

ВИХРЕТОКОВЫЙ И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕТОД НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ЭФФЕКТОВ ОХРУПЧИВАНИЯ ПРИ 475 °С В ДУПЛЕКСНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ И ПАРАМЕТРОВ КОРРОЗИИ

© 2023 г. Р. Гис^{1,*}, А. Хаммуда², А. Зиуше², Н. Бушеру², А. Шуша¹,
Р. Халими², А. Бенмуссат¹

¹Лаборатория материаловедения и энергетики, Научно-технологический институт, Университетский центр Таманрассета, Таманрассет, 11034 Алжир

²Исследовательский центр промышленных технологий (ИЦПТ), п/я 64, Шерага 16014 Алжир
E-mail: *rimghis21@gmail.com

Поступила в редакцию 21.09.2022; после доработки 25.01.2023

Принята к публикации 10.02.2023

Проведено исследование эффекта охрупчивания в дуплексной нержавеющей стали DSS 2205, выдержанной от 5 до 100 ч при температуре 475 °С, с помощью вихретокового и ультразвукового методов. Кроме того, проведено исследование коррозионного поведения после термообработки при 475 °С. Экспериментальные результаты показывают, что наблюдалось обратное поведение между нормированным импедансом и твердостью в процессе старения при 475 °С; когда нормированный импеданс вихретокового зонда уменьшался, твердость увеличивалась с увеличением времени старения. В работе для каждого образца были рассчитаны скорость продольной ультразвуковой волны и скорость поперечной волны. Модуль Юнга и модуль сдвига были рассчитаны на основе этих двух скоростей. Проведенное исследование показывает чувствительность вихретокового и ультразвукового методов к изменению микроструктуры, наблюдаемому при 475 °С, вследствие охрупчивания в дуплексной нержавеющей стали. Влияние термообработки при 475 °С на коррозионное поведение также оценивалось с использованием метода вихревых токов в течение длительного времени и показало значительное изменение коррозионной стойкости вследствие спинодального распада ферритной фазы.

Ключевые слова: охрупчивание при 475 °С, дуплексная нержавеющая сталь, вихревые токи, ультразвук, коррозия.

DOI: 10.31857/S013030822303003X, **EDN:** OOXVXX

1. ВВЕДЕНИЕ

Дуплексные нержавеющие стали (ДНС) очень широко используются в различных областях, таких как нефтехимическая, морская и химическая, поскольку ДНС обладают очень хорошими механическими свойствами и коррозионной стойкостью [1—4]. Широкое применение ДНС обусловлено их микроструктурой, состоящей из двух фаз: феррита и аустенита. ДНС подвержены явлению охрупчивания, если они подвергаются воздействию температуры свыше 280 и до 500 °С [5], причем наибольшее охрупчивание наблюдалось при температуре 475 °С по данным Reidrich и др. [6].

Охрупчивание при 475 °С объясняется спинодальным распадом ферритной фазы, образованием α' -фазы, обогащенной Fe, и α'' -фазы, обогащенной Cr, хотя могут образовываться и зародыши других фаз, таких как G- и R-фазы, в присутствии которых также могут изменять механические свойства [7—9].

В литературе имеется много работ, посвященных изучению электромагнитных свойств термического охрупчивания в дуплексных нержавеющих сталях при температуре 475 °С. Tsuchiya и др. [10] и Evanson и др. [11] использовали магнитные методы измерений и показали, что в ДНС потери на гистерезис, остаточная индукция и коэрцитивная сила увеличиваются с продолжительностью времени старения.

С другой стороны, Maeda и др. [12] экспериментально установили, что в процессе старения дуплексной нержавеющей стали происходит снижение коэрцитивной силы. Guitérrez-Vargas и др. [13] исследовали охрупчивание при 475 °С супердуплексных нержавеющих сталей (СДНС) с помощью датчика падения потенциала переменного тока (ПППТ). Они обнаружили, что с увеличением времени старения электропроводность увеличивается. Та же исследовательская группа изучила возможность использования термоэлектрической энергии (ТЭП) для наблюдения за охрупчиванием при температуре 475 °С в результате выпадения осадка α' -фазы в образцах СДНС при различных временах старения. Они пришли к выводу, что метод ТЭП чувствителен к образованию выпадений α' -фазы [14].

Методы неразрушающей оценки надежности (NDE) используются для изучения различных типов повреждений в металлических материалах. В последние годы для исследования охрупчива-

ния дуплексных нержавеющих сталей при высоких температурах $>700^{\circ}\text{C}$ использовали метод вихревых токов как недорогой и быстрый метод [15—17], ультразвуковой метод также используется для изучения фазовых превращений в ДНС. Araújo Freitas и его коллеги [18] исследовали и определили параметры процесса охрупчивания при температуре 475°C в ДНС марки DSS 2205 с помощью ультразвукового метода. В результате они обнаружили, что параметры ультразвука (продольная скорость, поперечная скорость, затухание ультразвука и другие механические характеристики) чувствительны к микроструктурным изменениям в материале, вызванным различным временем старения, что позволяет идентифицировать превращение α -фазы в α' -фазу.

Целью данной работы является исследование низкотемпературного охрупчивания для различных периодов старения с помощью вихретокового и ультразвукового методов. Также оценивается микроструктура, твердость и коррозионные свойства охрупчивания при температуре 475°C .

2. МАТЕРИАЛ И ПОРЯДОК ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В данной работе использовали дуплексную нержавеющую сталь 2205 (22Cr и 5Ni) толщиной 3 мм из стандартного трубопровода, химический состав которой приведен в табл. 1. Образцы вырезались в виде прямоугольника размером 3×3 см.

Химический состав дуплексной нержавеющей стали

Таблица 1

Хим. элемент	C	Si	V	Mn	Fe	Cu	Al	P	S	Cr	Ni	Mo	W
%	0,02	0,46	0,09	1,73	64,04	0,29	0,25	0,10	0,11	22,95	5,53	2,93	0,05

В процессе термической обработки семь образцов были отожжены при 1100°C в течение 1 ч с последующей закалкой в воде, чтобы удалить все виды выпадений в ферритной фазе. Остальные образцы обрабатывались при температуре 475°C в течение 5, 8, 25, 50, 75 и 100 ч с последующей закалкой в воде.

Для того чтобы оценить влияние охрупчивания при температуре 475°C на микроструктуру, образцы при подготовке для микроструктурных исследований подвергались механической полировке и травлению в растворе глицерина. С помощью оптического микроскопа Nikon, оснащенного цифровой камерой и компьютерной программой, была получена микроструктура DSS 2205, как показано на рис. 2.

