

УДК 620.196.19

**ПИТТИНГОВАЯ КОРРОЗИЯ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ
НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12X18H10T****Яровчук А.В., Максимкин О.П., Цай К.В., Рубан С.В.***Институт ядерной физики, Алматы, Казахстан*

Приведены результаты исследований склонности к питтинговой коррозии аустенизированной нержавеющей стали 12X18H10T после деформации статическим растяжением при комнатной и пониженной (-20 и -60°C) температурах. Установлено, что сопротивление локальной коррозии холоднодеформированной нержавеющей стали зависит от степени деформации и температуры, которые определяют структурно-фазовое состояние материала. Показано, что при малых степенях деформации формируется квазиоднородная дислокационная субструктура ячеистого типа, которая оказывает стабилизирующее влияние на состояние стали, в результате чего сопротивление коррозии повышается. Большие степени пластической деформации (более 30%) наряду с процессами образования высокофрагментированной неоднородной структуры инициируют в стали 12X18H10T фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha'$ с образованием α' -мартенсита, что отрицательно сказывается на коррозионной стойкости материала.

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что холодная пластическая деформация аустенитных нержавеющих сталей инициирует фазовое мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение и способна существенно изменить коррозионную стойкость материала. Согласно данным, приведенным в работе [1] в результате деформации растяжением со степенью $5 \div 46\%$ чувствительность нержавеющих сталей AISI 301 LN и 316 L к локальной питтинговой коррозии растет, что обусловлено появлением деформационного мартенсита. При этом сталь, содержащая в составе азот (AISI 301 LN), проявляет большую склонность к питтинговой коррозии по сравнению со сталью без добавки. Исследователями [2] установлено, что чувствительность к коррозионному растрескиванию стали AISI 316 после предварительной холодной прокатки при увеличении степени обжатия ($5 \div 15\%$) возрастает, в то время, как после статического растяжения снижается. В [3] представлены результаты повышения в $5 \div 10$ раз стойкости к коррозионному растрескиванию сталей 06X18AГ15 и X18H10T после пластической деформации. В то же время в [4] установлено, что холодная деформация снижает склонность к межкристаллитной коррозии хромоникелевой стали типа 18-8. Авторы работы [5], изучая чувствительность к коррозии в растворах хлорного железа ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) сталей 301 LN и 316 (AISI), установили, что с увеличением степени деформации стали 301 LN коррозионная стойкость снижается, что сопровождается ростом количества индуцированного деформацией мартенсита ($\sim 32\%$). В более стабильной нержавеющей стали 316 при тех же условиях деформации количество индуцированного мартенсита не превышало 2% и сопротивление коррозионному растрескиванию оставалось практически неизменным. Снижение сопротивления коррозии стали AISI 301 с увеличением степени прокатки (обжатие $27 \div 60\%$) и ростом объемной доли α' -мартенсита обнаружено в работе [6]. Авторы обращают

внимание на множественность факторов, влияющих на проявление локальной коррозии, и невозможность разделения вклада фазового превращения в изменение сопротивления коррозии от вклада структурных изменений, сопутствующих деформации, таких, как, кристаллографическая текстура, плотность дислокаций, различный уровень внутренних напряжений, размер кристаллитов. Тем не менее, имеются работы, в которых указывается на непосредственную связь увеличения скорости локальной коррозии с количественным содержанием индуцированного деформацией мартенсита [7-9].

Таким образом, из приведенных данных видно, что в научной литературе нет единого мнения о влиянии холодной деформации на склонность к локальной коррозии нержавеющих сталей и, в частности, индуцированного деформацией мартенсита. Это определяет актуальность постановки подобного рода исследований.

Данная работа посвящена изучению влияния склонности к одному из локальных видов коррозии – питтинговой, в аустенизированной и холоднодеформированной нержавеющей стали 12X18H10T.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследовали образцы конструкционной нержавеющей стали 12X18H10T в следующих состояниях: аустенизированном (отжиг при 1050°C 30 минут с последующей закалкой в холодную воду) и деформированном после аустенизации. Образцы имели форму плоских пластин размерами $10,0 \times 5,0 \times 0,3$ мм, кроме этого испытывали образцы цилиндрической формы размерами рабочей части $\varnothing 2 \times 20$ мм. Деформацию образцов осуществляли методом статического растяжения на разрывной машине «ИНСТРОН-1195» с постоянной скоростью деформирования ($0,5$ мм/мин) при температурах испытания 20 , -20 и -60°C .

