



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Особенности структуры сварного шва при лазерной сварке конструкционной стали 09Г2С

Александр Колубаев^{1,а,*}, Ольга Сизова^{1,б}, Евгений Колубаев^{1,с}, Анастасия Заикина^{1,д},
Андрей Воронцов^{1,е}, Юлия Денисова^{1,2,ф}, Валерий Рубцов^{1,г}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия² Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический 2/3, г. Томск, 634055, Россия^а <https://orcid.org/0000-0002-2839-5249>, kav@ispms.tsc.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0001-9177-6602>, ovs@ispms.ru,^с <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru, ^д <https://orcid.org/0000-0001-8507-3417>, aaz@ispms.tsc.ru,^е <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.tsc.ru, ^ф <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>, yukolubaeva@mail.ru,^г <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.725:620.186

История статьи:

Поступила: 14 июня 2018

Рецензирование: 03 июля 2018

Принята к печати: 15 августа 2018

Доступно онлайн: 15 сентября 2018

Ключевые слова:

Лазерная сварка

Конструкционная сталь

Микроструктура

Дефекты сварного шва

Статическое растяжение

Фрактография

Финансирование:

Работы выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.607.21.0190, идентификатор проекта RFMEFI60717X0190)

АННОТАЦИЯ

Введение. Технологический процесс изготовления изделий из конструкционных сталей зачастую осложняется низким качеством сварных соединений при операциях электродуговой и газопламенной сварки из-за больших остаточных напряжений и деформации, обусловленных высоким уровнем тепловложения в зону сварки. Примером успешного разрешения указанной проблемы является разработка и внедрение таких высокотехнологичных процессов стыкового соединения металлов, как лазерная сварка, которая относится к одному из способов соединения плавлением. Благодаря высокой плотности энергии, высокой скорости процесса и узкой зоне проплавления лазерная сварка обеспечивает минимальную деформацию сварных соединений. Лазерная сварка как передовая технология применяется для получения соединений самых различных металлических материалов. **Целью работы** является выявление закономерностей формирования кристаллической структуры сварного шва листов конструкционной стали 09Г2С, сформировавшейся в результате лазерной сварки, в том числе при ультразвуковом воздействии в процессе сварки, анализ образующихся дефектов и определение прочности полученных сварных соединений. **Результаты и обсуждение.** На основании данных оптической и сканирующей электронной микроскопии показано, что структура сварного шва является градиентной, состоящей из зоны сплавления, зоны перегрева, располагающейся на границе с зоной расплавленного металла, но не подвергавшейся плавлению, и зоны нормализации с мелкозернистой структурой. Зона сплавления образована дендритами, ориентированными к центру шва. Внутренняя структура дендритов состоит из пакетов с речной структурой, образовавшихся в результате γ - α -превращения. Промежутки между рейками разделены прослойками, предположительно остаточного аустенита. Для зоны перегрева характерна крупнозернистая ферритная структура с ферритом видманштеттова типа, иглы которого прорастают от границ в глубь основного зерна. Мелкозернистая ферритно-перлитная структура в зоне нормализации свидетельствует об имевшей место полной фазовой перекристаллизации зерна исходной стали. При варьировании мощностью лазерного излучения и скорости сварки было установлено, что на дефектность сварного шва в большей степени влияет скорость сварки. Применение ультразвукового воздействия в процессе проплавления позволило устранить крупные поры, образующиеся в сварном шве.

Для цитирования: Особенности структуры сварного шва при лазерной сварке конструкционной стали 09Г2С / А.В. Колубаев, О.В. Сизова, Е.А. Колубаев, А.А. Заикина, А.В. Воронцов, Ю.А. Денисова, В.Е. Рубцов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 123–133. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-123-133.

Введение

Сварка плавлением является основным производственным процессом при сборке деталей из конструкционных сталей, которая определяет прочность сварных соединений и служебные характеристики изделий. Среди различных видов сварки плавлением следует выделить лазерную

*Адрес для переписки

Колубаев Александр Викторович, д.ф.-м.н., профессор
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
пр. Академический, 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: 8 (382) 228–69–70, e-mail: kav@ispms.ru

сварку, которая по сравнению с другими родственными процессами сварки отличается дозированным тепловложением и высокой скоростью нагрева, что позволяет значительно уменьшить локальный объем расплавленного металла, а достаточно высокая интенсивность лазерного излучения обеспечивает проплавление металла на значительную глубину [1]. Структура сварных швов, полученных лазерной сваркой, обычно состоит из зоны первичной кристаллизации и зоны термического влияния, в которой принято различать зону перегрева, образующуюся в результате контакта металла с расплавом, и зону нормализации, в которой металл претерпевает полную фазовую перекристаллизацию. Особенности структурных превращений, обусловленных температурным воздействием лазерного луча, сильно зависят от параметров режима сварки и вида свариваемого материала. Так, быстрый нагрев и высокая скорость охлаждения металла в зоне сварного шва ограничивают рост кристаллитов в зоне переплава и сокращают размер зоны термического влияния (ЗТВ), наиболее ответственной за прочность сварного соединения [2, 3]. Высокая скорость охлаждения при лазерной сварке создает условия для формирования в зоне сплавления шва промежуточных структур повышенной твердости. Так, в структуре сварных соединений высокопрочных сталей (Ultra-high Strength Steels (UHSS)) [4] при всех исследованных скоростях лазерной сварки обнаруживались кристаллы мартенсита. В этой работе также отмечается, что размер зоны сплавления уменьшался с увеличением скорости сварки.

