

УЛЬТРАЗВУКОВОЙ И ВИХРЕТОКОВЫЙ КОНТРОЛЬ ПРОЦЕССА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

© 2021 г. А.В. Гончар^{1,*}, В.А. Ключников^{1,**}, В.В. Мишакин^{1,***}, М.С. Аносов^{2,****}

¹Институт проблем машиностроения РАН филиал ФГБНУ «ФИЦ ИПФ РАН»,
Россия 603024 Нижний Новгород, ул. Белинского, 85

²НГТУ им. Р.Е. Алексеева, Россия 603950 Нижний Новгород, ул. Минина, 24

E-mail: *avg-ndt@mail.ru; **slavchuk2@yandex.ru; ***imndt31@mts-nn.ru; ****anosov-maksim@list.ru

Поступила в редакцию 13.05.2021; после доработки 10.06.2021;

Принято к публикации 11.06.2021

Проведены исследования процесса усталостного разрушения сварных соединений из аустенитной стали ультразвуковым и вихретоковым видами контроля. Исследовано развитие неоднородности распределения параметра акустической анизотропии в зоне термического влияния и в основном материале. В результате вихретокового контроля показано различие в интенсивности изменения фазового состава в зоне термического влияния и в основном материале. Получена линейная зависимость между амплитудой деформации цикла при регулярном режиме нагружения в области малоциклового усталости и критическим значением процентного содержания магнитной фазы в основном материале. Предложен способ оценки усталостной поврежденности материала сварных соединений в зоне термического влияния по результатам вихретокового контроля.

Ключевые слова: сварное соединение, нержавеющая сталь, ультразвуковой контроль, вихретоковый контроль, циклическое деформирование.

DOI: 10.31857/S0130308221070046

ВВЕДЕНИЕ

Нержавеющая аустенитная сталь типа AISI 321 нашла широкое применение в различных промышленных областях, таких как судостроение, ядерная и химическая промышленность. Основные области применения этой стали связаны с ее высокими прочностными свойствами, а также хорошей свариваемостью. При изготовлении сварного соединения образуются зоны термического влияния (ЗТВ), структура которых существенно отличается от структуры основного материала (ОМ). В ЗТВ наблюдается неоднородность фазового состава, градиент физических и механических свойств, реализуется сложное напряженно-деформированное состояние [1]. Отметим также, что, в отличие от низкоуглеродистых сталей, сварное соединение из стали AISI 321 может менять магнитные свойства как в процессе силового [2—6], так и теплового воздействия [7—9]. Как правило, ЗТВ является наиболее слабой зоной в сварном соединении, где, зачастую, и происходит разрушение конструкции. В связи с этим анализ состояния материала необходимо проводить не только в основном материале, но и в ЗТВ сварного соединения.

Для анализа состояния материала в объеме удобным и эффективным является акустический эхометод благодаря его большой проникающей способности, безопасности и возможности контроля при одностороннем доступе к изделию [10].

Оценку изменения магнитных свойств, связанного с фазовыми превращениями в сталях аустенитного класса, как правило, проводят с использованием вихретокового неразрушающего контроля [11—13]. Следует отметить, что на результаты вихретокового контроля могут оказать влияние различные внешние факторы. Более того, на реальном объекте структура ЗТВ будет зависеть от специфики изготовления сварного шва (скорость сварки, температура, используемые электроды, скорость остывания, толщина пластин и др.). Учет влияния этих факторов особенно актуален для нержавеющих сталей аустенитного класса. В работе [14] исследовалось влияние режимов сварки на градиент температуры вдоль и поперек сварного шва, а также на микроструктуру и свойства ЗТВ нержавеющей стали аустенитного класса 12X18H10T. Из-за влияния внешних факторов при изготовлении сварного шва в ЗТВ хромоникелевых сталей может содержаться различное количество магнитной фазы. Объемная доля этой фазы влияет на магнитные [15, 16] и электрические [17] свойства нержавеющей стали аустенитного класса и, как следствие, на показания вихретокового прибора. Это порождает неопределенность начального состояния материала сварных соединений промышленных объектов, находящихся в эксплуатации. Однако для уменьшения вероятности образования горячих трещин и межкристаллитной коррозии свар-

ку аустенитных сталей проводят с подогревом, а остаточные сварочные напряжения снимают термообработкой [18, 19]. Эти операции могут уменьшить содержание магнитной фазы и нивелировать неопределенность начального структурного состояния. Отсутствие информации о начальном состоянии материала является существенным ограничением применения большинства структурно-чувствительных методов неразрушающего контроля при оценке поврежденности материала.

Неоднородность структурного состояния в ЗТВ приводит к неравномерному распределению акустических характеристик и магнитных свойств материала сварного соединения [20, 21]. Показано, что при одноосном растяжении сварного соединения из стали аустенитного класса интенсивность изменения акустических параметров и электромагнитных свойств в ЗТВ и основном материале различна.