Для наблюдения особенностей поверхности образцы были помещены в растровый электронный микроскоп (РЭМ) JEOL JSM-7610F, работающий при напряжении 15 кВ. Для анализа химического состава различных фаз использовался РЭМ, оснащенный системой EDS. Состаренные образцы были подготовлены путем электролитического травления в щавелевой кислоте в течение 20 с, при температуре окружающей среды и потенциале травления 3 В.

Для определения твердости испытания проводили с помощью индентора Виккерса (HV10) со средним значением вдавливания, равным 5. Пять вдавливания на образец были сделаны на пяти различных зернах каждой фазовой области. Для исследования вихревых токов был использован анализатор импеданса Agilent 4284A в качестве системы для подачи сигнала на датчик для генерации вихревых токов в образце на различных частотах и в качестве системы измерения изменения импеданса датчика в отсутствие и в присутствии образцов. Когда вблизи датчика нет объекта контроля, его импеданс определяется следующим уравнением:

$$Z_0 = R_0 + jX_0,$$

где R_0 и X_0 — соответственно активное сопротивление (действительная часть Z_0) и реактивное сопротивление (мнимая часть Z_0) и $X_0 = 2\pi fL_0$ пропорционально частоте f и индуктивности L_0 . Когда датчик располагается близко к изделию из нержавеющей стали, импеданс датчика Z_i изменяется. Действительная и мнимая части Z_i принимают значения R_n и X_n , что приводит к новому значению Z_n , что и показано на рис. 1 для отожженного образца ДНС. По уравнению ниже определяется новое значение импеданса:

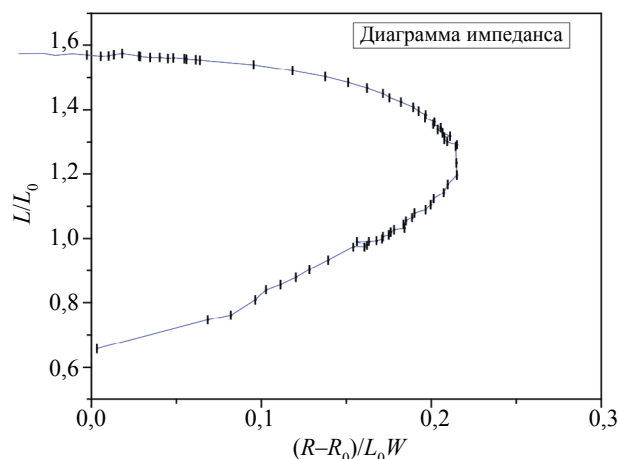


Рис. 1. Диаграмма импеданса датчика исходного образца из стали DSS 2205.

$$Z_n = \frac{(R_i - R_0)}{X_0} + j \frac{X_i}{X_0}.$$

Для получения хорошего отклика и хорошей чувствительности в дуплексных нержавеющих сталях были реализованы и оптимизированы специальные датчики. Чтобы избежать краевого эффекта, датчик делают малого диаметра с большим числом витков для увеличения величины магнитного поля, а затем и отклика на вихревые токи. Чтобы уменьшить влияние зазора, катушка была изготовлена малой высоты, для того чтобы многослойные витки располагались как можно ближе к поверхности образца. Частотные измерения были оптимизированы путем построения диаграммы импеданса зонда в присутствии дуплексных нержавеющих сталей.

Ультразвуковые сигналы были получены при прямом контакте ультразвуковых преобразователей типа (OLYMPUS) диаметром 15 мм и с частотой 5 МГц с образцом. Для формирования качественного акустического контакта использовали гель-смазку для УЗК. Визуализацию ультразвукового сигнала осуществлялась на цифровом осциллографе GwINSTEK GDS-2102, сопряженном с компьютером для сбора данных сигнала и последующей обработки. Для каждого образца были измерены две скорости ультразвука (продольная скорость V_L и поперечная скорость V_T) путем измерения времени между двумя последовательными эхосигналами; скорость определялась по следующему уравнению:

$$v = \frac{2e}{\tau},$$

где e — толщина образца; τ — время между двумя последовательными эхосигналами.

Электрохимические испытания проводили в электрохимической ячейке с тремя электродами в растворе хлоридной среды 1 моль/л HCl. Перед испытаниями образцы погружали в раствор на три дня; измерения электрохимической поляризации осуществляли при скорости сканирования до достижения потенциала разомкнутой цепи. Были измерены потенциал коррозии (E_{corr}) и ток коррозии (I_{corr}). Те же образцы были отполированы и снова погружены в 1 моль/л раствор HCl на 100 дней для оценки коррозионных свойств с помощью вихревых токов. В течение этого периода нормированный импеданс измеряли для каждого образца несколько раз.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Влияние времени старения на микроструктуру ДНС

На рис. 2 показаны оптические микрофотографии образцов, отожженных (в исходном состоянии обработанных раствором при 1100 °С в течение 1 ч) и обработанных при 475 °С (8, 25, 50, 75 и 100 ч). Наблюдается типичная микроструктура стали DSS, состоящая из удлиненных зерен

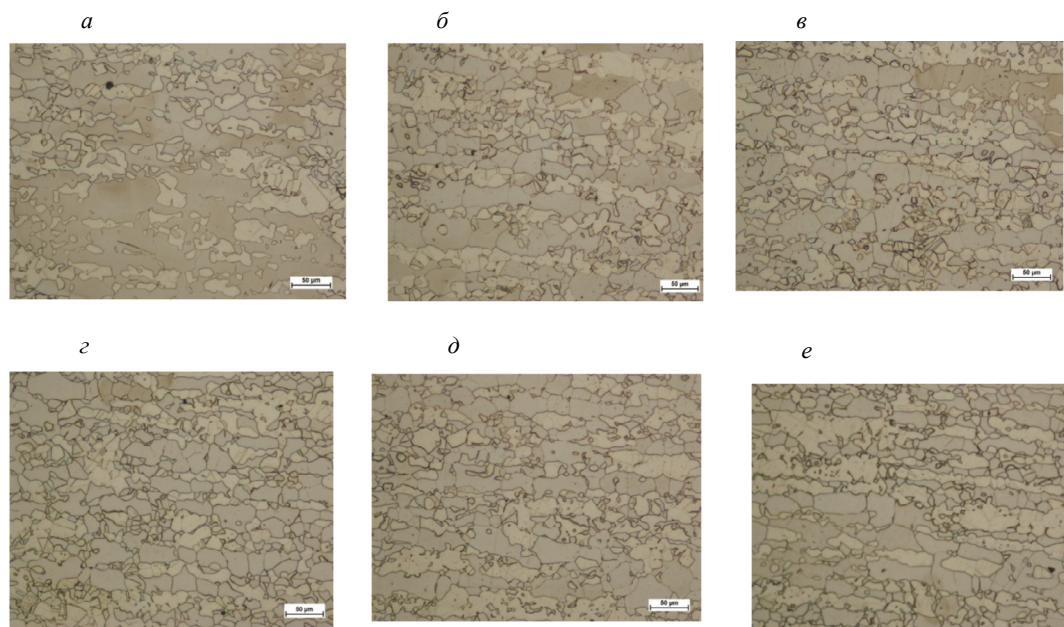


Рис. 2. Микроструктура стали DSS 2205, обработанная при 475 °С с различными временами старения: 0 (а), 8 (б), 25 (в), 50 (г), 75 (д) и 100 ч (е).

