



Наномодифицирование – эффективный способ формирования мелкозернистой структуры металла шва.

Часть I. Факторы, определяющие стойкость сварного шва против охрупчивания

А.М. Болдырев¹ , С.В. Сизинцев^{1*} , В.Г. Санников¹ , В.Ф. Першин²

¹ Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, Россия

² Тамбовский государственный технический университет, г. Тамбов, Россия

* Контакты: e-mail: sizincev.1991@mail.ru

РЕЗЮМЕ: Металлические конструкции являются важнейшими объектами строительной отрасли. Основным способом соединения отдельных элементов и узлов таких конструкций является сварка плавлением (электродуговая, плазменная, электронно-лучевая). Одной из главных проблем металлоконструкций является их склонность к хрупким разрушениям, возникающим внезапно, без заметных предшествующих деформаций, часто при отрицательных температурах и нагрузках ниже расчетных. При этом 70–80% таких разрушений связано со сваркой. Характер разрушения зависит не только от температуры, но и от типа кристаллической решетки. Металлы с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой (вольфрам, молибден, α -железо) пластичны при относительно высокой температуре, но становятся хрупкими при отрицательной. А металлы с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой (алюминий, никель, медь и γ -железо) пластичны даже при температурах, близких к абсолютному нулю. С понижением температуры уменьшается подвижность дислокаций и вакансий, возрастает предел текучести σ_s , то есть снижается пластичность металла. С помощью модели А.Ф. Иоффе показано, что критическая температура перехода от вязкого разрушения к хрупкому при понижении температуры зависит от темпа нарастания σ_s . У аустенитных сталей (решетка ГЦК с периодом $a = 0,3645$ нм) подвижность примеси (в паре с вакансией) через междоузлия решетки выше, а темп нарастания σ_s ниже, чем у низкоуглеродистых низколегированных сталей (решетка ОЦК с меньшим периодом $a = 0,2861$ нм). Поэтому низкоуглеродистые стали, из которых изготавливают строительные конструкции, более чувствительны к понижению температуры. Кроме того, стойкость против хрупкого разрушения зависит от количества и размеров дефектов сплошности металла (пор, включений, малопластичных фаз в структуре и т.п.), являющихся концентраторами напряжений. Сварные швы являются главными поставщиками таких опасных дефектов и источниками зарождения трещин. При кристаллизации сварочной ванны формируется грубая, столбчатая дендритная структура с пониженной пластичностью. Формирование мелкозернистой структуры шва в процессе кристаллизации способствует повышению его пластичности. Размеры зерна в литом металле (в шве) зависят от скорости роста кристаллов и скорости их зарождения. При сварке наиболее эффективным способом измельчения зерна в шве является увеличение скорости зародышеобразования. Введение в сварочную ванну тугоплавких частиц наноразмерного порядка (наномодифицирование) позволяет получить мелкозернистую структуру шва.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: хрупкое разрушение сварных конструкций, кристаллизация сварочной ванны, получение мелкозернистой структуры сварного шва.

ДЛЯ ЦИТИРОВАНИЯ: Болдырев А.М., Сизинцев С.В., Санников В.Г., Першин В.Ф. Наномодифицирование – эффективный способ формирования мелкозернистой структуры металла шва. Часть I. Факторы, определяющие стойкость сварного шва против охрупчивания // Нанотехнологии в строительстве. – 2020. – Том 12, № 3. – С. 160–165. – DOI: 10.15828/2075-8545-2020-12-3-160-165.

ВВЕДЕНИЕ

Металлические конструкции являются важнейшими объектами строительной отрасли. Основным способом соединения отдельных элементов

и узлов таких конструкций является сварка. Переход от клепаных конструкций к сварным обеспечил повышение производительности труда, снижение трудовых и материальных затрат. Это привело к увеличению номенклатуры и объемов производства ме-

таллических конструкций. Почти 70% мирового потребления металлоконструкций приходится на производство сварных изделий, конструкций и сооружений. Объемы производства сварных конструкций во всем мире составляют сотни миллионов тонн [1].

Одной из главных проблем сварных металлоконструкций является их склонность к хрупким разрушениям, которые возникают внезапно без заметных предшествующих деформаций, часто при отрицательных температурах и нагрузках ниже расчетных.

Согласно статистике, 70–80% всех фиксируемых отказов металлоконструкций связано со сваркой [2, 3]. Впервые многочисленные случаи таких отказов зафиксированы в США, когда было налажено массовое производство сварных кораблей и нефтеналивных танкеров [4]. К сожалению, случаи подобных разрушений и у нас, и за рубежом имеют место быть [5]. Чаще такие разрушения происходят при отрицательной температуре окружающей среды.