При лазерной сварке низколегированных малоуглеродистых сталей в результате высокой интенсивности охлаждения в зоне термического влияния (зоне перегрева) может возникать опасность образования грубозернистых структур видманштеттова типа [5]. Наряду с видманштеттовым ферритом в границах аустенитного зерна может образовываться игольчатый мартенсит и верхний бейнит, как результат быстрого охлаждения сварочной ванны от температуры нагрева выше A_{c3} [6, 7]. В работе [8] показано, что при лазерной сварке стали QP980 зона термического влияния разбивается на три области, которые имеют разную структуру, зависящую от величины тепловложения. К зоне сплавления примыкает область с почти полностью мартенситной

микроструктурой, переходящая в область, состоящую из мартенсита и феррита. К основному металлу примыкает также область, состоящая из отпущенного мартенсита, остаточного аустенита и феррита.

Исследования структуры сварных швов, выполненные авторами [9, 10], показали, что при лазерной сварке среднеуглеродистых и аустенитных сталей могут возникать такие дефекты сварного шва, как поры и трещины. Трещины образуются преимущественно в зоне термического влияния под действием растягивающих напряжений, вызванных присутствием пленки на поверхности между твердой и жидкой фазами, образованной в результате ликвации при кристаллизации [11]. Улавливание защитного газа при затвердевании и испарение легкоплавких элементов в расплавленном металле может приводить к образованию пор в сварном шве [9]. Авторы работы [12] наблюдали и изучали динамическое поведение парогазового канала («замочной скважины») при глубокой проникающей лазерной сварке с использованием рентгеновской системы визуализации. Ими было продемонстрировано, что неустойчивость замочной скважины привела к образованию пор в процессе лазерной сварки. Используя микрофокусную рентгеновскую трансмиссионную систему визуализации, авторы [13] установили, что пузырьки образовались на дне замочной скважины, когда она схлопнулась во время процесса сварки. Авторы [14, 15] также показали, что образование пористости прямо связано с флуктуацией замочной скважины. Глубина и форма замочной скважины колебались непрерывно при лазерной сварке, и пузырьки, образующиеся в результате обрушения и усадки в замочной скважине, были причиной образования пористости.

Приведенные литературные данные по исследованию влияния условий лазерной сварки имеют большое значение для дальнейшего совершенствования технологии лазерной сварки из углеродистых и легированных сталей. При этом наиболее актуальной материаловедческой задачей служит получение систематических исследований по формированию структуры сварного шва при лазерной сварке низкоуглеродистых сталей и поиск таких методов внешнего воздействия на кристаллизационные процессы в ванне расплава, которые позволили бы компен-

сировать снижение прочностных свойств сварного шва за счет формирования градиентной бездефектной структуры.

Цель настоящей работы – изучение кристаллической структуры сварных соединений конструкционной стали 09Г2С, сформировавшейся в результате лазерной сварки, анализ дефектов в зоне сварного шва, а также определение прочности сварных соединений и установление влияния ультразвукового воздействия в процессе лазерной сварки на структуру сварного шва.

Методика исследований

Сварку листового проката из конструкционной стали 09Г2С толщиной 2,5 и 5,0 мм, исходный химический состав которой соответствовал составу стали по ГОСТ 19282–73, осуществляли с помощью CO_2 -лазера в защитной атмосфере аргона в производственных условиях ЗАО «Чепецкое предприятие «Сеспель»». Лазерную сварку с наложением ультразвукового воздействия проводили на той же установке, которая дополнительно комплектовалась блоком ультразвукового воздействия на свариваемые листы (рис. 1).

Сварку выполняли по режимам, которые выбирались с целью получения сварного соединения с качественной микроструктурой и минимальным количеством дефектов. Мощность

лазерного излучения варьировали в пределах от 2 до 4,5 кВт, скорость сварки изменяли от 1,5 до 2,8 м/мин, скорость подачи аргона составляла 20 л/мин. При сварке с наложением ультразвукового воздействия мощность преобразователя изменяли в пределах от 360 до 1200 Вт, частота ультразвуковых колебаний составляла 22 кГц, амплитуда – 20 мкм.