аустенита (светлая фаза) в ферритной матрице (темная фаза), причем обе фазы имеют почти равную объемную долю, измеренную количественными методами.

Микроскопические изображения, полученные с помощью оптического микроскопа, не показывают ощутимых изменений между образцом, обработанным раствором, и образцами, обработанными при низкой температуре, поскольку размер α' -фазы составляет порядок нанометров, и она не обнаруживается при данном типе термообработки. Поэтому для выявления выпадений или вторичных фаз предпочтительнее использовать СЭМ-изображения. Показанные на рис. 3а—г микрофотографии с СЭМ демонстрируют наличие вторичных фаз в ферритной матрице у образцов,

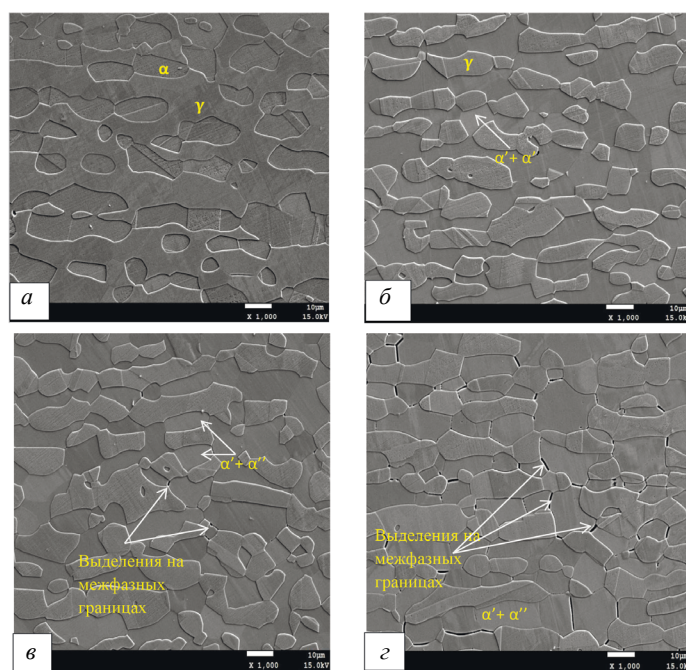


Рис. 3. СЭМ-изображения стали DSS 2205 для образцов в исходном состоянии (а) и состаренных при 475 °С в течение 50 ч (б); 75 ч (в); 100 ч (г).

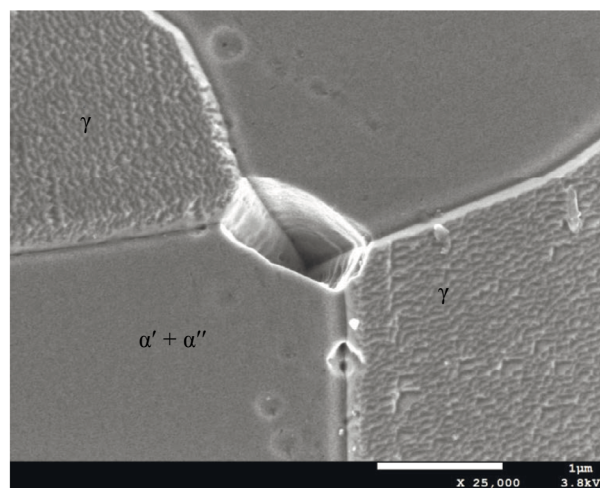


Рис. 4. Спинодальный распад на участке феррита в образце, подверженного старению в течение 100 ч при 475 °С.

обработанных при температуре 475 °С, в сравнении с исходными образцами. После процедуры старения в течение 50 ч, как показано на рис. 3б, наблюдается спинодальный распад и проявляется образование обогащенной Fe α' -фазы и обогащенной Cr α'' -фазы в ферритовых областях. Явление наиболее четко наблюдается в образце, подверженному старению в течение 100 ч. В зоне аустенита не наблюдалось выделений при изменении размера и формы зерен обеих фаз. Однако выделения в границах между фазами начинают появляться после 75 ч выдержки, при этом зерна становятся более мелкими. Наличие выделений в межфазных границах становится более выраженным после 100 ч старения. Это наблюдение согласуется с работой Redjaimai и др. [19].

