различных стадиях гравиметрического теста позволили выявить различия в механизмах локализованной коррозии для стали 12Х18Н9 в разных режимах термообработки. После отжига при 850 °С и в аустенизированном состоянии образцы демонстрировали слабое растворение, близкое к равномерной коррозии, с образованием ограниченного числа метастабильных питтингов на поздних стадиях погружения. Для образцов после отжига при 650 °С характерно быстрое формирование питтингов (после 3 часов в растворе), короткая стадия их метастабильности, переход к устойчивому росту с преимущественно направленным развитием в глубину, перпендикулярно поверхности образца, и ранняя сквозная пенетрация (20–25 часов). После пенетрации расширение сквозных дефектов по межкристаллитному механизму происходило с существенно меньшей скоростью, вследствие чего их вклад в общее растворение падал. Поддержание высокой скорости коррозии на этой стадии обеспечивалось ростом питтингов, не достигших пенетрации, а также образованием новых очагов коррозии. Для образцов, отожженных при 450 °С, характерно более позднее формирование питтингов (в основном, после 20 часов в растворе) и высокая доля метастабильных дефектов. Переход к устойчивому росту происходил медленнее; рост в глубину конкурировал с латеральным расширением очагов коррозии, реализующимся как по границам зерен, так и по телу зерна, что приводило к более поздней пенетрации (42–64 часа).

Следует отметить, что указанные закономерности относятся, в основном, к длительностям отжигов 1–2 часа. Образцы, отожженные при 450 и 650 °С в течение 1/2 часа, демонстрировали более неоднозначное поведение: коррозия локализовалась в отдельных очагах, которые могли развиваться как в глубину до пенетрации, так и распространяться латерально по смешанному механизму. При этом значительная часть поверхности оставалась покрытой мелкими метастабильными питтингами вплоть до поздних стадий погружений. Увеличение длительности отжига с 1/2 часа до 2 часов приводило к сокращению периода метастабильности для значительной части питтингов и росту их плотности.

2.3 Результаты теста на склонность к МКК

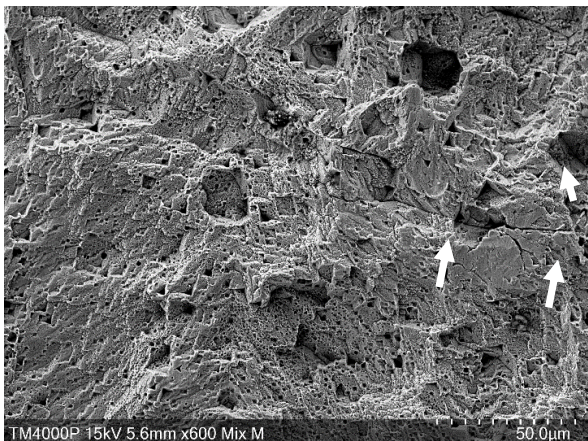
Гравиметрические испытания характеризуют среднюю скорость растворения, преимущественно обусловленную питтинговой коррозией, но не позволяют оценить склонность к межкристаллитной коррозии, локализованной по границам зерен. Для оценки склонности стали к МКК были проведены испытания отожженных стальных образцов по стандартной методике АМУ, включающих 8-часовое воздействие кипящей коррозионной среды, содержащей ионы H^+ , Cu^{2+} , SO_4^{2-} в присутствии медной стружки, и последующий механический изгиб. Выводы о склонности к МКК делались по результатам анализа микроструктуры боковых поверхностей сгиба стальных образцов, вдали от краев. Примеры микроструктуры стали после раствора и после сгибания даны на рисунке 3. Результаты осмотра образцов после АМУ-теста приведены в таблице.

В условиях агрессивной кипящей среды с интенсивной конвекцией на поверхности аустенитной нержавеющей стали протекают сопряженные анодные и катодные электрохимические реакции. Анодные процессы включают растворение железа и хрома, согласно окислительным реакциям: $Fe^0 \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$ и $Cr^0 \rightarrow Cr^{3+} + 3e^-$. Катодный процесс определяется восстановлением ионов меди из раствора с выделением металлической меди на поверхности стальных образцов: $Cu^{2+} + 2e^- \rightarrow Cu^0$. Осажденная металлическая медь играет роль катодной фазы, образуя локальные гальванические микропары со сталью, в которых обедненные по хрому приграничные области зерен выступают в роли анода по отношению к матрице зерна. Значительная разность стандартных электродных потенциалов пар Cu^{2+}/Cu^0 по сравнению с Fe^{2+}/Fe^0 и Cr^{3+}/Cr^0 ($E^0 Cu^{2+}/Cu^0 = +0,340$ В, $E^0 Fe^{2+}/Fe^0 = -0,447$ В, $E^0 Cr^{3+}/Cr^0 = -0,744$ В) обеспечивает высокую термодинамическую движущую силу анодного растворения стали, делая возможной селективную локализацию коррозии по границам зерен.