Качественный и количественный анализ микроструктуры изучали на металлографическом микроскопе METAM JB–31, лазерном конфокальном микроскопе LEXT OLS4000 в оптическом и лазерном режиме, а также на сканирующем электронном микроскопе Philips SEM 515 с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором «Genesis» в Томском региональном центре коллективного пользования научным оборудованием. Структурный анализ металла образцов был выполнен на рентгеновском дифрактометре ДРОН–3.0 с использованием CoK_α -излучения. Фазовый анализ не выявил других фаз, кроме α -фазы. Следует отметить, что в определении фазового состава погрешность составила около 7 %, поэтому количество остаточного аустенита и цементита не удалось определить.

Микротвердость по Виккерсу измеряли на приборе ПМТ–3 в поперечном сечении шва в его центральной части с интервалом 0,5 мм при нагрузке 0,5 Н. Относительная ошибка при измерении микротвердости не превышала ± 5 %.

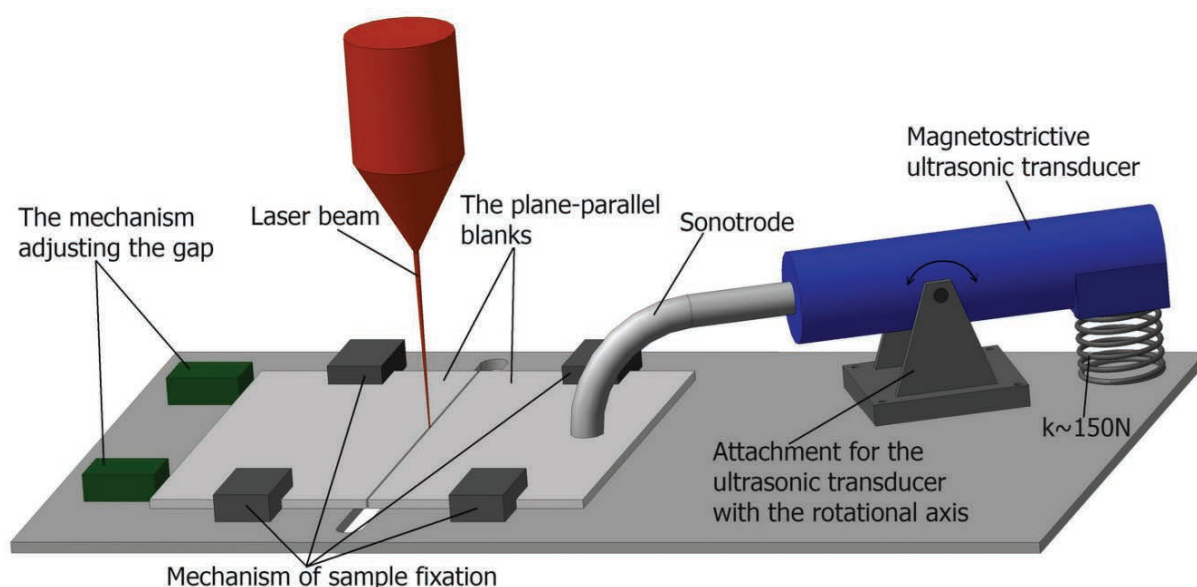


Рис. 1. Схема установки лазерной сварки с ультразвуковым воздействием

Fig. 1. Scheme of ultrasonic assisted laser welding

Испытания сварных соединений на статическое растяжение и статический изгиб проводили на испытательной машине УТС 110М-100 при комнатной температуре. Для этих испытаний изготавливали плоские образцы по ГОСТ 6996–66, вырезанные поперек сварного соединения с расположением сварного шва посередине рабочей части образцов.

Результаты и их обсуждение

Интерес к изучению особенностей формирования структуры низкоуглеродистой малолегированной стали 09Г2С при лазерной сварке вызван необходимостью поиска способов воздействия на кристаллизацию металла сварочной ванны с целью минимизации структурных дефектов в области сварного шва.

Металлографический анализ структуры сварного шва исследованных образцов в поперечном сечении показал, что при всех режимах сварки общий вид шва и характерный вид кристаллических зон у всех образцов был одинаков, что иллюстрирует рис. 2. В структуре сварного шва выделяются четыре зоны – зона термического влияния 1, зона перегрева 2, участок неполного расплавления металла, состоящий из мелких равноосных кристаллов 3, и зона сплавления 4, состоящая из дендритов, ориентированных от границы с основным металлом к центру. Формирование такой структуры сварного шва

обусловлено особенностями кристаллизации металла, когда на границе сплавления с основным материалом из-за быстрого отвода тепла образуется множество зародышей кристаллов, составляющих переходную зону. Дальнейшая кристаллизация обусловлена ростом дендритов в направлении центра шва. Нагрев металла по обе стороны шва в процессе сварки приводит к образованию зоны перегрева и зоны термического влияния. Следует отметить, что при сварке плавлением зона термического влияния включает в себя несколько участков – участок нормализации, участок неполной перекристаллизации и участок рекристаллизации. При лазерной сварке зону термического влияния трудно разделить на эти участки вследствие ее малого размера. Микроанализ на разных участках сварного шва показал, что его элементный состав не отличается от состава свариваемых пластин. Этот результат говорит в пользу метода лазерной сварки, не изменяющей химический состав свариваемых деталей.