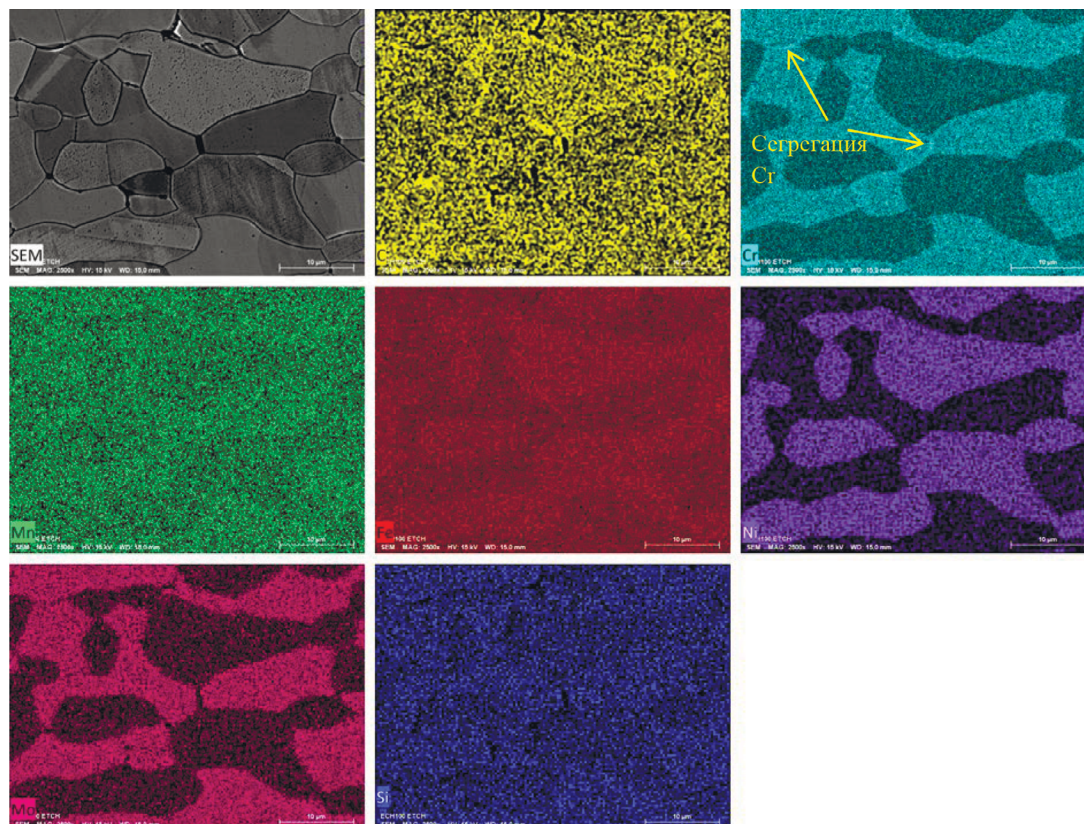


Рис. 5. Химический состав стали DSS 2205, выдержанной при 457 °С в течение 100 ч.

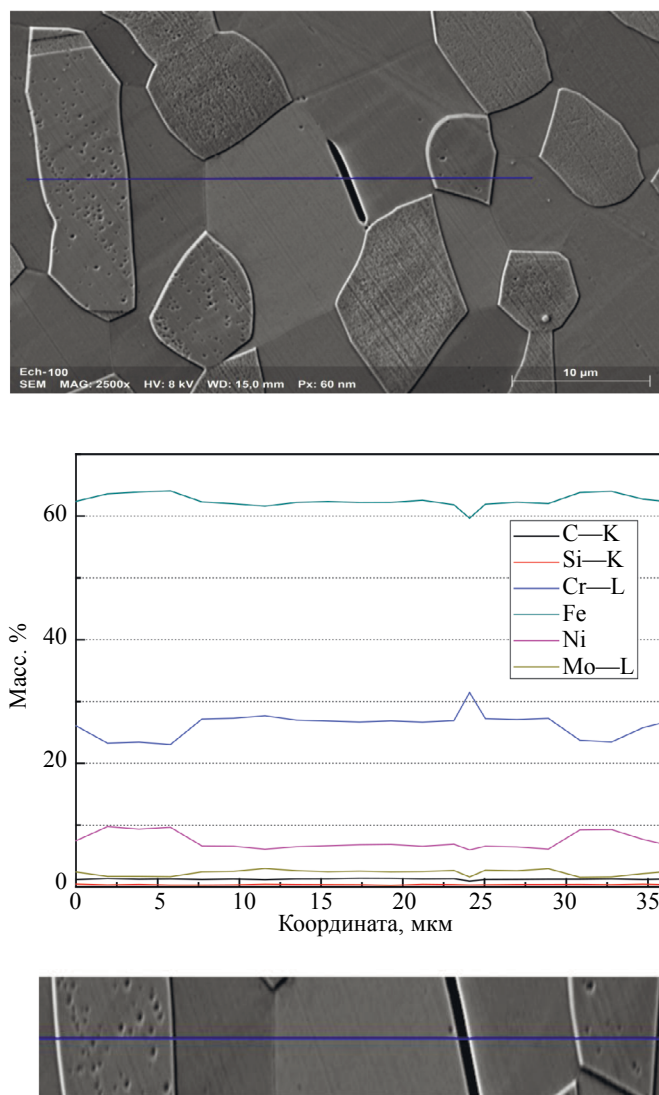


Рис. 6. Профиль химического состава в образце, состаренного в течение 100 ч при температуре 475 °С.

Химический анализ образца, выдержанного в течение 100 ч (рис. 5), показывает, что в ферритной фазе α' -фаза, обогащенная Cr, обеднена Fe и Ni. Также наблюдается значительная концентрация (химическая сегрегация) Cr в некоторых межфазных границах. Эти результаты согласуются с работой Огбек и др. [20].

Рис. 6 иллюстрирует данные по химическому составу ферритной и аустенитной фаз образца, выдержанного в течение 100 ч. Cr и Fe являются самыми многочисленными химическими элементами в ферритной области, однако их концентрации варьируются, что означает наличие вторичных фаз в ферритной области. Большая часть профиля Cr имеет место на межфазных границах, в то время как количество Fe уменьшается, что может быть объяснено сегрегацией Cr и обеднением Fe в материале, вызванными спинодальным распадом.

Такие результаты получили подтверждение в литературе, где показано, что микроструктурные изменения в ДНС при температуре 475 °С появляются со временем старения [21], а α' -фаза обнаруживается с помощью методов, обладающих высоким разрешением. Эти методы применяются только в некоторых лабораториях из-за дорогостоящего оборудования и трудностей с подготовкой образцов. Поэтому, чтобы избежать вышеупомянутых трудностей, используются косвенные методы оценки, такие как твердость и неразрушающие методы.

3.2. Влияние охрупчивания при 475 °С на твердость

Изменение значений твердости по Виккерсу в зависимости от времени старения при температуре 475 °С представлено на рис. 7. Твердость увеличивается на 60 HV при времени старения 5 ч, затем изменение медленно увеличивается со временем старения до 350 HV при старении в течение 75 ч. Очень незначительное снижение твердости наблюдается также при 100 ч. Эти изменения обусловлены выделением α' -фазы или влиянием других фаз.

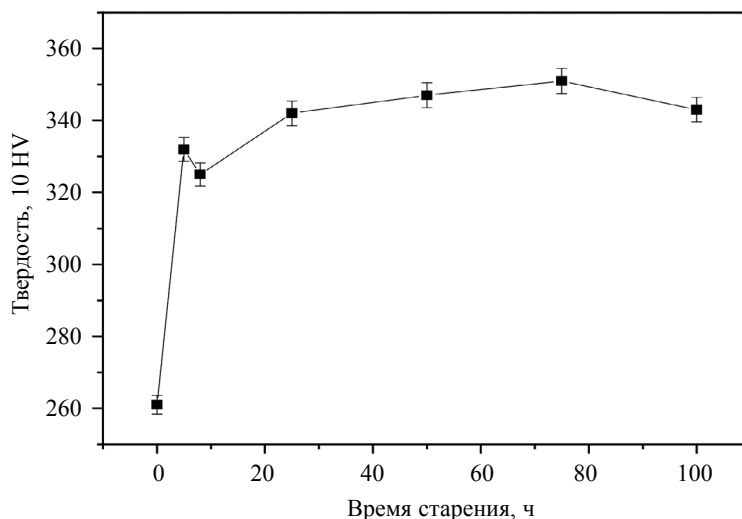


Рис. 7. Зависимость твердости от времени старения при 475°С.

