

ТЕХНОЛОГИЯ МАШИНОСТРОЕНИЯ

УДК 621.791.05:620.179

А.Н.Смирнов, С.В.Фольмер, Н.В.Абабков

ЛОКАЛЬНЫЕ ПОЛЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ, СПЕКТРАЛЬНО-АКУСТИЧЕСКИЙ МЕТОД ИХ ВЫЯВЛЕНИЯ И СИНЭРГЕТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЮ

*Вдруг голос из расселины раздался,
Который даже не как речь звучал.
Данте*

На различных этапах жизненного цикла сварных соединений в металле могут происходить, при определенных условиях, процессы зарождения и развития различных дефектов. Эксплуатационные повреждения сварных соединений обычно связаны с одновременным действием ряда факторов, которые в первом приближении могут быть выделены в три основные группы:

- наличие в изделии концентраторов напряжений;
- высокая степень напряженности стыка от действия рабочих, термических и остаточных напряжений;
- несоответствие свойств материала конструкции или металла отдельных зон сварного соединения требуемому уровню.

Образованию трещин в процессе эксплуатации могут способствовать зародышевые дефекты, возникшие при изготовлении изделия на заводе или при сварке в условиях монтажа. Ими могут быть шлаковые включения или поры и, что наиболее опасно, – микродефекты (микротрещины), возникающие на разных стадиях сварки. Кроме того, при длительной эксплуатации могут образовываться микротрещины в участках сварного соединения, имеющих пониженное сопротивление ползучести («мягких» прослойках).

В связи с вышеизложенным, особенно актуальной является задача выявления микроповреждений на стадии их зарождения в металле сварных соединений в процессе эксплуатации на различных этапах жизненного цикла с применением неразрушающего контроля.

В настоящее время оценить микроструктура, определить физико-механические характеристики можно лишь с применением разрушающих методов исследования

Среди множества неразрушающих физических методов контроля состояния сварных соединений одним из наиболее перспективных следует при-

знать акустический метод. Ранее установлено [1,2], что акустические параметры материалов зависят от их структурно-фазового состояния и величины, дальнодействующих полей внутренних напряжений.

В связи с вышеизложенным, цель настоящей работы заключалась в исследовании структурно-фазового состояния металла длительно-работающего поврежденного сварного соединения паропровода с оценкой дальнодействующих полей внутренних напряжений электронно-микроскопическим и спектрально-акустическим методами.

Исследовали поврежденное сварное соединение (рис.1) главного паропровода блока №7 Томь-Усинской ГРЭС, (сталь 12Х1МФ, Ø 325x43мм после наработки 298 тыс.ч при температуре 545 °C и давлении пара 140 кгс/см²).

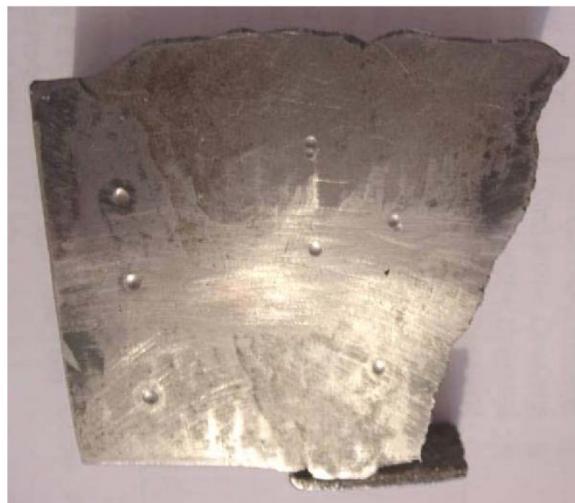


Рис. 1. Внешний вид фрагмента поврежденного сварного соединения паропровода

Кольцевая трещина расположена со стороны прямого участка трубы по зоне термического влияния. Протяженность трещины - 1/3 периметра сварного шва, максимальное раскрытие – 2 мм. Диаметр трубы со стороны трещины – 327,5 мм, толщина стенки – 42,5 мм. Диаметр трубы с противоположной стороны (гнутый участок трубо-

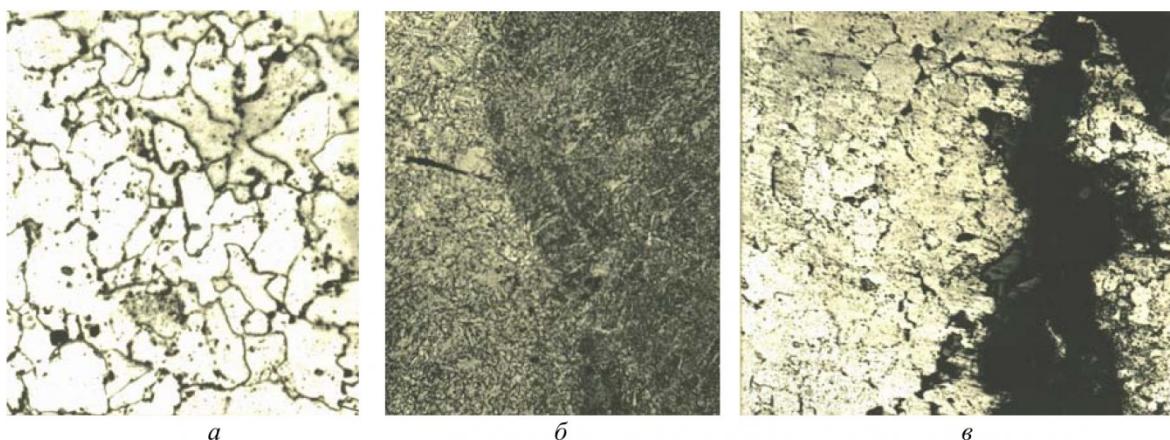


Рис. 2. Характер микроструктуры и растрескивания в зоне трещины.
а) - $\times 500$, микроструктура трубы; б) - $\times 100$, микроструктура металла шва и зоны перегрева; в) - $\times 500$, микроструктура металла вдоль фронта трещины

проводы - гиб) 327 мм, толщина стенки – 41,5 мм.

Микроструктура основного металла со стороны прямого участка - ферритно-карбидная. Карбиды в виде скоплений расположены преимущественно по границам зерен. На участках расплавившегося бейнита наблюдается повышенная травимость феррита и множество мелкодисперсных карбидов (рис. 2, а). Микроструктура металла шва феритно-бейнитная, ширина бейнитных оторочек составляет 20-25 микрон (рис. 2, б).