В связи с интенсификацией освоения северных и восточных территорий России проблема повышения стойкости сварных металлоконструкций против хрупких разрушений при отрицательных температурах приобретает особую актуальность [6]. В настоящей статье рассмотрены основные причины охрупчивания металла шва как одного из основных источников зарождения и развития трещин в сварном соединении.

МЕТОДЫ И МАТЕРИАЛЫ

Механика хрупкого разрушения металлов

А.Ф. Иоффе, исходя из представлений о двух типах разрушения – срезом (пластическое разрушение) и сколом (хрупкое) – предложил схему перехода твердого тела от вязкого разрушения к хрупкому (рис. 1) [7].

Согласно этой схеме, сопротивление разрыву межатомных связей в кристаллической решетке σ_b (хрупкая прочность) определяется природой вещества – строением атомов и типом кристаллической решетки. Поэтому σ_b мало зависит от температуры. А сопротивление срезу σ_s (пластическая прочность) характеризует способность материала к деформациям без разрыва атомных связей. В поликристаллических телах деформация при нагружении происходит по плоскостям скольжения – по границам зерен и двойников за счет скопления и перемещения дислокаций в этих зонах. С понижением температуры количество и подвижность дислокаций уменьшаются, а сопротивление деформации (предел текучести σ_s) возрастает. При температуре ниже $T_{кр}$ для деформации материала необходимы напряжения σ_s , превышающие прочность межатомных связей ($\sigma_s > \sigma_b$),

поэтому в этом случае наступает хрупкое разрушение. Таким образом, пластичность является главным фактором, определяющим стойкость металла против охрупчивания. Характер разрушения металлов в зависимости от температуры тесно связан с типом кристаллической решетки. Металлы с объемно-центрированной кубической решеткой (W, Mo, α -Fe) и с гексагональной плотноупакованной (Zn, Be) пластичны при относительно высокой температуре, становятся хрупкими при отрицательной. А металлы с гранецентрированной кубической решеткой (Al, Ni, Cu и γ -Fe в высоколегированных аустенитных сталях) пластичны даже при температурах, близких к абсолютному нулю. У них нарастание предела текучести с понижением температуры происходит менее интенсивно, чем у металлов с ОЦК-решеткой (кривая 2 на рис. 1). Строительные металлоконструкции изготавливаются в основном из сравнительно дешевых низкоуглеродистых низколегированных сталей, содержащих более 90% α -железа с объемно-центрированной кубической решеткой. Поэтому с понижением температуры окружающей среды возрастает опасность хрупких разрушений таких конструкций. Эта опасность обусловлена не только высокой чувствительностью низколегированных сталей к отрицательным температурам, но и образованием в шве в процессе кристаллизации сварочной ванны де-

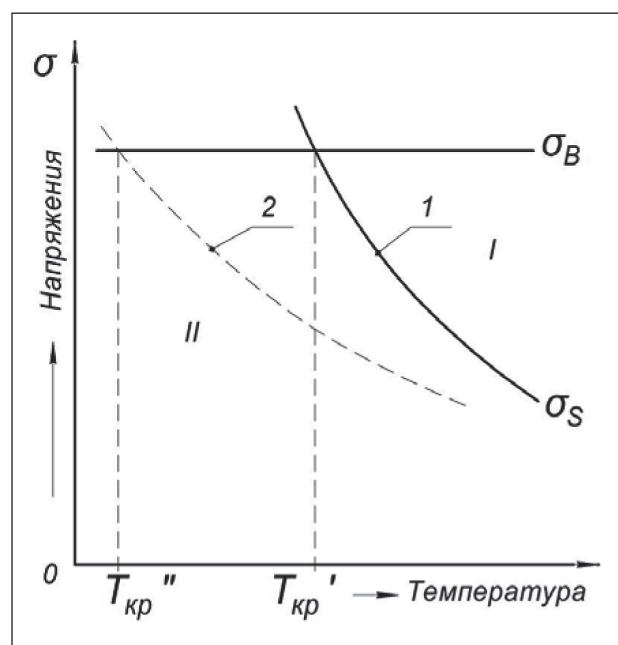


Рис. 1. Схема перехода вязкого разрушения (I) к хрупкому (II) при понижении температуры [7]: 1 – металлы с объемно-центрированной кубической решеткой; 2 – металлы с гранецентрированной кубической решеткой