3.3. Диагностика вихретоковыми методами

На рис. 8 показано изменение импеданса вихретокового датчика, измеренного для каждого образца и времени старения. Нормированный импеданс вихретокового датчика, соответствующий отношению Z/Z_0 (импеданс вихретокового датчика при контакте с материалом Z , деленный на импеданс в отсутствие материала (Z_0)), уменьшается при увеличении продолжительности термообработки при 475 °С, что связано с изменением магнитных и электрических свойств ДНС.

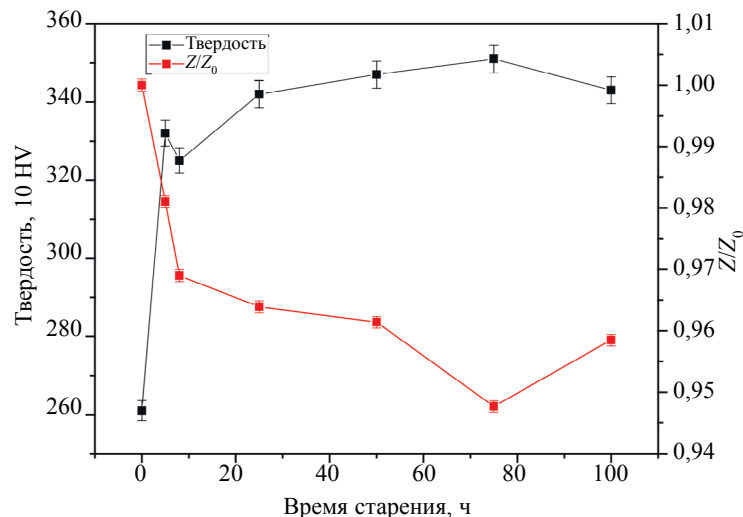


Рис. 8. Влияние времени термообработки при 475°С на нормированный импеданс (Z/Z_0) и на твердость.

Нормированный импеданс зонда при различном времени старения был сопоставлен с твердостью образцов. Наблюдали обратное поведение, при увеличении времени старения нормированный импеданс уменьшается, в то время как твердость увеличивается. Существование связи между нормированным импедансом и твердостью было изучено ранее и подтверждено Zergoug и др. [22].

Нормированный импеданс изменяется вследствие уменьшения магнитной проницаемости и увеличения проводимости со временем старения [14, 17, 23]. Незначительное увеличение отношения Z/Z_0 наблюдается после 75 ч старения в результате появления структурных изменений и выделений на межфазных границах, как видно из результатов СЭМ-анализа. При старении ферритная фаза распадается на фазу, обогащенную Fe, и фазу, обогащенную Cг, которая является немагнитной, в результате чего ферромагнитные участки уменьшаются, согласно Tavares и др. [23].

Данный результат подтверждает, что чувствительность метода вихревых токов к изменению микроструктуры и твердости при температуре 475 °С в течение длительного времени выдержки имеет обратную зависимость.

3.4. Результаты ультразвукового контроля

Измерения скорости ультразвука продольных и поперечных волн в образцах, состаренных при температуре 475 °С в течение 0—100 ч, показаны на рис. 9 и 10. Зависимости показывают, что

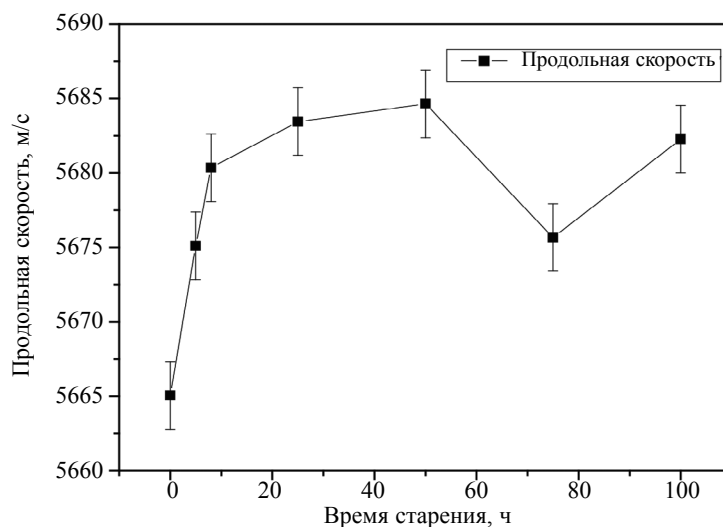


Рис. 9. Влияние времени старения на скорость продольной волны при температуре 475 °С.

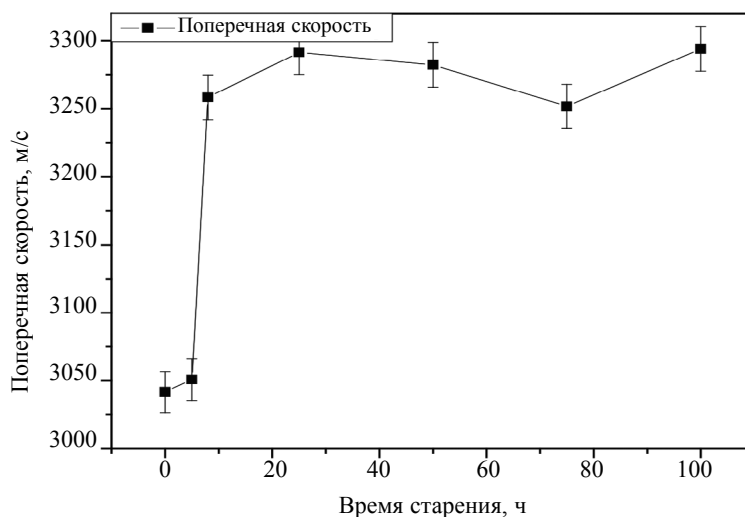


Рис. 10. Влияние времени старения на скорость поперечной волны при температуре 475 °С.