Усталость, в отличие от пластического деформирования, является более частой причиной разрушения конструкций. В работах, посвященных исследованию процесса усталостного разрушения сталей аустенитного класса, показано, что амплитуда деформации цикла влияет на интенсивность изменения упругих и акустических характеристик, а так же фазового состава. Совместное применение ультразвукового и вихретокового контроля [22] дает более полную картину о состоянии материала, что можно использовать для предсказания момента разрушения [23]. Задача прогнозирования усталостного разрушения сварного соединения из стали аустенитного класса является более сложной задачей.

В настоящей работе ультразвуковым и вихретоковым видами контроля исследован процесс усталостного разрушения сварных соединений, изготовленных из нержавеющей стали AISI 321. На основе полученных закономерностей изменения характеристических параметров в ЗТВ и основном материале предложен способ оценки усталостной поврежденности сварного соединения.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

А. Исследуемый материал и образцы

Для исследования процесса усталостного разрушения сварных соединений были изготовлены образцы круглого сечения из нержавеющей стали аустенитного класса AISI 321.

Для изготовления сварных образцов заготовки были разделены пополам. Двусторонний стыковой шов с двумя симметричными скосами кромок выполняли ручной аргонно-дуговой сваркой.

Химический состав приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали AISI 321, %

C	Cr	Ni	Ti	Si	Mn	P	S	Mo	Co	W	Cu	Fe
0,08	18,6	10,8	0,6	0,48	0,69	0,028	0,017	0,23	0,06	0,13	0,29	Основа

Рабочая часть образцов составляла 28 мм, диаметр рабочего сечения — 8 мм. На рабочей части каждого образца были вырезаны две плоско-параллельные площадки для проведения ультразвукового и вихретокового контроля. Поверхность в рабочей части разделялась на 6 зон (по три зоны слева и справа от СШ), ширина каждой составляла 4 мм (рис. 1). Ультразвуковой и вихретоковый контроль проводили в каждой зоне. Для повышения точности позиционирования датчиков были нанесены метки перманентным маркером.

Анализ микроструктуры в основном материале и в зоне термического влияния осуществляли металлографическим методом с использованием оптического микроскопа Альтами МЕТ 3М. Изготавливали микрошлифы, выполняли электролитическое травление с использованием 10 % водного раствора щавелевой кислоты при напряжении 1 В и комнатной температуре.

Циклическое деформирование проводили на универсальной машине BISS Nano в области малоциклового усталости. Образцы подвергались одноосному растяжению-сжатию (коэффициент симметрии $R = -1$) с амплитудой деформации цикла ϵ_a (0,3, 0,4 и 0,5 %) с частотой 2 Гц. Каждый образец нагружали поэтапно. Ультразвуковой и вихретоковый контроль совершали до испытания и после каждого этапа циклического деформирования, вплоть до образования макротрещины.

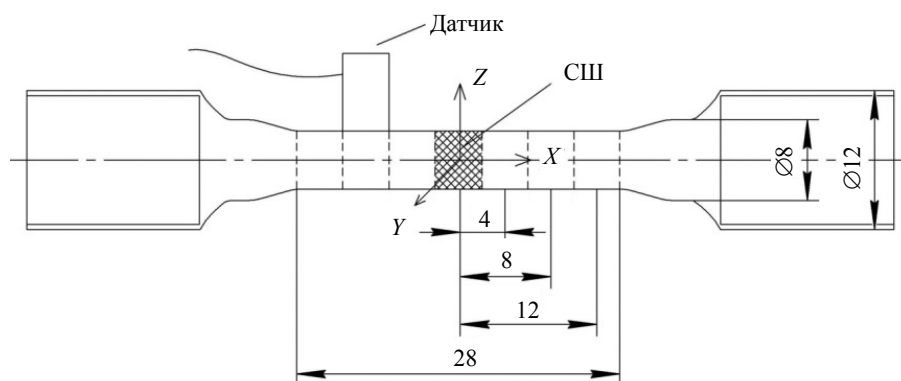


Рис. 1. Схема установки датчиков на образец, размеры в мм.

Б. Ультразвуковой контроль

Акустические исследования материала проводили ультразвуковым эхометодом. На рис. 2а представлена блок-схема экспериментальной акустической установки.

