

ОБНАРУЖЕНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОСЛОЕК ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ КОМБИНИРОВАННЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 20 И 12X18N10T МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

© 2025 г. В.А. Барат^{1,2,*}, А.Ю. Марченков^{1,**}, С.В. Ушанов¹, Е.А. Лепшеев^{1,2}, Г.Б. Свиридов^{1,2}, Н.В. Лаврик¹, С.В. Елизаров²

¹ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ», Россия 111250 Москва, ул. Красноказарменная, 17

²ООО «ИНТЕРЮНИС-ИТ», Россия 111024 Москва, Шоссе Энтузиастов, 20Б

E-mail: *BaratVA@mpei.ru; **MarchenkovAY@mpei.ru

Поступила в редакцию 09.08.2024; после доработки 05.11.2024

Принята к публикации 08.11.2024

Исследуется возможность выявления методом акустической эмиссии (АЭ) специфических структурных дефектов разнородных сварных соединений — карбидных и обезуглероженных ферритных прослоек, образующихся в разнородных сварных соединениях сталей аустенитного и перлитного классов в процессе сварки и при последующей эксплуатации.

Ключевые слова: акустическая эмиссия, разнородные сварные соединения, диффузионные прослойки.

IDENTIFICATION OF DIFFUSION INTERLAYERS OF DISSIMILAR WELDS OF STEEL 20 AND STEEL 12Kh18N10T UNDER STATIC TENSION BY ACOUSTIC EMISSION METHOD

© 2025 V.A. Barat^{1,2,*}, A.Yu. Marchenkov^{1,**}, S.V. Ushanov¹, E.A. Lepsheev^{1,2}, G.B. Sviridov¹, N.V. Lavrik¹, S.V. Elizarov²

¹NRU MPEI, Russia 111250 Moscow, Krasnokazarmennaya st., 17

²LLC "INTERUNIS-IT", Russia 111024 Moscow, Shosse Entuziastov, 20B

E-mail: *BaratVA@mpei.ru; **MarchenkovAY@mpei.ru

The paper investigates the possibility of detecting specific structural defects of dissimilar welded joints using the acoustic emission (AE) method — carbide and decarburized ferrite interlayers in dissimilar welded joints of 12Kh18N10T austenitic and 20 pearlitic steels, formed during welding and subsequent operation. Detection is carried out based on the analysis and comparison of AE data flow parameters and spectral characteristics of signals obtained during testing of defect-free welded joints and welded joints with diffusion interlayers of various thicknesses.

Keywords: acoustic emission, dissimilar welds, diffusion interlayers.

DOI: 10.31857/S0130308225010023

1. ВВЕДЕНИЕ

Современные тенденции совершенствования промышленных изделий и конструкций приводят к повышению требований к используемым конструкционным материалам и технологиям их обработки. В частности, все более широкое применение находят комбинированные конструкции, получаемые сваркой разнородных или плакированных материалов. Они применяются в тех случаях, когда условия работы отдельных частей конструкции различаются температурой, агрессивностью среды или особыми механическими воздействиями, такими как износ или знакопеременная нагрузка.

При сварке, термообработке или высокотемпературной эксплуатации разнородных сварных соединений в зонах сплавления и термического влияния могут формироваться прослойки за счет протекания процессов кристаллизации или диффузионного перераспределения химических элементов, входящих в состав свариваемых и присадочных материалов. В случае сварки плавлением разнородных сталей образование диффузионных прослоек в наибольшей степени связано с миграцией углерода, образующего с железом твердые растворы внедрения [1]. Если сварное соединение образовано сталями разного легирования, то в зоне сплавления будут проходить процессы диффузионного перераспределения преимущественно углерода за счет его высокой диффузионной подвижности. При повышении температуры и времени пребывания сварных соединений при высоких температурах эти процессы происходят еще более интенсивно, поэтому в сварных соединениях разнородных сталей по разные стороны от линии сплавления часто наблюдаются обезуглероженные прослойки и слои с повышенным содержанием карби-

дов [2]. Размеры таких прослоек во многом определяются способом сварки и условиями эксплуатации сварного соединения, от которых зависит интенсивность физических процессов, протекающих на границе раздела твердой и жидкой фаз [3].

Образование диффузионных прослоек представляет собой достаточно распространенный процесс, характерный для сварки разнородных материалов или однородных композиционных материалов, например, при сварке плакированных сталей [4].

Диффузионные прослойки могут образовываться не только в сварных соединениях, полученных плавлением, но также и при сварке давлением. А именно, в работах [5, 6] описаны случаи образования диффузионных прослоек в слоистых интерметаллидных композитах, полученных сваркой взрывом. Диффузионные прослойки формируются на стадии термообработки, и их толщина зависит от температуры и длительности процесса. Образование диффузионных прослоек отмечается при вакуумной сварке порошковых материалов [7], а также при спекании стальной основы с порошковыми смесями, образующими защитное покрытие [8].

Диффузионные прослойки могут считаться дефектом структуры сварного соединения, поскольку их образование может вызвать преждевременное разрушение изделия в условиях работы при высоких температурах [1]. Кроме того, при определенном химическом и структурно-фазовом составе свариваемых металлов могут создаваться условия для образования хрупких прослоек и развития трещин в зоне сварного шва [9].

Выявление диффузионных прослоек проводится, как правило, с помощью проведения трудоемких металлографических исследований травленных микрошлифов, позволяющих уточнить структуру и толщину диффузионных прослоек, а также применения сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии для уточнения химического состава образовавшихся диффузионных зон. Для оценки локальных механических свойств в зоне диффузионных прослоек применяют методики скрайбирования и индентирования [10], в рамках которых значения предела прочности и предела текучести в исследуемой зоне определяют косвенно по значениям характеристик твердости металла.

Обнаружение диффузионных прослоек с помощью физических методов контроля представляется затруднительным, так как они не отличаются по плотности, электропроводности и акустическому импедансу от материала сварного соединения и околошовной зоны. Исключение составляет метод акустической эмиссии (АЭ), который благодаря чувствительности к изменению структурных параметров контролируемых материалов позволяет выявлять не только дефекты сплошности, но и дефекты структуры. В частности, авторами данной статьи были проведены предварительные исследования, подтверждающие возможность выявления диффузионных прослоек в комбинированных сварных соединениях методом АЭ [1].

В рамках данной работы проведены исследования закономерностей АЭ при статическом растяжении образцов разнородных сварных соединений стали 20 и 12Х18Н10Т. Рассматривались бездефектные сварные соединения (т.е. без диффузионных прослоек) и сварные соединения с диффузионными прослойками различной толщины, полученные аргонодуговой сваркой (АрДС). На основании анализа параметров потока данных АЭ с учетом характера частотного спектра были выявлены закономерности, соответствующие наличию диффузионных прослоек в структуре разнородного сварного соединения.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объектов исследований в данной работе рассматривались разнородные стыковые сварные соединения стали 20 (углеродистая сталь с феррито-перлитной структурой) и стали 12Х18Н10Т (легированная сталь аустенитного класса). Для изготовления сварных соединений использовали листы толщиной 3 мм, которые разрезали на полосы длиной 1000 мм и шириной 200 мм и сваривали между собой с помощью аргонодуговой сварки. АрДС проводили встык с двух сторон, в качестве присадочного материала была выбрана проволока Sabaros O101, имеющая аустенитную структуру. Химический состав присадочной проволоки приведен в табл. 1. Использование проволоки Sabaros O101 позволяет получить аустенитную структуру металла шва, что является оптимальным с точки зрения его механических и эксплуатационных свойств.