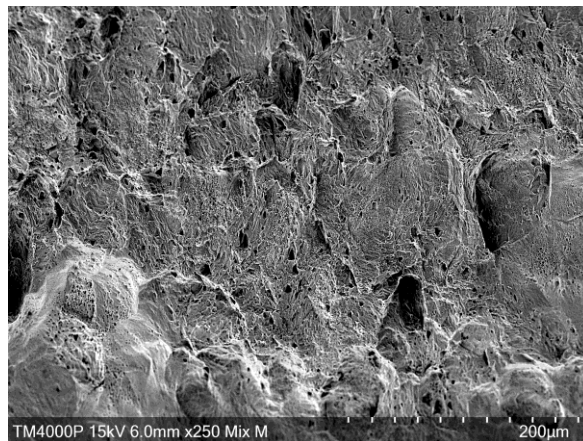
Металлографический анализ образцов после испытаний показал, что обширное коррозионное повреждение поверхности было характерно для всех, без исключения, образцов. Повреждение носило комплексный характер, включая элементы общей коррозии и эрозии, равномерно распределенного питтинга, локальной межкристаллитной коррозии. Образцы с отжигом 450 °С (1–2 часа) после АМУ-теста показали неоднозначную картину поверхности: после раствора до сгибания – наличие локальных следов МКК и питтинговых дефектов (рисунок 3а), а после сгибания – отсутствие протяженных трещин на поверхности сгиба. Последнее свидетельствует о том, что межкристаллитная коррозия затронула только зерна поверхностного слоя и не пошла вглубь образца. Как видно из рисунка 3б, деформация в зоне сгиба носила вязкий характер, а имевшиеся микротрещины не развивались.

ВЛИЯНИЕ СЕНСИБИЛИЗИРУЮЩИХ ОТЖИГОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА СКЛОННОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н9 К ПИТТИНГОВОЙ И МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

Отжиг 450 °С (1 час):

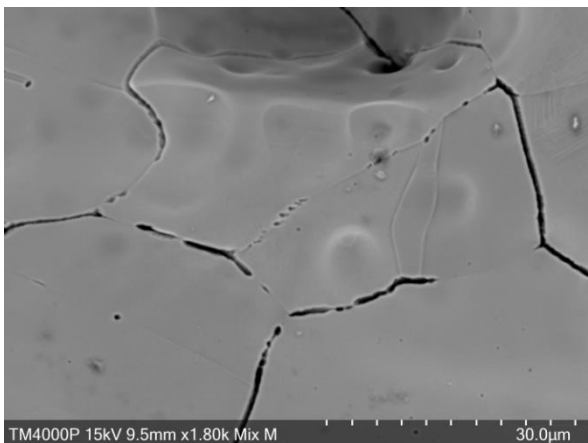


а) образование питтингов и интеркристаллитных трещин в растворе

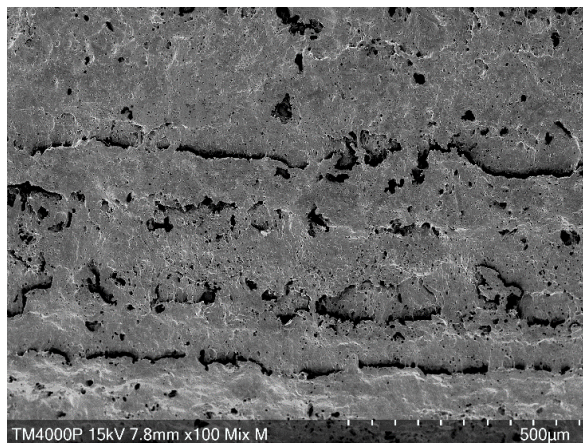


б) пластическая картина деформации на поверхности сгиба

Отжиг 650 °С (2 часа):