До и после деформации проводили измерения содержания ферромагнитной α' -фазы с помощью

ферритометра «Forster» и методом рентгеноструктурного анализа на универсальном дифрактометрическом комплексе D8 ADVANCE (Bruker AXS GmbH) с использованием CoK_α -излучения. Угловая скорость сканирования составляла 0.034 град/с (2 град/мин), скорость вращения образца ~60 об/мин, что позволяло получать наиболее полную картину отражающих плоскостей содержащихся фаз. Абсолютная точность определения угла составляла $(\theta$ и $2\theta) \leq \pm 0.005^\circ$. Индексирование рефлексов дифрактограмм производили с помощью опции «Peak Search». Для расшифровки полученных данных использовали лицензионную базу данных JCPDS/ICDD 2001 PDF-2.

Исследования коррозионной стойкости стальных образцов выполняли в соответствии со стандартом ASTM G-48-03 (метод А). Для изучения кинетики развития питтинговой коррозии использовали химический метод с переменным погружением плоских и цилиндрических образцов на 2 часа в 5-и или 10%-й водный раствор $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$. После каждого цикла погружения образцы тщательно промывали дистиллированной водой, сушили и производили измерения массы. Взвешивание образцов осуществляли на электронных аналитических весах KERN-700 с погрешностью измерения 0,001 г. Стойкость к коррозии оценивали по удельной характеристике потерь массы с единицы поверхности образцов (г/м^2), а также по максимальной глубине питтинга (h , мкм) [ГОСТ 9. 912-89 (СТ СЭВ 6446-88)].

Химический анализ состава локальных участков стальных образцов выполняли на сканирующем растровом электронном микроскопе «AMRAY-1200В», оснащенный энергодисперсионным микроанализатором «КВАНТУМ-4000». Металлографические исследования проводили на микроскопах «МеФ-2» и «Неорфот», используя увеличение от 50 до 500 крат.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

На рисунке 1 приведены результаты коррозионных испытаний образцов стали 12Х18Н10Т после аустенизации и последующего растяжения до различной степени деформации. Видно, что наименьшим сопротивлением коррозии обладали недеформиро-

ванные образцы, потери массы с единицы поверхности ($\Delta m/s$) которых при времени коррозии 559 часов максимальны. Деформация растяжением первоначально способствует повышению сопротивления питтинговой коррозии. Кривая потерь массы снижается с увеличением степени формоизменения вплоть до $\epsilon = 30\%$. Однако, как видно из представленной зависимости, на кривой отчетливо проявляется перелом при степени деформации (~30–40%), после чего ($\Delta m/s$) начинает расти.

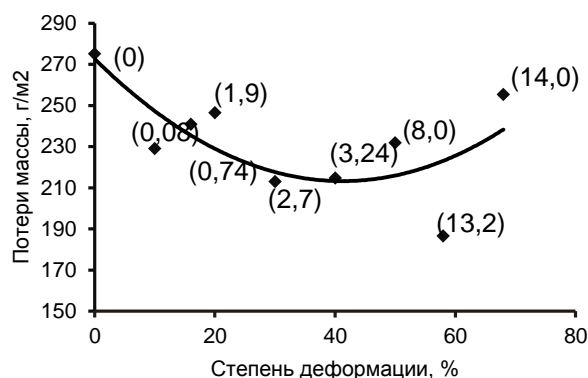


Рисунок 1. Зависимость потерь массы ($\Delta m/s$) плоских образцов нержавеющей стали 12Х18Н10Т, деформированных растяжением при 20°C до различных степеней при времени коррозии 559 часов в 10%-м растворе FeCl_3 (в скобках объемное содержание деформационного мартенсита, %)

Проведенные с помощью феррозонда измерения намагниченности позволили установить, что холодная пластическая деформация аустенизированных образцов стали 12Х18Н10Т вызвала появление магнитных свойств в наиболее деформированных участках, при этом содержание магнитной фазы (μ_f) увеличивалось с ростом степени формоизменения. Возле экспериментальных точек в скобках приведены значения максимального объемного содержания мартенситной фазы (μ_f , %) в шейке образца после растяжения. Фазовый рентгеноструктурный анализ деформированных растяжением при комнатной температуре образцов установил наличие в них α' -мартенситной составляющей (рисунок 2).