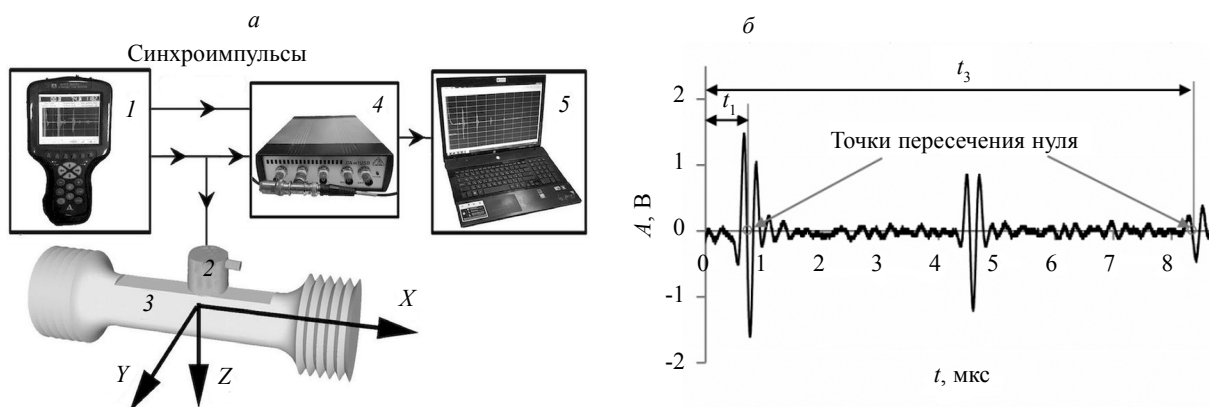


Рис. 2. Блок-схема установки для проведения акустических измерений (а): 1 — ультразвуковой дефектоскоп; 2 — ПЭП; 3 — образец; 4 — цифровой осциллограф; 5 — компьютер. Амплитудно-временная диаграмма эхоимпульсов сдвиговой волны, точка перехода нуля между минимумом и максимумом в импульсе (б).

Генератор сигналов 1 подает электрические импульсы на пьезоэлектрический преобразователь 2, который излучает в исследуемый образец 3 ультразвуковые сигналы. Сигналы достигают противоположной стороны образца, отражаются и возвращаются обратно в пьезоэлектрический преобразователь, который формирует электрические сигналы. Электрические сигналы из преобразователя и синхроимпульсы из генератора подаются на вход цифрового осциллографа 4, откуда массив амплитудно-временной диаграммы в цифровом виде поступает на персональный компьютер 5.

В настоящей работе для генерации электрических импульсов, возбуждающих пьезоэлектрический преобразователь, использовали серийно выпускаемый ультразвуковой дефектоскоп (модель А1212 МАСТЕР производства ООО «АКС», Россия). Для получения временной развертки сигналов от пьезоэлектрического преобразователя брали цифровой осциллограф ЛА-н1 USB (ООО «Руднев-Шилиев», Россия) и приложение ADCLab. Частота дискретизации цифрового осциллографа составляла 1 ГГц, разрешение развертки по времени — 1 нс. Применяли широкополосный малогабаритный совмещенный пьезоэлектрический преобразователь сдвиговых волн V157-RM производства Olympus с центральной частотой ~ 5 МГц и диаметром пьезоэлектрического элемента 3 мм. Акустическая длина пути между плоскопараллельными площадками в образце составила

14 мм. В качестве контактной жидкости использовали эпоксидную смолу без отвердителя. Полученная временная развертка сохранялась в файл данных для анализа и обработки в программе MathCAD. Время распространения упругих волн измеряли между первым t_1 и третьим t_3 отраженными импульсами по точкам перехода нуля между минимумом и максимумом в импульсе (рис. 2б). Погрешность измерения времени составляла не более 2 нс.

Как правило, многие материалы имеют некоторую анизотропию упругих свойств. В ортотропном материале (в нашем случае листовой прокат) в одном направлении могут распространяться три объемных волны — одна продольная и две поперечных, поляризованных вдоль и поперек осей упругой анизотропии [24].

Для описания анизотропии упругих свойств применяли следующее выражение [25]:

$$A = 2 \frac{t_{zy} - t_{zx}}{t_{zy} + t_{zx}}, \quad (1)$$

где t_{zx} и t_{zy} — времена распространения поперечных упругих волн, поляризованных вдоль и поперек оси нагружения соответственно. Абсолютная погрешность измерения параметра A — $4 \cdot 10^{-4}$.

В. Вихретоковый контроль

Известно, что в сталях аустенитного класса при силовом воздействии могут происходить фазовые изменения. Из фазы аустенита γ с ГЦК-решеткой образуется фаза α' -мартенсита, имеющего, в общем случае, тетрагональную решетку. Вследствие того, что фаза α' -мартенсита является ферромагнитной, в отличие от парамагнитного аустенита, для исследования изменения магнитных свойств материала при фазовом превращении широко применяется вихретоковый контроль [12—13, 20—23]. Вихретоковый контроль содержания ферромагнитной фазы основан на анализе взаимодействия внешнего электромагнитного поля с электромагнитным полем вихревых токов, наводимых в аустенитной стали этим полем.