фектов в виде пор, микротрещин и неметаллических включений. Такие инородные включения являются концентраторами напряжений и очагами зарождения трещин. Величина возрастания напряжений в зоне дефекта зависит от его размера и формы. Вблизи эллипсовидного включения напряжения σ^* по сравнению со средним σ увеличиваются на $2\sigma\sqrt{a/r}$ [8]:

$$\sigma^* = \sigma(1 + 2\sqrt{a/r}) = \sigma + k, \quad (1)$$

где a и r — длина дефекта и радиус закругления наиболее острой его части; $k = 2\sigma\sqrt{a/r}$ — коэффициент интенсивности напряжений. То есть, чем больше размер дефекта и меньше радиус наиболее острой его части, тем больше коэффициент интенсивности напряжений, тем опаснее этот дефект.

Если коэффициент k превысит критическую величину, то дефект становится зародышем трещины, которая в результате слияния с другими микродефектами развивается в магистральную трещину.

Отсюда следует, что для повышения стойкости металла сварных швов против охрупчивания необходимо исключить появление или свести к минимуму количество и размеры таких дефектов. Следует также иметь в виду, что наиболее благоприятной формой дефекта с минимальной концентрацией напряжения является сфера. Это необходимо учитывать при введении в сварочную ванну дополнительных центров кристаллизации (модификаторов). Практика обследования состояния эксплуатируемых и разрушенных сварных металлоконструкций показала, что сварные швы, массовая доля которых в конструкции не превышает 1%, являются главными поставщиками опасных дефектов и источниками зарождения трещин. Следовательно, надежность и долговечность сварных металлоконструкций в значительной степени зависит от качества металла шва. При знакопеременных или пульсирующих нагрузках усталостная трещина зарождается в шве, в зоне дефекта или по месту перехода от шва к основному металлу. Дальнейшее ее развитие завершает разрушение сварного соединения или всей конструкции.

Специфика кристаллизации сварочной ванны

Формирование сварного соединения осуществляется в сварочной ванне, которая образуется в результате плавления кромок соединяемых элементов, электродной проволоки, флюса или электродного покрытия. Все эти компоненты в расплавленном состоянии взаимодействуют друг с другом и с газовой фазой. По мере движения дуги вдоль шва в хвостовой части сварочной ванны осуществляется процесс кристаллизации, фиксирующий неразъемное соединение элементов конструкции.

Впервые тип структуры, формирующейся при кристаллизации металлического расплава в условиях литейного производства, описан русским ученым-металлургом Д.К. Черновым (1839–1921 г.) [9]. Условия кристаллизации металла в сварочной ванне значительно отличаются от условий кристаллизации отливок. При литье кристаллизация расплава после заливки в форму протекает в условиях непрерывного охлаждения, без подвода тепла. Выделяющаяся при этом скрытая теплота плавления замедляет рост кристаллов, а непрерывный теплоотвод приводит к переохлаждению расплава, способствующее эндогенному зарождению новых кристаллов в центральной части отливки. Перегрев расплава в сварочной ванне значительно выше, чем при литье. В сварочную ванну, объем которой существенно меньше отливки, непрерывно вводится тепловая энергия электрической дуги. Температура столба дуги более 6000 К, а в активных пятнах (анод, катод) металл нагревается до температуры кипения. Граница ванны представляет собой изотермическую поверхность с температурой, равной $T_{пл}$, из частично оплавленных зерен. Эта поверхность является активным инициатором роста новой фазы. В результате такого температурного перепада и наличия активных центров роста твердой фазы, препятствующих зарождению новых кристаллов в расплаве, кристаллы в ванне растут от ее границы к центру (рис. 2).

Поэтому в металле шва формируются крупные столбчатые дендриты. Такая грубая структура в сочетании с дефектами, образующимися в процессе кристаллизации (поры, неметаллические включения, микротрещины и др.), обуславливает низкую пластичность металла шва. Вместе с тем, легирование металла шва для повышения его пластичности, как правило, приводит к уменьшению предела прочности σ_B . Единственным средством повышения пластичности металла без существенного уменьшения прочности является формирование мелкозернистой структуры [10]. В этом случае, при сохранении внутризеренной прочности, за счет увеличения количества плоскостей скольжения и площади межзеренных границ возрастает возможность деформирования металла без его разрушения.

Параметры кинетики кристаллизации, определяющие размеры зерна

Под зерном в металловедении подразумевают кристалл, выросший в процессе кристаллизации расплава из одного зародыша.