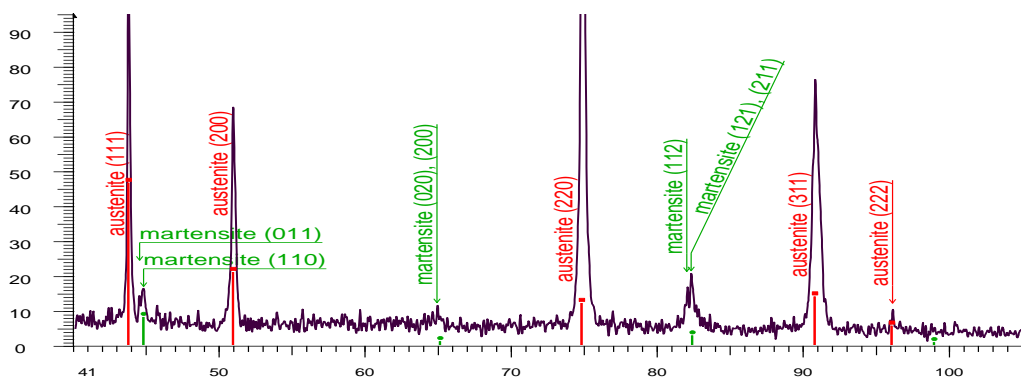


Рисунок 2. Дифрактограмма образца аустенитной стали 12Х18Н10Т после деформации растяжением при 20°C до степени 60%

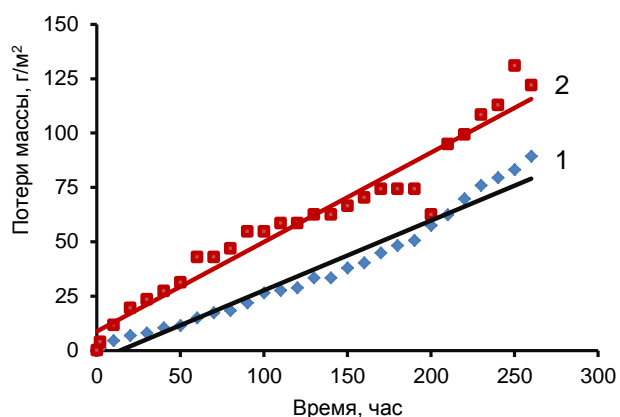


Рисунок 3а. Временная зависимость потерь массы недеформированного (1) и деформированного растяжением ($\epsilon=38\%$) при 20°C (2) цилиндрического образца стали 12Х18Н10Т в 5% растворе FeCl_3

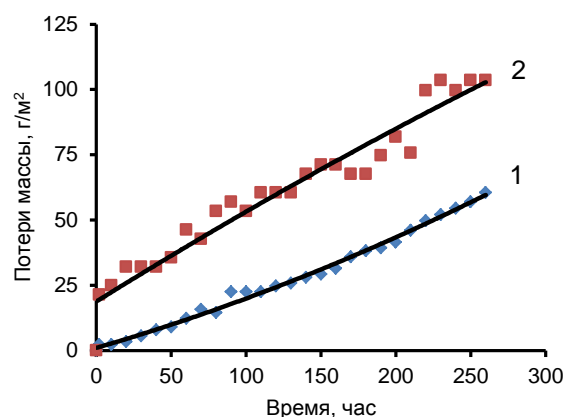


Рисунок 3б. Временная зависимость потерь массы недеформированного (1) и деформированного растяжением ($\epsilon=47\%$) при -60°C (2) цилиндрического образца стали 12Х18Н10Т в 5% растворе FeCl_3

Измерения объемного содержания α' -фазы показали, что ее количество в различных участках деформированного образца неодинаково. Максимальное содержание фазы наблюдалось в зоне локального формоизменения, т.е. в шейке, где степень деформации максимальна. Отмечается повышение потерь массы с увеличением количества индуцированной деформацией мартенсита (рисунок 1).

На рисунке 3 представлены временные зависимости потерь массы ($\Delta m/s$) цилиндрических образцов, недеформированных и деформированных растяжением при 20°C и -60°C . Магнитометрические измерения деформированных образцов показали, что после растяжения при 20°C объемное содержание магнитной фазы (μ_f) не превысило $\sim 0,3\%$, при этом полная деформация составляла $\sim 38\%$, в случае растяжения при отрицательной температуре (-60°C) количество μ_f в образце достигло $\sim 9,9\%$ при полной деформации $\sim 47\%$. Из анализа обоих графиков видно, что кривые ($\Delta m/s$) деформированных образцов расположены выше, чем недеформированных. При одном и том же времени коррозии (250 часов) потери массы деформированного при комнатной температуре образца оказались на 25% больше, чем недеформированного (рисунок 3а). Потери массы образца после растяжения при отрицательной температуре (-60°C), почти на $\sim 50\%$ выше, чем недеформированного (рисунок 3б).