Структурно-чувствительные исследования изменения электромагнитных характеристик проводились с помощью многофункционального вихретокового прибора «МВП-2М» производства ООО «НПП «Кропус», Россия. Прибор был разработан, в том числе и для определения процентного содержания ферритной фазы Φ в аустенитных сталях. Устройство было откалибровано изготовителем по образцам с известным содержанием ферритной фазы. Относительная погрешность измерения не превышала 5 %.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Микроструктура основного материала типична для нержавеющей аустенитных сталей. Зерна аустенита имеют полиэдрическую форму с тонкими границами, двойниками отжига и мелкими точечными выделениями второй фазы (рис. 3а). Средний диаметр зерна в основном материале составил 35 мкм. В зоне термического влияния вблизи зоны сплавления наблюдается укрупнение аустенитных зерен (рис. 3б), средний диаметр зерна — 70 мкм. Структура сварного шва по краям имеет направленную, а в центре — дезориентированную дендритную структуру. Циклическое деформирование сварных образцов проводилось до образования магистральной трещины, которая распространялась по ЗТВ вдоль сварного шва (рис. 3в).

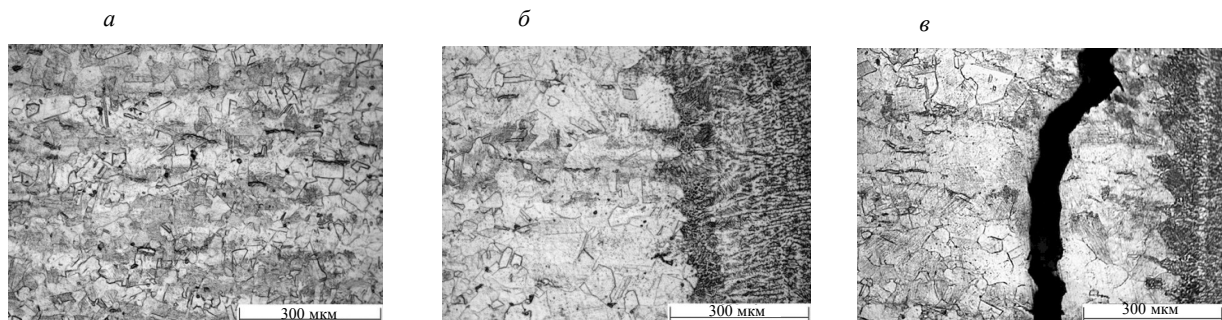


Рис. 3. Фотографии микроструктуры основного материала (а), ЗТВ и сварного шва в исходном состоянии (б) и после разрушения (в).

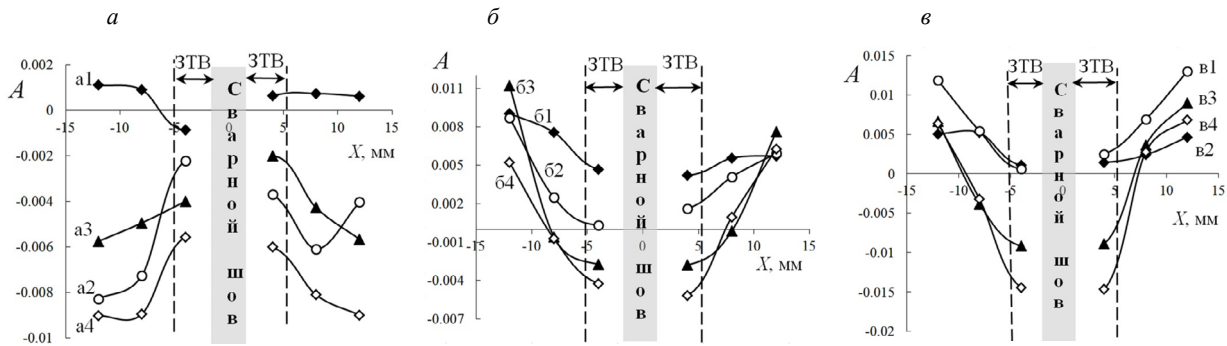


Рис. 4. Распределение параметра A вдоль образцов при амплитуде деформации $\varepsilon_a = 0,3\%$ (а), $\varepsilon_a = 0,4\%$ (б), $\varepsilon_a = 0,5\%$ (в), при количестве циклов $N = 0$ (а1, б1, в1), $N = 3500$ (а2), $N = 5900$ (а3), $N = 7500$ (а4), $N = 500$ (б2), $N = 2700$ (б3), $N = 3800$ (б4), $N = 300$ (в1), $N = 600$ (в2), $N = 1400$ (в3).

В результате ультразвуковых исследований получено время распространения сдвиговых волн различной поляризации в каждой зоне образцов и рассчитан по формуле (1) параметр акустической анизотропии A . Неоднородность распределения параметра акустической анизотропии A вдоль образца показана на рис. 4. Значения параметра A в зоне ОМ существенно отличается от значения в ЗТВ, что можно использовать для определения размера ЗТВ. В процессе циклического деформирования неоднородность распределения параметра акустической анизотропии A растет.