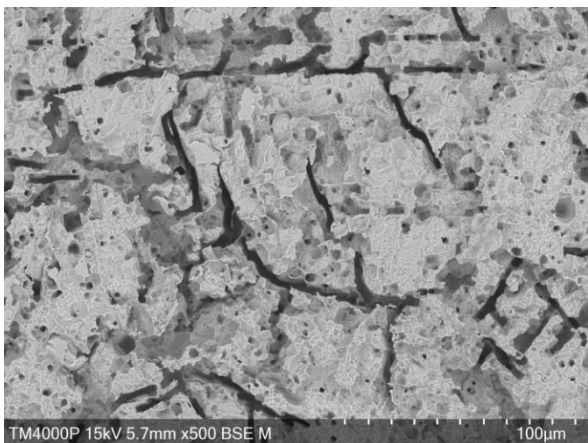


в) МКК на фоне развитого питтинга в растворе

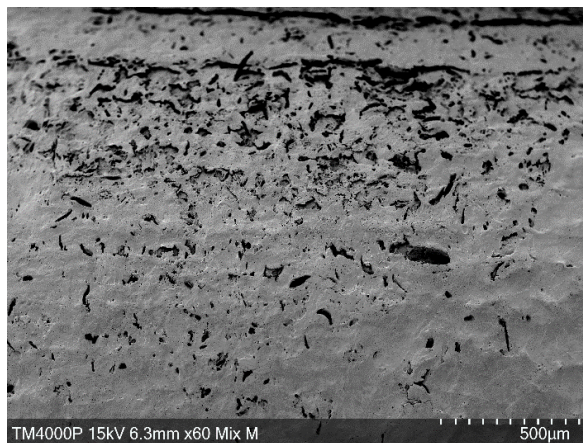


г) протяженные трещины на поверхности сгиба

Отжиг 850 °С (1 час):



д) образование равномерного питтинга и интеркристаллитных трещин в растворе



е) на поверхности сгиба мелкие трещины сливаются в магистральные трещины

Рисунок 3. Микроструктура стали 12Х18Н9 после АМУ-теста

ВЛИЯНИЕ СЕНСИБИЛИЗИРУЮЩИХ ОТЖИГОВ МАЛОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА СКЛОННОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н9 К ПИТТИНГОВОЙ И МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

По этим признакам можно сделать вывод о стойкости стали с отжигами 450 °С (1–2 часа) к МКК. Результаты металлографического обследования образцов с отжигами 650 °С (1–2 часа), напротив, однозначно показали склонность к МКК. В данных образцах после раствора поверхность стали имела сильно развитые питтинги и признаки коррозии по границам зерен, тогда как после механического воздействия на поверхности сгиба были обнаружены протяженные интеркристаллитные трещины (рисунок 3в-г). Картина коррозионного повреждения образцов с отжигом 850 °С (1–2 часа) после раствора показала следы локального развитого питтинга и коррозии по границам зерен (рисунок 3д). Механическое воздействие на образцы с отжигом 850 °С дало образование протяженных трещин на поверхности сгиба, состоящих из более мелких структурных дефектов. На основе вышесказанного был сделан вывод о склонности стали к МКК.

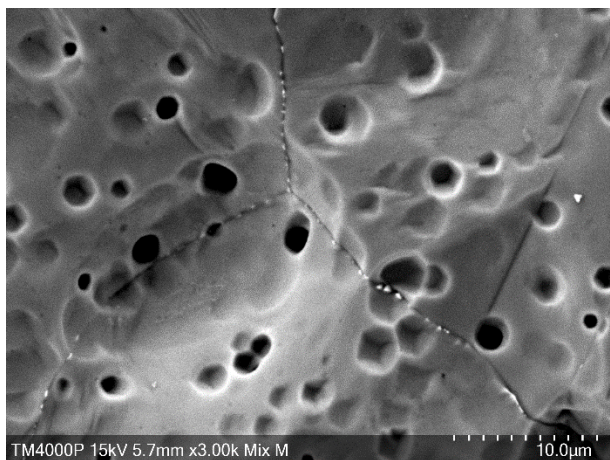
Деформация контрольных образцов после аустенизации и провоцирующих отжигов показала наличие мелких поверхностных трещин, либо их полное отсутствие, что может быть связано с локализацией вторичных выделений в приповерхностных

слоях образца и является случайным фактором. При этом исследуемая сталь не демонстрирует глубокого растрескивания поверхности при изгибе без предварительного воздействия коррозионно-активной среды.