Трещина расположена в зоне термического влияния на расстоянии 3 – 5 мм от линии сплавления по зоне мелкого зерна. Фронт распространения трещины – от наружной поверхности. Вдоль фронта наблюдается большое количество микродефектов, расположенных в основном по границам зерен (рис. 2, в).

Ударная вязкость металла шва составляет 10,8 – 18,5 кгс·м/см². Вязкость со стороны прямого участка (трещины) изменяется от 15,6 до 24,4 кгс·м/см², а со стороны гиба от 11,0 до 14,2 кгс·м/см².

Микротвердость металла шва – Н 175 – 220, участки мелкого зерна и неполной перекристалли-

зации имели микротвердость Н 112 – 127, а основного металла – Н 140 – 160.

По характеру развития трещин и их расположению подобные повреждения классифицируются как разрушения по «мягкой» прослойке – зоне с пониженной жаропрочностью. В исследованном сварном соединении такими зонами являются участки неполной перекристаллизации. Известно [3], что «мягкая» прослойка является зоной с пониженным сопротивлением ползучести и в процессе длительной эксплуатации именно в этой зоне существует вероятность возникновения трещин.

Поврежденное сварное соединение было исследовано спектрально-акустическим методом с применением многофункциональной установки «АСТРОН», предназначенный для оценки физико-механических характеристик и напряженно-деформированного состояния материала ответственных элементов различных технических объектов [4, 5, 6]. В основу работы системы положен современный спектральный импульсный метод акустической структурометрии. В качестве датчика использовали оригинальный малобазовый релеевский преобразователь для оценки скорости

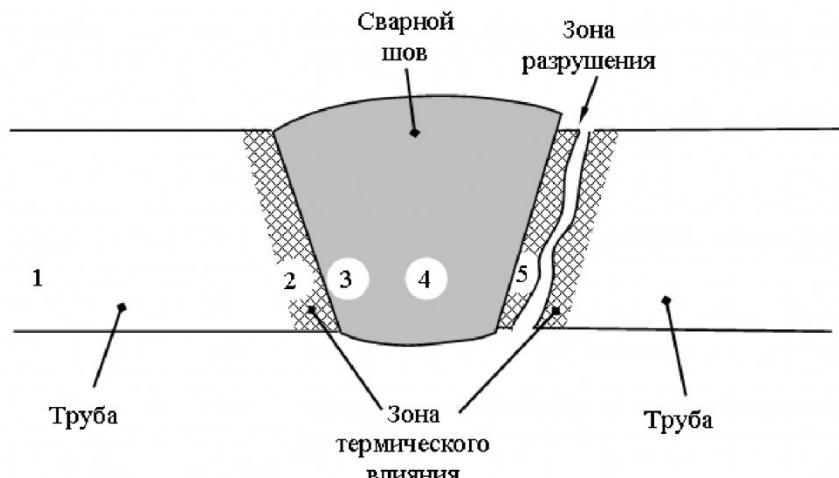


Рис.3. Схема сварного соединения паропровода (м.1-м.5 – места вырезки образцов для структурных исследований)

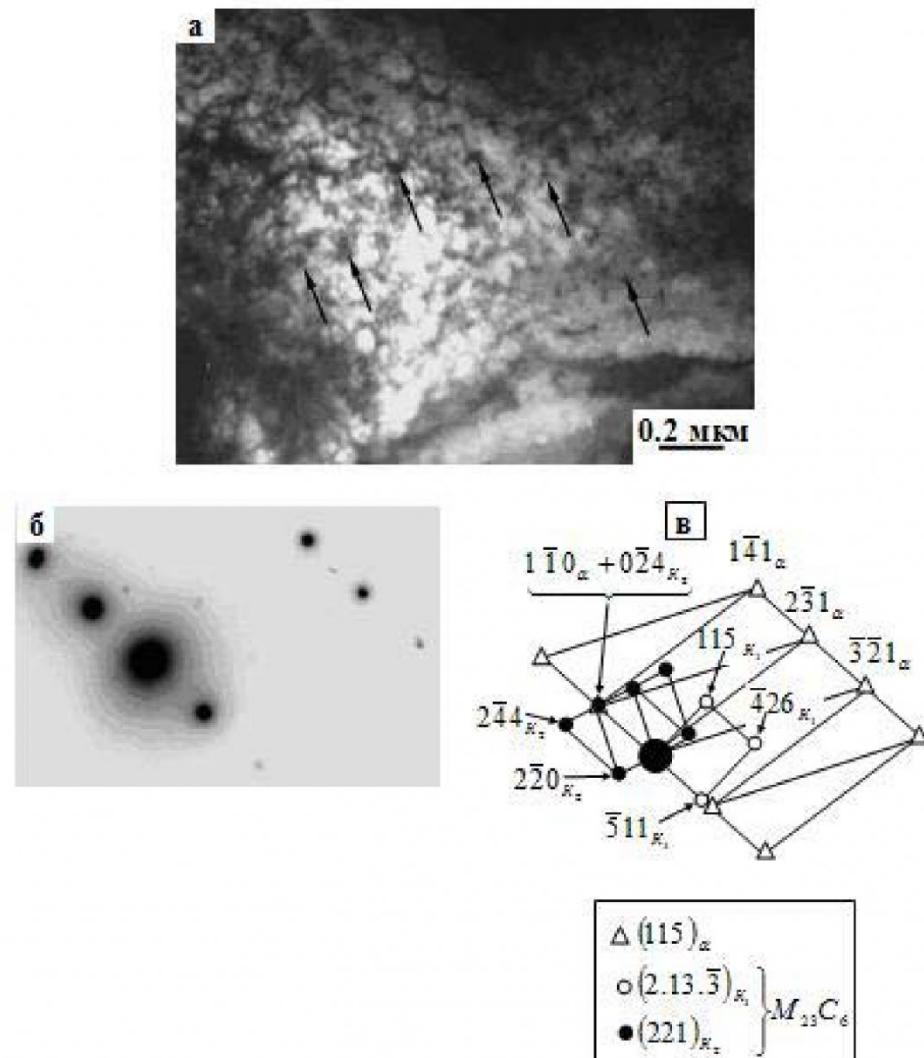


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 12Х1МФ. Основной металл (т. 1). Ферритное зерно, на дислокациях присутствуют частицы карбида $M_{23}C_6$:
а – светлопольное изображение; б – микродифракционная картина участка (а);
в – её индицированная схема

распространения импульсов релеевских волн с центральной частотой 5МГц, коррелирующей со степенью повреждаемости поверхностного слоя металла.