В процессе циклического деформирования выявлено, что изменение среднего значения параметра акустической анизотропии $\Delta \bar{A}$ как в ОМ, так и в ЗТВ монотонно уменьшаются для амплитуд деформации 0,3 и 0,4 (рис. 5а, б). Для амплитуды деформации цикла 0,5 на начальном этапе циклического деформирования наблюдается незначительный рост параметра $\bar{A}$ (рис. 5в). Интенсивность изменения параметра $\bar{A}$ в ОМ больше, чем в ЗТВ. При дальнейшем деформировании ($N/N_f > 0,2$, где N_f — число циклов до разрушения) происходит уменьшение $\bar{A}$. Интенсивность изменения параметра $\bar{A}$ в ЗТВ больше, чем в ОМ. Увеличение $\bar{A}$ на начальном этапе деформирования при $\varepsilon_a = 0,5\%$ можно объяснить более существенным влиянием пластической составляющей в цикле на кристаллографическую текстуру и на анизотропию упругих и акустических свойств соответственно. Увеличение параметра A при пластическом деформировании нержавеющей стали аустенитного класса показано в работах [8, 21]. При дальнейшем циклическом деформировании, как и при пластическом, происходит упрочнение материала, разворот зерен затруднен, а интенсивность изменения текстуры уменьшается.

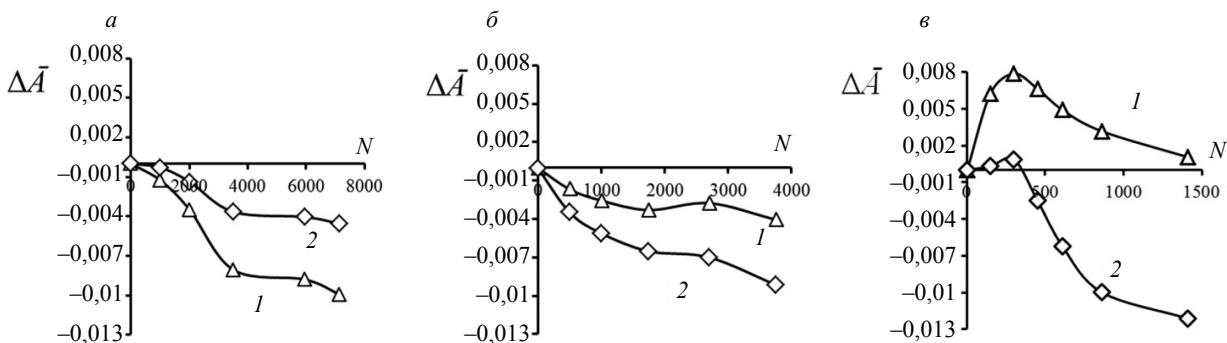


Рис. 5. Изменение параметра акустической анизотропии в ОМ (1) и в ЗТВ (2) для $\varepsilon_a = 0,3\%$ (а), $\varepsilon_a = 0,4\%$ (б), $\varepsilon_a = 0,5\%$ (в) в процессе циклического деформирования.

Изменение среднего значения параметра акустической анизотропии $\Delta \bar{A}$ как в ОМ, так и в ЗТВ в процессе циклического деформирования чувствительно к амплитуде деформации цикла (рис. 6). В основном материале с увеличением амплитуды деформации цикла $\Delta \bar{A}$ увеличивается. В ЗТВ наблюдается обратный эффект: $\Delta \bar{A}$ уменьшается с увеличением ε_a .

В результате вихретокового контроля изменения электромагнитных свойств в процессе циклического деформирования получены монотонные зависимости изменения параметра Φ от ко-