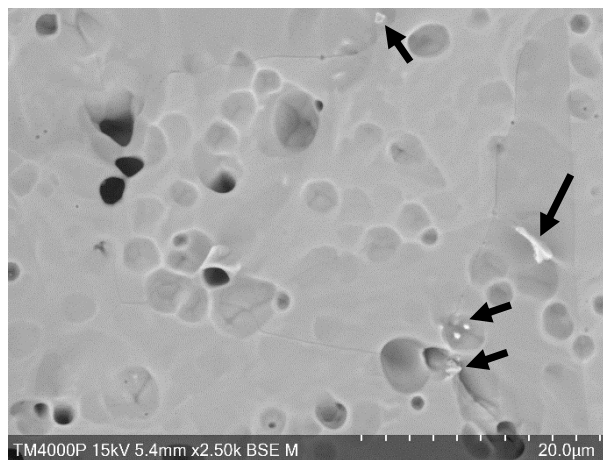
Таким образом, АМУ-тест на МКК показал склонность к избирательной коррозии по границам зерен у образцов с отжигами 650 и 850 °С. Изменение длительности отжига стали не оказало заметного влияния на характер растрескивания стальных образцов после механического воздействия. Одним из признаков склонности к МКК являлось образование слоя металлической меди на поверхности образцов и заметное осветление цвета раствора. В нашем случае это наблюдалось для температур отжигов 650 °С (2 часа) и 850 °С (2 часа). Заметим, что под защитой образующегося слоя металлической меди поверхность стали не подвергалась эрозивному воздействию среды, а носила следы равномерного питтинга и МКК и даже локально сохраняла карбидные выделения (рисунок 4), которые, в ином случае, полностью растворялись в агрессивном растворе.

Таблица 1. Результаты обследования поверхности стальных образцов после АМУ-теста

Термообработка	Характер коррозионного разрушения и следы МКК после раствора (без деформации)	Наличие трещин на поверхности сгиба		Вывод
		образцы после раствора	контрольные образцы	
Аустенизация	Фоновая коррозия/эрозия	трещин нет	трещин нет	стойкость к МКК
Отжиг при 450 °С (1–2 часа)	Эрозия, равномерный питтинг, локально коррозия по границам зерен.	дополнительных трещин не появилось	(1 час) мелкие трещины; (2 часа) мелкие трещины	стойкость к МКК
Отжиг при 650 °С (1–2 часа)	Локально эрозия, равномерный питтинг, коррозия по границам зерен.	появление протяженных трещин	(1 час) трещин нет; (2 часа) мелкие трещины	склонность к МКК
Отжиг при 850 °С (1–2 часа)	Эрозия, локально питтинг, коррозия по границам зерен. Степень повреждения поверхности наименьшая по сравнению с образцами после отжигов 450 и 650 °С.	мелкие трещины, сливающиеся в крупные дефекты	(1 час) мелкие трещины; (2 часа) трещин нет	склонность к МКК



а) отжиг при 650 °С (2 часа)



б) отжиг при 850 °С (2 часа)

Рисунок 4. Остаточные карбиды хрома на поверхности стали 12Х18Н9 после АМУ-теста

Для стали с отжигом 650 °С склонность к МКК объясняется наиболее развитой сенсibilизацией, связанной с выделением зернограничных карбидов $M_{23}C_6$ (рисунок 4а) и с формированием зон обеднения хромом вдоль границ зерен. Склонность к МКК при 850 °С имеет другую природу и может быть связана с остаточной электрохимической уязвимостью границ зерен, сохраняющейся несмотря на частичное восстановление концентрации хрома при высокотемпературном отжиге [10, 24]. По-видимому, из-за небольших времен отжига профиль и форма приграничных зон остаются все еще благоприятными для развития МКК, несмотря на запуск восстановления концентрации хрома. Это заметно на изображении микроструктуры стали с отжигом 850 °С (1 час), рисунок 1е. Здесь ряд границ демонстрируют увеличенную ширину травления и ступеньки травления, хотя ЗПТ отсутствуют и обеднения по Cr не выявлено. Кроме того, карбиды хрома (рисунок 4б), образовавшиеся по границам зерен во время термообработки, растворяясь под действием агрессивной среды, также вносят вклад в коррозионную активность границ.

