

УДК 548.4.001:621.791.052.08:620.179.16

ДИАГНОСТИКА ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ**Апасов Александр Михайлович,**доцент кафедры «Металлургия черных металлов» Юргинского
технологического института (филиала) Национального исследовательского
Томского политехнического университета, Россия, 652055, г. Юрга,
ул. Ленинградская, д. 26. E-mail: mchmyti@rambler.ru

Проведен анализ условий и выявлены причины зарождения дефектов, начиная с уровня кристаллической решетки и заканчивая формированием микротрещины на различных этапах процесса сварки, начиная от нагрева свариваемых кромок и заканчивая кристаллизацией металла сварного шва из аустенитной стали. С учетом математического моделирования установлена генетическая связь вакансий с дефектами более высокого структурного уровня и определены условия их дальнейшего развития вплоть до появления микротрещин. Выявлены дополнительные причины дефектообразования, уточнен механизм разрушения сварных соединений в процессе сварки, и рекомендован акустико-эмиссионный метод его диагностики. Получено аналитическое выражение, связывающее линейные размеры трещины, образующейся при сварке цилиндрических изделий из однородных металлов, с параметрами кристаллизации металла сварного соединения. На основе математического моделирования процесса кристаллизации металла при сварке и микроструктурного анализа установлено, что зарождение трещины начинается в корне сварного шва. При этом длина образующейся трещины тем больше, чем меньше ширина сварного шва, а также чем ниже температура околошовной зоны. С другой стороны, длина образующейся трещины тем меньше, чем шире зона формирования шва и выше температура околошовной зоны. При увеличении температуры подогрева свариваемых кромок длина трещины уменьшается. Для экспериментального исследования было использовано явление акустической эмиссии (АЭ). С целью определения энергетических параметров спектра АЭ при трещинообразовании в процессе сварки был применен многоканальный амплитудный анализатор, с помощью которого получены амплитудные распределения сигналов АЭ от различных составляющих процесса сварки и дефектообразования: производственных шумов, электромагнитных помех, движения сварочной головки, зажигания и горения сварочной дуги, плавления и кристаллизации металла шва, трещинообразования. Было установлено, что разделение сигналов АЭ от процессов плавления, кристаллизации и дефектообразования осуществляется по амплитудному признаку, а селекцию сигналов АЭ от источников зарождающихся трещин производят по числу импульсов АЭ в пределах каждого канала анализатора. Определены условия, не допускающие зарождение трещин.

Ключевые слова:

Металлы, железо, дефект, вакансия, графцентрированная кубическая решетка, объемно-центрированная кубическая решетка, теплоемкость, градиент температуры, свариваемые кромок, кристаллизация, пора, микротрещина, сигнал, акустическая эмиссия.

Введение

Несмотря на достигнутый высокий уровень развития технологий в области специального машиностроения, избежать аварий изделий, которые могут приводить к весьма серьезным последствиям, удается не всегда [1, 2]. Отказ в работе или разрушение сварных соединений, являющихся самым слабым звеном конструктивных элементов, практически неизбежно завершают функционирование любого изделия и могут привести к необратимым гуманитарным и экологическим последствиям. Поэтому очень важно уже на этапе *технологического процесса изготовления деталей и узлов* изделий обеспечить их *особое качество* в дальнейшем. Основные результаты, полученные при решении данной проблемы, были опубликованы в работах [3–5]. Тем не менее, существует определенная неясность в механизме окончательной трансформации пор в макроскопическую трещину, формирования свободных поверхностей и наступления этапа разрушения. Поэтому есть необходимость в дополнительном изучении процесса разрушения неразъемных соединений при сварке.

Известно, что особое качество может быть достигнуто только при обязательном условии соблюдения высокой степени физической однородности (полное отсутствие дефектов различного структурного уровня), химической однородности (максимальный уровень диспергирования химических элементов и их соединений по всему объему металла) и структурной однородности металлов и сплавов [6]. Это, в свою очередь, будет гарантировать реальным изделиям и конструкциям такие механические, физические, химические и другие свойства, информативные параметры которых будут максимально приближены к их теоретическим значениям.

В связи с этим особое качество изделий закладывается уже на атомном и наноуровне формирования структуры.

Следовательно, основной задачей, решаемой в данной работе, является исследование физической природы источников зарождения, формирования и развития трещин в процессе сварки, который можно подразделить на этапы: нагрев, плавление металла свариваемых кромок и кристаллизация расплавленного металла в канале сварки на примере аустенитных сталей.

Исследование процесса зарождения и формирования дефектных структур на нано-, микро- и мезоуровнях при сварке

Стали аустенитного класса имеют гранцентрированную кубическую решетку (ГЦК), которая является следствием перекрывания внешних валентных s -орбиталей, имеющих строго сферическую симметрию и отвечает наиболее плотному заполнению пространства атомами [7].

Группа O_h всех преобразований симметрии куба имеет восемь зеркально-поворотных преобразований S_6 и S_6^5 , а также шесть зеркально-поворотных преобразований $C_4\sigma_h$ и $C_4^3\sigma_h$ вокруг осей четвертого порядка [8]. При кубической плотной упаковке атомов отсутствуют дефекты в кристаллической решетке и реализуется идеальное отношение

$$c/a = \sqrt{8/3} = 1,6330,$$

где c – удвоенное расстояние между плотноупакованными плоскостями [9]; a – кратчайшее расстояние между соседними атомами в слое, равное металлическому диаметру.

На этапе **нагрева свариваемых кромок** при повышении температуры из-за увеличения амплитуды колебаний атомов происходит тепловое расширение, т. е. увеличение параметра кристаллической решетки. При низких температурах от 0 °К до температуры Дебая θ тепловое расширение происходит нелинейно. При высоких температурах, от температуры Дебая почти до температуры плавления, увеличение параметра решетки a , изменение длины l и объема V имеют для большинства металлов линейный характер (рис. 1) [10].

Амплитуда колебаний атомов до температуры θ пропорциональна T^3 , а выше θ соответствует уравнению

$$A = \sqrt{kT / Ed_{\text{мет}}},$$

где $d_{\text{мет}}$ – межатомное расстояние.

Увеличение параметра a , длины l и объема V металла свариваемых кромок с повышением температуры отвечает формулам:

$$a = a_0 T, \quad l = l_0 + (1 + \alpha T), \quad V = V_0 + (1 + \beta T),$$

где $\beta \approx 3\alpha$.

При приближении к температуре плавления параметр решетки продолжает возрастать линейно, а длина и объем металла увеличиваются ускоренно за счет повышения числа вакансий. Равновесная концентрация вакансий определяется выражением

$$C_v = 3[(\Delta l / l) - (\Delta a / a)].$$

Для чистых металлов равновесная концентрация вакансий повышается с возрастанием температуры и перед плавлением достигает 0,02–0,1 %.

Изменение теплоемкости металлов при низких температурах имеет нелинейный характер (рис. 2).