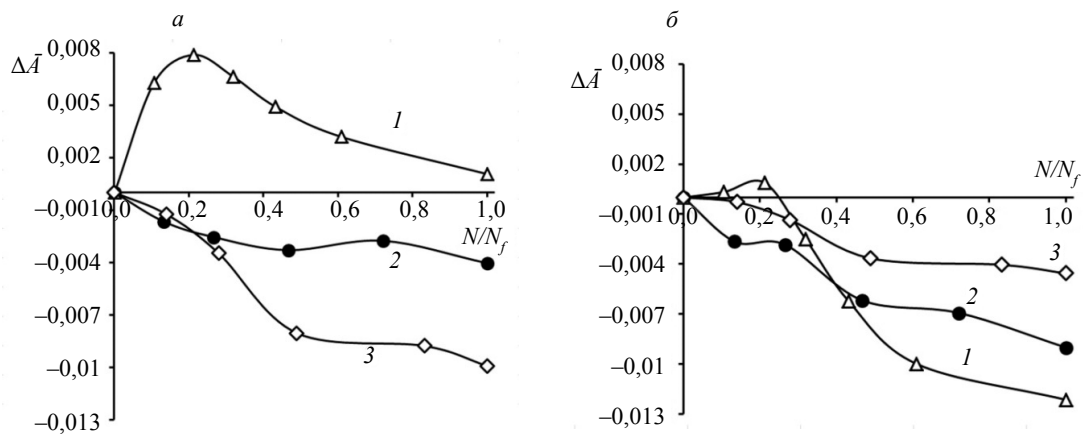


Рис. 6. Изменение параметра $\Delta\bar{A}$ в процессе циклического деформирования в ОМ (а) и ЗТВ (б) для $\epsilon_a = 0,3 \%$ (1), $\epsilon_a = 0,4 \%$ (2) и $\epsilon_a = 0,5 \%$ (3).

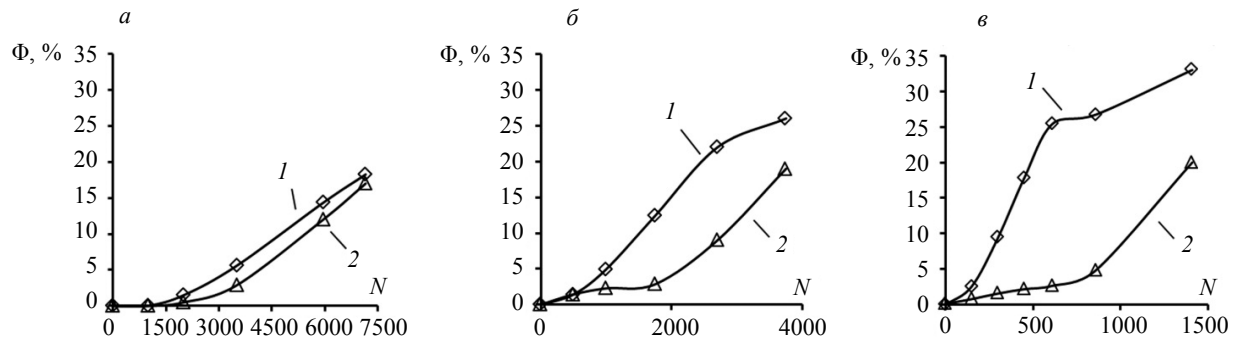


Рис. 7. Изменение параметра Φ в основном материале (1) и в ЗТВ (2) для $\epsilon_a = 0,3 \%$ (а), $\epsilon_a = 0,4 \%$ (б) и $\epsilon_a = 0,5 \%$ (в) в процессе циклического деформирования.

личества циклов для трех амплитуд деформации цикла в зонах основного металла и термического влияния (рис. 7).

При наименьшей амплитуде деформации цикла ($\epsilon_a = 0,3 \%$) зависимости $\Phi(N)$ в основном металле и ЗТВ отличаются незначительно. Можно сделать вывод, что при малых амплитудах фазовые изменения в ОМ и ЗТВ происходят с одинаковой интенсивностью. С ростом амплитуды интенсивность изменения параметра Φ в ОМ становится более значительной, чем в ЗТВ.

Зависимости $\Phi(N/N_f)$ для ОМ чувствительны к амплитуде деформации (рис. 8а), что согласуется с ранее проведенными исследованиями [5, 23, 26].

В области малоциклового усталости связь критического значения параметра Φ в ОМ с амплитудой деформации цикла можно описать линейной зависимостью:

$$\Phi_f = 75\epsilon_a - 4. \quad (2)$$

При известной амплитуде деформации цикла в области МЦУ при регулярном режиме нагружения, используя формулу (2), можно предсказать значение параметра Φ_f , соответствующее разрушению материала. Этот факт можно использовать для прогнозирования момента разрушения сварного соединения.

В отличие от основного материала интенсивность изменения параметра Φ в ЗТВ практически одинакова для разных амплитуд деформаций. Это можно объяснить влиянием сварного шва и особенностью микроструктуры ЗТВ. Зависимости $\Phi(N/N_f)$ в области малоциклового усталости можно описать одной кривой (рис. 8б).