Образцы после отжигов при 450 °С, напротив, не показали признаков устойчивого межкристаллитного разрушения, что указывает на низкий уровень сенсibilизации в данном состоянии, недостаточный для АМУ теста. При отсутствии устойчивого обеднения по Cr анодное растворение не локализуется вдоль границ зерен, а имеет вид фоновой коррозии – в виде локальных участков растворения (питтинг, эрозия, общая коррозия, иногда локальная МКК), что и наблюдалось после раствора в образцах с отжигом 450 °С. Образцы аустенизированной стали после раствора имели наиболее однородное нарушение поверхности, обусловленное фоновой коррозией/эрозией и не показали склонности к МКК.

Полученные результаты хорошо согласуются с данными литературных источников разных лет, указывающих, что температуры 600–650 °С отвечают максимуму сенсibilизации аустенитных Cr-Ni сталей (304/316/321 и аналогов) [10–13, 18–25]. В этом интервале температур в сталях формируются наиболее глубокие приграничные зоны, обедненные хромом, наблюдается максимальная кинетика выделения карбидов $M_{23}C_6$ и высокая склонность к МКК. Температуры отжигов выше 800 °С, напротив, соответствуют уменьшению зон обеднения хромом и снижению коррозионной активности материала, что приводит к снижению скорости растворения. Температуры ниже 500 °С также отвечают более низким значениям сенсibilизации стали, ограниченным кинетикой диффузии хрома. При этом температуру 450 °С следует рассматривать как начало интервала сенсibilизации, а 850 °С – как конец интервала, выше которого в материале идут процессы десенсibilизации – растворение карбидов и выравнивание концентрации хрома.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены провоцирующие отжиги образцов аустенизированной стали 12Х18Н9 при температурах 450, 650 и 850 °С при малых временах выдержки (1/2 часа, 1 час и 2 часа) с целью изучить влияние сенсibilизации на поведение материала в агрессивных растворах. Сенсibilизация в стали связана с образованием и ростом карбидов $Cr_{23}C_6$ по границам зерен и сопутствующим локальным обеднением по хромом прилегающих к карбидам приграничных областей. При электролитической полировке поверхности стали, отожженной при температурах 450 и 650 °С, обнаружен эффект избирательного травления границ зерен – появление ЗПТ. Различные фигуры травления – точки или «капли», цепочки, полоски, повторяющие кривизну границы – отвечают формам зародышей карбидных выделений.

Проведена серия экспериментов в рамках гравиметрического метода в 5% растворе кристаллогидрата хлорида железа (III) $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ для выявления склонности термообработанной стали к питтинговой коррозии. Показано, что максимальная скорость растворения стали отвечала температуре отжига 650 °С, а минимальная – температуре 850 °С и аустенизированному состоянию. С увеличением длительности термического воздействия концентрация питтинговых дефектов в стали, отожженной при 450 и 650 °С, существенно возрастала, период метастабильности для значительной части питтингов сокращался, что сопровождалось увеличением скорости коррозионного растворения. Для определения склонности отожженной стали к избирательной коррозии по границам зерен проведена серия экспериментов в рамках АМУ-метода, включавших выдержку в кипящем водном растворе серной кислоты H_2SO_4 и сернокислой меди $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ в присутствии медной стружки и последующее сгибание на 90°. Образцы после отжигов 650 °С и 850 °С показали наличие признаков МКК, тогда как аустенизированные образцы и образцы после отжига 450 °С, напротив, показали стойкость к МКК.

Различия в кинетике питтинговой коррозии и склонности к МКК для стали после отжигов при 450 °С и 650 °С связаны с характером образующихся зернограничных выделений. При 650 °С формируется квазипрерывная сеть карбидов $Cr_{23}C_6$, приводящая к образованию протяженных Cr-обедненных зон, что облегчает направленное развитие коррозии вдоль границ зерен вглубь образца, способствует ускорению питтинговой коррозии и проявлению межкристаллитной коррозии. После отжига при 450 °С карбидные выделения и Cr-обедненные зоны выражены слабее, что ограничивает развитие межкристаллитного растворения и обеспечивает сохранение стойкости к МКК. Для образцов после отжига при 850 °С характерна низкая скорость питтинговой коррозии. В то же время сохраняющаяся склонность к МКК может быть связана с остаточной электрохимической неоднородностью границ зерен и наличием дискретных карбидных выделений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства Энергетики Республики Казахстан, Программа BR23891530 «Развитие комплексных научных исследований в области ядерной и радиационной физики на базе казахстанских ускорительных комплексов».