Основываясь на модели независимых гармонических колебаний атомов в кристаллической решетке, А. Эйнштейн получил следующую формулу для средней энергии осциллятора

$$\bar{E} = h\nu / (e^{h\nu/kT} - 1).$$

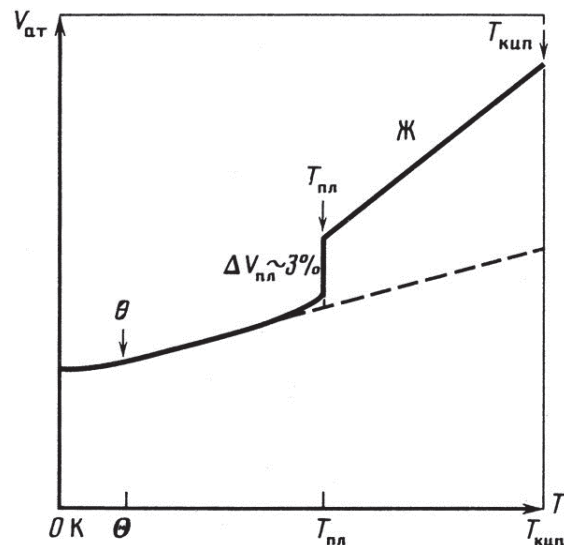


Рис. 1. Изменение объема металла при повышении температуры

Fig. 1. Change in metal volume at temperature rise

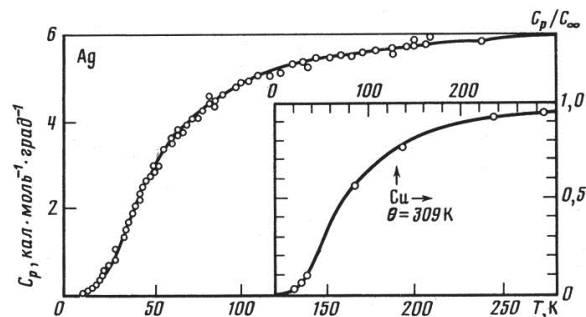


Рис. 2. Изменение теплоемкости металлов при повышении температуры

Fig. 2. Change in metal heat capacity at temperature rise

Формула характеризует возрастание теплоем-

кости C_v по экспоненте $e^{-\frac{h\nu}{kT}}$ в области низких температур (от 0 °К до θ_E) и асимптотическое приближение C_v к теоретическому значению $C_v = 3R \approx 6$ кал/моль·град (закон Дюлонга–Пти) в области высоких температур, когда $\bar{E} \approx kT$.

Более точное изменение теплоемкости описывает модель Дебая. По Дебаю, при низких температурах, когда происходит возбуждение длинноволновых акустических фононов,

$$C_v = 234Nk(T / \theta)^3.$$

Таким образом, теплоемкость возрастает пропорционально T^3 . При высоких температурах теплоемкость возрастает пропорционально E , приближаясь к теоретическому значению $3R$.

При **плавлении металла свариваемых кромок** межатомное расстояние почти не изменяется. Следовательно, можно считать, что приращение объема при плавлении происходит исключительно за счет повышения концентрации вакансий, т. е.

$\Delta C_{пл}^v \approx \Delta V_{пл}$. Температуру плавления можно считать критической температурой $T_{кр}$, при которой амплитуда колебаний и их энергия в решетке достигают критического значения, при котором начинается массовое «выскакивание» атомов из узлов и образование пар вакансия – внедренный атом.

Если известны энергии образования вакансий E_f^v и внедренного атома E_f^i , а также увеличение концентраций вакансий или электронных пар при плавлении $\Delta C_{пл}^v = \Delta V_{пл}$, то теплота плавления должна быть равна

$$\Delta H_{пл} = \Delta C_{пл} (E_f^v + E_f^i).$$

Для железа $\Delta V = 4,0\%$, $E_f^v = 1,14$ эв и $E_f^i = 2,5$ эв. Расчетное значение теплоты плавления железа $\Delta H_{пл}^p = 0,1456$ эв = 3,54 ккал/г-ат. Экспериментальное значение $\Delta H_{пл}^e = 3,63$ ккал/г-ат. Близость расчетных и экспериментальных значений теплоты плавления подтверждает правильность гипотезы о том, что увеличение объема при плавлении происходит в основном из-за образования вакансий, т. е. что $\Delta C_{пл}^v = \Delta V_{пл}$.

С переходом состояния жидкого металла от $T_{пл}$ до $T_{кип}$ объем возрастает почти линейно, причем несколько быстрее, чем в твердом состоянии [10]. Так как амплитуда тепловых колебаний атомов в жидком металле также должна линейно зависеть от температуры, возможное возрастание межатомного расстояния $d_{мет}$, или радиуса первой координационной сферы в упорядоченной жидкости, можно считать экстраполяцией теплового расширения решетки и возрастания $d_{мет}$ в твердом состоянии (рис. 1). Если известен объем жидкого металла при $T_{пл}$ и $T_{кип}$, то можно определить повышение средней равновесной концентрации вакансий при нагреве жидкого металла до $T_{кип}$.

Оценим размеры кластера, образующегося при плавлении металлов. При этом предполагается, что увеличение концентрации вакансий при плавлении $\Delta C_{пл}^v = \Delta V_{пл}$. Изменение объема металлов при плавлении в среднем составляет 2–3 %. Из данных, представленных на рис. 3, следует, что концентрация вакансий $c = 2-3\%$ при их равномерном распределении достигается в кластере радиусом 3–4 координационные сферы, содержащем 40–55 атомов. Это соответствует минимальному радиусу кластера, равному двум металлическим диаметрам ($d_{мет}$).

Вакансии мигрируют из объема кластеров на периферию, образуя неупорядоченную жидкость с высокой концентрацией вакансий. Внутри кластеров сохраняется ближний порядок, отвечающий кристаллической структуре металла. Следовательно, после плавления металлы представляют собой двухкомпонентную жидкость, в которой около половины атомов находятся в кластерах с упорядоченной структурой, а остальной объем представляет неупорядоченную жидкость (рис. 3).

Правильность данной модели жидкого металла подтверждается резким (в 1,5–3 раза) увеличением электропроводности и таким же падением те-

плопроводности при плавлении оболочек неупорядоченной жидкости, окружающих сферически упорядоченные зоны, т. е. кластеры.

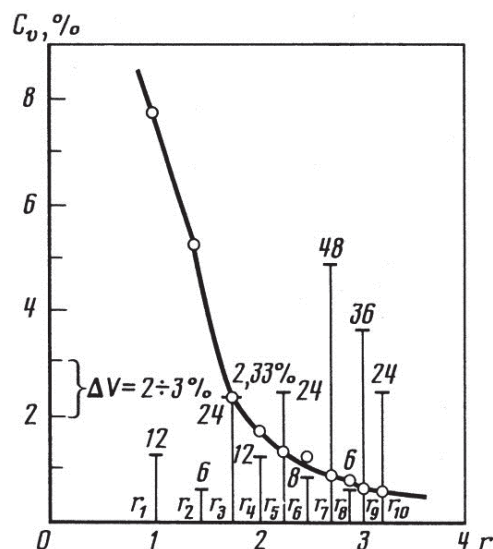


Рис. 3. Концентрация вакансий в кластере в зависимости от его радиуса

Fig. 3. Hole concentration in cluster depending on its radius

При $T_{пл}$ теплоемкость $C_p \rightarrow \infty$ из-за затрат энергии на образование пар вакансия – внедренный атом. Теплоемкость металла после плавления обычно меньше, хотя для ряда металлов $C_{p\pi} > C_{p\pi}$, чем перед плавлением. При дальнейшем повышении температуры теплоемкость большинства металлов понижается, а затем вновь возрастает. Сложный ход изменения теплоемкости можно связать с различным поглощением тепла кластерами и вакансионной жидкостью, доля которой возрастает с повышением температуры.