Математический анализ процесса кристаллизации расплава в ограниченном объеме показал, что диаметр сферического зерна d пропорционален объ-

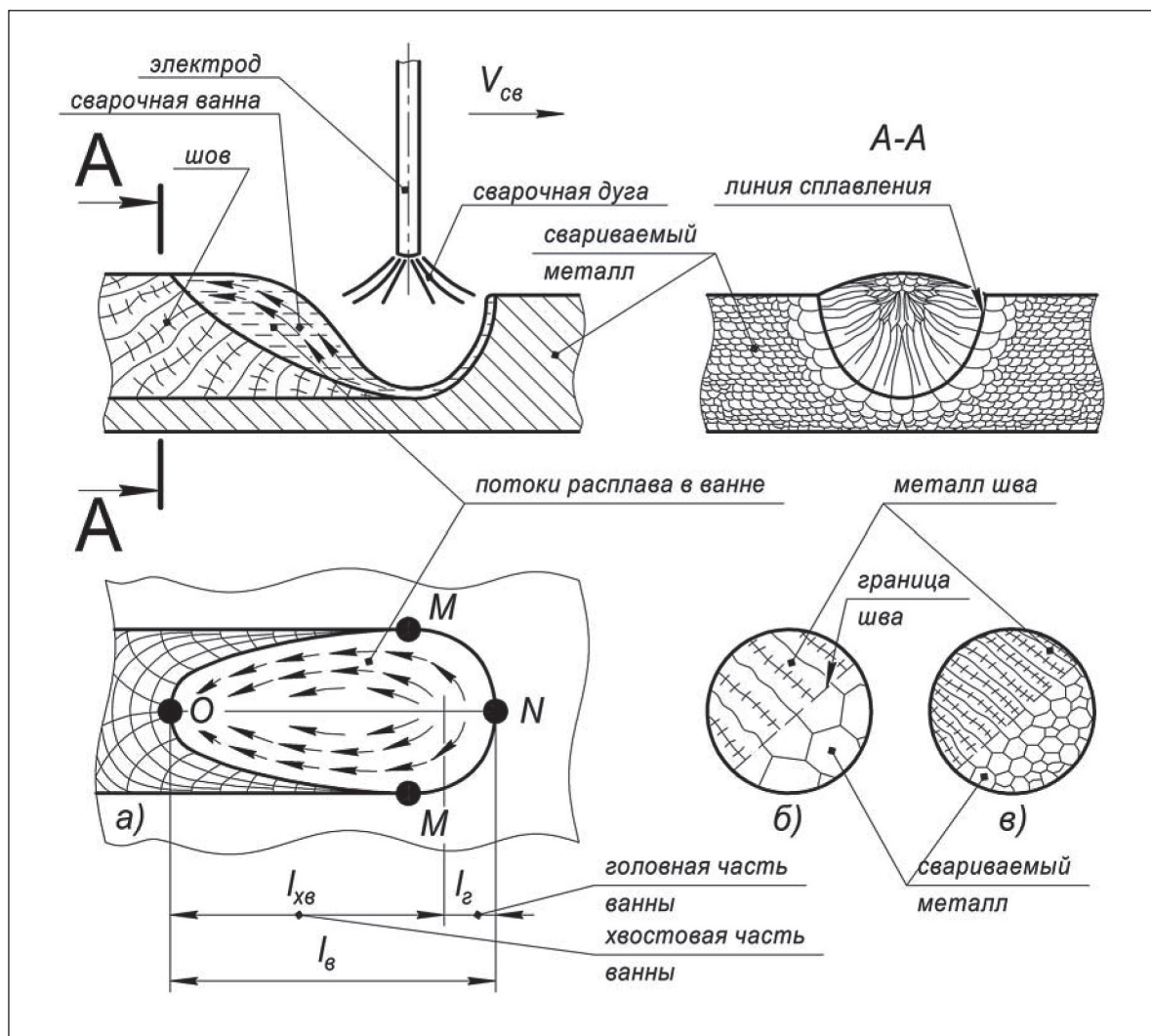


Рис. 2. Схема образования шва дуговой сварки (а), формирование структуры шва при сварке аустенитной стали с крупным (б) и (в) мелким зерном: l_r , $l_{хв}$, l_b – длина головной части, хвостовой и общая длина сварочной ванны; $V_{св}$ – направление движения сварочной дуги; MNM – и MOM – фронт плавления и кристаллизации; стрелками обозначены потоки расплава в ванне

емной скорости роста кристаллических зародышей R и обратно пропорционален скорости их возникновения в расплаве n [11].

$$d = k \cdot \sqrt[6]{\frac{R}{n}}, \quad (2)$$

где R [$\text{м}^3 \cdot \text{с}^{-1}$]; n [$\text{м}^3 \cdot \text{с}^{-1}$]; k – коэффициент, зависящий от формы растущего кристалла.