Таблица 1

Химический состав присадочной проволоки Sabaros O101, % масс.

C	Si	Cr	Ni	Mn	Fe
0,10	0,50	19,0	9,0	6,0	Основа

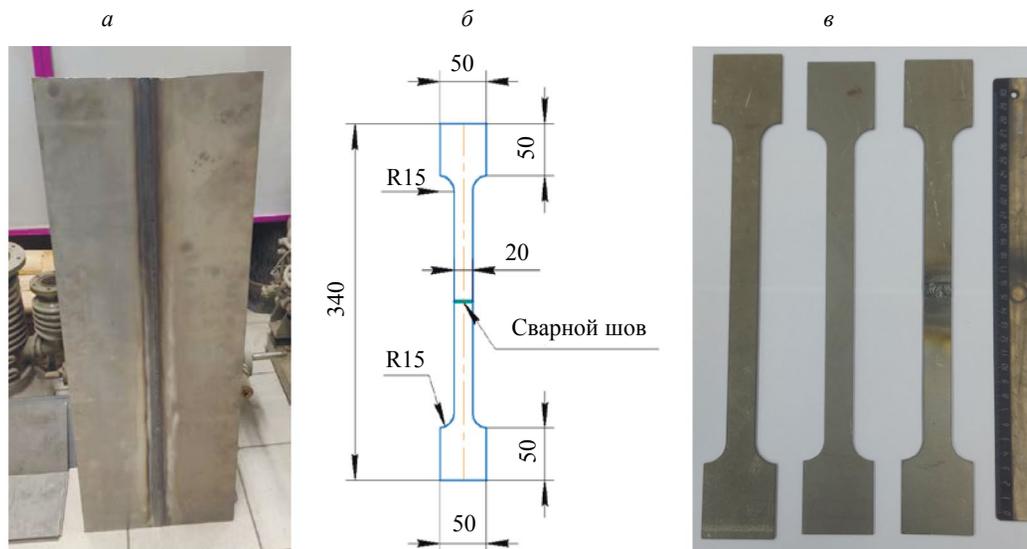


Рис. 1. Сваренные листы из сталей 20 и 12X18H10T (а); схема образца для испытаний растяжением (б); фотографии некоторых изготовленных образцов для механических испытаний (в).

Изготовление образцов для механических испытаний проводили путем раскроя сваренных листов с использованием лазерной резки. Форму и размеры образца для испытаний выбирали с учетом рекомендаций нормативных документов, а также с учетом особенностей проводимых испытаний. Ширину рабочей части образца выбрали равной 20 мм для того, чтобы можно было надежно установить на его поверхность преобразователь акустической эмиссии диаметром 15 мм. Сварной шов на образце располагали посередине рабочей части. Ширину захватной части образцов выбрали равной 50 мм, чтобы избежать пластического деформирования стали 12X18H10T в захватной части в процессе испытания. Схема и фотографии образцов показаны на рис. 1.

Для формирования в сварных соединениях диффузионных прослоек, присущих разнородным сварным соединениям, длительно работающим в условиях высоких температур, часть изготовленных сварных образцов подвергали последующей термической обработке (ТО), имитирующей длительную эксплуатацию указанных сварных соединений при высоких температурах.

Термическую обработку проводили в печи Nabertherm P180 при температуре 650°C с разной выдержкой при максимальной температуре (в течение 1 ч; 5 ч; 25 ч) для формирования прослоек различной толщины. Затем с помощью оптической микроскопии на микроскопе Zeiss Observer Z1m была изучена микроструктура околосшовной зоны сварных соединений и измерены толщины карбидной и обезуглероженной прослоек (рис. 2). Средние значения толщин диффузионных прослоек показаны в табл. 2, из которой видно, что увеличение времени выдержки приводит к интенсификации процесса диффузии углерода из стали 20 в металл шва, в результате чего происходит увеличение толщин диффузионных прослоек.

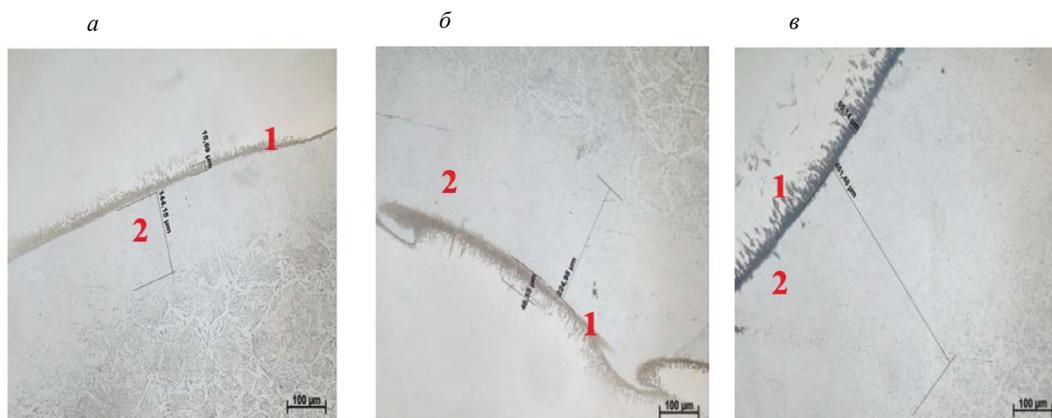


Рис. 2. Фотографии линии сплавления со стороны стали 20 с измеренными значениями толщин диффузионных прослоек (карбидной и обезуглероженной) после термической обработки при 650 °С с выдержкой 1 ч (а); 5 ч (б); 25 ч (в): 1 — карбидная прослойка; 2 — обезуглероженная прослойка. Увеличение 200×.

Средние значения толщины диффузионных прослоек в сварных соединениях стали 20 со сталью 12X18H10T, полученных АрДС, после термической обработки

№ режима	Время выдержки при высокой температуре, ч	Толщина обезуглероженной прослойки, мкм	Толщина карбидной прослойки, мкм
1	1	145	20
2	5	225	45
3	25	600	65

На рис. 3 представлена фотография линии сплавления со стороны стали 20, распределение углерода в этой области и химический состав карбидной прослойки, полученные методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) на микроскопе Tescan Mira 3. Проведенные с использованием ЭДС исследования позволили установить, что карбидная прослойка в исследуемом сварном соединении состоит преимущественно из карбидов хрома.