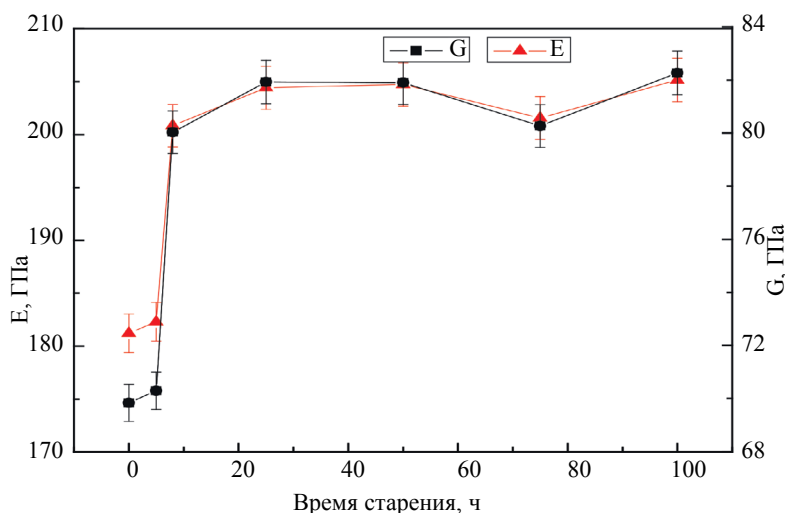


Рис. 11. Зависимость модуля Юнга и модуля сдвига от времени старения.

скорость продольной волны ультразвука V_L увеличивается с увеличением времени старения. Это связано с увеличением модуля Юнга зерен в α -фазе для продольных волн, такое же поведение наблюдалось и для скорости поперечных волн V_T . Появление α' -фазы и обогащенных хромом областей является причиной уменьшения размера зерен. Как известно, ультразвуковые волны очень чувствительны к уменьшению размеров зерен, в результате чего скорость ультразвука увеличивается [24].

Кривые обеих скоростей имеют практически одинаковое поведение с падением скорости на 75 ч старения, что связано с появлением выделений в межфазных границах, а также с наличием неоднородностей в межфазных границах или субзеренных границах феррита. Как следствие, распространение ультразвуковых волн замедляется. На 100 ч явления также имеют место, но структура становится менее неоднородной с наличием выделений в ферритовой матрице и межфазных границах.

Значения упругих констант (модуль Юнга E и модуль сдвига G) представлены на рис. 11. Значения этих параметров увеличиваются от 0 до 50 ч времени старения, что связано с изменением твердости ферритовой фазы, вызванным спинодальным распадом в ферритовой матрице. Затем они уменьшаются после 75 ч, этот результат можно объяснить началом образования межфазных границ и более мелкими размерами зерен. Наконец, эти константы увеличиваются с 75 до 100 ч, поскольку структура становится менее неоднородной. Такое значительное изменение модуля Юнга E и модуля сдвига G с увеличением времени старения объясняется спинодальным распадом, при котором частицы α' -фазы образуются при температуре 475 °С. Полученные результаты показывают, что ультразвуковой контроль обладает высокой чувствительностью к изменениям микроструктуры при 475 °С.

3.5. Параметры коррозии

На рис. 12 показаны кривые потенциала разомкнутой цепи (ПРЦ) в зависимости от времени, которые были получены для различных видов подготовки в растворе HCl концентрацией 1 моль/л. Вначале ПРЦ увеличивается в течение первых нескольких минут после погружения, что указывает на быструю пассивацию на всех поверхностях различных зон. Динамика ПРЦ в образцах демонстрирует анодное поведение, что может быть связано с образованием пассивной защитной пленки на поверхности сплава [25]. После этого ПРЦ медленно изменяется в отрицательную сторону с небольшими флуктуациями до момента установления стабильного состояния. Колебания связаны с тем, что хлорид-ионы начинают атаковать поверхность материала, находящегося в контакте с раствором. Образец, обработанный в течение 50 ч, имеет наименьший благородный потенциал, и он в первую очередь подвергается деградации.

Восприимчивость к коррозии различных образцов в растворе HCl концентрацией 1 моль/л при температуре окружающей среды описывается кривыми потенциодинамической поляризации, показанными на рис. 13а и 13б. По ним определяются различные электрохимические параметры

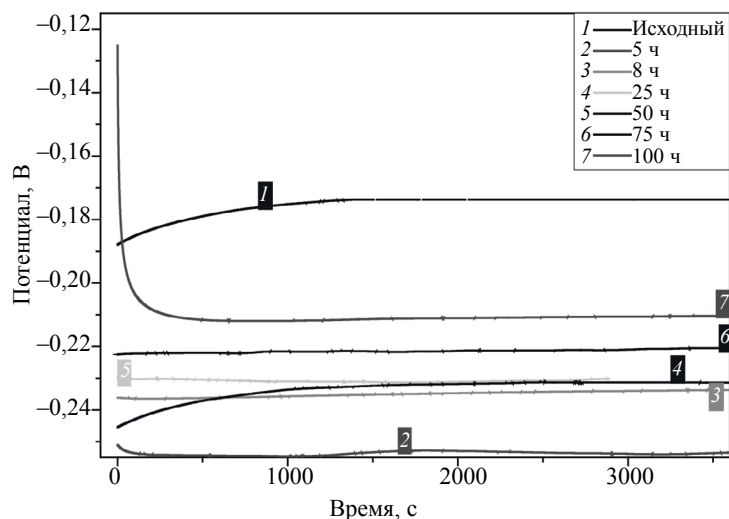


Рис. 12. Зависимость потенциала разомкнутой цепи (ПРЦ) от времени.