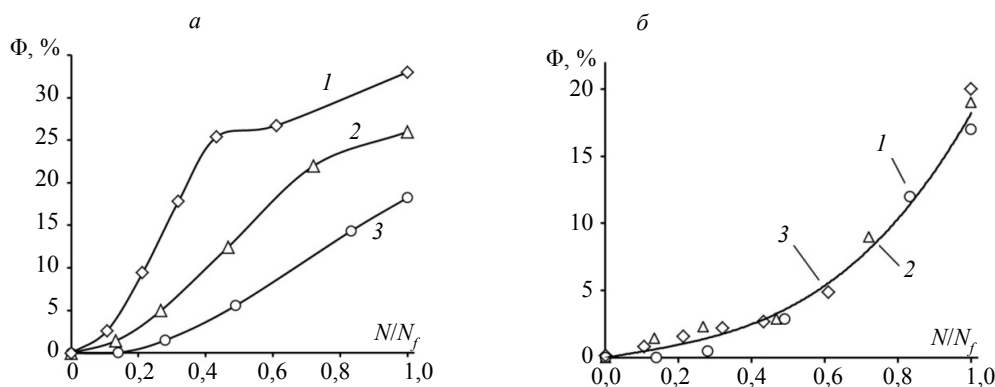


Рис. 8. Зависимости параметра Φ от N/N_f для основного материала (а) и ЗТВ (б) для $\epsilon_a = 0,3\%$ (1), $\epsilon_a = 0,4\%$ (2) и $\epsilon_a = 0,5\%$ (3).

Используя тот факт, что зависимости $\Phi(N/N_f)$ не чувствительны к амплитуде деформации цикла, можно определить относительное число циклов по результатам вихретокового контроля в ЗТВ по формуле:

$$\frac{N}{N_f} = 0,24\sqrt{\Delta\Phi}. \quad (3)$$

Рассчитанные по формуле (3) значения N/N_f хорошо согласуются с экспериментальными значениями (коэффициент корреляции 0,96) на рис. 9.

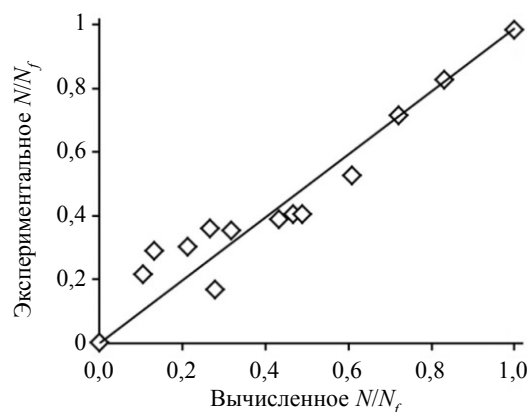


Рис. 9. Корреляционное поле относительного числа циклов.

Таким образом, используя формулу (3), можно рассчитать относительное число циклов и оценить усталостную поврежденность материала сварных соединений по результатам вихретокового контроля в зоне термического влияния. Данный подход имеет ряд ограничений, например, необходимо знать начальное состояние материала в ЗТВ и необходим обучающий эксперимент для конкретных сварных соединений с целью определения численного значения множителя, входящего в формулу (2). Дальнейшие исследования по этой теме могут быть направлены на учет влияния внешних факторов, начального структурного состояния, а так же амплитуд деформаций из более широкого диапазона.

ВЫВОДЫ

В результате ультразвукового и вихретокового контроля получено, что измеряемые параметры чувствительны к различиям структурного состояния в ЗТВ и ОМ. Совместное применение этих видов контроля позволяет повысить точность определения размеров ЗТВ в сварном соединении.

Установлено, что в процессе циклического деформирования неоднородность распределения параметра акустической анизотропии в зоне термического влияния и в основном материале увеличивается.

Интенсивность изменения параметра акустической анизотропии как в ОМ, так и в ЗТВ в процессе циклического деформирования чувствительна к амплитуде деформации цикла.

Получено, что с ростом амплитуды деформации цикла интенсивность фазовых изменений в ОМ становится более значительной, чем в ЗТВ.