Распределение микротвердости по сечению сварного соединения (рис. 3) выявило ее увеличение в зоне сварного шва относительно показателей твердости основного металла, причем значение микротвердости в зоне шва оказалось симметричным по отношению к оси шва и отражало расположение зон кристаллизации и их протяженность. Максимальное значение микротвердости у всех исследованных образцов свар-

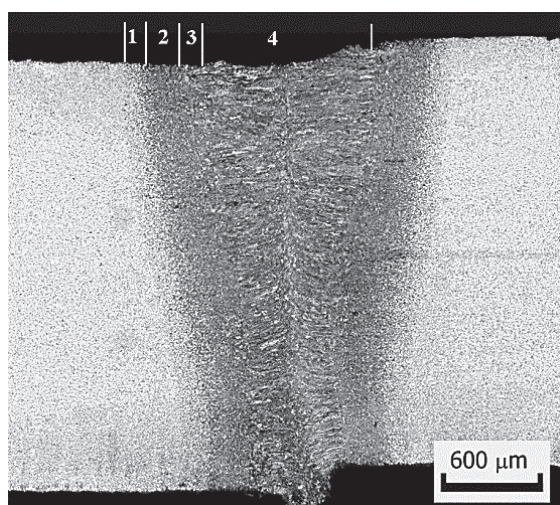


Рис. 2. Структура лазерного соединения полосы из стали 09Г2С толщиной 2,5 мм

Fig. 2. The structure of the laser welded joint of 13Mn6 sheet steel 2.5 mm in thickness

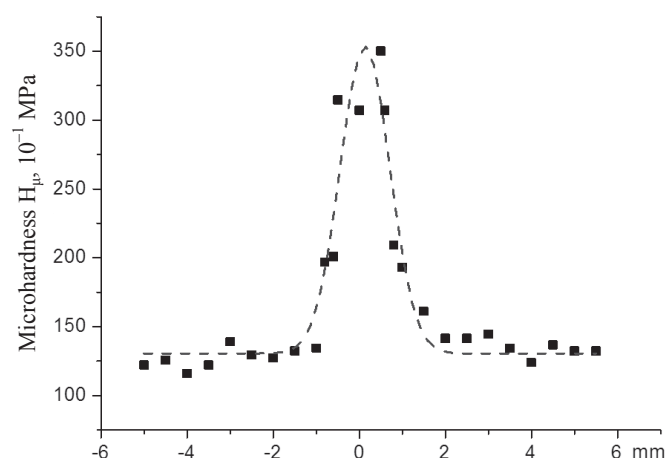


Рис. 3. Микротвердость сварного шва, полученного лазерной сваркой полосы толщиной 2,5 мм

Fig. 3. Microhardness of a welded joint of sheet steel 2.5 mm in thickness obtained by laser welding

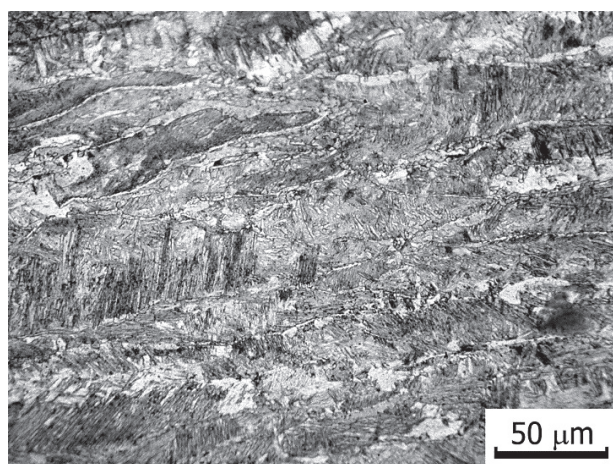
ных соединений, полученных без ультразвукового воздействия, наблюдалось вблизи оси шва и составляло в среднем 3300...3500 МПа. По мере продвижения от центра шва к основному металлу твердость понижалась и постепенно достигала твердости холоднокатаной низкоуглеродистой стали. Обращает на себя внимание снижение твердости на оси шва на 500 МПа, которое проявилось на всех образцах. Причиной этого может быть пониженная плотность металла в стыках дендритов, растущих к центру.

Такую же микротвердость имели образцы сварных швов, полученные с наложением ультразвукового воздействия. Аналогично предыдущему случаю наблюдалось снижение твердости на оси шва на 500 МПа, причиной которого является стыковая линия сросшихся дендритов.