Исследованию структуры жидких металлов и сплавов посвящено большое число работ, в частности обобщенных в монографиях [11–15]. Поскольку кристаллическая структура металлов возникает вследствие множественного перекрытия валентных орбиталей и образования металлических связей, то следует ожидать, что после плавления атомы сохраняют в основном свое электронное строение, и перекрытие внешних валентных орбиталей приведет к определенному ближнему порядку расплава.

Железо имеет объемно-центрированную кубическую (ОЦК) высокотемпературную модификацию перед плавлением (δ -Fe). Она возникает при высоких температурах вследствие расщепления и перекрытия $3d^6$ оболочек. Поскольку дальнейшее возбуждение расщепленных $3d^6$ оболочек железа невозможно из-за больших затрат энергии на отрыв или коллективизацию электронов заполненных $3d^6$ оболочек ($\Delta E_{Fe} = J_{3d} - J_{4s} = 14,5$ эв), при плавлении железо должно сохранять ОЦК ближний порядок и только при сильном перегреве жидкости (на 150–200 °C) могут переходить в почти полностью неупорядоченную жидкость. Плавление

ние железа с сохранением ОЦК-структуры было предположено в работе [16]. Экспериментально по изменению плотности и других свойств авторами был обнаружен структурный переход в жидком железе при 1650–1700 °С, истолкованный как переход $\mathcal{H}_{\text{ОЦК}} \rightarrow \mathcal{H}_{\text{ГЦК}}$.

Исследования магнитной восприимчивости показали, что жидкое железо, переохлажденное в область устойчивости γ -Fe (910–1392 °С), всегда кристаллизуется не в ГЦК γ -фазу, а в ОЦК δ -фазу, переходящую в γ -фазу при дальнейшем охлаждении [17].

В процессе кристаллизации расплавленного металла свариваемых кромок кластеры, имеющие внутреннее кристаллическое строение и ближний порядок, в процессе кристаллизации выделяются из двухкомпонентной жидкости и выстраиваются в направлении, противоположном максимальному температурному градиенту [18]. Жидкость с высокой концентрацией вакансий, перемещаясь впереди обоих фронтов кристаллизации, вытесняется в центральную часть сварного шва. Вакансии, соединяясь между собой линейно или в плоскости, образуют поры и частично дислокации [19]. Большая же часть вакансий по Б.Я. Пинесу [20] распределена в объеме кристаллизующегося металла неравномерно. Их больше около поры и меньше вдали от поры. При этом концентрация вакансий вблизи поверхности поры и радиус поры связаны соотношением

$$\zeta_r = \zeta_0 + \alpha / r, \quad (1)$$

где $\alpha = (2\sigma/kT)(\Omega\zeta_0)$; ζ_r – концентрация вакансий у поверхности поры; ζ_0 – равновесная концентрация вакансий; r – радиус кривизны поры; σ – поверхностное натяжение; k – постоянная Больцмана; T – температура, К; Ω – атомный объем.

В состоянии равновесия в конденсированном теле распределение вакансий описывается согласно уравнению

$$N_B = N_0 \exp(-U_B / kT), \quad (2)$$

где N_B – количество вакантных узлов; N_0 – количество всех узлов; U_B – энергия образования вакансий.

Из уравнения (2) следует, что

$$\zeta_0 = N_B / N_0 = \exp(-U_B / kT),$$

где ζ_0 – равновесная концентрация вакансий.

Величина энергии образования вакансии может быть оценена с помощью простейшей модели, согласно которой энергия образования вакансии расходуется на создание ее поверхности, т. е.

$$U_B \cong 4\pi r_B^2 \sigma,$$

где σ – поверхностная энергия твердого (конденсированного) тела при температуре T_i (°К), дин/см; r_B – радиус вакансии, см.

Изменение радиуса пор со временем выражается уравнением

$$dr / d\tau = (D_B / r)(\Delta - \alpha / r), \quad (3)$$

где D_B – коэффициент диффузии вакансий; τ – время, сек; Δ – пересыщение концентрации вакансий;

$$\Delta r = \zeta_r - \zeta_0. \quad (4)$$

Из формул (1) и (4) следует, что пересыщение вакансий вблизи пор радиуса r_i равно

$$\Delta r_i = \frac{2\sigma}{r_i} \frac{\Omega}{kT} \zeta_0.$$

При каждом пересыщении есть такие поры, которые находятся в равновесии с вакансиями в кристаллической решетке и с течением времени не изменяют своих размеров, т. е. для них уравнение (3) имеет вид

$$dr / d\tau = 0. \quad (5)$$

Решая уравнение (3) при условии (5), находим радиус равновесных пор

$$r^* = \frac{2\sigma\Omega}{kT} \frac{\zeta_0}{\Delta}. \quad (6)$$

Из соотношения (6) следует, что при условии $r > r^*$ пора растет, при $r < r^*$ пора растворяется или поглощается более крупными порами, при $r = r^*$ пора находится в состоянии равновесия с концентрацией вакансий и не изменяет своих размеров. Другими словами, «...среднее пересыщение вакансиями не должно существенно сказываться на кинетике диффузионного зарастания пор в субмикронородных телах...» [21]. Следовательно, для протекания процесса коалесценции пор при кристаллизации металла необходима вполне определенная величина пересыщения вакансий [21].

Приведенные уравнения позволяют рассчитать процесс коалесценции пор и предвидеть направление изменения их размеров. Уравнения справедливы при отсутствии внешней нагрузки, так как она уменьшает коалесценцию.

В дальнейшем процесс слияния и увеличения размеров пор может быть следствием непосредственного движения пор при росте кристаллов в процессе кристаллизации. Схема такого перемещения показана на рис. 4.

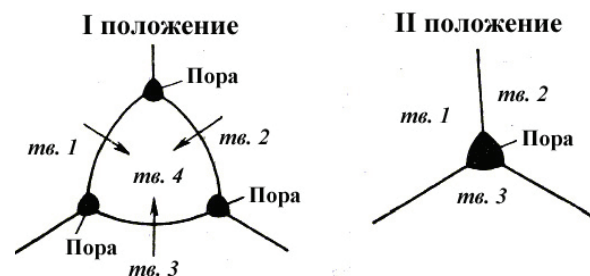


Рис. 4. Схема слияния (столкновения) пор, движущихся вместе с границами кристаллов

Fig. 4. Diagram of coalescence (collision) of pores moving with crystal boundaries

Анализ процесса разрушения сварного соединения на макроуровне

Одной из главных причин, снижающих технологическую прочность изделий, являются трещины, образующиеся при сварке.

В качестве адекватной модели трещинообразования рассмотрен процесс сварки реальных изделий, сварной шов которых формируется без присадочного материала только за счет расплавления металла свариваемых кромок и является поэтому однородным. В связи с этим представляют определенный интерес ответы на следующие вопросы:

1. Где и каким образом зарождаются трещины при сварке?
2. Как размеры образующейся трещины зависят от параметров кристаллизации металла сварного шва?
3. Каковы условия предотвращения трещин?