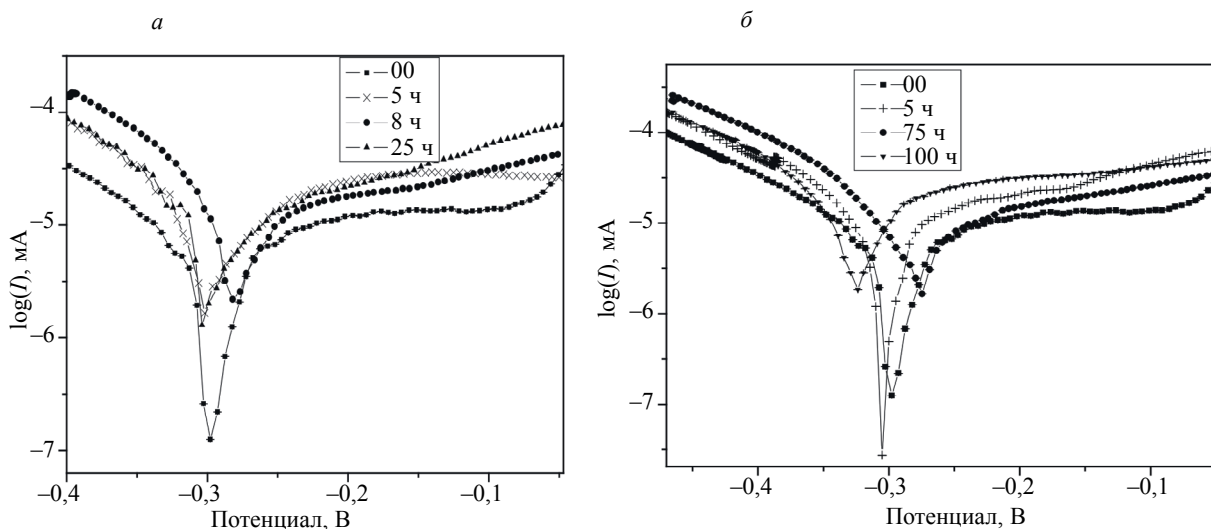


Рис. 13. Кривые потенциодинамической поляризации при времени старения 5, 8 и 25 ч по сравнению с исходным состоянием (а); кривые потенциодинамической поляризации при времени старения 50, 75 и 100 ч по сравнению с исходным состоянием (б).

Таблица 2

Потенциал коррозии и ток коррозии в зависимости от времени старения при 475 °С

Время старения, ч	0	5	8	25	50	75	100
E_{corr} , В	-0,30047	-0,2921	-0,2838	-0,2981	-0,30317	-0,2768	-0,3199
I_{corr} , $\text{A} \times 10^{-5}$	0,5307	1,1886	0,8557	0,9484	0,4722	0,8851	0,6205

— потенциал коррозии (E_{corr}) и плотность тока коррозии (I_{corr}), которые представлены в табл. 2. Кривые поляризации ясно показывают влияние микроструктуры для каждого времени термообработки на коррозионную стойкость. Можно заметить, что при обработке в течение 75 ч были получены наилучшие результаты. Это можно объяснить микроструктурой, морфологией и более мелким размером зерен аустенита [16, 25].

3.6. Оценка состояния образцов после погружения в раствор с помощью вихревых токов

Динамика нормированного импеданса образцов, выдерживаемых при 475 °С после погружения в раствор HCl с концентрацией 1 моль/л в течение 100 дней, приведена на рис. 14. Отмечается, что импеданс увеличивается с увеличением времени погружения в течение 30 первых дней, что связано с тем, что сопротивление более подвержено коррозии, затем нормированный импеданс уменьшается при увеличении времени погружения, это можно объяснить наличием поверхностных дефектов в материале после коррозионной атаки и увеличением степени деградации со временем за счет появления точечной коррозии [17, 26, 27]. Образец, выдержанный в течение 75 ч при температуре 475 °С, имеет низкий нормированный импеданс, что, вероятно, связано с выпадением осадка α' -фазы в образце, который способствует коррозионной атаке, особенно в областях, замещенных Сг. Эти результаты доказывают целесообразность использования метода вихревых токов для оценки коррозионного поведения после охрупчивания при температуре 475 °С.

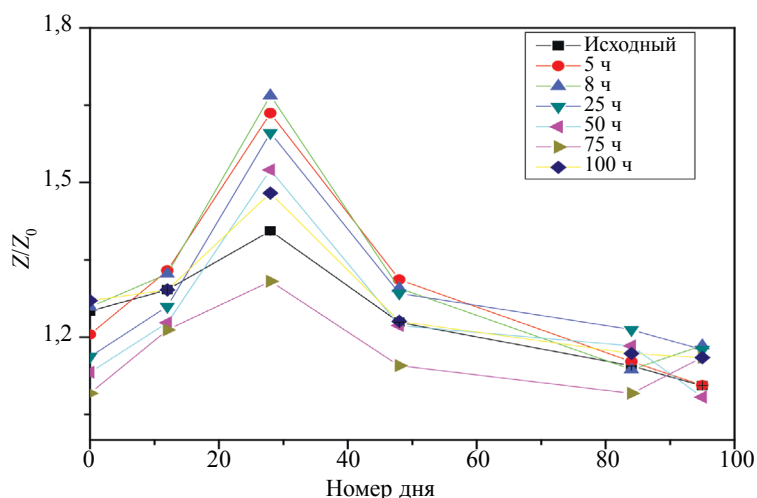


Рис. 14. Влияние времени выдержки в растворе на нормированный импеданс после различного времени старения.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данном исследовании с помощью неразрушающих методов была проведена оценка микроструктурных изменений при 475 °С в стали DSS 2205 при различных значениях времени старения.

1. Микрофотографии СЭМ показали, что спинодальный распад обнаружен в ферритовых областях, а в аустенитной области не наблюдаются выделения с одновременным изменением размера и формы зерен обеих фаз. Однако выделения в межфазных границах начали появляться при времени обработки 75 ч, и зерна становились более мелкими. Концентрация выделений в межфазных границах становится более очевидной после 100 ч старения.

2. Было установлено, что метод вихретокового контроля является чувствительным методом для обнаружения изменений микроструктуры после охрупчивания при температуре 475 °С. Связь между твердостью материала и вихревыми токами была получена путем анализа нормированного импеданса, который уменьшался со временем старения, причем между нормированным импедансом и твердостью наблюдалось обратное поведение.

3. Результаты, полученные ультразвуковым методом, показали, что скорость ультразвука увеличивалась с увеличением времени старения, что, в основном, связано с увеличением модуля Юнга зерен в α -фазе для продольных волн, и такое же поведение наблюдалось для поперечной скорости. Модуль Юнга и модуль сдвига возрастали с увеличением времени старения, что связано с спинодальным распадом. Затем они уменьшались после 75 ч, данный результат можно объяснить началом образования межфазных границ и более мелкими размерами зерен.

4. Характер изменения потенциала разомкнутой цепи демонстрировал анодное поведение, что может быть связано с образованием пассивной защитной пленки на поверхности материала.

В потенциодинамическом анализе потенциал образцов медленно изменялся в отрицательную сторону с небольшими колебаниями до стабилизации. Образец, обработанный при 50 ч, имеет наименее благородный потенциал и подвергался повреждению в первую очередь. Обработка до 75 ч показала наилучшие результаты.

5. Импеданс возрастал с увеличением времени погружения в течение первых 30 дней, это объясняется значительной устойчивостью к коррозионному воздействию. Затем нормированный импеданс уменьшался, так как со временем усиливалась деградация из-за точечной коррозии. Полученные результаты с помощью вихревых токов показали чувствительность состаренной стали к точечной коррозии, вызванной присутствием образования α' -фазы и других выделений.

Данные результаты доказывают целесообразность использования метода вихревых токов и ультразвукового метода в качестве неразрушающего и быстрого способа оценки изменения микроструктуры и коррозионного поведения при охрупчивании при 475 °C в сталях DSS.