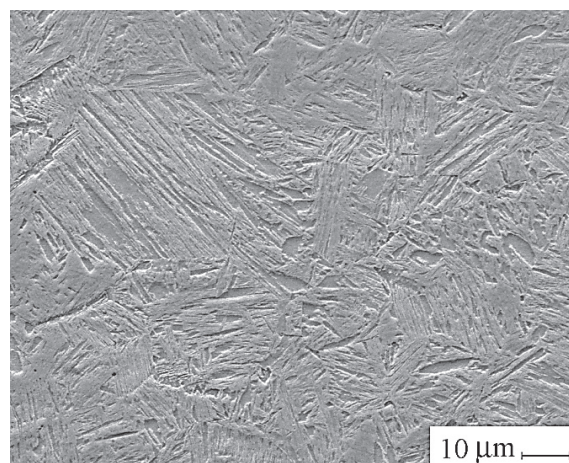
Результаты оптической и растровой электронной микроскопии показали, что микроструктура сварного шва у всех исследованных образцов представляла собой последовательность отличающихся по морфологическим признакам кристаллических зон различной протяженности. Вблизи оси сварного шва наблюдалась зона с дендритным строением, что позволяет интерпретировать ее как зону первичной кристаллизации, где произошло затвердевание жидкого металла (рис. 4, а). Величина измеренной твер-

дости металла в этой зоне близка к значениям твердости промежуточных фаз, образующихся при распаде аустенита низколегированной углеродистой стали. В ряде исследований показано, что образующиеся промежуточные фазы относятся к мартенситному или бейнитному типу в зависимости от скорости теплоотвода из зоны кристаллизации [16]. В микроструктуре этой зоны присутствуют ферритные зерна с внутренней реечной структурой (рис. 4, б), длина реек достигала 20...40 мкм, пространство между рейками было заполнено прослойками вторичных фаз (остаточный аустенит, цементит и др.).

За зоной кристаллизации располагался участок металла, не претерпевшего полного расплавления, но все же находившийся в контакте с расплавом металла шва. Микроструктура этой зоны шва состояла из ферритно-перлитной смеси с равноосными ферритными зернами, размеры которых не превышали 10 мкм. На рис. 5, а представлена эта зона, примыкающая к зоне сплавления с дендритной структурой. Участки перлита располагались неравномерно в виде «островков», структура его была чрезвычайно дисперсной и не разрешалась при больших увеличениях. Характерным для зоны перехода является наличие игольчатой видманштеттовой структуры, образующейся преимущественно по границам зерен феррита (рис. 5, б).



а



б

Рис. 4. Микроструктура зоны кристаллизации лазерного соединения полосы, толщиной 2,5 мм из стали 09Г2С:

а – оптическая микроскопия; б – РЭМ-изображение

Fig. 4. Microstructure of the crystallization zone in laser welded joint of 13Mn6 sheet steel 2.5 mm in thickness:

а – optical microscopy; б – SEM image

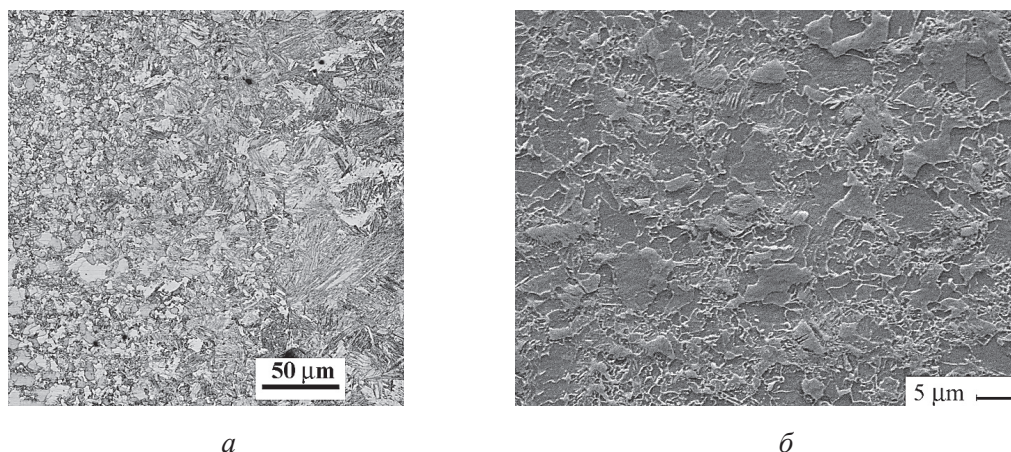


Рис. 5. Микроструктура зоны перехода к основному металлу при лазерной сварке полосы толщиной 2,5 мм из стали 09Г2С:

a – оптическая микроскопия; *б* – РЭМ-изображение

Fig. 5. Microstructure of the transition zone to the base metal in laser welded joint of 13Mn6 sheet steel 2.5 mm in thickness:

a – optical microscopy; *b* – SEM image

По мере удаления от сварного шва наблюдается переход к зоне перегрева (рис. 6), в которой объемное содержание перлита в ферритно-перлитной смеси возрастало и размер зерна феррита несколько увеличивался.