Для получения исчерпывающего ответа на поставленные вопросы рассмотрим (рис. 5) процессы сварки и кристаллизации металла сварного шва изделия из однородного металла с толщиной стенки δ с учетом интенсивного отвода тепла из околошовной зоны. Такая постановка задачи имеет наибольшую практическую ценность.

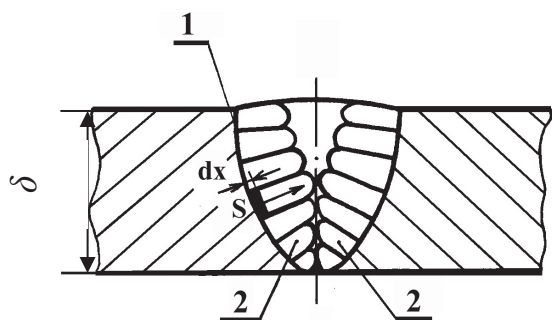


Рис. 5. Схема кристаллизации металла в поперечном сечении сварного шва: 1 – зона сплавления; 2 – столбчатый кристалл

Fig. 5. Scheme of metal crystallization in welded joint cross section: 1 – weld area; 2 – column crystal

В первый момент времени после начала сварки имеет место резкий температурный скачок: от температуры жидкого металла в зоне формирования шва до температуры охлажденных в результате теплоотвода кромок деталей [22]. По границе сплавления с основным металлом – 1 (рис. 5) группируются беспорядочно ориентированные в двухкомпонентной жидкости центры кристаллизации (кластеры, имеющие внутреннее кристаллическое строение и ближний порядок), образуя сплошной слой, из-за интенсивного охлаждения околошовной зоны. Эти центры начинают расти и продвигаться внутрь расплава металла с двух сторон сварного шва, образуя монокристаллы. Перед фронтом кристаллизации монокристаллов перемещается неупорядоченная жидкость с высокой концентрацией вакансий, которая вытесняется в центральную часть сварного шва. Вакансии сливаются в би-, три-, тетравакансии, образуют поры, сначала субмикроскопические, а затем и более крупные. Так как теплопроводность монокристаллов неодинакова по различным направлениям, то очевидно, что из всех центров, появившихся на границе сплавления, быстрее всего растут те кристаллы, у которых

направление наибольшей теплопроводности совпадает с максимальным температурным градиентом, т. е. перпендикулярно к границе сплавления. Эти кристаллы распространяются в расплав в виде столбцов. Получающаяся при этом картина схематически представлена на рис. 5. В зоне соприкосновения противоположно растущих столбчатых кристаллов – 2 (рис. 5) образуются неплотности в виде пор.

Так как концентрация вакансий обратно пропорциональна радиусу поры, то возникает направленный диффузионный поток вакансий от поверхности мелких к поверхности крупных пор, увеличивающий объем последних, поскольку свободная энергия системы убывает вследствие уменьшения поверхности пор при увеличении их размеров, а сама система переходит из возбужденного состояния в стационарное. Это положение подтверждается также В.И. Бетехтиным и А.Г. Кадомцевым в работе [23], где стоком для вакансий будут несплошности более крупного размера (под несплошностями авторы понимают поры и трещины). Следует напомнить, что согласно классификации дефектов [23], микротрещинами называют трещины, по длине равные поперечному размеру одного или нескольких зерен (10–100 мкм).

Согласно теории Ф. Макклиттока [24] и с учетом релаксации термоупругих напряжений при кристаллизации металла сварного соединения происходит дальнейший рост размеров пор и их последующее слияние в процессе перехода системы из возбужденного в стационарное состояние. Это приводит к постепенному формированию источников свободных поверхностей с образованием микротрещины, которая трансформируется в трещину. Она является впоследствии причиной разрушения сварного шва. Трещина зарождается и начинает подрастать в корне шва, постепенно распространяясь вдоль осевой линии поперечного сечения сварного соединения.

Установим математическую зависимость линейных размеров трещины от параметров процесса кристаллизации металла сварного шва.

Возьмем грань кристаллита с площадью s (рис. 5) на границе зоны сплавления, проведем ось x перпендикулярно к этой грани и обозначим через v скорость роста этой грани. В течение малого промежутка времени $d\tau$ на грани нарастает слой толщиной dx , причем

$$dx = v d\tau. \quad (7)$$

Обозначим через ρ теплоту кристаллизации, γ – плотность кристаллита. В течение промежутка времени $d\tau$ из жидкого состояния при температуре кристаллизации объем $dV = s \cdot dx$ или масса $dM = \gamma dV = \gamma s \cdot dx$ перейдут в твердое состояние.

С учетом формулы (7) вследствие такого перехода выделяется количество теплоты плавления и затвердевания, равное

$$dQ_1 = \rho dM = \rho \gamma s dx \quad (8)$$

или, исходя из соотношения (8), получим

$$dQ_1 = \rho\gamma s v d\tau. \quad (9)$$

При кристаллизации теплота отводится преимущественно от грани кристаллита через границу сплавления в основной металл. Если обозначим через λ коэффициент теплопроводности кристаллита в направлении, перпендикулярном к растущей грани, а через $\frac{dT}{dx}$ – температурный градиент, то согласно уравнению Фурье количество теплоты, отводимой вследствие теплопроводности, равно

$$dQ_2 = \lambda s \frac{dT}{dx} d\tau. \quad (10)$$

Так как необходимым условием кристаллизации со скоростью v является $dQ_1 = dQ_2$, то из (9) и (10) имеем

$$\rho\gamma s v d\tau = \lambda s \frac{dT}{dx} d\tau, \quad (11)$$

откуда, при соблюдении условия (11), следует

$$v = \frac{\lambda}{\rho\gamma} \frac{dT}{dx}. \quad (12)$$

При условии постоянства времени кристаллизации, равного $\tau = \tau_{кр}$, формулу (12) можно представить в виде (рис. 6)

$$v = \frac{x}{\tau} = \frac{x}{\tau_{кр}} = \frac{\lambda}{\rho\gamma} \frac{dT}{dx}. \quad (13)$$

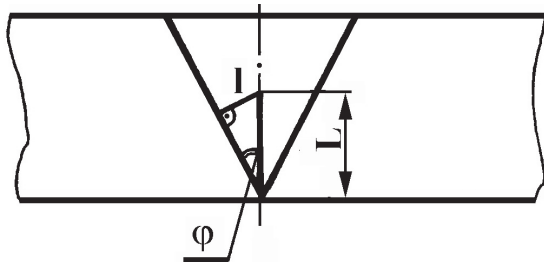


Рис. 6. Геометрическое представление поперечного сечения сварного шва: φ – угол наклона линии сплавления к осевой линии поперечного сечения сварного шва, град.; l – длина кристаллита, м; L – длина трещины, м

Fig. 6. Geometrical representation of welded joint cross section: φ is the work angle of a weld line to a center line of a welded joint cross section, deg.; l is the crystal length, m; L is the crack length, m

Из соотношения (13) следует, что

$$x \frac{dx}{\tau_{кр}} = \lambda \frac{dT}{\rho\gamma} \quad (14)$$

или с учетом формулы (14) имеем

$$\frac{1}{\tau_{кр}} \int_0^l x dx = \frac{\lambda}{\rho\gamma} \int_{T_0}^{T_{кр}} dT, \quad (15)$$

где l – длина кристаллита, м; T_0 – температура на границе сплавления с основным металлом, °С; $T_{кр}$ – температура кристаллизации, °С.