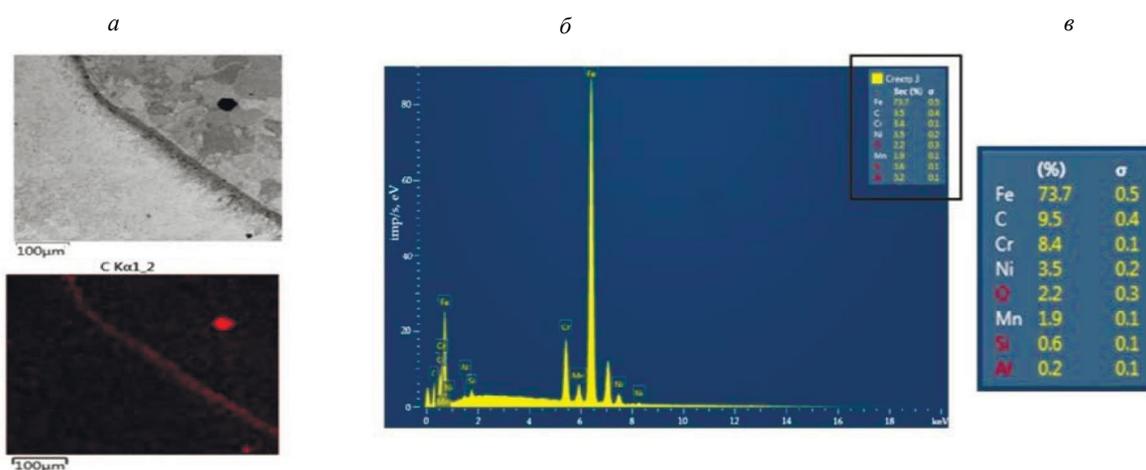


Рис. 3. Фотография области сварного соединения вблизи линии сплавления со стороны стали 20 (а); распределение углерода в этой области (б); результаты определения химического состава в карбидной прослойке (в).

Испытания на статическое растяжение проводили на машине Instron 5982 с постоянной скоростью деформирования 0,5 мм/мин. Малая скорость деформирования была выбрана для того, чтобы выявить закономерности генерации АЭ на различных стадиях деформации образцов. Фото эксперимента показаны на рис. 4. Образцы испытывали до разрыва с синхронной регистрацией в процессе испытания сигналов АЭ. Для этого на образце закрепляли четыре

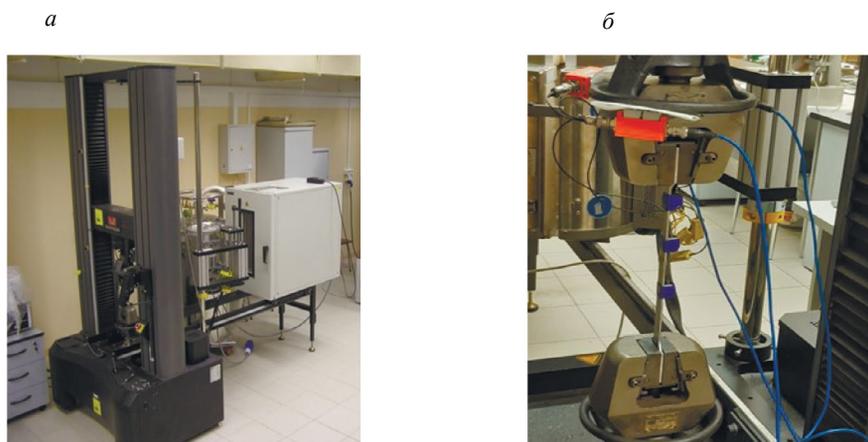


Рис. 4. Универсальная испытательная машина Instron 5982 (а) и фото образца в захватах с закрепленными датчиками АЭ (б).

преобразователя АЭ, два из них располагались в непосредственной близости от центра образца, а два других — в области захватов (рис. 4б). Подобная схема с применением дополнительных преобразователей АЭ позволяет исключить акустические помехи, связанных с влиянием захватов испытательной машины.

Для исключения влияния помех, связанных с нагружением образца, были выбраны преобразователи с разбросом чувствительности не более $\pm 0,5$ дБ. Затем проводилась предварительная обработка данных, состоящая в том, что для анализа отбирались только те акустические события, у которых и максимальные амплитуды, и минимальные времена регистрации наблюдались на измерительных каналах, которые были установлены в непосредственной близости от сварного соединения.

Данные АЭ регистрировали с помощью системы A-Line 32 (ООО «ИНТЕРЮНИС-ИТ», Россия) с предусилителями ПАЭФ-014 и преобразователями АЭ GT200 (ООО «Глобал Тест», Россия) с резонансной частотой 180 кГц. Для подавления шума испытательной машины во время сбора данных использовался цифровой фильтр с полосой пропускания 100—400 кГц, смещенной в область высоких частот. Порог амплитудной дискриминации составил 40 дБ.

Для определения механических свойств свариваемых материалов в исходном состоянии проводили отдельные испытания растяжением образцов из основного металла (сталь 20 и сталь 12X18H10T) идентичной геометрии.

Кроме того, для оценки возможных изменений механических свойств сталей при высокотемпературной термической обработке проводили испытания растяжением образцов из стали 20 и образцов из стали 12X18H10T после термической обработки. Для оценки изменения микроструктуры этих сталей после термической обработки осуществляли металлографический анализ с помощью оптической микроскопии.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ

3.1. Результаты испытаний растяжением образцов и исследования микроструктуры

Результаты испытаний растяжением образцов, вырезанных из основного металла, представлены в табл. 3.

Таблица 3

Механические свойства образцов из сталей 20 и 12X18H10T, определенные испытанием растяжением (средние значения)

Материал / режим термообработки	Предел текучести σ_t или $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_b , МПа	Предельное равномерное удлинение $\delta_{рав}$, %	Относительное удлинение после разрыва δ_k , %
Сталь 20				
В состоянии поставки	321	398	15	17
После ТО 650°C, 1 ч	320	395	18	21
После ТО 650°C, 5 ч	313	384	19	22
После ТО 650°C, 25 ч	307	369	19	21
Сталь 12X18H10T				
В состоянии поставки	270	631	55	58
После ТО 650°C, 25 ч	265	625	57	61

Типичные диаграммы растяжения для образцов из стали 12X18H10T и стали 20 показаны на рис. 5а, б соответственно. Из диаграмм и таблицы видно, что сталь 12X18H10T и сталь 20 в исходном состоянии имеют близкие значения пределов текучести — у стали 12X18H10T значение условного предела текучести составляет $\sigma_{0,2} \approx 270$ МПа, у стали 20 наблюдается площадка текучести со средним напряжением $\sigma_t \approx 320$ МПа. При этом сталь 12X18H10T характеризуется более высокими значениями временного сопротивления и характеристик пластичности.

Из рис. 5а и табл. 3 следует, что термическая обработка не оказывает влияния на механические свойства стали 12X18H10T — характеристики прочности и пластичности стали до и после

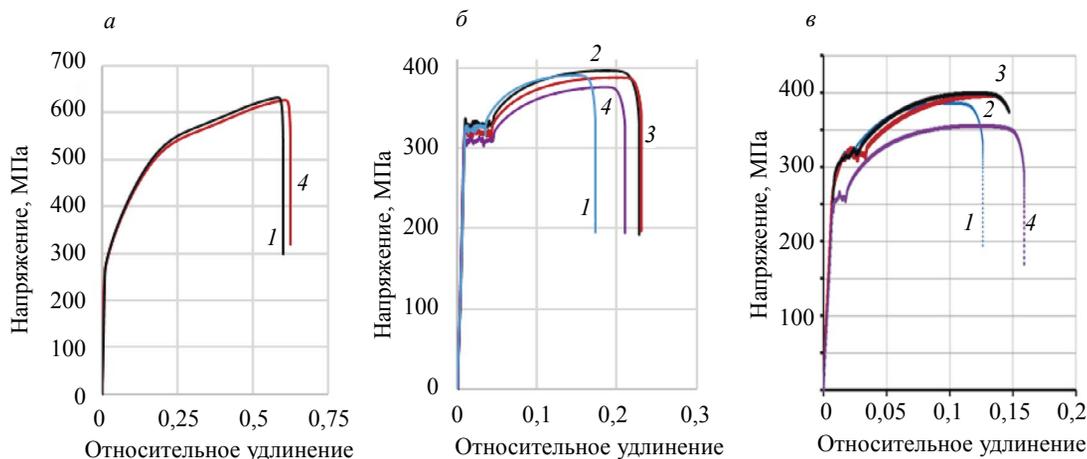


Рис. 5. Диаграммы растяжения образцов из стали 12X18N10Т (а); стали 20 (б) и разнородного сварного соединения (в): 1 — без термообработки; 2 — после ТО 1 ч при 650 °С; 3 — после ТО 5 ч при 650 °С; 4 — после ТО 25 ч при 650 °С.