За зоной перегрева следует зона нормализации, которая показана на рис. 7. Согласно диаграмме железо–углерод – это зона, которая была нагрета до температуры 900...700 °С, где идет измельчение ферритного зерна из-за эвтектоидной реакции $A \rightarrow \Phi + \Psi$.

Основное отличие структуры сварных соединений, полученных по различным режимам,

заключалось в том, что варьирование скоростью сварки при соединении образцов без ультразвукового воздействия не позволило исключить такой характерный дефект, как образование усадочной пористости сварного шва. На рис. 8, *a* показан пример возникновения этого дефекта у образцов, сваренных со скоростью 2 м/мин.

Усадочные раковины в виде протяженных пустот располагались в верхней части сварного шва непосредственно в зоне кристаллизации. Образование этого дефекта связывают с присутствием в зоне расплава неметаллических включений, которые не растворились в процессе

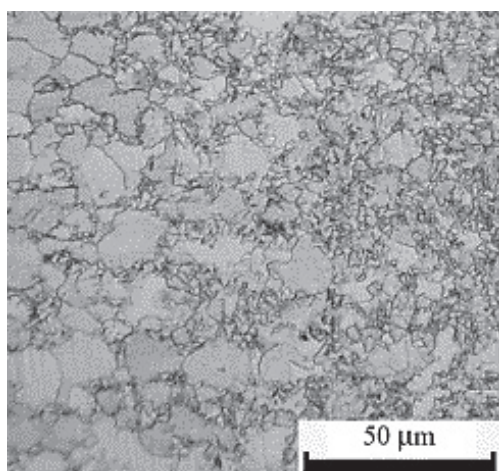


Рис. 6. Зона перегрева металла при лазерной сварке полосы толщиной 5,0 мм

Fig. 6. Zone of metal overheating in laser welded joint, thickness 5.0 mm

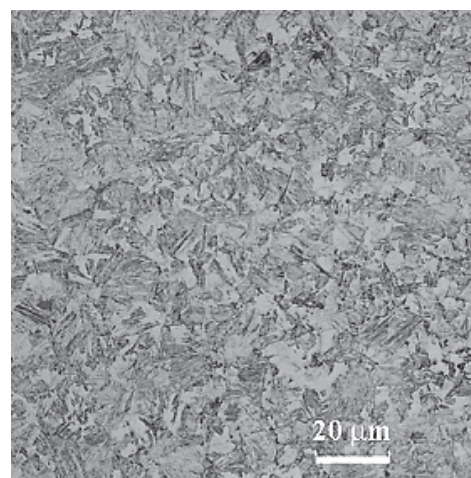


Рис. 7. Зона нормализации при лазерной сварке полосы толщиной 5,0 мм

Fig. 7. The normalization zone in laser welded joint, thickness 5.0 mm

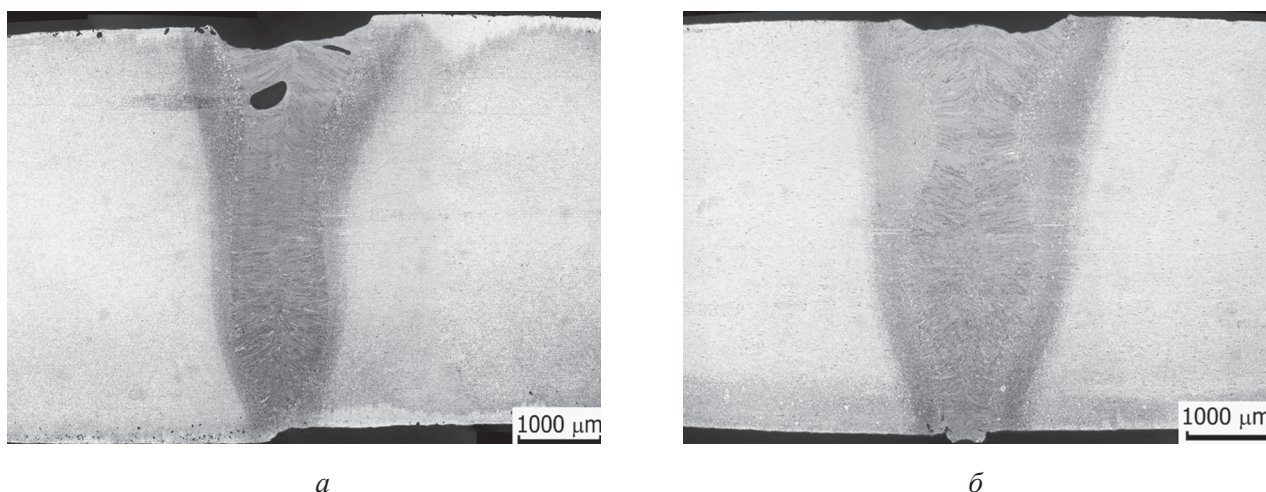


Рис. 8. Дефект типа усадочной раковины лазерного соединения полосы толщиной 5,0 мм из стали 09Г2С (а); структура лазерного соединения полосы толщиной 5,0 мм при наложении ультразвукового воздействия в процессе сварки (б)