Измерение скорости и времени задержки поверхностных акустических волн (ПАВ) проводили в основном металле, зоне термического влияния сварки и в металле шва. Акустические характеристики регистрировали не менее чем в 12 точках. Электронно-микроскопические исследования проводили на 5 образцах с четкой фиксацией и изучением структурно-фазового состояния в местах измерения акустических характеристик.

Образцы были вырезаны как вблизи зоны разрушения, так и вдали от нее. Таким образом, все исследуемые образцы охватывали зону шва, зону термического влияния и области вдали как от зоны шва, так и от зоны термического влияния. Маркировка образцов: образец №1 – материал

основного металла (вдали от сварного шва); образец №2 – зона термического влияния (участок до-отпуска); образец №3 – зона термического влияния (участки, прилежащие к линии сплавления); образец №4 – центральная часть материала шва и образец №5 – участок на «берегу» трещины, расположенной со стороны трубы по зоне термического влияния (рис. 3).

Кроме стандартной световой микроскопии в настоящей работе использованы основные структурные методы исследования: 1) просвечивающая дифракционная электронная микроскопия на тонких фольгах (ПЭМ); 2) растровая электронная микроскопия (РЭМ) и 3) рентгеноструктурный анализ (PCA).

В эксперименте была использована следующая аппаратура: для метода ПЭМ – электронный микроскоп ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ и рабочем увеличении в колонне микро-

скопа 25000 крат; для метода РЭМ – электронный микроскоп Tesla BS-301 при рабочих увеличениях 200-2000 крат и для метода РСА – рентгеновский дифрактометр ДРОН-3 с использованием Cu-K_β рентгеновского излучения высокой интенсивности. Регистрация отражений осуществлялась с помощью пропорционального счетчика с записью на диаграммную ленту.

Методика приготовления образцов стали 12Х1МФ для каждого из методов подробно изложена в [7]. По совокупности всех примененных методов исследования определялись следующие параметры: размер зерна, тип и количество фаз, параметры кристаллической решетки, скалярная и избыточная плотность дислокаций, внутренние напряжения. Последние определялись несколькими методами: локальные – методом ПЭМ [8], ин-

тегральные – методом РСА [9].

Как показали проведенные исследования, независимо от места исследования основной фазовой составляющей (матрицей) стали 12Х1МФ является α -фаза.

Независимо от места исследования на образце она всегда составляет основную часть материала. Морфологически α -фаза в различных образцах в общем случае присутствует в виде: 1) ферритных зерен (наименее дефектная часть материала); 2) фрагментированного феррита; 3) дефектного феррита (участки материала с высокой плотностью дислокаций и большой кривизной-кручения кристаллической решетки) и 4) участков материала, содержащих микротрешины.

Ферритные зерна встречаются в материале в виде феррито-карбидной смеси, когда внутри

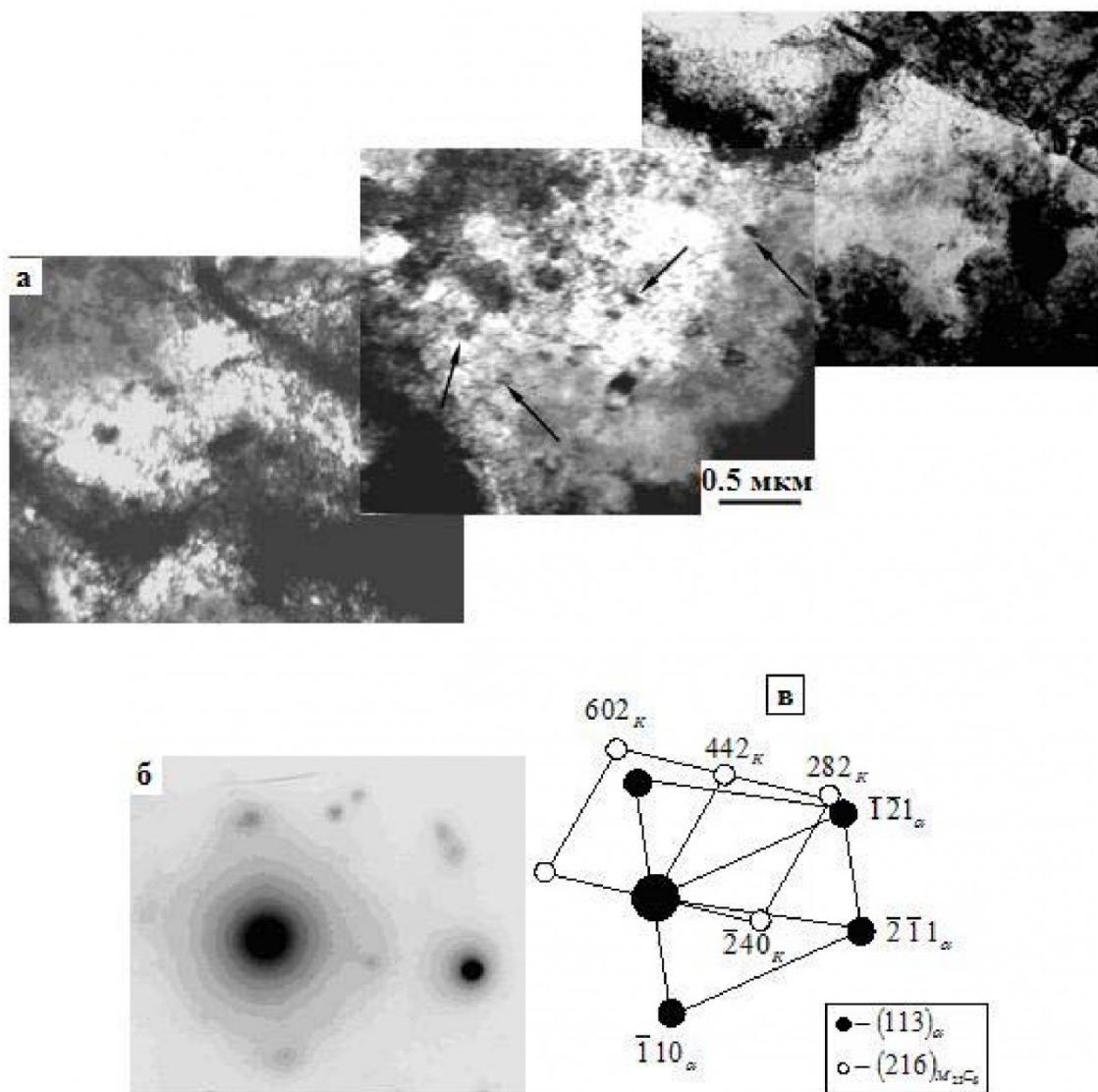


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 12Х1МФ. Основной металл (т.1). Ферритное зерно, присутствуют частицы карбида $M_{23}C_6$, не связанные с дислокациями: а – светлопольное изображение; б – микродифракционная картина участка (а); в – её индицированная схема