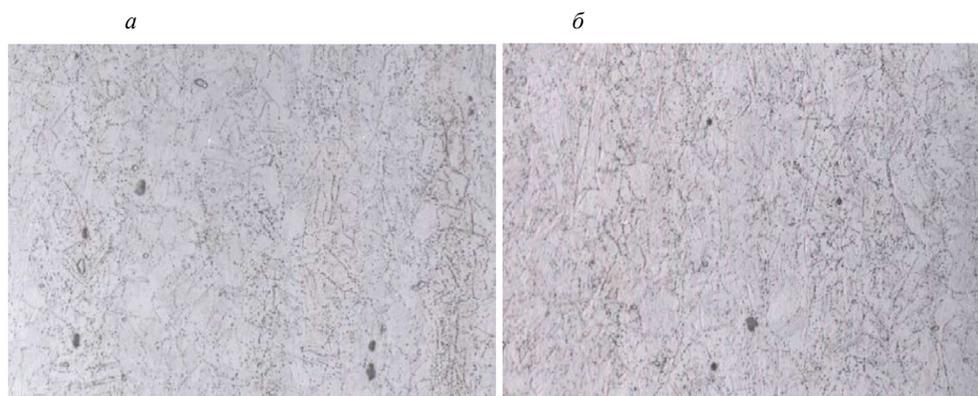


Рис. 6. Микроструктура стали 12X18N10Т в исходном состоянии (а) и после ТО при 650 °С, 25 ч (б).

обработки практически совпадают. Исследования микроструктуры также не выявили изменений после термической обработки (рис. 6).

Сталь 20 после термической обработки претерпевает некоторые изменения механических свойств, заключающиеся в незначительном повышении пластичности и снижении предела текучести с увеличением времени выдержки при высокой температуре (см. табл. 3 и рис. 5б). В микроструктуре стали 20 после термической обработки наблюдаются изменения. На рис. 7 показаны фотографии микроструктуры стали 20 в исходном состоянии и после термической обработки с максимальной выдержкой по времени (25 ч). Из фотографий видно, что термическая обработка приводит к постепенной диссоциации цементита, что отражается на механических характеристиках исследуемой стали.

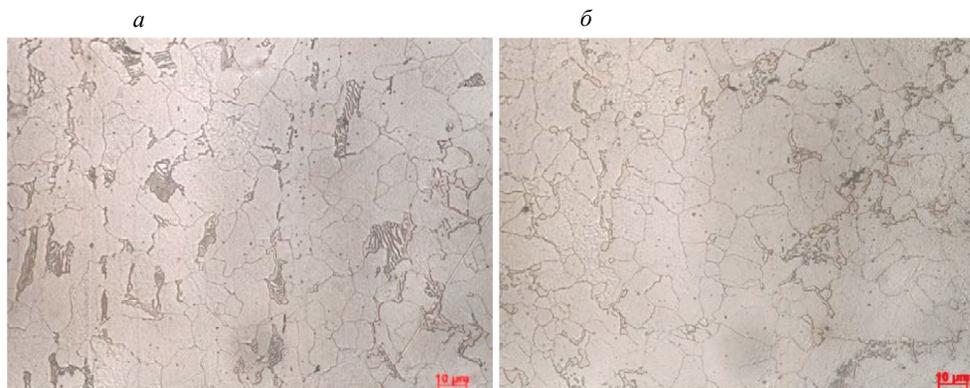


Рис. 7. Микроструктура стали 20 в исходном состоянии (а) и после ТО при 650°С, 25 ч (б); увеличение 1000×.

На диаграмме растяжения образцов со сварными соединениями (рис. 5в) наблюдается несколько характерных участков деформирования. Для образца без термической обработки (см. рис. 5в, диаграмма 1) до напряжения около 250 МПа наблюдается участок упругого деформирования — обе стали и сварной шов деформируются упруго. При напряжении около 250 МПа начинается пластическая деформация стали 12Х18Н10Т, при напряжении ≈ 320 МПа на диаграмме наблюдается площадка текучести от стали 20. За площадкой текучести следует развитый участок деформационного упрочнения, на котором обе стали деформируются упругопластически. После достижения максимума напряжения на диаграмме наблюдается спад, после чего образец разрушается по основному металлу со стороны стали 20.

После термической обработки свойства сварных соединений претерпели некоторые изменения. Диаграммы растяжения сварных образцов после различных режимов термической обработки представлены на рис. 5в (диаграммы 2—4). Из диаграмм видно, что при термической обработке по режимам (650°C, 1 ч) и (650°C, 5 ч) характеристики прочности сварных образцов остались на прежнем уровне, при этом произошло повышение пластичности металла. При более длительной высокотемпературной выдержке (650°C, 25 ч) произошло снижение уровня временного сопротивления и предела текучести сварного соединения за счет снижения соответствующих характеристик стали 20. Разрушение всех образцов происходило также по основному металлу со стороны стали 20.

3.2. Анализ данных АЭ

На рис. 8 показаны данные АЭ-активности и амплитуд импульсов АЭ, полученные для бездефектного образца разнородного сварного соединения (рис. 8а), образца с прослойками малой толщины до 145 мкм (рис. 8б) и образца с прослойками средней толщины до 225 мкм (рис. 8в). Общие закономерности данных АЭ для бездефектного образца и для образцов с диффузионными прослойками являются в целом схожими — на участке упругой деформации и на начальном этапе деформационного упрочнения наблюдается рост АЭ-активности, затем выраженное акустическое затишение в период прохождения площадки текучести и повторное повышение уровня АЭ активности на участке деформационного упрочнения. Наличие АЭ-активности в области упругой деформации стали 20 является нетипичным явлением, так как источники АЭ, связанные с движением дислокаций, в упругой области отсутствуют. Авторами [11, 12] было выдвинуто предположение о влиянии магнитомеханических процессов, происходящих при деформации, на данные АЭ. В процессе упругого деформирования ферромагнитного материала имеет место магнитоупругий эффект, заключающийся в том, что монотонное плавное изменение механического напряжения приводит к скачкообразному изменению напряженности магнитного поля, что в свою очередь приводит к смещению доменных стенок — границ между магнитными доменами с различным направлением намагниченности [13, 14]. Акустическое затишение в период времени, соответствующий площадке текучести, объясняется тем, что амплитуда источников АЭ, связанных с дислокационными процессами на данном этапе нагружения, оказывается ниже установленного порога амплитудной дискриминации.