Как оказалось, такое повышенное различие в скорости коррозии деформированного при -60°C образца вполне согласуется с более высоким содержанием в нем μ_f (9,9%). Проведенные измерения максимальной глубины (h) питтингов (время коррозии 250 часов) позволили установить, что для образцов после растяжения при комнатной температуре, h составила ~ 930 мкм, и это значение оказалось в 1,5 раза больше, чем h , установленное за это же время коррозии для недеформированных образцов. Максимальная глубина питтинга у образца, деформирован-

ного при -60°C составила ~ 1875 мкм и почти в три раза превысила h образца недеформированного. Таким образом, полученные результаты показывают, что появление в образцах нержавеющей стали 12Х18Н10Т деформационного мартенсита оказывает отрицательное влияние на сопротивление питтинговой коррозии.

Ранее авторами [10] было установлено, что после отжига в области $425\div 450^{\circ}\text{C}$ в деформированной при отрицательной температуре нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н10Т количество мартенсита увеличивается. Нами проведены исследования сопротивления питтинговой коррозии стальных образцов, подвергнутых отжигу при 425°C после низкотемпературного растяжения. На рисунке 4 приведены результаты коррозионных испытаний в 5% растворе FeCl_3 цилиндрических образцов, отожженных при 425°C после растяжения при 20°C (кривая 1) и -60°C (кривая 2). Оказалось, что в образце, после растяжения при -60°C , количество μ_f возросло до $\sim 11\%$, в образце, деформированном при комнатной температуре, μ_f составило $\sim 4\%$.

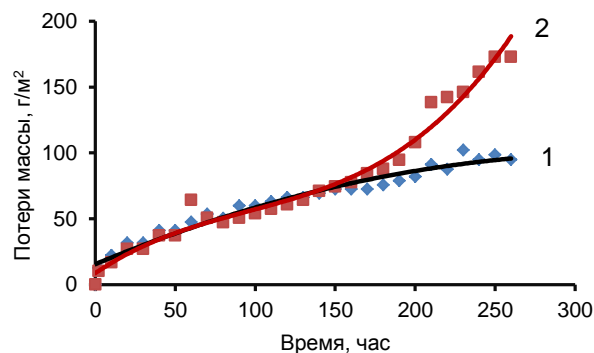


Рисунок 4. Временная зависимость потерь массы образцов аустенитной стали 12Х18Н10Т после растяжения при 20°C (1) и -60°C (2), отожженных при 425°C 30 минут

Из представленного графика видно, что первоначально до 150 часов коррозии кривые практически совпадают, но после 150 часов воздействия агрессивного раствора наблюдается значительное расхождение значений $\Delta m/s$. Образец, содержащий повышенное количество мартенсита, показал более высокую скорость коррозии. Прирост $\Delta m/s$ деформированного и отожженного при 425°C образца составил более 30% по сравнению с не отожженным образцом.

Для выяснения роли структурных составляющих в изменении коррозионных свойств нержавеющей стали проведены металлографические исследования. На рисунке 5а, б, в, представлены снимки структуры образцов стали 12Х18Н10Т в состоянии аустенизированном и после деформации при 20°C и при -60°C . Структура стали в аустенизированном недеформированном состоянии представляет собой совокупность полиэдрических зерен, средний размер которых составляет порядка ~ 25 мкм (рисунок 5а). В структуре стального образца после растяжения при 20°C обнаруживается присутствие небольшого количества двойников отжига и полос скольжения (рисунок 5б). Вероятно, наличие деформационных дефектов определяет повышение сопротивления коррозии стальных образцов при малых степенях деформации растяжением. Заметное увеличение коррозионной стойкости стали установлено нами вплоть до деформации $\sim 30\div 40\%$ (рисунок 1). Включения упорчяющей фазы в деформированном мате-

риале достаточно мелкие, границы зерен тоньше, чем в аустенизированной недеформированной стали. Можно сказать, что деформированные до определенной степени образцы по структуре более близки к гомогенному материалу, что и объясняет повышенную стойкость к питтинговой коррозии. Ряд исследователей [11, 12] полагают, что повышение сопротивления питтинговой коррозии нержавеющей стали после деформации обусловлено именно появлением многочисленных деформационных дефектов и высокой фрагментированностью структуры, которые затрудняют диффузию к границам зерен углерода, и, что особенно важно, атомов хрома, который обеспечивает повышенную коррозионную стойкость. Это, в целом, стабилизирует структурное состояние материала и обеспечивает высокое сопротивление коррозии. На неоднозначное влияние малых и больших степеней деформации на локальную коррозию нержавеющей сталей указывалось в работе [11], при этом причину различия авторы связывают с особенностями деформационной структуры, шириной деформационных полос и конфигурацией дислокаций. На рисунке 5 в приведена структура образца, деформированного растяжением при отрицательной температуре, из которого видно, что деформация при -60°C изменила строение аустенитных зерен, форму и протяженность их границ (рисунок 5в). Структура характеризуется высокой степенью полигонизации и неоднородности, причем, границы кристаллитов заметно утолщены.