После интегрирования соотношения (15) получим:

$$\frac{l^2}{2\tau_{кр}} = \frac{\lambda(T_{кр} - T_0)}{\rho\gamma}.$$

Следовательно

$$l = \sqrt{\frac{2\lambda\tau_{кр}(T_{кр} - T_0)}{\rho\gamma}}. \quad (16)$$

Тогда линейный размер трещины с учетом формулы (16) определится следующим образом (рис. 6):

$$L = \frac{l}{\sin \varphi} = \frac{1}{\sin \varphi} \sqrt{\frac{2\lambda\tau_{кр}(T_{кр} - T_0)}{\rho\gamma}}, \quad (17)$$

где φ – угол наклона линии сплавления к осевой линии поперечного сечения сварного шва, град.

Из формулы (17) следует, что длина образующейся трещины

1) тем больше, чем меньше угол φ , т. е. чем меньше ширина сварного шва, а также чем ниже температура околошовной зоны T_0 ;

2) тем меньше, чем шире зона формирования шва и выше температура околошовной зоны T_0 . При увеличении температуры подогрева свариваемых кромок длина трещины уменьшается и при $T_0 = T_{кр}$ последняя отсутствует вообще.

Обсуждение результатов эксперимента, анализа сигналов акустической эмиссии от источников зарождения, формирования и развития трещин при сварке и микроструктуры в области трещинообразования

Процесс трещинообразования сварного соединения [25] в результате охлаждения околошовной зоны жидким азотом (с целью получения максимального значения градиента температур) при сварке характеризуется резким увеличением числа импульсов акустической эмиссии (АЭ) в 70–80 каналах амплитудного анализатора (рис. 7). Это свидетельствует об очень высокой энергетике процесса зарождения, развития и формирования трещин по сравнению с плавлением и кристаллизацией металла при сварке

Максимальное число импульсов АЭ $N=606$, амплитуда которых равна 356,24 мВ, приходится на 73 канал [25]. На рис. 8 представлено амплитудное распределение сигналов АЭ от процессов плавления и кристаллизации металла в канале сварки, характеризующих качественно сформированный сварной шов.

Наличие трещин в сварном шве подтверждено металлографическими исследованиями [25]. На рис. 9 и 10 представлены фотографии микроструктуры стали 08X18H10T с трещиной в корне сварного шва при различном увеличении, выполненные с экрана австрийского микроскопа фирмы «REICHERT», а на рис. 11 – фотография той же трещины, наблюдаемой в сканирующем растровом электронном микроскопе РЭМ-200.

Для того чтобы произвести селекцию сигналов АЭ при сварке от электромагнитных помех, шума от истечения защитного газа аргона из го-

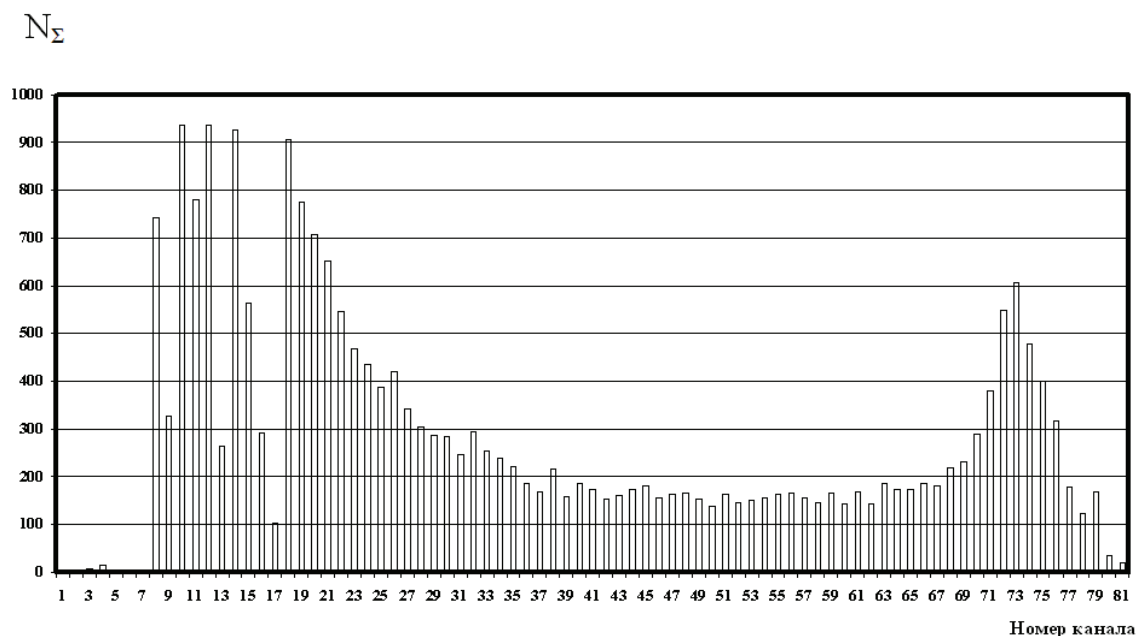


Рис. 7. Амплитудное распределение сигналов АЭ от трещинообразования при сварке в результате охлаждения околошовной зоны жидким азотом. Время цикла 55,5 с (2 об.). $L_{дат}=240$ мм, $I_{св}=40$ А

Fig. 7. Amplitude distribution of acoustic emission signals because of cracking when welding owing to cooling of weld adjacent zone with liquid nitrogen. Cycle time is 55,5 s (2 rev.). $L_{sens}=240$ mm, $I_{weld}=40$ A