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов. – Киев: Наукова Думка, 2006. – 375 с. [Voevodin V.N., Neklyudov I.M. Evolyutsiya strukturno-fazovogo sostoyaniya i radiatsionnaya stoykost' konstruktivnykh materialov. – Kiev: Naukova Dumka, 2006. – 375 p.] (In Russ.)
2. Garner F.A. Radiation Damage in Austenitic Steels // Comprehensive Nuclear Materials. – 2012. – Vol. 4. – P. 33–95. – <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-056033-5.00065-3>
3. Neustroev V.S., Garner F.A. Very high swelling and embrittlement observed in a Fe-18Cr-10Ni0Ti hexagonal fuel wrapper irradiated in the BOR-60 fast reactor // Fusion Materials. – Vol.43. Semiannual Progress Report for Period Ending December 31, 2007. – P. 109–122. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.06.036>
4. Rudakov A. The EU can simultaneously end dependence on Russia and meet climate goals // Nature. – 2022. – Vol. 604(7904). – P. 7–8. – <https://doi.org/10.1038/d41586-022-00920-y>
5. Technical assessment of nuclear energy with respect to the 'do no significant harm' criteria of Regulation (EU) 2020/852 ('Taxonomy Regulation'). – European Atomic Energy Community, 2021. – 383 p.
6. Кинев Е.А., Шихалев В.С., Барыбин А.В. Внутритвэльная коррозия сталей ЭК-164 и ЧС-68 быстрого энергетического реактора на основе диоксида урана // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2015. – Т. 3. – С. 49–55. [Kinev E.A., Shikhalev V.S., Barybin A.V. Vnutritvel'naya korroziiya staley EK-164 i ChS-68 bystrogo energeticheskogo reaktora na osnove dioksida urana // Izvestiya vuzov. Yadernaya energetika. – 2015. – Vol. 3. – P. 49–55.] (In Russ.)
7. Chen S., Xie A., Lu X., Yan C., Jiang H., Rong L. Tailoring Microstructure of Austenitic Stainless Steel with Improved Performance for Generation-IV Fast Reactor Application: A Review // Crystals. – 2023. – Vol.13, 268. – P. 1–18. – <https://doi.org/10.3390/cryst13020268>
8. Saleh S.E., Elfawkhry M.K., Saudi H. A., Gomaa H.M., El-Minyawi S.M., Eissa M.M. Enhancing austenitic stainless-steel alloys for fast breeder reactor fuel cladding: A comparative study // Radiation Physics and Chemistry. – 2025. – Vol. 230. – Art. 112544. – <https://doi.org/10.1016/j.radphyschem.2025.112544>
9. Чернов В. Материалы для полного замыкания: что такое МАКМ и почему за ними будущее. [Chernov V. Materialy dlya polnogo zamykaniya: chto takoe MAKM i pochemu za nimi budushchee.] (In Russ.). – URL: <https://stranarosatom.ru/2022/09/19/materialy-dlya-polnogo-zamykaniya-chto-t>
10. Sedriks A.J. Corrosion of Stainless Steels. – 2nd ed. – New York: J Wiley & Sons, 1996. – 370 p.
11. Dayal R. K., Parvathavarthini N., Raj B. Influence of metallurgical variables on sensitization kinetics in austenitic stainless steels // International Materials Reviews. – 2005. – Vol. 50, No. 3. – P. 129–155. – <https://doi.org/10.1179/174328005X14348>
12. Pande C.S., Suenaga M., Vyas B., Isaacs H.S. Direct evidence of chromium depletion near the grain boundaries in sensitized stainless steel // Scripta Metallurgica. – 1977. – Vol. 11. – P. 681–684. – [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(77\)90138-7](https://doi.org/10.1016/0036-9748(77)90138-7)