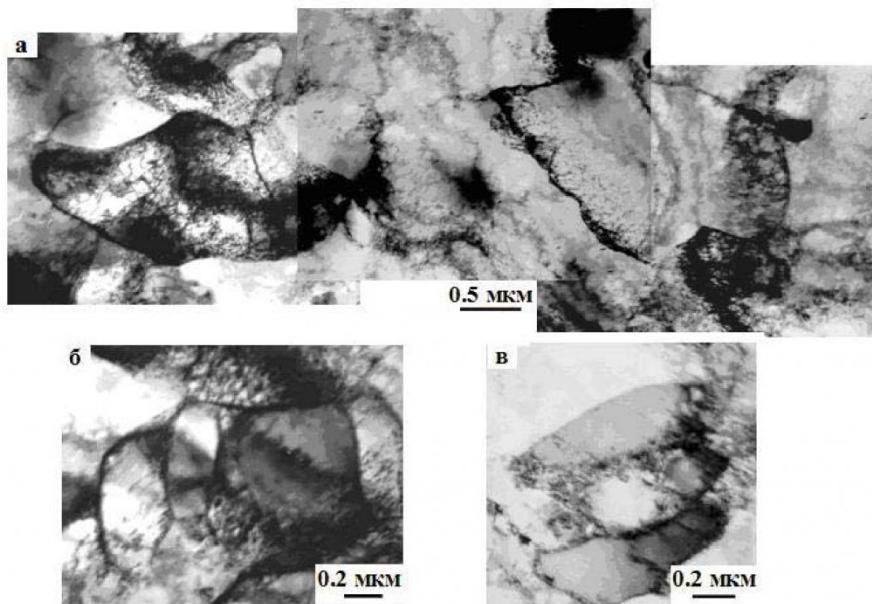


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 12Х1МФ.
Фрагментированный феррит: а – дислокационные фрагменты; б, в – бездислокационные фрагменты (а, б – т.3, в – т.5)

ферритных зерен присутствуют частицы карбида $M_{23}C_6$. Причем, в зависимости от места исследования на образце частицы карбида $M_{23}C_6$ в феррито-карбидной смеси располагаются различным образом. Во-первых, мелкие округлые частицы присутствуют на дислокациях (рис. 4). Микродифракционная картина (рис.4, б), полученная с участка рис.4, а, доказывает наличие этого карбива, т.к. кроме рефлексов α -фазы, относящихся к плоскости (115) α , присутствуют рефлексы карбида $M_{23}C_6$, образующие две плоскости: (221) и (2.13.3). Во-вторых, частицы $M_{23}C_6$, обладающие размером на порядок больше и также округлой либо вытянутой формой, присутствуют внутри ферритных зерен и не связаны с дислокациями (рис. 5).

Фрагментированный феррит является *второй морфологической составляющей* α -фазы, присутствующий во всех исследованных точках образца. Фрагменты могут быть изотропными и анизотропными. Кроме того, все фрагменты могут содержать внутри себя дислокационную структуру, а могут быть бездислокационными (рис. 6). Внутри фрагментированного феррита присутствуют частицы карбида $M_{23}C_6$: внутри дислокационных фрагментов в стыках дислокационных сегментов располагаются мелкие округлые частицы на границах фрагментов и в их стыках частицы значительно крупнее.

Дефектный феррит – это третья составляющая α -фазы. Участки материала, содержащие дефектный феррит, также присутствуют во всех исследованных точках образца.

Участки материала, содержащие микротрешины, являются четвертой составляющей α -фазы.

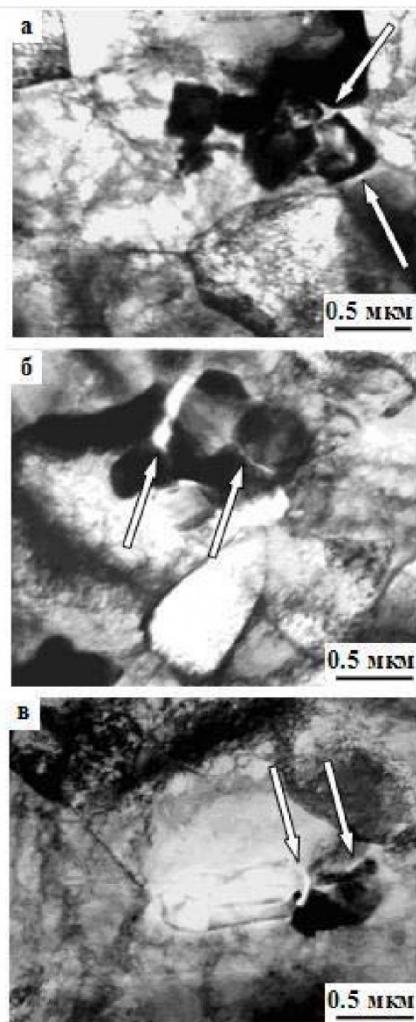


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 12Х1МФ.

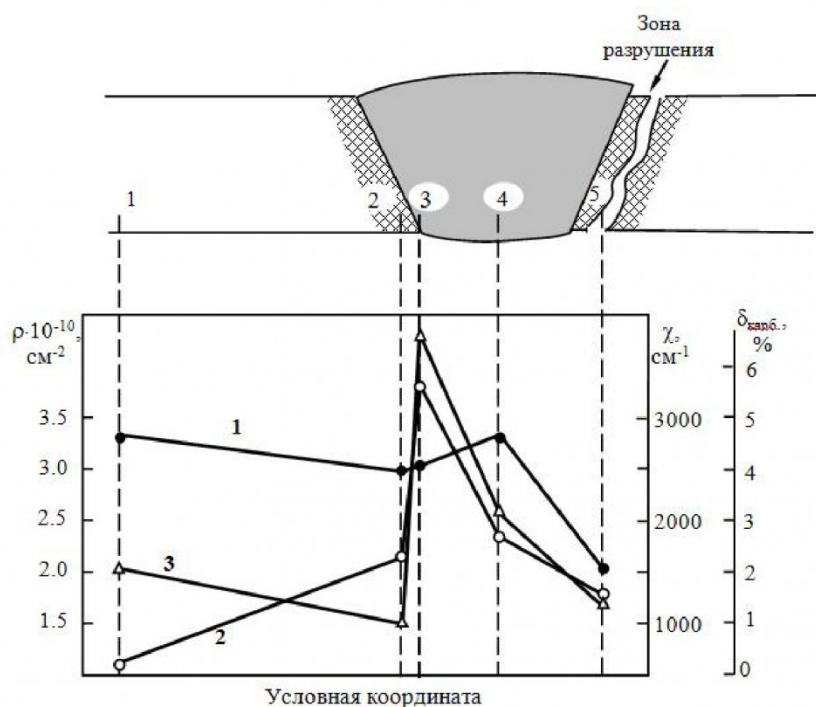


Рис. 8. Поведение средних количественных параметров структуры при перемещении по образцу от основного металла к зоне разрушения: 1 – скалярная плотность дислокаций ρ ; 2 – амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ ; 3 – объемная доля карбидов $\delta_{\text{карб.}}$.