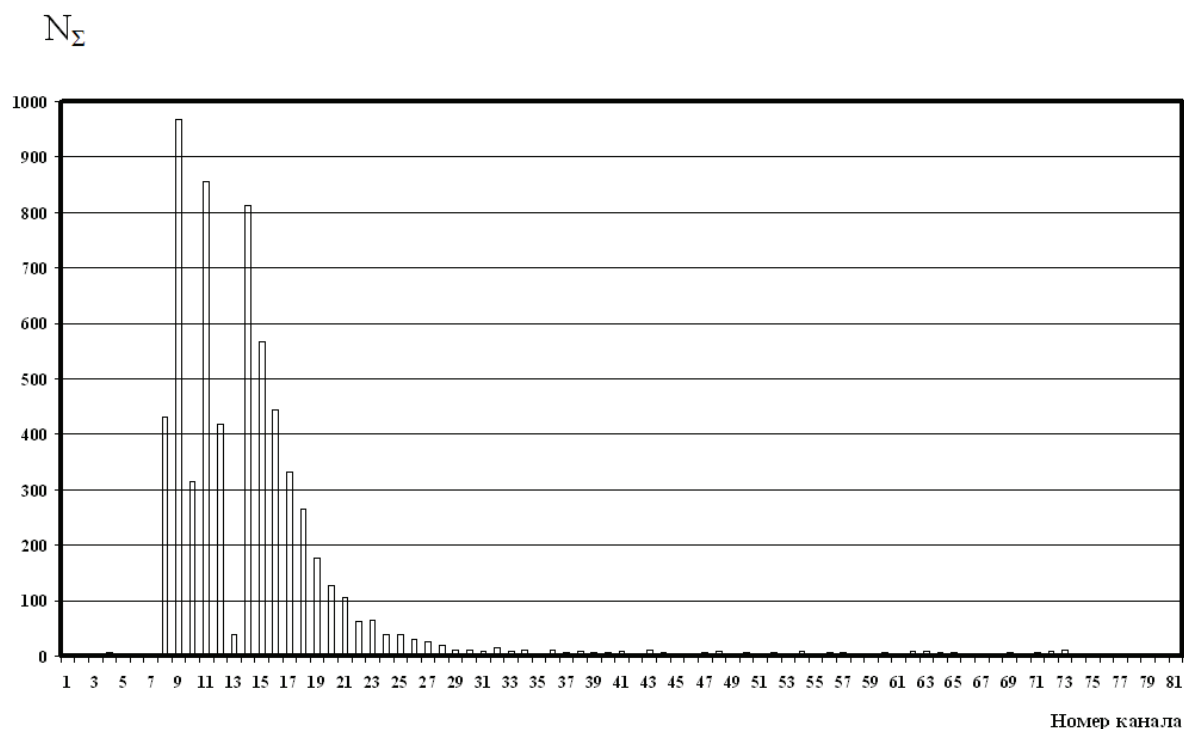


Рис. 8. Амплитудное распределение сигналов АЭ в зависимости от величины тока сварки $I_{св}$. Время цикла 55,5 с (2 об.). $L_{дат}=240$ мм, $I_{св}=46$ А

Fig. 8. Amplitude distribution of acoustic emission signals depending on welding current value I_{weld} . Cycle time is 55,5 s (2 rev.). $L_{sens}=240$ mm, $I_{weld}=46$ A

релки, шумов от механического движения сварочной головки, процессов плавления и кристаллизации металла шва, зарождения и развития трещин, параметры режима сварки были макси-

мально унифицированы: датчик АЭ устанавливался на расстоянии 240 мм от шва, время цикла составило 55,5 с (2 оборота сварочной головки ГНС-70М).

При этих равных условиях выяснилось, что разделение сигналов АЭ при сварке от сопровождающих помех, шумов, процессов плавления, кристаллизации и дефектообразования осуществляется по амплитудному признаку. Регистрация параметров сигналов АЭ на ИАС-4 проводилась в диапазоне частот от 0,1 до 1,0 МГц с порогом дискриминации на уровне собственных шумов аппаратуры. Скорость протяжки ленты соответствовала 2,5 м/с.

Следует отметить, что параллельно сигнал со входа измерителя акустических сигналов ИАС-4 поступал на анализатор спектра СК4–59, с экрана которого осуществлялась скоростная съёмка сигнала с помощью регистрирующей фотокамеры РФК-5 со скоростью 9 кадров в секунду [25]. Из проведенного анализа кинограмм видеоимпульсов следует, что наиболее вероятный диапазон частот сигналов АЭ от возникающих трещин лежит в интервале 400–700 кГц.

Решение поставленной задачи позволило в дальнейшем на основе полученных теоретических и опытных данных разработать метод [26], основанный на приеме и разделении суммарного сигнала акустической эмиссии (АЭ), несущего информацию о возникающих дефектах, на сигналы АЭ, характеризующие источники зарождающихся непроваров и трещин. На основе сформированных в реальном масштабе времени управляющих сигналов образующиеся в процессе сварки зоны непроваров через систему обратной связи дополнительно проплавляют, а источники уже зарождающейся трещины в процессе сварки уничтожают мощным импульсом излучения оптического квантового генератора.

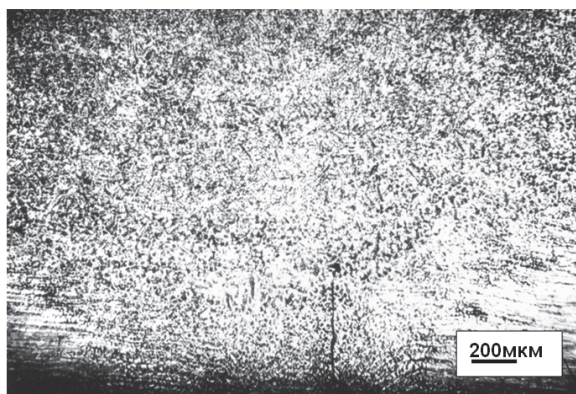


Рис. 9. Микроструктура стали 08X18H10T с трещиной в корне сварного шва

Fig. 9. Microstructure of 08X18H10T steel with a crack in welded joint root

Использование разработанной технологии позволит:

- оперативно проводить контроль качества сварных швов в процессе сварки в реальном масштабе времени;
- получать бездефектные сварные соединения.

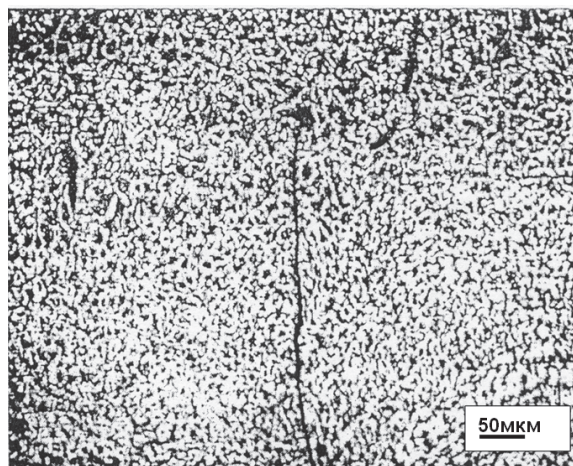


Рис. 10. Микроструктура стали 08X18H10T с трещиной в корне сварного шва

Fig. 10. Microstructure of 08X18H10T steel with a crack in welded joint root

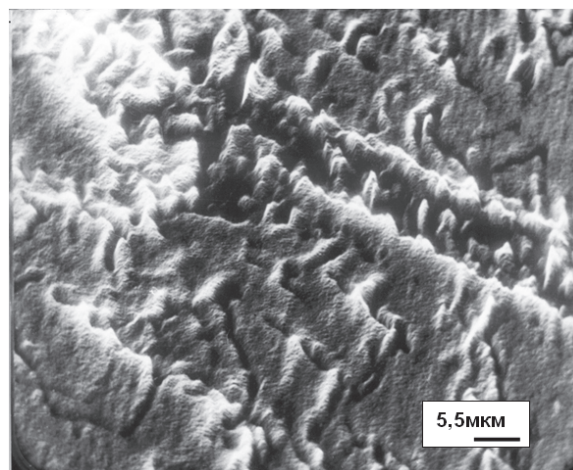


Рис. 11. Микроструктура стали 08X18H10T с трещиной в корне сварного шва: в режиме с модуляцией; микроскоп РЭМ-200