Из (2) следует, что для формирования мелкозернистой структуры необходимо уменьшать скорость роста кристаллов и увеличивать скорость образования зародышей. Когда расплав охлаждается без притока тепла извне (как при литье), с течением времени скорость роста кристаллов уменьшается, и, если отсутствуют тугоплавкие примеси, кристаллизация

происходит при температуре T_p ниже равновесной $T_{кр}$: $\Delta T = T_{кр} - T_p$ (ΔT – переохлаждение). При достижении переохлаждения некоторой критической величины $\Delta T_{кр}$ в расплаве в зоне переохлаждения происходит спонтанное гомогенное зарождение новых кристаллов, и формируется мелкозернистая структура.

При сварке, когда в ванну непрерывно вводится тепловая энергия, такое переохлаждение получить невозможно. Поэтому основным направлением в решении проблемы получения мелкозернистой структуры металла шва в условиях сварки плавлением является изыскание способов увеличения скорости зарождениеобразования кристаллов в сварочной ванне (n).

Скорость образования устойчивых зародышей твердой фазы в расплаве зависит от количества энергии, затрачиваемой на преодоление потенциального барьера при переходе атома из жидкой фазы в твердую, т.е. на образование поверхности раздела между жидкой и твердой фазами. С уменьшением высоты этого барьера вероятность такого перехода и, следовательно, скорость образования зародышей возрастает [12]. Наличие примесей снижает высоту потенциального барьера, поэтому зарождение кристаллов в неочищенном от примесей расплаве происходит при очень малом переохлаждении, практически при равновесной температуре кристаллизации.

Установлено, что не все примеси способствуют зарождению кристаллов в жидкой фазе, а только те, тип и параметры кристаллической решетки которых в наибольшей степени соответствуют параметрам кристаллизующегося вещества (правило П.А. Данкова о структурном и размерном соответствии [13]).

Влияние тугоплавких примесей объясняется уменьшением работы образования границы раздела жидкость – кристалл. Величина этого энергетического выигрыша зависит также и от степени смачиваемости примесной частицы расплавом. Несмачиваемые частицы не влияют на энергию образования, кроме того, из-за слабых сил взаимодействия таких частиц матрицей они являются очагами зарождения трещин. При полном смачивании частиц энергии на преодоление потенциального барьера при переходе атомов из жидкой фазы в твердую не требуется. Такие частицы становятся активными центрами кристаллизации и не являются концентраторами напряжений в металле шва.

Способам воздействия на процесс кристаллизации сварочной ванны с целью получения мелкозернистой структуры шва посвящено большое количество работ. Это активация существующих или вводимых в расплав тугоплавких частиц, дробление

растущих кристаллов с помощью низкочастотных и ультразвуковых колебаний, изменение условий возникновения переохлаждения расплава перед фронтом кристаллизации за счет периодических температурных колебаний в зоне кристаллизации и др. [14, 15].

В настоящее время общепризнано, что наиболее эффективным способом увеличения скорости зарождения образования твердой фазы в сварочной ванне является введение в расплав тугоплавких частиц наноразмерного порядка (наномодифицирование), которое можно применять в сочетании с другими способами воздействия на сварочную ванну.