Мы хотим поблагодарить недавно ушедшего из жизни Zergoug Mourad за поддержку и помощь в подготовке этой работы и обучение методу вихревых токов и магнитным методам, до того как он ушел из жизни, что является большой потерей для нас.

Авторы благодарят Mr A. Manseri и Mr. A. Mameri из CRTSE-Algiers за сотрудничество при оценке микроструктуры с помощью СЭМ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Argandona G., Biezma M.V., Berrueta J.M., Berlanga C., Ruiz A. Detection of Secondary Phases in UNS S32760 Superduplex Stainless Steel by Destructive and Non-destructive Techniques // Journal of Materials Engineering and Performance. 2016. V. 25. P. 5269—79.
2. Nilsson J.-O. Super duplex stainless steels // Materials Science and Technology. 1992. V. 8. P. 685—700.
3. Gunn R.N. Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications. Woodhead Publishing, 1997.
4. Lo K.H., Shek C.H., Lai J. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering. R: Reports. 2009. V. 65. P. 39—104.
5. Chung H.M. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 1992. V. 50. P. 179—213.
6. Reidrich G., Loib F. Embrittlement of high chromium steels within temperature range of 570—1100 °F // ArchivFür Das Eisenhüttenwesen. 1941. V. 15. P. 175—82
7. Olsson J., Liljas M. 60 years of duplex stainless steel applications / Proceedings from NACE Corrosion'94. Paper No 395. Baltimore, Maryland, USA, 1994.
8. Charles J. Super duplex stainless steels: structure and properties // Proceedings of Conference Duplex Stainless Steels'91, Beaune Bourcogne, France, 1991. P. 3—48.
9. Solomon H.D., Levinson L.M. Mössbauer effect study of «475 °C embrittlement» of duplex and ferritic stainless steels // Acta Metallurgica. 1978. V. 26. P. 429—42.
10. Tsuchiya S., Ishikawa Y., Ohtaka M., Yoshimura T. JSME International Journal Series A. 1995. V. 38. P. 384.
11. Evanson S., Otaka M., Hasegawa K.J. Engineering Mater. and Technology. 1992. V. 114. P. 42.
12. Maeda N., Goto T., Nakamura T., Naito T., Kumano S., Nakao Y. Int. J. Pres. Ves. & Piping. 1997. V. 71. P. 7.
13. Gutiérrez-Vargas G., López-Morelos V.H., Carreón H., Kim J.Y., Ruiz A. ACPD detection and evaluation of 475°C embrittlement of aged 2507 super duplex stainless steels / AIP conference proceedings 2017. V. 1806. P. 110018.
14. Gutiérrez-Vargas G., Ruiz A., Kim J.Y., López-Morelos V.H., Ambriz R.R. Evaluation of thermal embrittlement in 2507 super duplex stainless steel using thermoelectric power // Nucl. Eng. Technol. 2019. V. 51. P. 1816—1821.
15. Camerini C., Sacramento R., Areiza M.C., Rocha A., Santos R., Rebello J.M., Pereira G. Eddy Current Techniques for Super Duplex Stainless Steel Characterization // J. Magn. Magn. Mater. 2015. V. 388. P. 96—100.
16. Ziouche A., Zergoug M., Boucherou N., Boudjellal H., Mokhtari M., Abaidia S. Pulsed Eddy Current Signal Analysis of Ferrous and Non-Ferrous Metals under Thermal and Corrosion Solicitations // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2017. V. 53. No. 9. P. 652—659.
17. Ziouche A., Haddad A., Badji R., Zergoug M., Zoubiri N., Bedjaoui W., Abaidia S. Microstructure, Corrosion and Magnetic Behavior of an Aged Dual-Phase Stainless Steel // J. Materials Engineering and Performance. 2018.
18. Araújo Freitas V.L., Normando P.G., Albuquerque V.H.C., Silva E. Macedo, Silva A.A., Tavares J.M.R.S. Nondestructive characterization and evaluation of embrittlement kinetics and elastic constants of duplex stainless steel SAF 2205 for different aging times at 425°C and 475°C // J. Alloys Compd. 2011. V. 30. P. 130—136.

19. Redjaimia A., Morniroli J.P., Donnadieu P., Metauer G. Microstructural and Analytical Study of Heavily Faulted Frank-Kasper R-Phase Precipitates in the Ferrite of a Duplex Stainless Steel // J. Mater. Sci. 2002. V. 37. No. 19. P. 4079—4091.
 20. Örnek C., Burke M.G., Hashimoto T., Lim J.J.H., D. L. 475° C embrittlement of duplex stainless steel — a comprehensive microstructure characterization study Engelberg // Materials Performance Characterization. 2017. V. 6 (4).
 21. Pareige C., Emo J., Saillet S., Domain C., Pareige P. Kinetics of G-phase precipitation and spinodal decomposition in very long aged ferrite of a Mo-free duplex stainless steel // Journal of Nuclear Materials. 2015. V. 465. P. 383—389.
 22. Zergoug M. et al. Relation between mechanical microhardness and impedance variations in Eddy current testing // NDT&E Int. 2004. V. 37. P. 65—67.
 23. Tavares S.S.M., de Noronha R.F., da Silva M.R., Neto J.M., Pairis S. 475 °C Embrittlement in a Duplex Stainless Steel UNS S31803 // Mater. Res. 2001. V. 4. No. 4. P. 237—240.
 24. Silva E.M., Albuquerque V.H.C., Leite J.P., Varela A.C.G., Moura E.P., Tavares J.M.R.S. Phase on a UNS S31803 duplex stainless steel based on nondestructive testing // Mater. Sci. Eng. A. 2009. V. 516. P. 126—130.
 25. Lekbir C., Dahoun N., Guetitech A. et al. Effect of Immersion Time and Cooling Mode on the Electrochemical Behavior of Hot-Dip Galvanized Steel in Sulfuric Acid Medium // Journal of Materials Engineering and Performance. 2017. V. 26 (6). P. 2502—2511.
 26. Lima H.M.L.F., Bastos I.N., Araújo W.S., Martins M. Heat treatment effects on ASTM A890/A 890M GR 5A super duplex stainless steel passivity // Mater Res. 2018. V. 20. Suppl. 2. P. 775—85.
 27. Allou D., Ould Brahim I., Cheniti B., et al. Effect of Post Weld Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Behaviors of Weld Overlay Inconel 182 on 4130 Steel Substrate Using SMAW Process Metallography // Microstructure and Analysis. 2021. V. 10 (5). P. 567—578.
-