Fig. 11. Microstructure of 08X18H10T steel with a crack in welded joint root: in the mode with modulation; microscope REM-200

Выводы

Диагностика процесса зарождения, формирования и развития дефектов, проведенная от уровня кристаллической решетки вплоть до возникновения макротрещин на стадиях нагрева, плавления и кристаллизации металла шва

- 1) установила факт, что перед фронтом кристаллизации монокристаллов (столбчатых кристаллов) перемещается неупорядоченная жидкость с высокой концентрацией вакансий, которая вытесняется в центральную часть сварного шва. Вакансии сливаются в би-, три-, тетравакансии, образуют поры, сначала субмикроскопические, а затем и более крупные;
- 2) уточнила механизм разрушения сварных соединений в процессе сварки, согласно которому

- зародышевые микронесплошности (поры) являются следствием протекания направленного диффузионного потока вакансий от поверхности мелких к поверхности крупных пор при кристаллизации металла сварного шва;
- 3) позволила сделать заключение о том, что релаксации термоупругих напряжений, возникающих при сварке, на растущих порах в результате их коалесценции, приводит к зарождению микротрещин, перерастающих впоследствии в макротрещины;
 - 4) констатировала, что длина образующейся макротрещины тем меньше, чем шире зона формирования шва и выше температура околошовной зоны T_0 . При увеличении температуры подогрева свариваемых кромок длина трещины уменьшается и при $T_0 = T_{кр}$ последняя отсутствует вообще;
 - 5) выявила, что разделение сигналов акустической эмиссии, возникающих при автоматической аргонодуговой сварке изделий из аусте-

нитной стали, осуществляется по амплитудному признаку;

- 6) определила, что частотный диапазон импульсов акустической эмиссии от возникающих трещин при сварке изделий из аустенитной стали находится в интервале 400–700 кГц;
- 7) подтвердила соответствие результатов, полученных методами оптической, сканирующей растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, данным информативных параметров АЭ-контроля того же сварного соединения, характеризующих процесс трещинообразования при сварке;
- 8) обеспечила в дальнейшем на основе полученных теоретических и экспериментальных результатов исходные данные для разработки системы обратной связи, гибко реагирующей на изменения параметров режима сварки, от которых зависит качество сварного соединения, и, тем самым, гарантировала бездефектную технологию сварки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патон Б.Е. Об основных направлениях работ в области акустической эмиссии // Акустическая эмиссия материалов и конструкций: 1 Всесоюзная конф. – Ростов на Дону, 1989. – Ч. 1. – С. 5–10.
2. Акимова Т.А. Техногенные аварии и катастрофы // Энергия: экономика, техника, экология. – 2009. – № 5. – С. 22–26.
3. Апасов А.М., Апасов А.А. Связь дефектов различного структурного уровня с фазовыми переходами при сварке аустенитных сталей // Изв. вузов. Физика. – 2000. – Т. 43. – № 11. – С. 15–19.
4. Апасов А.М. Механизм разрушения сварных соединений в процессе сварки // Расплавы. – 2001. – № 3. – С. 18–24.
5. Апасов А.М. Механизм формирования дефектов различного структурного уровня при сварке изделий из сталей аустенитного класса // Инновации в неразрушающем контроле Sib Test: сб. научных трудов II Всеросс. научно-практ. конф. с Междунар. участием по Инновациям в неразрушающем контроле // под ред. В.А. Клименова. – Томск, 12–17 августа 2013. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – С. 8–15.
6. Порядина А.Н., Апасов А.М. К вопросу о получении особо чистых металлов нанокристаллического уровня // Известия Томского политехнического университета. – 2012. – Т. 320. – № 2. – С. 114–119.
7. Григорович В.К. Металлическая связь и структура металлов. – М.: Наука, 1988. – 296 с.
8. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Квантовая механика. – М.: Физматгиз, 1963. – Т. 3. – 704 с.
9. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. – М.: Наука, 1978. – 791 с.
10. Вилсон Д.Р. Структура жидких металлов и сплавов / пер. с англ. под ред. В.М. Глазова. – М.: Металлургия, 1972. – 247 с.
11. Скрышевский А.Ф. Структурный анализ жидкостей и аморфных тел. – М.: Высшая школа, 1980. – 328 с.
12. Ершов Г.С., Позняк Л.А. Микронеоднородность металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 214 с.
13. Хрущев Б.И. Структура жидких металлов. – Ташкент: Фан, 1970. – 112 с.
14. Жидкие металлы / пер. с англ. под ред. Р. Эванса, Д. Гринвуда. – М.: Металлургия, 1980. – 392 с.
15. Дутчак Я.И. Рентгенография жидких металлов. – Львов: Вища школа, 1977. – 162 с.
16. Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. – М.: Наука, 1969. – 280 с.
17. Лякуткин А.В., Григорович В.К., Ивахненко И.С. Исследование фазовых переходов чистого железа методом магнитной восприимчивости // ДАН СССР. – 1981. – Т. 257. – № 2. – С. 398–400.
18. Апасов А.М. Способ А.М. Апасова исследования трещинообразования в процессе сварки изделий из однородных металлов: Авт. свид. № 1374123; заявка № 4064613, приоритет изобр. от 06.05.1986; опубл. 15.10.1987. – Бюл. № 6. – 173 с.
19. Недосека А.Я. Основы расчета и диагностики сварных конструкций. – К.: Изд-во «ИНДПРОМ», 1988. – 640 с.
20. Пинес Б.Я. О спекании (в твердой фазе) // Журн. техн. физики. – 1946. – Т. 16. – Вып. 6. – С. 737–743.
21. Пинес Б.Я. К вопросу о кинетике спекания в твердой фазе // Физика металлов и металловедение. – 1963. – Т. 16. – № 4. – С. 557–566.
22. Апасов А.М. Анализ разрушения сварных соединений в процессе сварки. – Дефектоскопия, 1996. – № 10. – С. 24–30.
23. Берехтин В.И., Кадомцев А.Г. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах // Физика твердого тела. – 2005. – Т. 47. – Вып. 5. – С. 801–807.
24. Макклиток Ф., Аргон А.С. Деформация и разрушение материалов. – М.: Изд-во Мир, 1970. – 443 с.
25. Апасов А.М. Активная диагностика разрушения и предотвращение техногенных катастроф. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – 216 с.
26. Апасов А.М. Метод предотвращения техногенных катастроф // Дефектоскопия. – 2012. – № 2. – С. 21–31.

Поступила 22.05.2014 г.

DIAGNOSTICS OF WELDED JOINTS FAILURE WHILE WELDING

Alexander M. Apasov,

Yurga Institute of Technology (Branch) of National Research
Tomsk Polytechnic University, 26, Leningradskaya Street, Yurga,
652055, Russia. E-mail: mchmyti@rambler.ru

The author has analyzed and found out the regimes and factors that arouse defect nucleation, starting from the level of crystal lattice and up to the micro cracks at different steps of welding, from heating of welded edges to crystallization of weld seam metal of austenitic steel. Due to the methods of mathematical modeling, the genetic linkage of open positions with defects of higher structural range was established, and regimes of their further extension up to the appearance of micro cracks were determined. The author found out additional sources of defects formation, specified the mechanism of welding seam destruction while welding, and recommended an acoustic emission method of its diagnostic. Now it is possible to state the relation of the linear size of cracking arising on welding the cylindrical homogeneous-metal. Mathematical simulation of metal crystallization on welding and microstructural analysis give an insight into the fact that a crack begins in a weld root. The greater the length of a crack is, the smaller the width of the weld and the temperature of a near-welding zone are. On the other hand the smaller the width of a crack is, the greater the welding zone and the temperature of a near-welding zone are. Crack length decreases when preheating temperature of the welded edges grows. Experimentally, by means of acoustic emission (AE), one can study welding and obtain the amplitude distribution of AE signals from cracking against the background of the hindrance accompanying this process.