13. Bruemmer S.M., Arey B.W., Charlot L.A. Influence of Chromium Depletion on Intergranular Stress Corrosion Cracking of 304 Stainless Steel // Corrosion. – 1992. – Vol. 48, No. 1. – P. 42–49. – <https://doi.org/10.5006/1.3315917>
14. Портных И.А., Козлов А.В., Панченко В.Л., Шихалев В.С. Исследование структуры и физических свойств стали Х18Н9 после длительного облучения в составе внутрикорпусных устройств реактора БН-600 // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2019. – Т. 4. – С. 118–129. [Portnykh I.A., Kozlov A.V., Panchenko V.L., Shikhalev V.S. Issledovanie struktury i fizicheskikh svoystv stali Kh18N9 posle dlitel'nogo oblucheniya v sostave vnutrikorpusnykh ustroystv reaktora BN-600 // Izvestiya vuzov. Yadernaya energetika. – 2019. – Vol. 4. – P. 118–129.] (In Russ.) <https://doi.org/10.26583/npe.2019.4.10>
15. Christian J.W. The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Parts I. – Pergamon, 2002. – 1200 p.
16. Хачатурян А.Г. Теория фазовых превращений и структура твёрдых растворов. – М.: Наука, 1974. – 384 с. [Khachatryan A.G. Teoriya fazovykh prevrashcheniy i struktura tverdykh rastvorov. – Moscow: Nauka, 1974. – 384 p.] (In Russ.)
17. Sourmail T. Literature Review. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels // Materials Science and Technology. – 2001. – Vol. 17, No. 1. – P. 1–14.
18. Briant C. L., Mulford R. A., Hall E.L. Sensitization of Austenitic Stainless Steels, I. Controlled Purity Alloys // Corrosion- NACE. – 1982. – Vol. 38, No. 9. – P. 468–477.
19. Wang J., Shi W., Xiang S., Ballinger R.G. Study of the corrosion behaviour of sensitized 904L austenitic stainless steel in Cl- solution // Corrosion Science. – 2021. – Vol. 181, Art. 109234. – P. 1–12. – <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.109234>
20. Tsai S.P., Makineni S.K., Gault B., Kawano-Miyata K., Taniyama A., Zaefferer S. Precipitation formation on $\Sigma 5$ and $\Sigma 7$ grain boundaries in 316L stainless steel and their roles on intergranular corrosion // Acta Materialia. – 2021. – Vol. 210, Art. 116822. – P. 1–15. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116822>
21. Ma G., Xian W., Bi H., Li M. Effect of Short-Time Aging on the Sensitization Characteristics of 310S Stainless Steel // International Journal of Electrochemical Science. – 2022. – Vol. 17, Art. 22097. – P. 1–13. – <https://doi.org/10.20964/2022.09.34>
22. Fontana M.G. Corrosion engineering. 3-rd Ed. – McGraw-Hill Inc. – 1986. – 556 p.
23. Szklarska-Smialowska Z. Pitting and crevice corrosion. – NACE Int. The corrosion society. – 2005.- 582 p.
24. Sourmail, T., Too, C.H., Bhadeshia, H.K.D. Sensitization and Evolution of Chromium-depleted Zones in Fe–Cr–Ni–C Systems // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43. – P. 1814–1822. – <https://doi.org/10.2355/isijinternational.43.1814>
25. Lima A., Nascimento A.D., Abreu H.F.G., de Lima-Neto P. Sensitization evaluation of the austenitic stainless steel AISI 304L, 316L, 321 and 347 // Journal of Materials Science. – 2005. – Vol. 40, No. 1. – P. 139–144. – <https://doi.org/10.1007/s10853-005-5699-9>