Fig. 8. Shrinkage cavity in laser welded joint of 13Mn6 sheet steel 5.0 mm in thickness (a); structure of an ultrasonic assisted laser welded joint, 5.0 mm thickness (b)

сварки. Для стали типа 09Г2С – это главным образом сульфиды и окисульфиды марганца [17]. Газовая пористость и газовые пузыри могут возникать также и вследствие выделения газов, растворившихся в металле в процессе сварки.

Снижение скорости сварки при сохранении прочих параметров сварочного процесса устраняет усадочные раковины прежде всего в верхней части сварного шва, но приводит к возникновению не менее опасного дефекта – формированию зоны проплавления с нестабильной шириной сварного шва. В режиме сварки с нестабильным переносом металла в сварной ванне изменяется ширина зоны кристаллизации и прилегающих к ней зон. Наиболее опасным является увеличение размера зоны перегрева особенно в верхней части шва, так как именно в этой зоне свариваемый металл имеет наиболее низкие прочностные свойства. В месте «утяжки» шва наблюдается деформация растущих дендритов и появление многочисленных кристаллизационных трещин.

Проблема поиска технологических решений по снижению влияния дефектов кристаллического строения зоны первичной кристаллизации и зоны перегрева широко обсуждается в литературе. При этом предлагаются различные пути совершенствования технологии лазерной сварки, основанные на регулировании температурно-временных условий сварки, в том числе позволяющие изменить напряжение растяжения

в поверхностном слое сварного шва на напряжение сжатия [18]. Одним из перспективных методов реализации этой задачи является технология ультразвукового воздействия на сварочную ванну.

В настоящей работе ультразвуковое воздействие в процессе сварки осуществляли посредством наложения колебаний на свариваемые листы (рис. 1). На рис. 8, б показана структура полученного сварного шва. На основании данных оптической микроскопии и растровой электронной микроскопии показано, что структура шва не содержит дефектов кристаллического строения, описанных выше, а именно дефекта типа усадочной раковины и междендритных пустот, которые ранее обнаруживались у сварных соединений, полученных по этому режиму сварки, но без воздействия ультразвука.

Образцы сварных швов, изготовленные методом лазерной сварки из стали 09Г2С толщиной 2,5 и 5,0 мм, при испытании на растяжение показали различные значения временного сопротивления в зависимости от параметров сварки. При сварке с мощностью лазерного излучения 2 кВт и скоростью сварки 2,0 м/мин среднее значение временного сопротивления образцов стали 09Г2С толщиной 2,5 мм составило 376 МПа. При сварке с мощностью лазерного излучения 3,2 кВт и скоростью сварки 2,6 м/мин среднее значение временного сопротивления составило 461 МПа, лишь немного уступающее прочности основного металла – 490 МПа. Такое различие

прочностных характеристик определяется наличием дефектов сварного шва прежде всего усадочных раковин. Подобные результаты имели место и при испытании образцов сварных швов толщиной 5,0 мм.

Образцы сварных швов, полученные с применением ультразвукового воздействия, при испытаниях на растяжение показали высокое временное сопротивление, сравнимое с показателями образцов, сваренных со скоростью 2,6 м/мин без наложения ультразвукового воздействия.

Подтверждают влияние параметров сварочного процесса на механические свойства и испытания на статический изгиб. Образцы толщиной 2,5 мм, сваренные с мощностью лазерного излучения 2 кВт и скоростью сварки 2,0 м/мин, продемонстрировали низкие значения угла изгиба, лежащие в пределах 12...41 градусов. При режиме сварки с мощностью лазерного излучения 3,2 кВт и скоростью сварки 2,6 м/мин угол изгиба достигал 150 градусов, что является хорошим показателем для сварных швов. Для образцов толщиной 5 мм наблюдали ту же тенденцию – низкие значения угла изгиба (10...20 градусов) имели место при сварке со скоростью 2 м/мин, более высокие значения угла изгиба (90...112 градусов) наблюдали при сварке со скоростью 2,6 м/мин.

Образцы сварных швов из стали 09Г2С, полученные с наложением ультразвукового воздействия, в исследованиях на статический изгиб демонстрировали невысокие значения угла изгиба. Деформация образцов при этом происходит достаточно однородно до достижения предела прочности, при достижении которого происходит образование магистральной трещины в зоне сварного шва и разрушение образца. Причиной этого может служить формирование зоны проплавления с нестабильной шириной сварного шва (рис. 8, б), что является дефектом, обуславливающим снижение прочностных свойств. В режиме сварки с нестабильным переносом металла в сварной ванне изменяется ширина зоны кристаллизации и прилегающих к ней зон. Наиболее опасным является увеличение размера зоны перегрева, особенно в верхней части шва, так как именно в этой зоне свариваемый металл имеет наиболее низкие прочностные свойства. Как следует из рис. 8, б, в месте «утяжки» шва наблюдается и деформация растущих дендритов.