Однако на локальном участке при напряжении 300 МПа, соответствующем пределу прочности ферритной фазы, уровень АЭ-активности и амплитуд импульсов АЭ для образцов с диф-

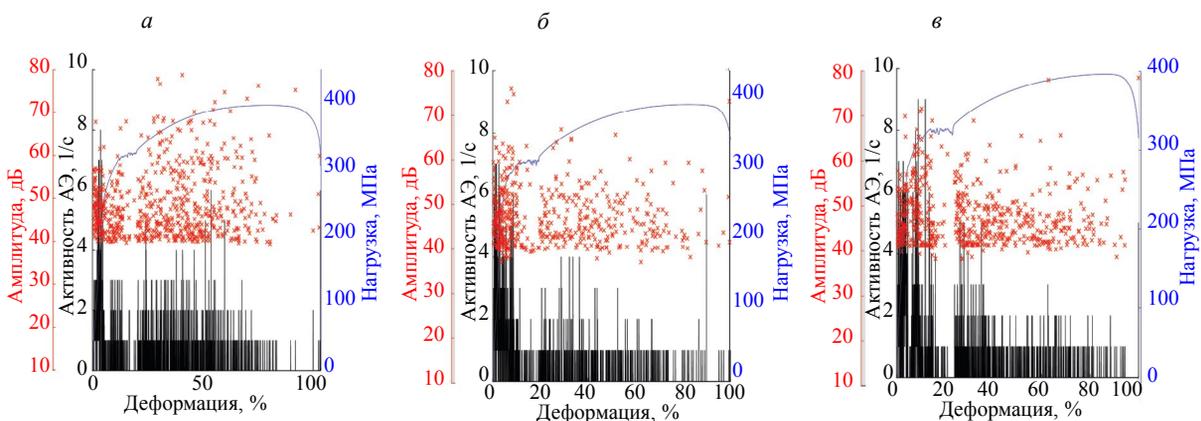


Рис. 8. Зависимость амплитуд импульсов и активности АЭ от времени для бездефектного сварного соединения (а) для сварного соединения с диффузионными прослойками до 145 мкм (б) и с диффузионными прослойками до 225 мкм (в).

фузионными прослойками оказывается выше, чем для бездефектного образца. Этот эффект проявляется на временных зависимостях не слишком явно, так как при постоянной скорости деформирования рост напряжения от 290 до 310 МПа происходит за 1-2 мин при том, что общее время от начала нагружения до разрушения образца составляет более 1 ч.

Для более детального анализа параметров данных АЭ при различных уровнях напряжения временные зависимости, представленные на рис. 8, были преобразованы в зависимости амплитуд импульсов АЭ и активности от значений механического напряжения. На рис. 9 показаны зависимости АЭ-активности и средней амплитуды импульсов АЭ от значения механического напряжения на участке упругой деформации (до 320 МПа). Значения АЭ-параметров, представленные на рис. 9, были получены в результате нелинейной трансформации оси абсцисс, так как рост механического напряжения на 1 МПа на различных этапах нагружения происходит за различные промежутки времени. Подобный способ представления диагностических данных позволяет провести более подробный анализ характера изменения АЭ-параметров на участке упругой деформации диаграммы растяжения. Однако следует отметить, что параметр АЭ-активности, рассчитанный относительно величины механического напряжения, является модифицированным по отношению к классическому определению в соответствии с ГОСТ 27655—88.

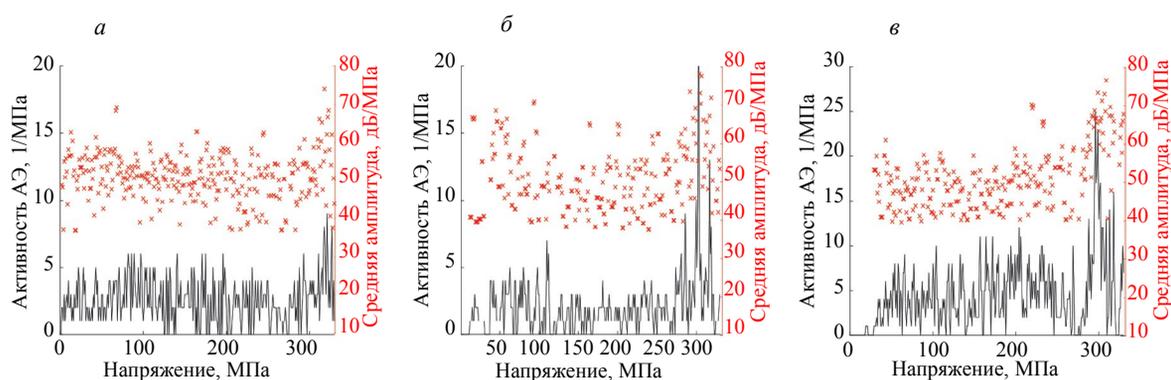


Рис. 9. Зависимость амплитуд импульсов и активности АЭ от напряжения для бездефектного сварного соединения в области упругой деформации (а) для сварного соединения с диффузионными прослойками до 145 мкм (б) и с диффузионными прослойками до 225 мкм (в).

Анализ данных, представленных на рис. 9, показывает, что в случае образцов с диффузионными прослойками наблюдается выраженное локальное повышение значений амплитуд импульсов АЭ и уровня АЭ-активности при напряжении 300 МПа, соответствующем пределу прочности ферритной фазы.

Для образцов, прошедших длительную термообработку (выдержка при 650°C в течение 25 ч), характер АЭ-данных отличается от предыдущих случаев — на участке деформационного упрочнения регистрируются более низкие значения АЭ-активности, чем для образцов с меньшим временем термической обработки, а значения амплитуд импульсов АЭ оказываются на 10—15 дБ выше, чем в предыдущих случаях (рис. 10). Подобное изменение характера данных АЭ можно объяснить тем, что в результате длительной термообработки в стали 20 произошли структурные изменения, связанные со снятием внутренних напряжений, что привело к снижению активности АЭ. Также в результате длительной термообработки произошло увеличение среднего размера зерна феррита в структуре основного металла, что привело к росту амплитуд импульсов АЭ.

Рост АЭ-активности и уровня амплитуд импульсов АЭ при напряжении 300 МПа, близкому к пределу прочности ферритной фазы, выражен не так явно, как для образцов с диффузионными прослойками меньшей толщины. Предположительно, это может быть связано со снижением эффекта контактного упрочнения мягкой прослойки из-за увеличения ширины ферритной прослойки в образцах после длительной термической обработки [2, 16].

Поскольку при термообработке изменяется не только микроструктура разнородного сварного соединения, но также и микроструктура стали 20, для обоснования достоверности полученных результатов необходимо исключить влияние деформации основного металла на параметры АЭ в диапазоне напряжений 290—310 МПа. С этой целью были проведены эксперименты по растяжению образцов из стали 20 в исходном состоянии и после термообработки.