ҚЫСҚА МЕРЗІМДІ СЕНСИБИЛИЗАЦИЯЛАУШЫ БОСАТУЛАРДЫҢ
12X18H9 АУСТЕНИТТІК ТОТ БАСПАЙТЫН БОЛАТЫНЫҢ ПИТТИНГТІК
ЖӘНЕ КРИСТАЛЛААРАЛЫҚ КОРРОЗИЯҒА БЕЙІМДІЛІГІНЕ ӘСЕРІ

М. А. Отставнов, М. А. Захаров, А. С. Капанов, А. Н. Гурин, К. В. Цай*

ҚР Атом энергиясы жөніндегі агенттігінің «Ядролық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

* Байланыс үшін E-mail: tsvki@inp.kz

Мақала әртүрлі ұзақтықтағы (0,5 сағат, 1 сағат, 2 сағат) және 450, 650 және 850 °С температуралардағы провокациялық жасыту нәтижесінде 12X18H9 аустениттік тот баспайтын болаттың коррозиялық қасиеттерінің өзгеруін зерттеуге арналған. Гравиметриялық әдісті қолдана отырып, темір (III) хлоридінің $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ кристалдық гидратының 5% ерітіндісіндегі термиялық өңделген болаттың питтингті коррозияға бейімділігі және $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ әдісімен күкірт қышқылы мен мыс сульфатының қайнап жатқан сулы ерітіндісіндегі кристалл аралық коррозияға бейімділігі зерттелді. Агрессивті ерітінділердегі болат үлгілерінің коррозиялық әрекеті провокациялық жасыту нәтижесінде қалыптасатын болаттың сенсibilизация дәрежесіне тәуелді екені көрсетілді. 450 °С және 650 °С температураларда босатылған болат үшін питтингтік коррозия кинетикасындағы және кристалл аралық коррозияға (КАҚ) бейімділіктегі айырмашылықтар түйіршік шекараларында түзілетін бөліністердің сипатына байланысты. 650 °С температурада $Cr_{23}C_6$ карбидтерінің квазитұтас торы қалыптасып, хромға кедей көлемді аймақтардың түзілуіне әкеледі. Бұл түйіршік шекаралары бойымен коррозияның бағытталған дамуын жеңілдетіп, питтингтік коррозияның жеделдеуіне және КАҚ бейімділіктің артуына ықпал етеді. 450 °С температурада босатудан кейін карбидтік бөліністер мен хромға кедей аймақтар әлсіздеу байқалады, бұл кристаллааралық ерудің дамуын шектеп, КАҚ төзімділікті қамтамасыз етеді. 850 °С температурада босатылған үлгілер үшін питтингтік коррозия жылдамдығының төмен болуы және КАҚ-қа бейімділік тән, бұл түйіршік шекараларының қалдық электрохимиялық әртектілігімен және дискретті карбидтік бөліністердің болуымен түсіндірілуі мүмкін.

Түйін сөздер: аустениттік болаттар, жасыту, сенсibilизация, питтингтік коррозия, кристалл аралық коррозия, микроқұрылым.

THE EFFECT OF SHORT-DURATION SENSITIZING ANNEALING ON THE SUSCEPTIBILITY
OF 12X18H9 AUSTENITIC STAINLESS STEEL TO PITTING AND INTERGRANULAR CORROSION

M. A. Otstavnov, M. A. Zakharov, A. S. Kapanov, A. N. Gurin, K. V. Tsay*

RSE "Institute of Nuclear Physics" of the Agency of the RK for Atomic Energy, Almaty, Kazakhstan

* E-mail for contacts: tsvki@inp.kz

The article is devoted to the study of changes in the corrosion properties of 12X18H9 austenitic stainless steel as a result of provoking annealing of short durations (1/2 hour, 1 hour, 2 hours) at temperatures of 450, 650, and 850 °C. The susceptibility of heat-treated steel to pitting corrosion in a 5% solution of iron (III) chloride crystallohydrate $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ was studied using the gravimetric method, and to intergranular corrosion (IGC) in a boiling aqueous solution of sulfuric acid and copper sulfate $CuSO_4 \cdot 5H_2O$, using the AMU method. It was shown that the corrosion behavior of steel samples in aggressive solutions depends on the degree of steel sensitization during provoking annealing. Differences in the kinetics of pitting corrosion and the susceptibility to IGC for steel annealed at 450 °C and 650 °C are related to the nature of the grain-boundary precipitates formed. At 650 °C, a quasi-continuous network of $Cr_{23}C_6$ carbides forms, leading to the formation of extended Cr-depleted zones. This facilitates the directed development of corrosion along grain boundaries, contributing to the acceleration of pitting corrosion and the susceptibility to IGC. After annealing at 450 °C, carbide precipitates and Cr-depleted zones are less pronounced, limiting the development of intergranular dissolution and ensuring the retention of resistance to IGC. Samples annealed at 850 °C are characterized by a low rate of pitting corrosion and a tendency to IGC, which may be attributed to residual electrochemical heterogeneity of grain boundaries and the presence of discrete carbide precipitates.

Keywords: austenitic steels, annealing, sensitization, pitting corrosion, intergranular corrosion, microstructure.