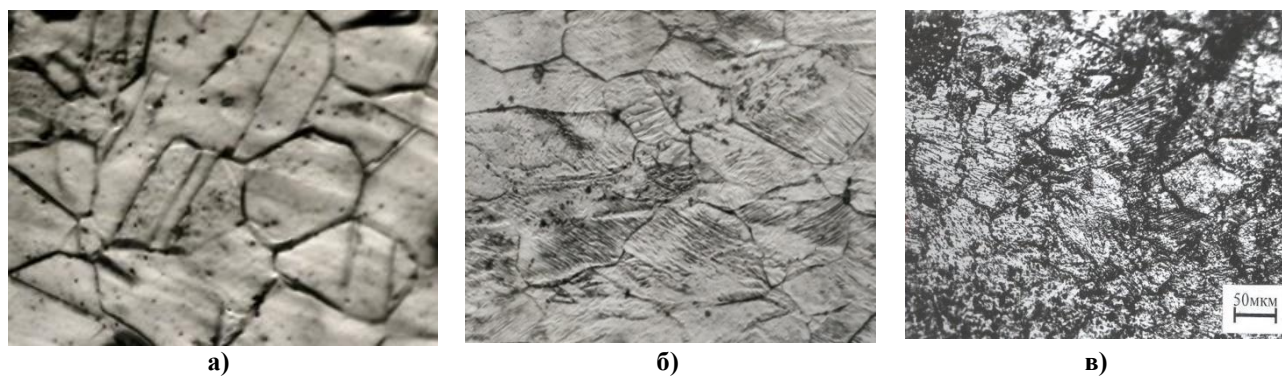


Рисунок 5. Микроструктура нержавеющей стали 12Х18Н10Т в аустенизированном состоянии (а), после деформации растяжением при 20°C до $\varepsilon \approx 47\%$ (б), и при -60°C до $\varepsilon \approx 48\%$ (в)

Для выявления особенностей тонкой структуры образца проведены электронномикроскопические исследования. На рисунках 6 и 7 представлены ПЭМ-снимки деформированных растяжением при 20°C на различную степень образцов. Обращает на себя внимание тот факт, что тонкое строение образца деформированного на степень до $\sim 30\%$ характеризуется дислокационной субструктурой ячеистого типа, имеются множественные протяженные дефекты упаковки, параллельные направлению, близкому к $\bar{4}22$ (рисунок 6а, б). ПЭМ исследования показали, что в деформированном до невысоких степеней

формоизменения материале имеются участки с квазиоднородной дислокационной субструктурой, размеры дислокационных ячеек находятся в пределах $60\div 400$ нм. Средняя плотность дислокаций составляет $7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В случае деформации растяжением до $\sim 58\%$ структура более неоднородна, выявлено присутствие ϵ - и α' -мартенсита, присутствие которых создает в материале фазовую гетерогенность (рисунок 7 а, б).

Изучение элементного состава поверхности стального образца после коррозии показало, что наблюдаются значительные изменения состава мате-

риала в различных участках. Установлено, что внутри питтингов количество титана возросло почти на 80% по сравнению с содержанием этого элемента в матричной основе; изменился состав по хрому, произошло увеличение его количества в отдельных зонах с 18% до 27%. Это согласуется с представлением о том, что коррозионные процессы, протекающие в материале, сопровождаются изменениями химического состава отдельных поверхностных зон [1, 5, 9].

ОБСУЖДЕНИЕ И ВЫВОДЫ

Проведенные исследования сопротивления питтинговой коррозии холоднодеформированной нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н10Т позволили установить, что во многих случаях степень деформации оказывает решающее влияние на коррозионные свойства стали. При холодной деформации стали 12Х18Н10Т до степени, не превышающей 30%, наблюдается увеличение плотности дислокаций, формируется квазиоднородная субструктура ячеистого типа, которая вызывает повышение со-

противления локальной коррозии. Аналогичные данные были получены авторами [13] на стали 30ХМА после обработки по специальной технологии, позволяющей формировать ячеисто-полигональную субструктуру. Авторы полагают, что наличие устойчивой субструктуры, упорядоченной на микро- и нано- масштабном уровне, позволяет достигать определенной электрохимической гомогенизации поверхности, в результате которой наблюдается повышение сопротивления коррозии материала.