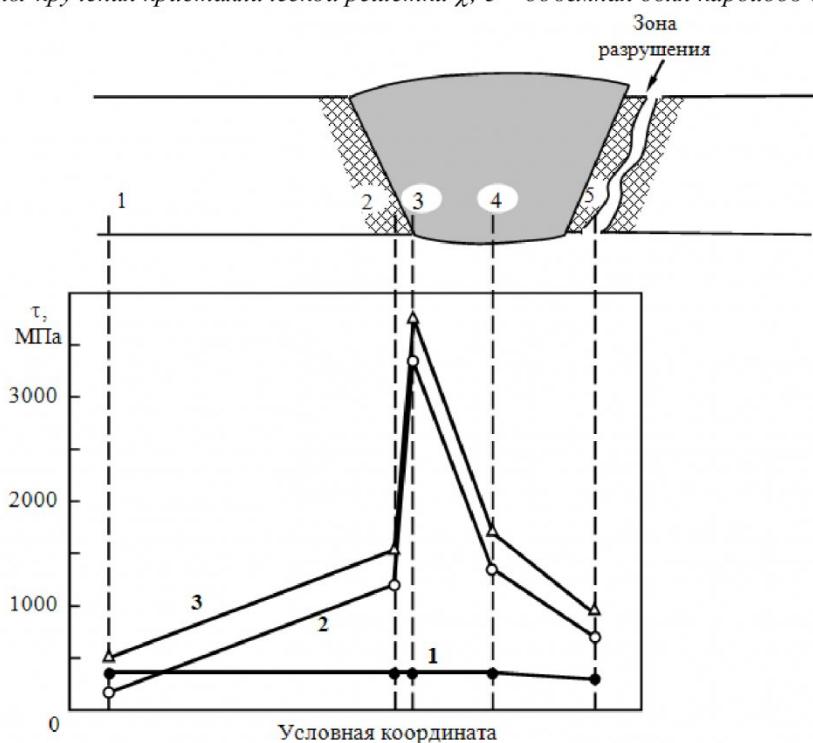


Рис. 9. Изменение средней амплитуды локальных напряжений при перемещении по образцу от основного металла к зоне разрушения: 1 – пластическая составляющая, 2 – упругая, 3 – суммарные напряжения

Такие участки были обнаружены нами только в образце №3, т.е. в зоне термического влияния сварки. Пример такого участка приведены на рис. 7 (участки материала, содержащие микротрешины, отмечены стрелками)

. Микротрешины образуются либо в местах

скопления крупных карбидов (рис. 7), либо в тех местах, где карбиды расположены цепочкой, и тогда трещины идут между карбидами. **Напряжения в таких местах не релаксированы**, на это указывает наличие тонких экстинкционных контуров, отходящих от краев трещин. Местами за-

рождения микротрещин могут являться и отдельно отстоящие упруго-напряженные крупные карбиды.

Обратим внимание, что наибольшие изменения происходят на участке образца между т.т. 2 и 3: убывает доля ненапряженной (спокойной) структуры и появляется новая структура – микротрещины. Структура, содержащая участки дефектной α -фазы и микротрещины, становится превалирующей, т.е. эти зоны становятся наиболее опасным.

В настоящей работе исследовали следующие параметры структуры: 1) скалярную плотность дислокаций ρ ; 2) амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки χ ; 3) амплитуду локальных напряжений τ ; 4) объемную долю карбидной фазы $\delta_{\text{карб}}$.

Изменение перечисленных средних параметров структуры при перемещении по образцу от основного металла к зоне разрушения представлены на рис. 8.

Как видно из рис. 8, величина скалярной плотности дислокаций (рис. 8, кр.1) в зоне основного металла и в зоне материала шва практически одинакова, а в зоне разрушения величина ρ в 1.6 раза меньше.

В настоящем исследовании амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки χ рассчитывали по ширине изгибающих экстинкционных контуров. Как показали проведенные исследования, в различных участках материала присутствуют различные источники изгибающих контуров. А именно, контуры могут простираться через все зерно от одной границы до другой, либо охватывать кольцом две соседние границы зерна. Источником контура может служить только одна граница зерна или фрагмента. В этом случае контур может замыкаться на эту же границу, а может уходить в глубь зерна. Источниками контуров являются также частицы карбидов, расположенные на границах и внутри зерен и фрагментов. Источниками контуров служат и микротрещины.