The multichannel amplitude analyzer was used to measure the energetic parameters of AE spectrum of cracking on welding. The analyzer was used to obtain the amplitude distributions of AE signals from different constituents of welding and defect-formation as the industrial noises, electromagnet hindrance, motion of welded head, ignition and burning of arc, melting and crystallization of the joint weld, cracking. It was determined that AE signals obtained on melting, crystallization and defect formation may be separated by the amplitude criterion. From the other hand, separation of AE signals obtained on crack nucleation is performed by AE pulses number, in the range of each channel of the analyzer. The author found the conditions making cracking impossible.

Key words:

Metals, iron, defect, hole, face-centered cubic lattice, body-centered cubic lattice, thermal capacity, thermal gradient, welded surfaces, crystallization, pore, microcrack, signal, acoustic emission.

REFERENCES

1. Paton B.E. Ob osnovnykh napravleniyakh rabot v oblasti akusticheskoy emissii [The main directions in acoustic emission]. *I Vsesoyuznaya konferentsiya. Akusticheskaya emissiya materialov i konstruktivnykh* [The first All-union conference. Acoustic emission of materials and constructions]. Rostov on Don, 1989. vol. 1, pp. 5–10.
2. Akimova T.A. Tekhnogennyye avarii i katastrofy [Technogenic accidents and disasters]. *Energiya: ekonomika, tekhnika, ekologiya*, 2009, no. 5, pp. 22–36.
3. Apasov A.M., Apasov A.A. Cvyaz defektov razlichnogo strukturnogo urovnya s fazovymi perekhodami pri svarke austenitnykh staley [Relation of defects of different structural level with phase transfers at welding austenitic steel]. *Izvestiya vuzov. Fizika*, 2000, vol. 43, no. 11, pp. 15–19.
4. Apasov A.M. Mekhanizm razrusheniya svarnykh soedineniy v protsesse svarki [Mechanism of destructing welded junction at welding]. *Raspiliv*, 2001, no. 3, pp. 18–24.
5. Apasov A.M. Mekhanizm formirovaniya defektov razlichnogo strukturnogo urovnya pri svarke izdeliy iz staley austenitnogo klassa [Mechanism of forming defects of different structural level when welding the items of austenitic steel]. *Sbornik nauchnykh trudov II Vserossiyskoy nauchno-prakticheskoy konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem «Innovatsii v nerazrushayushchem kontrole Sib Test»* [Proc. of scientific papers of the II All-Russian scientific conference with international participation. Innovations in non-destructive control Sib Test]. Tomsk, Publ. house of TPU, 2013. pp. 8–13.
6. Poryadina A.N., Apasov A.M. K voprosu o poluchenii osobo chistykh metallov nanokristallicheskogo urovnya [On the issue of preparing super-purity metals of nanocrystal level]. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2012, vol. 320, no. 2, pp. 114–119.
7. Grigorovich V.K. *Metallicheskaya svyaz i struktura metallov* [Metallic bond and structure of metals]. Moscow, Nauka Publ., 1988. 296 p.
8. Landau L.D., Lifshits E.M. *Kvantovaya mekhanika* [Quantum mechanics]. Moscow, Fizmatgiz Publ., 1963. Vol. 3. 704 p.
9. Kittel Ch. *Vvedenie v fiziku tverdogo tela* [Introduction into solid state physics]. Moscow, Nauka Publ., 1978. 791 p.
10. Vilson D.R. *Struktura zhidkikh metallov i splavov* [Structure of liquid metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. 247 p.
11. Skryshevskiy A.F. *Strukturny analiz zhidkostey i amorfnykh tel* [Structural analysis of liquids and atmospheric bodies]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1980. 328 p.
12. Ershov G.S., Poznyak L.A. *Mikroneodnorodnost metallov i splavov* [Microinhomogeneity of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya publ., 1985. 214 p.
13. Khrushchev B.I. *Struktura zhidkikh metallov* [Liquid metal structure]. Tashkent, Fan Publ., 1970. 112 p.
14. *Zhidkie metally* [Liquid metals]. Eds. R. Evans, D. Greenwood. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 392 p.
15. Dutchak Ya.I. *Rentgenografiya zhidkikh metallov* [Radiography of liquid metals]. Lvov, Vysshaya shkola Publ., 1977. 162 p.
16. Vertman A.A., Samarin A.M. *Svoystva rasplavov zheleza* [Properties of iron alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1969. 280 p.
17. Lyakutkin A.V., Grigorovich V.K., Ivahnenko I.S. Issledovanie fazovykh perekhodov chistogo zheleza metodom magnitnoy vospriimchivosti [Investigation of phase transfers of pure iron by the magnetic response method]. *DAN SSSR*, 1981, vol. 257, no. 2, pp. 398–400.
18. Apasov A.M. Sposob A.M. Apasova issledovaniya treshchinoobrazovaniya v protsesse svarki izdeliy iz odnorodnykh metallov [The method of A.M. Apasov to study crack formation when welding the items of similar metals]. Author's certificate SSSR, no. 1374123, 1987.

19. Nedoseka A.Ya. *Osnovy rascheta i diagnostiki svarnykh konstruktсий* [Fundamentals of calculating and testing welded constructions]. Kiev, INDROM Publ., 1988. 640 p.
20. Pines B.Ya. O spekanii (v tverдой faze) [Solid-phase sintering]. *Journal of technical physics*, 1946, vol. 16, no. 6, pp. 737–743.
21. Pines B.Ya. K voprosu o kinetike spekaniya v tverдой faze [Kinetics of solid-phase sintering]. *Physics of metals and physical metallurgy*, 1963, vol. 16, no. 4, pp. 557–566.
22. Apasov A.M. Analysis of failure of welded joints during welding. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 1996, vol. 32, no. 10, pp. 757–762.
23. Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G. Evolyutsiya mikroskopicheskikh por v nagruzhennykh tverdykh telakh [Evolution of microscopic pores in loaded solid bodies]. *Solid physics*, 2005, vol. 47, no. 5, pp. 801–807.
24. Makkintok F., Argon A.S. *Deformatsiya i razrushenie materialov* [Deformation and destruction of materials]. Moscow, Mir Publ., 1970. 443 p.
25. Apasov A.M. *Aktivnaya diagnostika pazrusheniya i predotvrashchenie technogennykh katastrof* [Active fracture control and prevention of technogenic disasters]. Tomsk, Publ. house of TPU, 2010. 216 p.
26. Apasov A.M. Method for preventing technogenic catastrophes. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2012, vol. 48, no. 2, pp. 90–97.

Received: 22 May 2014.