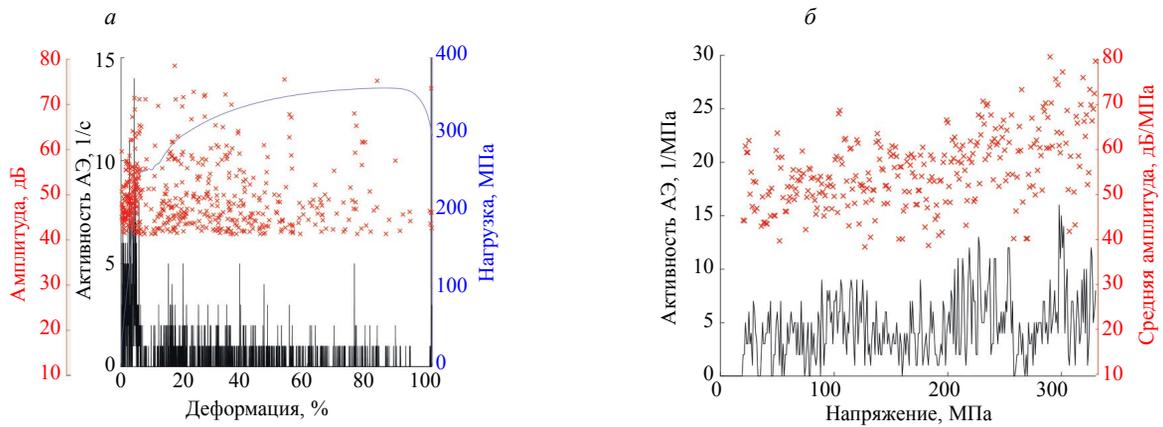


Рис. 10. АЭ-данные для образца разнородного сварного соединения с диффузионными прослойками толщиной до 600 мкм: зависимости амплитуды импульсов и активности АЭ от времени (а) и от напряжения (б).

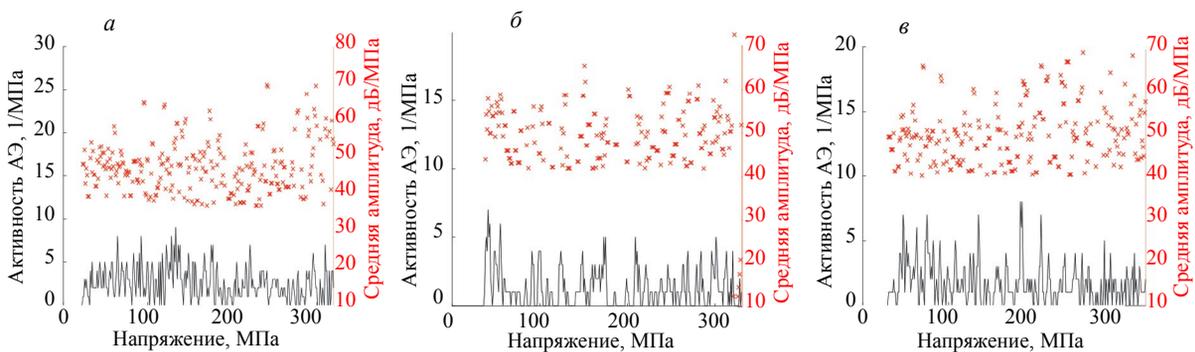


Рис. 11. Зависимость амплитуд импульсов и активности АЭ от напряжения при растяжении образцов стали 20 в состоянии поставки (а) после ТО 5 ч при 650 °С (б); после ТО 25 ч при 650 °С (в).

На рис. 11 показаны зависимости амплитуд импульсов АЭ и активности АЭ от напряжения. Как видно из рисунков, АЭ-параметры для стали 20 в исходном состоянии и после термообработки изменяются стационарно, локального увеличения активности и амплитуд импульсов АЭ в области 300 МПа не наблюдается.

3.3. Исследование спектра АЭ-сигналов

Для более детального анализа АЭ данных был проведен анализ спектров АЭ-сигналов, зарегистрированных при напряжении в области значений предела прочности ферритной фазы — от 290 до 310 МПа.

На рис. 12 показаны характерные спектры АЭ-сигналов, полученных при испытании бездефектного образца (рис. 12а) и образцов с диффузионными прослойками различной толщины. Рис. 12б соответствует минимальной толщине диффузионных прослоек, рис. 12в — максимальной. Несмотря на то, что при проведении измерений используется резонансный преобразователь GT200, его высокая чувствительность в частотном диапазоне 100—300 кГц позволила выявить изменения параметров частотного спектра сигналов АЭ у образцов с диффузионными прослойками. Спектр сигналов, полученного при испытании бездефектных образцов, является узкополосным, с максимумом в области резонансной частоты преобразователя. При испытании образцов с диффузионными прослойками появляются более широкополосные сигналы, причем, чем больше ширина диффузионной прослойки, тем шире спектр АЭ-сигнала.

Для характеристики спектров АЭ-сигналов традиционно используется медианная частота f_{med} соответствующая центру масс-спектра [17]:

$$\int_{f_n}^{f_{med}} S(f) df = \int_{f_{med}}^{f_n} S(f) df, \quad (1)$$

где $S(f)$ — спектр сигнала; f_n и f_{med} — нижняя и верхняя частота спектра соответственно.

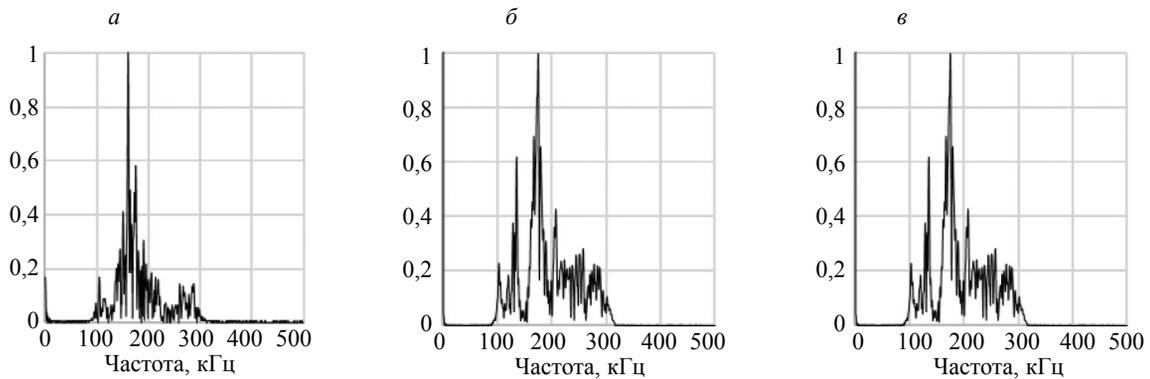


Рис. 12. Характерные спектры АЭ-сигналов, полученных при испытании образцов разнородных сварных соединений: бездефектный образец (а); образец с прослойками до 145 мкм (б); образец с прослойками до 600 мкм (в).

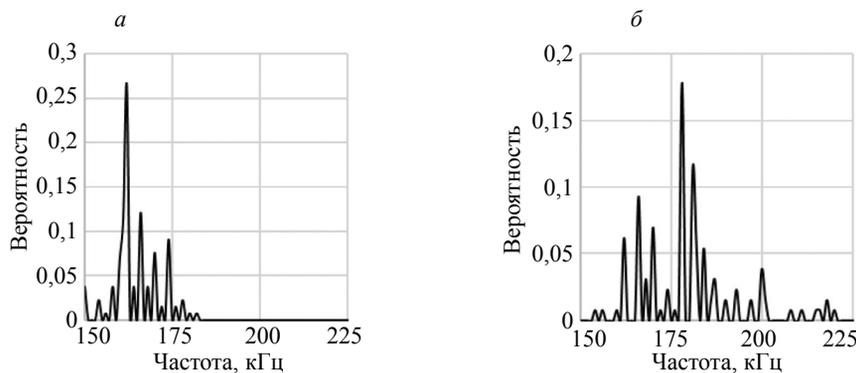


Рис. 13. Эмпирические распределения медианной частоты для бездефектных образцов (а); для образцов с диффузионными прослойками (б).