ВЫВОДЫ ПО ЧАСТИ I

1. Хладноломкость и стойкость металла шва против хрупкого разрушения определяется его пластичностью и типом кристаллической решетки.
2. Внутренние дефекты в виде скопления дислокаций, микротрещин, инородных включений, пор и др. являются концентраторами напряжений.
3. Основным поставщиком опасных дефектов и источником зарождения трещин в сварном соединении является металл шва.
4. Специфика кристаллизации сварочной ванны обуславливает формирование крупнозернистой столбчатой структуры металла шва с более низкой, чем у основного металла, пластичностью. Поэтому проблема получения металла шва с ультрамелким зерном, обладающего высокой стойкостью против хрупкого разрушения при отрицательных температурах, является весьма актуальной.
5. Модификация кристаллизующегося металла путем введения в сварочную ванну тугоплавких частиц наноразмерного порядка является одним из эффективных способов измельчения структуры металла шва, повышения его пластичности и вязкости.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Патон Б.Е. Современные направления исследований и разработок в области сварки и прочности конструкций // Автоматическая сварка. – 2003. – № 10/11. – С. 7–13.
2. Патон Б.Е. Современные направления повышения прочности и ресурса сварных конструкций // Автоматическая сварка. – 2000. – № 9/10. – С. 3–9.
3. Холл В., Кихара Х., Зут В., Уэллс А.А. Хрупкие разрушения сварных конструкций. – Нью-Йорк, 1967. (Рус. Изд.: Холл В., Кихара Х., Зут В., Уэллс А.А. Хрупкие разрушения сварных конструкций. – Москва: Изд. Машиностроение, 1974. – 320 с.).
4. Либовиц Г. Разрушение. Том 1. Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения. – Нью-Йорк и Лондон, 1968. (Рус. Изд.: Либовиц Г. Разрушение. Том 1. Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения. – Москва: Изд. Мир, 1973. – 616 с.).

5. Еремин К.И. [и др.] Реестр аварий зданий и сооружений 2001–2010 годов // Российская акад. архитектуры и строит. наук [и др.] – Москва: [б.и.], 2011. – 318 с.
6. Горынин И.В., Ильин А.В. Теоретические и экспериментальные исследования сопротивляемости хрупким разрушениям сварных конструкций для шельфа Арктики // Автоматическая сварка. – 2008. – № 11. – С. 24–29.
7. Иоффе А.Ф., Кирпичева М.В., Левитская М.А. Деформация и прочность кристаллов // Журнал русского физико-химического общества. Часть физическая. – 1924. – Вып. 56. – С. 489–503.
8. Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушения. – Лондон, 1978. (Рус. Изд.: Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушения – Москва: Изд. Машиностроение, 1978. – 256 с.).
9. Чернов Д.К. Наука о металлах. – Москва: Изд. Металлургиздат, 1950. – 556 с.
10. Петч Н. Металлографические аспекты разрушения // Разрушение: в 6 томах. Том 1. Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения. – Москва: Изд. Мир, 1973. – 616 с.
11. Колмогоров А.Н. К статической теории кристаллизации металлов // Известия АН СССР. Серия математическая. – 1957. – № 3.
12. Уманский Я.С., Скаков Ю.А. Физика металлов. Атомное строение металлов и сплавов. – Москва: Атомиздат, 1974. – 352 с.
13. Данков П.А. Кристаллохимический механизм взаимодействия поверхности кристалла с чужеродными элементарными частицами // Физическая химия. – 1946. – № 8. – С. 853–867.
14. Болдырев А.М., Дорофеев Э.Б., Антонов Е.Г. Управление кристаллизацией металла при сварке плавлением // Сварочное производство. – 1971. – № 6. – С. 35–37.
15. Болдырев А.М., Григораш В.В. Проблемы микро- и наномодифицирования швов при сварке строительных металлоконструкций // Нанотехнология в строительстве. – 2011. Том 3, № 3. – С. 42–52. – URL: http://nanobuild.ru/ru_RU/journal/Nanobuild_3_2011_RUS.pdf (дата обращения: 22.11.2016).

ИНФОРМАЦИЯ ОБ АВТОРАХ

Болдырев Александр Михайлович, д-р. техн. наук, чл.-кор. РААСН, проф. каф. «Металлических и деревянных конструкций», Воронежский государственный технический университет (ВГТУ); г. Воронеж, Россия, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9685-4112>, e-mail: boldyreff@inbox.ru

Сизинцев Сергей Валерьевич, асс. каф. «Металлических и деревянных конструкций», Воронежский государственный технический университет (ВГТУ); г. Воронеж, Россия, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4890-264X>, e-mail: sizincev.1991@mail.ru

Санников Владимир Геннадьевич, канд. физ.-мат. наук, доц. каф. «Физика», Воронежский государственный технический университет (ВГТУ); г. Воронеж, Россия, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6153-5920>, e-mail: sannikov@mail.ru

Першин Владимир Федорович, д-р. техн. наук, проф. каф. «Техника и технологии производства нанопродуктов», Тамбовский государственный технический университет (ТГТУ); г. Тамбов, Россия, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0213-9001>, e-mail: pershin.home@mail.ru

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

Статья поступила в редакцию: 30.04.2020.

Статья поступила в редакцию после рецензирования: 26.05.2020.

Статья принята к публикации: 02.06.2020.