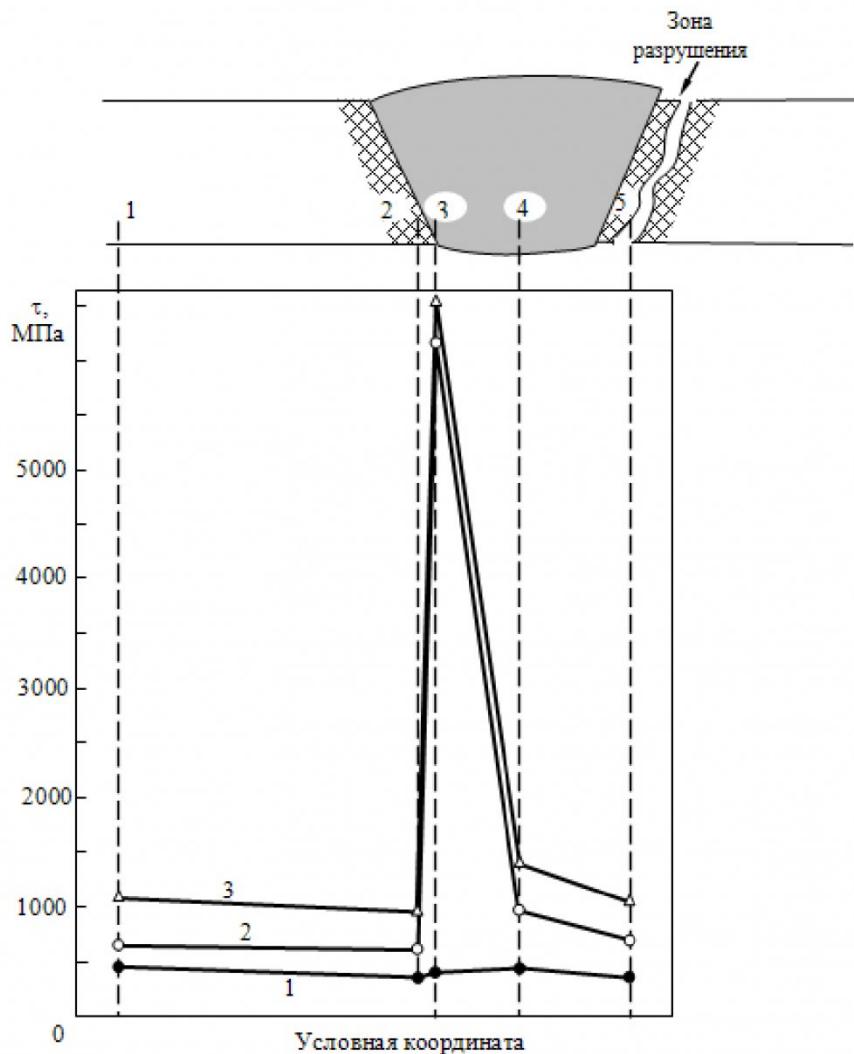


Рис. 10. Изменение амплитуды локальных напряжений в участках материала, содержащих дефектный феррит и микротрещины, при перемещении по образцу от основного металла к зоне разрушения:
1 – пластическая составляющая, 2 – упругая, 3 – суммарные напряжения

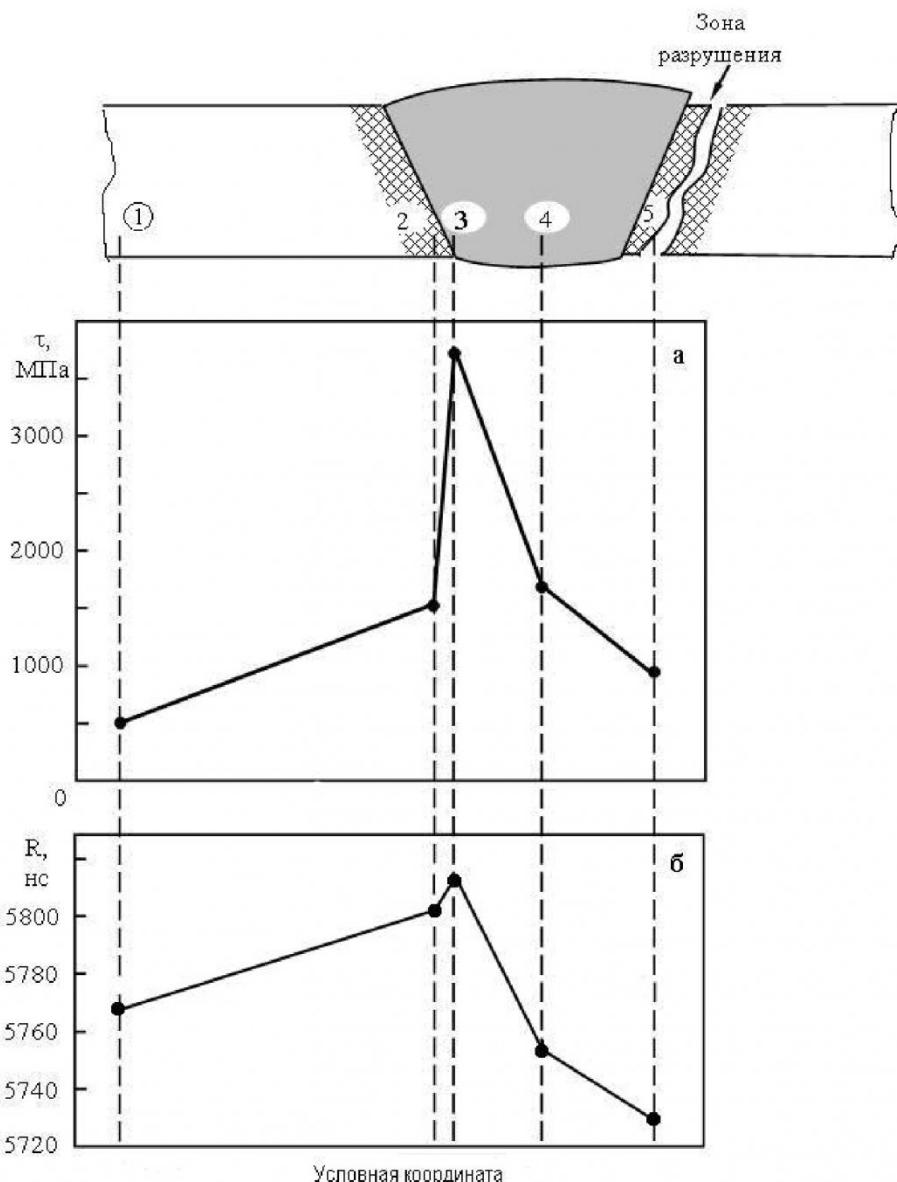


Рис. 11. Изменение средней амплитуды локальных напряжений (а) и задержки импульсов релеевских волн (б) при перемещении по образцу от основного металла к зоне разрушения

Были измерены размеры контуров от всех источников. Средняя амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ рассчитанная по средней ширине экстинкционных контуров, представлена на рис. 8, кр.2. Как видно из рисунка, величина χ имеет наименьшее значение в основном металле (т.1). В зоне термического влияния (т.2 и 5) она выше. Причем, если сравнить величину χ в т.2 (нет разрушения) с величиной χ в т.5 (зона разрушения), то оказывается, что в зоне разрушения значение χ в 1.6 раза меньше. В металле шва (т.4) амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки существенно выше, однако максимальное значение она имеет в зоне термического влияния (т.3).

Амплитуда локальных напряжений, рассчитанная по величине χ , при перемещении по образцу от основного металла к зоне разрушения об-

разца изменяется таким же образом, как и χ (рис. 9). Причем, необходимо отметить, что пластическая составляющая (рис. 9, кр.1) во всех точках образца одинакова и величина напряжений (рис. 9, кр.3) определяется величиной её упругой составляющей (рис. 9, кр.2).