Медианная частота является интегральным параметром, который позволяет оценить общее изменение спектра сигналов: смещение энергии в низкочастотную или высокочастотную область. На рис. 13 показаны эмпирические распределения медианной частоты спектров, рассчитанные по выборкам сигналов, зарегистрированных при напряжениях 290—310 МПа для бездефектных образцов (рис. 13а) и для образцов с диффузионными прослойками различной толщины (рис. 13б). Для бездефектных образцов характерная медианная частота находится в области 165 кГц, для образцов с диффузионной прослойкой медианная частота смещается вправо и локализуется в области 180 кГц. Также следует отметить, что при испытании образцов с диффузионными прослойками регистрируются сигналы со значением медианной частоты более 200 кГц, в то время как для бездефектных образцов сигналы с такими значениями параметров не регистрируются.

Еще одним информативным параметром, позволяющим выявить различия в АЭ-данных, полученных для дефектных и бездефектных образцов, является энтропия спектра E :

$$E = - \sum_{f=f_n}^{f_n} PSD(f) \log_2 [PSD(f)], \quad (2)$$

где $PSD(f)$ — спектральная плотность мощности.

Спектры АЭ-сигналов, полученные при испытании бездефектных образцов, являются узкополосными, при наличии диффузионных прослоек значительная доля сигналов АЭ приобретает более широкополосный спектр, при подобной трансформации энтропия спектров увеличивается.

На рис. 14 показаны распределения спектральной энтропии для сигналов АЭ, полученных при испытании бездефектных образцов (рис. 14а) и при испытании образцов с диффузионными прослойками различной толщины (рис. 14б). Как видно из рисунка, распределение спектральной энтропии, соответствующее бездефектному образцу и образцу с диффузионными прослой-

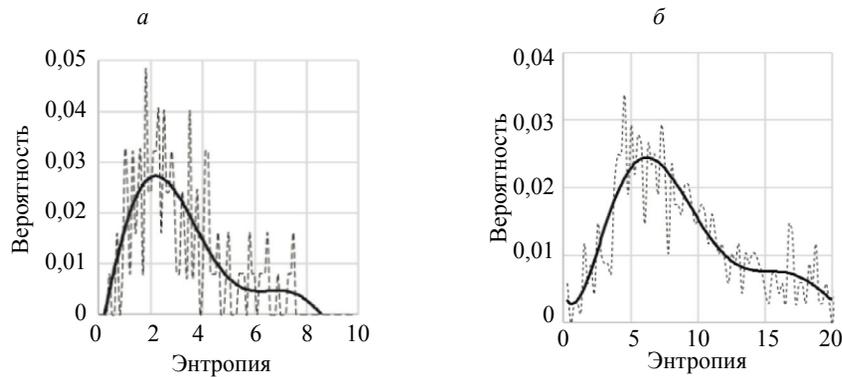


Рис. 14. Распределение энтропии спектра, полученной для данных испытаний бездефектных образцов (а); образцов с диффузионными прослойками (б).

ками, существенно различаются: среднее значение и значение дисперсии спектральной энтропии оказались выше для данных, соответствующих испытанию образцов с диффузионными прослойками, чем для бездефектных образцов.

На основании результатов анализа параметров потока АЭ-данных — АЭ-активности и значений амплитуд импульсов АЭ, а также на основании результатов спектрального анализа сигналов АЭ, можно определить перечень дескриптивных АЭ-параметров, по значениям которых можно определить наличие диффузионных прослоек в разнородных сварных соединениях. Поскольку наличие диффузионных прослоек можно выявить по локальному повышению АЭ-активности и значений амплитуд импульсов АЭ при напряжении 290—310 МПа, информативными с точки зрения идентификации наличия диффузионных прослоек являются параметры, построенные как отношение локальных значений АЭ-параметров при напряжении в области 300 МПа и средних значений в области упругой деформации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате анализа данных было установлено, что для корректной интерпретации данных следует проводить анализ АЭ-параметров (АЭ-активности и значений амплитуд импульсов АЭ) в зависимости от значения механического напряжения. При таком способе представления информации выявляются особенности данных АЭ, связанные с наличием диффузионных прослоек в структуре разнородного сварного соединения. Установлено, что наличие диффузионных прослоек проявляется локальным возрастанием АЭ-активности и значений амплитуд импульсов АЭ при напряжении порядка 300 МПа, соответствующем пределу прочности ферритной фазы.

Для образцов, прошедших длительную термообработку (выдержка при 650°C в течение 25 ч), с толщиной ферритной прослойки порядка 600 мкм, на участке деформационного упрочнения регистрируются более низкие значения активности АЭ, чем для образцов с меньшими толщинами прослоек, а значения амплитуд импульсов АЭ оказываются на 10—15 дБ выше, чем в предыдущих случаях. Подобное изменение характера данных АЭ можно объяснить структурными изменениями в стали 20 при длительной высокотемпературной выдержке. После такой термообработки сталь 20 стала более пластичной, что подтверждается большими значениями предельной равномерной деформации и деформации до разрушения сварного образца, за счет чего произошло снижение уровня АЭ-активности. Также в результате длительной термообработки произошло увеличение среднего размера зерна феррита в структуре основного металла, что привело к росту амплитуд импульсов АЭ.

Рост АЭ-активности и уровня амплитуд импульсов АЭ при напряжении, близком к пределу прочности ферритной фазы, для образцов, прошедших длительную термообработку, выражен не так явно, как для образцов с диффузионными прослойками меньшей толщины. Предположительно, это может быть связано со снижением эффекта контактного упрочнения мягкой прослойки из-за увеличения ширины ферритной прослойки в образцах после длительной термической обработки.

На основании анализа АЭ-сигналов было установлено, что наличие диффузионных прослоек в структуре разнородных сварных соединений может быть также выявлено по спектральным признакам: значению медианной частоты и спектральной энтропии. Спектральные параметры на выборках образцов с дефектами характеризуются большими значениями по сравнению с бездефектными образцами.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00657, <https://rscf.ru/project/23-29-00657/>