Повышение степени холодной деформации ($\geq 30\%$) вызывает не только трансформацию тонкой структуры аустенитной стали, но инициирует развитие фазового превращения $\gamma \rightarrow \alpha'$, в результате которого появляется новая составляющая – мартенсит (ОЦК решетка). Фазовая гетерогенность, независимо от способа ее возникновения, способствует снижению коррозионной стойкости материала. При этом, как было замечено, сопротивление питтинговой коррозии уменьшается с увеличением объемного содержания α' -мартенсита.

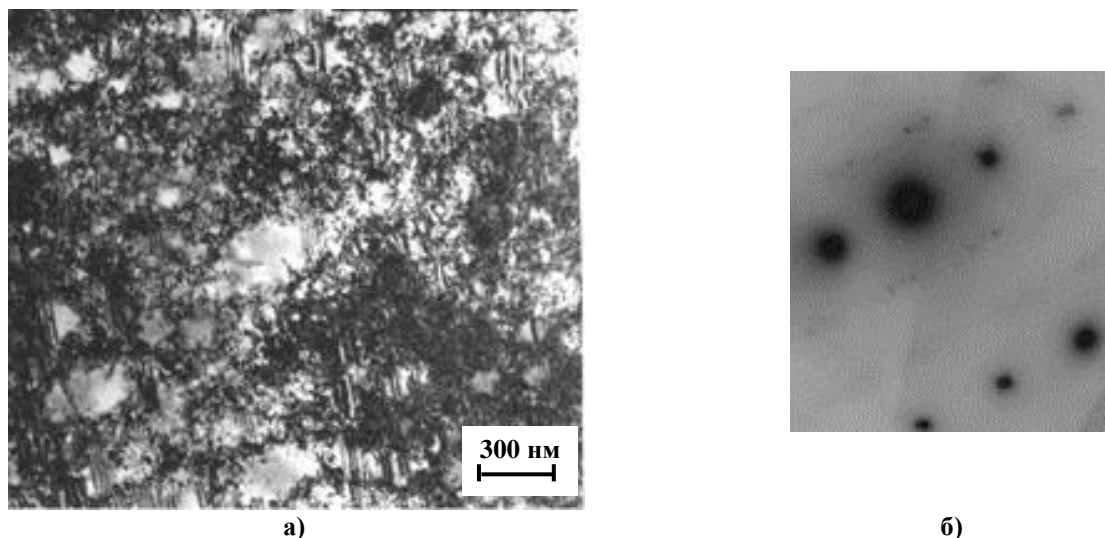


Рисунок 6. Тонкая структура стали 12Х18Н10Т после растяжения ($\epsilon=30\%$) при 20°C (а).

Множественные протяженные дефекты упаковки, параллельные направлению, близкому к $\bar{4}22$ в кристалле (б)

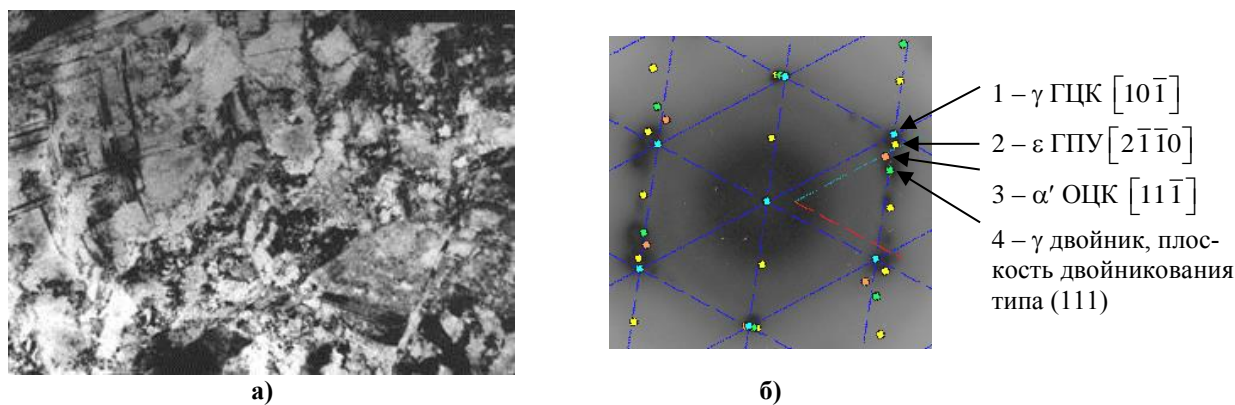


Рисунок 7. ПЭМ снимок структуры стали 12Х18Н10Т после растяжения при 20°C ($\epsilon=58\%$).