Рис. 9 своим максимумом показывает пик внутренних напряжений, т.е. величину активной составляющей структуры материала, способствующей развитию микротрещин. Видно, что локальные внутренние напряжения значительно выше истинных разрушающих напряжений для этой стали (локальные напряжения более чем в 8-12 раз превосходят σ_B и поэтому сталь работает в опасных условиях). По нашим данным [7] длительная эксплуатация приводит к понижению σ_B до 440 - 400 МПа.

Большой интерес представляют количествен-

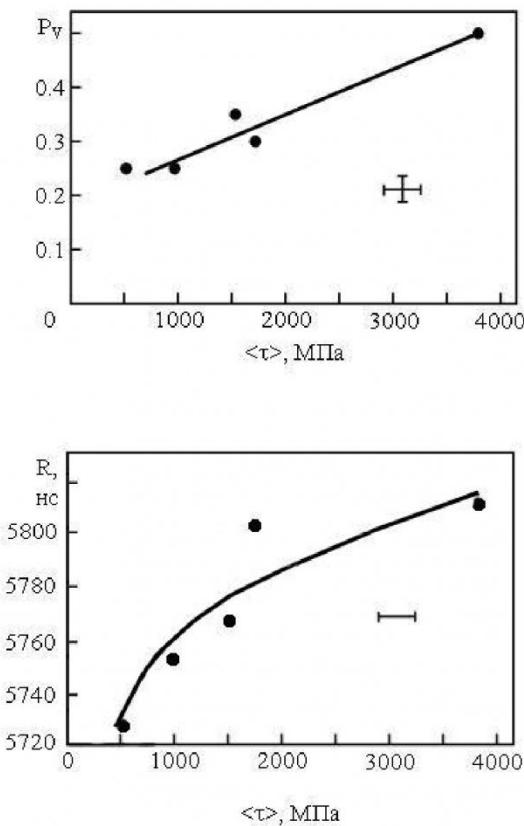


Рис. 12. Связь средних внутренних напряжений $\langle \tau \rangle$ с объемной доле структуры P_V , содержащей дефектную α -фазу и микротрецины (а), и задержкой импульсов релеевских волн (б)

ные оценки параметров структуры в участках материала, содержащих дефектный феррит и микротрецины. Обращает на себя внимание тот факт, что, во-первых, ход всех кривых подобен средним по материалу (рис. 10).

Во-вторых, по величине все параметры структуры существенно больше, средних по материалу. Если при этом учесть, что доля данной морфологической составляющей при перемещении по образцу возрастает, а в зоне термического влияния сварки (т.3) оказывается превалирующей, то становится понятно, что определять поведение средних по образцу параметров структуры (как по величине, так и по поведению) будет именно эта морфологическая составляющая.

Наличие микротрецин приводит к локализации внутренних напряжений и, естественно, к росту их величины. Напротив, высокие поля напряжений зарождают микротрецины и т.д. Налицо ясная картина разрушения, которое может быть как пластичным, так и хрупким. Таким образом, как следует из вышеизложенного, участок образца между т.т.2 и 3 является **участком концентрации напряжений**.

В настоящей работе были сопоставлены результаты, полученные методом электронной микроскопии, и спектрально-акустическим методом.

Еще раз подчеркнем, что исследования, выполненные спектрально-акустическим и электронно-микроскопическими методами были про-

ведены на одном и том же образце и в одних и тех же участках разрушенного сварного соединения паропровода из стали 12Х1МФ. Величина времени задержки ПАВ измеренная в основном металле, зоне термического влияния и металле шва изменялась в диапазоне до 80 нс.

Из рис. 11 видно, что максимальное время задержки ПАВ наблюдалось на участке образца между т.т.2 и 3 (в зоне термического влияния сварки), здесь зафиксирована максимальная амплитуда локальных полей внутренних напряжений, в этой зоне - максимальна объемная доля карбидной фазы $\delta_{\text{карб}}$.

Рост средних локальных полей внутренних напряжений (рис. 12) приводит к увеличению объемной доли опасной для разрушения структуры материала (участков дефектной α -фазы и микротрецин). С другой стороны, рост внутренних напряжений приводит к увеличению времени задержки ПАВ (рис. 12), что вызывается ослаблением ультразвуковых колебаний на источниках полей внутренних напряжений, к которым мы относим границы зерен и фрагментов, частицы карбидов на границах и внутри зерен и фрагментов, микротрецины.

Направления дальнейших исследований

Актуальнейшей задачей современного материаловедения является разработка и внедрение

новых «умных» (самособирающихся) самовосстанавливающихся материалов для различных отраслей промышленности.

Особенно актуально создание таких материалов для энергетики. В основном металле и сварных соединениях металла энергооборудования, работающего в сложных напряженных условиях (при высоких температурах и давлениях) происходят сложные физико-химические процессы, связанные с эволюцией микроструктуры на различных этапах их жизненного цикла.

При синергетическом подходе к сварочным процессам с применением нанотехнологий возможно уже в недалеком будущем получение самовосстанавливающих структур в основном металле и в сварных соединениях, **то есть тех структур, в которых будет происходить самозалечивание микродефектов в процессе эксплуатации с информированием специалистов о протекающих процессах различными методами НК, преимущественно, акустическими.** Данные положения подтверждены достижениями российских ученых.

Так, например, в ФТИ РАН предложена основополагающая идея **синергетики о том, что иерархия структур в физических системах подобна иерархии структур в биосистемах.**

Показано, что для совершенствования парадигмы управления свойствами гетерогенных материалов необходимо вводить в сплавы интеллектуальные фазы.

Исследования по оптимизации структуры наносистем в условиях самоорганизации привели к установлению синергетического резонансного принципа, позволяющего управлять межкристаллическими границами материалов (ИПТМ РАН, г. Черноголовка)

Фактически, резонансный принцип позволяет устанавливать переход системы от одного диссипативного состояния к другому. Последовательность диссипативных состояний связи системы отвечает самоподобной связи между мерой устойчивости системы и двоичным кодом обратной связи. Алгоритм этой связи отвечает закону обобщенной золотой пропорции с введенным в него кодом обратной связи.

Знание алгоритма перехода от предыдущего диссипативного состояния системы к следующему является необходимым при разработке интеллектуальных материалов.

В г. Таганроге (ТГРТУ) создан новый класс сталей, названных ПНП-сталью, обладающих высокой трещиностойкостью, что обеспечивается способностью стали в процессе нагружения адаптироваться к росту трещин **путем возникновения локального диссипативного состояния в зоне трещины, инициированного гамма в альфа фазовым превращением. В результате распространения трещина «замораживается».**

Такое поведение стали под нагрузкой подобно поведению биосистем, способных мгновенно

адаптироваться к изменяющейся внешней среде.