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Khodakov V.D., Khodakov D.V.* Structure and mechanism of formation of dissimilar welded joints in nuclear power plant made of austenitic and pearlitic steels // *Welding International*. 2016. V. 30. No. 12. P. 935—940.
2. *Goncharov A.L., Marchenkov A.Yu., Terentyev E.V., Zhmurko I.E., Sliva A.P.* Study of structural non-homogeneity impact on mechanical properties of dissimilar weld joints of carbon steel 20 and corrosion-resistant austenitic 12Kh18N10T steel // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019. V. 681. No. 012016.
3. *Berezovsky A.V., Votina E.B., Smolentsev A.S.* The technology of arc welding of dissimilar steels // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2023. Is. 5. P. 31—38. DOI: 10.17804/2410-9908.2023.5.031-038
4. *Гальцов И.А., Лукин К.И.* Проблематика и методы оптимизации сварки плакированной стали // *Научный альманах*. 2020. № 10-2 (72). С. 56—61.
5. *Шморгун В.Г., Слаутин О.В., Евстропов Д.А., Таубе А.О.* Диффузионные процессы на межслойной границе сваренного взрывом трехслойного композита системы CU-TI // *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2014. № 4. С. 36—39.
6. *Шморгун В.Г., Богданов А.И., Кулевич В.П., Разуваев М.А., Камалов Э.Р.* Диффузионные процессы в биметалле титан-сплав X20H80 // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2023. № 2 (273). С. 7—11.
7. *Гадалов В.Н., Скрипкина Е.В., Беседин А.Г., Гвоздев А.Е., Кутепов С.Н., Пантюхин О.В.* Диффузионные процессы и их физико-математическое описание при сварке порошковых материалов // *Известия ТулГУ. Технические науки*. 2018. Вып. 7.
8. *Озолин А.В., Бурый Т.А.* Исследование взаимодействия металлических связей систем SN-CU-CO и SN-CU-CO-W со стальными подложками // *Автоматизированное проектирование в машиностроении*. 2022. № 12. С. 21—24.
9. *Rathod D.W., Pandey S., Singh P.K., Prasad R.* Experimental analysis of dissimilar metal weld joint: Ferritic to austenitic stainless steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. V. 639. P. 259—268.
10. *Матюнин В.М., Гончаров А.Л., Марченков А.Ю., Жгут Д.А., Абусейф Н., Бободжанов А., Лукин В.П.* Контроль механических свойств разнородных сварных соединений сталей разных структурных классов // *Сварочное производство*. 2020. № 8. С. 7—12.
11. *Meysam Akbari, Mehdi Ahmadi.* The application of acoustic emission technique to plastic deformation of low carbon steel // *Physics Procedia*. 2010. V. 3. Is. 1. P. 795—801. ISSN 1875-3892. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2010.01.102>
12. *Higgins Frank P., Carpenter Steve H.* Sources of acoustic emission generated during the tensile deformation of pure iron // *Acta Metallurgica*. 1978. V. 26. Is. 1. P. 133—139. ISSN 0001-6160. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(78\)90209-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90209-2)
13. *Morrish Allan H.* The Physical Principles of Magnetism. The Institute of Electrical and Electronics Engineers, Inc. 2001. 680 p.
14. *Lord Arthur E.* 6 — Acoustic Emission. Editor: Warren P. Mason, R.N. Thurston. *Physical Acoustics*. Academic Press, 1975. V. 11. P. 289—353. ISSN 0893-388X. ISBN 9780124779112. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-477911-2.50011-9>
15. *Heiple C.R., Carpenter S.H.* Acoustic emission produced by deformation of metals and alloys. Part II // *Journal of Acoustic Emission*. 1987. V. 6. № 4. P. 215—237. ISSN: 0730-0500/87/06215-237
16. *Бакиш О.А., Шрон П.З.* Прочность при статическом растяжении сварных соединений с мягкой прослойкой // *Сварочное производство*. 1962. № 5. С. 6—10.
17. *Vinogradov A., Yasnikov I.S., Merson D.L.* Phenomenological approach towards modelling the acoustic emission due to plastic deformation in metals // *Scripta Materialia*. 2019. V. 170.

REFERENCES

1. *Khodakov V.D., Khodakov D.V.* Structure and mechanism of formation of dissimilar welded joints in nuclear power plant made of austenitic and pearlitic steels // *Welding International*. 2016. V. 30. No. 12. P. 935—940.
2. *Goncharov A.L., Marchenkov A.Yu., Terentyev E.V., Zhmurko I.E., Sliva A.P.* Study of structural non-homogeneity impact on mechanical properties of dissimilar weld joints of carbon steel 20 and corrosion-resistant austenitic 12Kh18N10T steel // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019. V. 681. No. 012016.
3. *Berezovsky A.V., Votina E.B., Smolentsev A.S.* The technology of arc welding of dissimilar steels // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2023. Is. 5. P. 31—38.
4. *Galtsow I.A., Lukin K.I.* Problems and methods of optimization of clad steel welding // *Science Almanac*. 2020. No. 10—2 (72). P. 56—61. (In Russ.)

5. *Shmorgun V.G., Slautin O.V., Evstropov D.A., Taube O.A.* Diffusion Processes on Interlayer Boundary of Explosive-Welded-Ply Composite of System of Cu-Ti // Powder Metallurgy and Functional Coatings. 2014. No. 4. P. 36—39. (In Russ.)
6. *Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Kulevich V.P., Razuvaev M.A., Kamalov E.R.* Diffusion Processes In Titanium-Alloy Cr20Ni80 Bimetal // Izvestia Volgograd State Technical University. 2023. No. 2 (273). P. 7—11. (In Russ.)
7. *Gadalov V.N., Skripkina E.V., Besedin A.G., Gvozdev A.E., Kutepov S.N., Pantjuhin O.V.* Diffusion Processes And Their Physical And Mathematical Description At Welding Of Powder Materials // Izvestiya Tula State University. Technical sciences. 2018. No. 7. P. 65—77. (In Russ.)
8. *Ozolin A.V., Burym T.A.* Investigation Of The Interaction Of Metall Matrices Of The Sn-Cu-Co And Sn-Cu-Co-W Systems With Steel Substrates // Computer-Aided Design In Mechanical Engineering. 2022. No. 12. P. 21—24. (In Russ.)
9. *Rathod D.W., Pandey S., Singh P.K., Prasad R.* Experimental analysis of dissimilar metal weld joint: Ferritic to austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 2015. V. 639. P. 259—268.
10. *Matyunin V.M., Goncharov A.L., Marchenkov A.Yu., Zhgut D.A., Abuseyf N., Bobodzhanov A., Lunin V.P.* The Mechanical Properties Control Of Dissimilar Steels Welded Joints From Different Structural Classes // Welding Production. 2020. No. 8. P. 7—12. (In Russ.)
11. *Meysam Akbari, Mehdi Ahmadi.* The application of acoustic emission technique to plastic deformation of low carbon steel // Physics Procedia. 2010. V. 3. Is. 1. P. 795—801.
12. *Higgins F., Carpenter S.* Sources of acoustic emission generated during the tensile deformation of pure iron // Acta Metallurgica. 1978. V. 26. Is. 1. P. 133—139.
13. *Morrish A.* The Physical Principles of Magnetism. The Institute of Electrical and Electronics Engineers, Inc. 2001. 680 p.
14. *Lord Arthur E.* 6 — Acoustic Emission. Physical Acoustics. Academic Press, 1975. V. 11. P. 289—353.
15. *Heiple C.R., Carpenter S.H.* Acoustic emission produced by deformation of metals and alloys Part II. Journal of Acoustic Emission. 1987. V. 6. No. 4. P. 215—237.
16. *Bakshi O.A., Shron R.Z.* Static tensile strength of welded joints with a soft interlayer // Welding Production. 1962. No. 5. P. 6—10.
17. *Vinogradov A., Yasnikov I.S., Merson D.L.* Phenomenological approach towards modelling the acoustic emission due to plastic deformation in metals // Scripta Materialia. 2019. V. 170.