Присутствуют фазы: γ -аустенит, α' -мартенсит деформации, ϵ -мартенсит (б)

Механизм коррозии в материалах, обладающих фазовой гетерогенностью, обусловлен, по мнению большинства исследователей, электрохимическими процессами, протекающими на границе разнородных фаз, в частности, аустенита и мартенсита. В работе [14] автор считает, что фазовая гетерогенность увеличивает свободную энергию металла, которая является причиной ускорения реакций, протекающих при коррозионном процессе. Высказано предположение о том, что в результате распада аустенита и образования мартенситной фазы в нержавеющей хромоникелевой стали типа 304 накапливаются внутренние напряжения, которые возникают за счет большего объема мартенситной фазы и способствуют процессу ускорения локальной коррозии. Образование α' -мартенсита при холодной прокатке, по мнению [6], повышает чувствительность стали к коррозионному растрескиванию в виду более высокой скорости диффундирования углерода и хрома в (bcc) мартенсит, чем в (fcc) аустенит. Именно иницирование диффузионных процессов основных легирующих элементов и в результате обеднение матрицы аустенитостабилизирующими элементами являются основными причинами ускорения деградации свойств стали, содержащей мартенсит.

Полученные нами данные свидетельствуют о неоднозначном влиянии холодной деформации на питтинговую коррозию аустенитной стали. Аустенитная нержавеющая сталь типа 18-10 проявляет структурную и фазовую нестабильность при деформации. Наряду с процессами фрагментированности структуры, которая проявляется при малых степенях деформации и вызывает повышение сопротивления питтинговой коррозии, при больших деформациях аустенитной нержавеющей стали развивается фазовая неоднородность в виде появления индуцированной деформацией магнитной α' -фазы, которая сни-

жает коррозионную стойкость материала. Разброс данных и их неоднозначность, скорее всего, можно объяснить проявлением конкурирующих процессов, в число которых входит гомогенизация структурного состояния материала за счет появления в нем повышенного количества деформационных дефектов, результатом которого является повышение коррозионной стойкости стали, и развитие фазового $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения, сопровождающегося появлением мартенсита, что вызывает снижение сопротивления питтинговой коррозии стали.

Таким образом, на основании проведенных исследований установлено следующее:

- Стойкость к питтинговой коррозии конструкционной нержавеющей стали 12X18H10T зависит от степени холодной деформации, которая определяет структурно-фазовое состояние материала.

- Малые степени деформации ($\epsilon < 30\%$) способствуют формированию в стали квазигомогенной дислокационной субструктуры ячеистого типа, в результате чего происходит стабилизация структурного состояния и повышение сопротивления локальной коррозии.

- При достаточно больших степенях пластической деформации (более 30%) наряду с процессами образования высокофрагментированной структуры в стали 12X18H10T инициируется превращение $\gamma \rightarrow \alpha'$ с образованием мартенситной α' -фазы, что отрицательно сказывается на сопротивлении локальной коррозии.

- Конечный результат сопротивления питтинговой коррозии аустенитной стали 12X18H10T обусловлен проявлением конкурирующих процессов влияния степени полигонизации структурных составляющих и объемного содержания α' -мартенсита деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Gomes de Abreu H.F., Carvalho Sh. S. Deformation Induced Martensite in an AISI 301LN Stainless Steel: Characterization and Influence on Pitting Corrosion Resistance // *Materials Reseach*. – 2007. – V. 10. – № 4. – P. 359-366.
2. Khatak H.S., Muraleedharan P., Gnanamoorthy J.B., Rodriguez P., Padmanabhan K.A. Evaluation of stress corrosion resistance of cold rolled AISI type 316 stainless using constant load and slow strain rate tests // *J.Nuclear Mater.* – 1989. – 168. – № 1-2. – P. 157-161.
3. Сотниченко А.Л. и др. Структура и свойства холоднодеформированных нержавеющих сталей. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1974. – № 7. – С. 6-10.
4. Hines J.G., Hoar T.P.J. Stress-corrosion cracking of austenitic stainless with applied E.M.F // *Applied. Chem.* – 1958. – V. 8. – 11. – P. 764-776.
5. Fukuya K., Shina S., Kayano H., Naruj M. Stress corrosion cracking and intergranular corrosion of neutron irradiated austenitic stainless steels // *IFRM. 5-th Int. Conf. Fusion react. Mater.* – Clearwater, Fla. – 1991. – Nov. 17-22. – P. 276.
6. Barbucci A., Dellucchi M., Sacco M., Cerisola G. Electrochemical and corrosion behaviour of cold rood AISI 301 in 1MH₂SO₄ // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2001. – V. 317-318. – P. 607-611.
7. Elayaperumal K., De P.K. and Balachandra J. Passivity of Type 304 Stainless Steel– Effect of Plastic Deformation // *Corrosion-Nace*. – 1972. – V. 28. – № 7. – July. – P. 269-273.
8. Rondelli G., Mazza B., Pastore T., Vicentini B. Study on the intergranular corrosion of cold worked austenitic stainless steels // *Electrochemical Methods in Corrosion Research*-Edited by M. Materials Science Forum. – 1986. – V. 8. – P. 593-604.
9. Butler E.P., Burke M.G. Chromium depletion and martensite formation at grain boundaries in sensitized austenitic stainless steel // *Acta Metall.* – 1986. – V. 34. – № 3. – P. 557-570.
10. Максимкин О.П. Рубан С.В., Рыбин С.В. Аномальный эффект изменения магнитных и механических свойств облученной нейтронами нержавеющей стали 12X18H10T при отжиге 400⁰C // *Вестник НЯЦ РК*. – 2011. – В. 3. – С. 98-101.