Отмечена возможность создания на базе принципов синергетики «единой теории формирования и поведения различных конструкционных материалов на «жизненном» пути изделия.

Сделан анализ кинетики дефектообразования и самоорганизованной критичности при разрушении материалов различной природы (металлы, горные породы). **Показано, что кинетика накопления нанодефектов и микротрецин носит иерархический характер:** сначала образуются дефекты с наименьшей энергией, заполняющие первый уровень, затем из них начинают формироваться дефекты, заполняющие второй иерархический уровень, что приводит к снижению числа дефектов на первом уровне и т.д.

В результате возникают экспериментально наблюдаемые осцилляции концентрации дефектов на каждом уровне. Предложена модель.

Следовательно, развитие идей синергетики и практическое применение разрабатываемых материалов приведет к повышению безопасной эксплуатации потенциально-опасного оборудования, к снижению аварийности и травматизма и произведет переворот в развитии материаловедения и сварочного производства.

Выходы

1. Поврежденное сварное соединение по характеру развития магистральной трещины и ее расположению классифицируется как разрушения по «мягкой» прослойке – зоне с пониженной жаропрочностью. Данная прослойка является зоной с пониженным сопротивлением ползучести и в процессе длительной эксплуатации именно в этой зоне существует вероятность разрушения.

2. В микроструктуре сварного соединения α -фаза в общем случае присутствует в виде: 1) ферритных зерен (наименее дефектная часть материала); 2) фрагментированного феррита; 3) дефектного феррита и 4) участков материала, содержащих микротрецины.

3. Ферритные зерна встречаются в материале в виде феррито-карбидной смеси, когда внутри ферритных зерен присутствуют частицы карбида $M_{23}C_6$. Фрагментированный феррит (вторая морфологическая составляющая α -фазы) присутствует во всех исследованных зонах. Дефектный феррит – участки металла с высокой плотностью дислокаций и большой кривизной-кручения кристаллической решетки также присутствуют во всех исследованных точках образца. Участки материала, содержащие микротрецины были обнаружены нами только в зоне термического влияния сварки. Микротрецины образуются либо в местах скопления крупных карбидов, либо в тех местах, где карбиды расположены цепочкой.

4. Изменение средних параметров структуры при перемещении по образцу от основного метал-

ла к зоне разрушения происходит следующим образом: величина скалярной плотности дислокаций в зоне основного металла и в зоне металла шва практически одинакова, а в зоне разрушения уменьшается в 1.6 раза; амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ и объемная доля карбидов $\delta_{\text{карб}}$ - максимальны в зоне термического влияния (т. 3).

5. На берегах магистральной трещины (т. 5) напряжения релаксированы в отличие от зоны термического влияния (т. 3), где наблюдаются тонкие экстинкционные контуры, свидетельствующие о наличии локальных полей внутренних напряжений высокой амплитуды достигающих 3000 МПа и выше. Здесь средняя величина локальных полей внутренних напряжений превышает временное сопротивление разрыву у стали 12Х1МФ в 8 – 12 раз, что показывает высокую вероятность разрушения в этой зоне.

6. Спектрально-акустическим методом установлено, что максимальное время задержки ПАВ зафиксировано в зоне термического влияния свар-

ки (т. 3) и вызвано ослаблением ультразвуковых колебаний на источниках локальных дальнодействующих полей внутренних напряжений.

Таким образом, в настоящей работе показана принципиальная возможность выявления зон с высокими значениями локальных полей внутренних напряжений в сварных соединениях паропроводов, изготовленных из хромомолибденованных сталей акустическим методом. Считаем возможным (после дальнейших исследований) практическое применение спектрально-акустического метода неразрушающего контроля для выявления «мягких» прослоек в сварных соединениях теплоустойчивых сталей. Вышеописанная методология может применяться для оценки структуры и физико-механических свойств металла сварных соединений паропроводов. Акустические методы контроля и исследования сварных соединений могут найти широкое применение в промышленности и служить экспрессным методом оценки жаропрочности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алешин Н.П. Физические методы неразрушающего контроля сварных соединений: Учебное пособие. - М.: Машиностроение, 2006. – 368с.: ил.
2. Смирнов А.Н., Муравьев В.В., Хапонен Н.А. Акустический критерий предельного состояния длительно работающего металла технических устройств опасных производственных объектов // Контроль. Диагностика. – 2004. – №5. – С. 19-23.
3. Земзин В.Н., Шрон Р.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1978. – 367 с.: ил.
4. Ф.М. Митенков, А.Л. Углов, С.Н. Пичков, В.М. Попцов. О новом методе контроля повреждаемости материала оборудования ЯЭУ и аппаратно-программных средствах для ее реализации // Проблемы машиноведения и надежности машин, 1998, №3, С. 3-9.
5. Углов А.Л., Попцов В.М., Горбунов Н.М. Измерительно-вычислительный комплекс для индивидуального прогнозирования долговечности и остаточного ресурса высоконагруженных элементов судового оборудования. - В сб.: Тезисы докладов Всесоюзной научно - технической конференции "Проблемы технической диагностики в задачах обеспечения и повышения эксплуатационной надежности судовых технических средств. ВНТО им. акад. Л.Н. Крылова. Центральное правление. - Ленинград.: Судостроение, 1989, с.95-96.
6. Углов А.Л., Попцов В.М. Новая автоматизированная система неразрушающего контроля прочности и надежности элементов машин и конструкций. - Машиностроитель 1993, N11, с.2-4.
7. Смирнов А.Н., Козлов Э.В. Субструктура, внутренние поля напряжений и проблема разрушения паропроводов из стали 12Х1МФ. – Кемерово: Кузбассвязиздат, 2004. – 163с.
8. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск: Наука, 1990. – С.123-186.
9. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 479с.
10. Смирнов А.Н., Фольмер С.В. Применение волн Релея для контроля поверхностного слоя сварного шва и основного металла, выполненного из стали 16М // Контроль. Диагностика. Ресурс. – Кемерово, 2007. – С.221-226.

□ Авторы статьи:

Смирнов
Александр Николаевич
- докт. техн. наук,
проф.каф.технологии машинострое-
ния КузГТУ.
Тел. (384-2) 36-45-27

Фольмер
Сергей Владимирович
- старший преподаватель кафедры
технологии машиностроения,
аспирант, КузГТУ, т. (384-2) 36-90-
52, ssr-2gac@mail.ru

Абабков
Николай Викторович
- студент группы ТС-041, специаль-
ность 150202 «Оборудование и тех-
нология сварочного производства»
Тел. (384-2) 36-45-27