Предложен способ оценки усталостной поврежденности материала сварных соединений в зоне термического влияния по результатам вихретокового контроля.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-70051.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kurashkin K.V., Mishakin V.V. Ultrasonic Estimation of the Residual Stresses // *Inorganic Materials*. 2014. V. 50. No. 15. P. 1506—1510.
2. Rosen A., Jago R., Kjer T. Tensile properties of metastable stainless steels // *J. Mater. Sci.* 1972. V. 7. P. 870—876.
3. Hecker S., Stout M., Staudhammer K., Smith J. Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel: Part I. Magnetic measurements and mechanical behavior // *Metall. Trans. A*. 1982. V. 13. P. 619—626.
4. Pegues J.W., Shao S., Shamsaei N., Schneider J.A., Moser R.D. Cyclic strain rate effect on martensitic transformation and fatigue behaviour of an austenitic stainless steel // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2017. V. 40. P. 2080—2091.
5. Gonchar A.V., Mishakin V.V., Klyushnikov V.A. The effect of phase transformations induced by cyclic loading on the elastic properties and plastic hysteresis of austenitic stainless steel // *Int. J. of Fatigue*. 2018. V. 106. P. 153—158.
6. Zeng W., Yuan H. Mechanical behavior and fatigue performance of austenitic stainless steel under consideration of martensitic phase transformation // *Mat. Sci. Eng. A*. 2017. V. 679. P. 249—257.
7. Khan A. N., Mehmood S. K., Mehmood K. Effect of heat treatment on deformation induced martensite in austenitic stainless steel // *Key Engineering Materials*. 2012. V. 510—511. P. 214—220.
8. Gonchar A.V., Klyushnikov V. A., Mishakin V. V. Effect of plastic deformation and subsequent heat treatment on the acoustic and magnetic properties of 12Kh18N10T steel // *Inorganic Materials*. 2020. V. 56. No. 15. P. 1—5.
9. Gauzzi F., Montanari R., Principi G., Tata M. E. AISI 304 steel: anomalous evolution of martensitic phase following heat treatments at 400 °C // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. V. 438—440. P. 202—206.
10. Неразрушающий контроль и диагностика / Справочник. Под ред. В. В. Клюева. М.: Изд-во Машиностроение, 1995. 488 с.
11. Lois A., Ruch M. Assessment of martensite content in austenitic stainless steel specimens by eddy current testing // *Insight*. 2006. V. 48. No. 1. P. 26—29.
12. Khan S.H., Farhad A., Khan A. N., Iqbal M.A. Eddy current detection of changes in stainless steel after cold reduction // *Computational Materials Science*. 2008. V. 43. P. 623—628.
13. Shaira M., Guy P., Courbon J., Godin N. Monitoring of martensitic transformation in austenitic stainless steel 304L by eddy currents // *Research in Nondestructive Evaluation*. 2010. V. 21. 2. P. 112—126.
14. Мамадалиев Р.А., Кусков В.Н., Бахматов П.В., Ильященко Д.П. Влияние режимов сварки и различных источников тока на формирование сварного шва стали 12Х18Н10Т // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2018. Т. 20. № 4. С. 35—45.
15. Ригмант М. Б., Ничипурук А. П., Худяков Б. А., Пономарев В.С., Терещенко Н.А., Корх М.К. Приборы для магнитного фазового анализа изделий из аустенитных коррозионноустойчивых сталей // *Дефектоскопия*. 2005. № 11. С. 3—14.
16. Korkh M.K., Rigmant M.B., Sazhina E.Yu. et al. Measuring Ferromagnetic Phase Content Based on Magnetic Properties in Two-Phase Chromium—Nickel Steels // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2019. V. 55. No. 11. P. 837—850. [Корх М. К., Ригмант М. Б., Сажина Е. Ю., Кочнев А.В. Измерение содержания ферромагнитной фазы по магнитным свойствам в двухфазных хромоникелевых сталях // *Дефектоскопия*. 2019. № 11. С. 32—44.]
17. Корх М.К., Ригмант М. Б., Корх Ю.В., Ничипурук А. П. Методы и приборы контроля фазового состава электрических и магнитных свойств хромоникелевых сталей // *Вестник ИЖГТУ имени М.Т. Калашникова*. 2018. Т. 21. № 4. С. 4—12.
18. Сварка и свариваемые материалы / В 3-х т. Т. 1. Свариваемость материалов. Справ. изд. Под ред. Э.Л. Макарова. М.: Изд-во Металлургия, 1991. 528 с.
19. Полетаев Ю.В. Сварка оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок из аустенитных сталей / Монография. Ростов-на-Дону, 2018. 196 с.

20. *Mishakin V.V., Klyushnikov V. A.* Study of a welded joint of 12Kh18N10T steel using acoustic and magnetic methods // *Inorganic Materials*. 2018. V. 54. No. 15. P. 1498—1502.
 21. *Gonchar A. V., Bizyaeva O. N., Klyushnikov V. A., Mishakin V. V.* Ultrasonic and eddy-current study of plastic deformation in austenitic steel welds // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2016. V. 52. No. 10. P. 610—616.
 22. *Rubtsov V., Tarasov S., Kolubaev E., Psakhie S.* Ultrasonic phase array and eddy current methods for diagnostics of flaws in friction stir welds // *AIP Conf. Proc.* 2014. V. 1623. P. 539—542.
 23. *Mishakin V., Klyushnikov V., Gonchar A., Kachanov M.* Estimating fatigue damage of austenitic steel by combining the ultrasonic and with eddy current monitoring // *Journal of Nondestructive Evaluation*. 2019. 38:4.
 24. *Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б.* Ультразвуковые методы в физике твердого тела / Под ред. И.Г. Михайлова, В.В. Леманова. М.: Изд-во Мир, 1972. 308 с.
 25. *Sayers C. M.* Ultrasonic velocities in anisotropic polycrystalline aggregates // *Appl. Phys.* 1982. V. 15. P. 2157—2167.
 26. *Liu K., Zhao Z., Zhang Z.* Characterization of early fatigue microstructure in AISI 321 steel using eddy current non-destructive methodology // *J. Wuhan Univ. Technol.-Mat. Sci. Edit.* 2013. V. 28. P. 1201—1206.
-