11. Kamachi U., Mudali P., Chankar S. Ningshen On the pitting corrosion resistance of nitrogen alloyed cold worked austenitic stainless steels // Corrosion Science. – 2002. – 44. – P. 2183-2198.
12. Salvago G., Fumagalli G., Sinigaglia D. The corrosion behavior of AISI 304L stainless steel in 0.1M HCl at room temperature – II. The effect of cold working // Corrosion Science. – 1983. – V. 23. – № 5. – P. 515-523.
13. Савченков Э.А., Айткулов Р.Р. Коррозионные свойства стали с ячеисто-полигональной субструктурой // Вестник ОГУ. – 2005. – № 9. – С.179-183.
14. Герасимов В.В. Коррозионное растрескивание аустенитных нержавеющей сталей /М.: Атомиздат. – 1960. – С. 77-93.

СУЫҚТАЙ ДЕФОРМАЦИЯЛАНҒАН ТОТЫҚПАЙТЫН 12X18H10T БОЛАТЫНЫҢ ПИТТИНГЛІК КОРРОЗИЯСЫ

Яровчук А.В., Максимкин О.П., Цай К.В., Рубан С.В.

Ядролық физика институты, Алматы, Қазақстан

Бөлме және төмендетілген (-20 және -60°C) температураларда статикалық созу арқылы деформациядан кейінгі аустениттендірілген тотықпайтын 12X18H10T болатының питтингтік коррозияға бейімділігінің зерттеу нәтижелері келтірілген. Суықтай деформацияланған тотықпайтын болаттың жергілікті коррозияға қарсыласуы жадығаттың құрылымдық-фазалық күйін айқындайтын температура мен деформация дәрежесіне тәуелді екендігі анықталды. Деформацияның кішкене дәрежелері кезінде болаттың күйіне тұрақтандырушы ықпал жасайтын ұяшық тектес квазиртекті дислокациялық субқұрылымның туындауы нәтижесінде коррозияның қарсыласуы жоғарылайтыны көрсетілді. Пластикалық деформацияның үлкен дәрежелері (30%-дан аса) жоғары ферромагнитті біртекті құрылым түзілу үрдісімен қатар 12X18H10T болатындағы жадығаттың коррозиялық беріктігіне теріс әсер етуші α' -мартенсит туындайтын $\gamma \rightarrow \alpha'$ фазалық түрленуіне басшылық етеді.

PITTING CORROSION IN COLD-DEFORMED 12Cr18Ni10Ti STAINLESS STEEL

A.V. Yarovchuk, O.P. Maksimkin, K.V. Tsai, S.V. Ruban

Institute of Nuclear Physics, Almaty, Kazakhstan

The results of studies on pitting corrosion of 12Cr18Ni10Ti stainless steel austenized after tensile testing at room and low (-20 and -60°C) temperatures are given. It has been established that local corrosion resistance of cold-deformed stainless steel depends on strain and temperature which determine structure-phase state of material. It is shown that at low degrees of deformation dislocation substructure formed of quasi-homogeneous honeycomb type which has a stabilizing effect on the state of the steel, resulting in increase of resistance to corrosion. Large degree of plastic deformation ($>30\%$) along with the formation processes of high fragmented inhomogeneous structure in 12Cr18Ni10Ti steel initiate phase transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ to form α' -martensite, which negatively affects the corrosion resistance of the material.