Закключение

Изучение возможных комбинаций технологических параметров режима лазерной сварки стали 09Г2С на формирование структуры сварного шва и его прочность показало, что структура сварного шва является градиентной, состоящей из зоны сплавления, зоны перегрева, располагающейся на границе с зоной расплавленного металла, но не подвергавшейся плавлению, и зоны нормализации с мелкозернистой структурой. Зона сплавления образована дендритами, ориентированными к центру шва. Внутренняя структура дендритов состоит из пакетов с реечной структурой, образовавшихся в результате γ – α -превращения. Для зоны перегрева характерна крупнозернистая ферритная структура с ферритом видманштеттова типа, иглы которого прорастают от границ в глубь основного зерна. Мелкозернистая ферритно-перлитная структура в зоне нормализации свидетельствует об имевшей место полной фазовой перекристаллизации зерна исходной стали. При варьировании мощностью лазерного излучения и скорости сварки было установлено, что на дефектность сварного шва в большей степени влияет скорость сварки. Применение ультразвукового воздействия при лазерной сварке изменяет структуру металла в зоне перегрева и устраняет крупные поры, образующиеся без ультразвукового воздействия при низкой скорости сварки.

Полученные результаты показали перспективность проведения дальнейших исследований в этом направлении поиска технологических режимов воздействия ультразвуковых колебаний при лазерной сварке конструкционных сталей, позволяющих препятствовать возникновению дефектов строения сварного шва в процессе кристаллизации расплава сварочной ванны.

Список литературы

1. Sharma R.S., Molian P. Weldability of advanced high strength steels using an Yb:YAG disk laser // Journal of Materials Processing Technology. – 2011. – Vol. 211, iss. 11. – P. 1888–1897. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.06.009.
2. Evolution of surface topography in one-dimensional laser machining of structural alumina / H.D. Vora, S. Santhanakrishnan, S.P. Harimkar, S.K.S. Boetcher, N.B. Dahotre // Journal of the European

Ceramic Society. – 2012. – Vol. 32. – P. 4205–4218. – doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2012.06.015.

3. Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al–Li alloy / X. Zhang, T. Huang, W. Yang, R. Xiao, Z. Liu, L. Li // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 237. – P. 301–308. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.021.

4. Influence of welding speed on microstructures and properties of ultra-high strength steel sheets in laser welding / Z. Gu, S. Yu, L. Han, X. Li, H. Xu // *ISIJ International*. – 2012. – Vol. 52, iss. 3. – P. 483–487. – doi: 10.2355/isijinternational.52.483.

5. Structure of widmanstätten crystals of ferrite and cementite / I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.G. Burrov, Ya.S. Lizunkova, E.E. Zakharevich // *Steel in Translation*. – 2008. – Vol. 38, iss. 8. – P. 684–687. – doi: 10.3103/S0967091208080251.

6. Farabi N., Chen D.L., Zhou Y. Fatigue properties of laser welded dual-phase steel joints // *Procedia Engineering*. – 2010. – Vol. 2. – P. 835–843. – doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.090.

7. Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloy and DP980 dual-phase steel joints / W. Xu, D. Westerbaan, S.S. Nayak, D.L. Chen, F. Goodwin, Y. Zhou // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 43. – P. 373–383. – doi: 10.1016/j.matdes.2012.07.017.

8. Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel / W. Guo, Z. Wan, P. Penga, Q. Jia, G. Zou, Y. Peng // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 256. – P. 229–238. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.015.

9. Pores formation in laser–MAG welding of 42CrMo steel / Y. Zhang, G. Chen, C. Zhou, Y. Jiang, P. Zhong, S. Li // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 245. – P. 309–317. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.029.

10. The elimination of pores in laser welds of AISI 304 plate using different shielding gases / J. Sun, P. Nie, K. Fenga, Z. Li, B. Guo, E. Jiang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 248. – P. 56–63. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.05.011.

11. Liquation cracking in fiber laser welded joints of inconel 617 / W. Ren, F. Lu, R. Yang, X. Liu, Z. Li // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 226. – P. 214–220. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.004.

12. Seto N., Katayama S., Matsunawa A. High-speed simultaneous observation of plasma and keyhole behavior during high power CO₂ laser welding: effect of shielding gas on porosity formation // *Journal of Laser Applications*. – 2000. – Vol. 12 (6). – P. 245–250. – doi: 10.2351/1.1324717.

13. Tsukamoto S. High speed imaging technique. Part 2 – High speed imaging of power beam welding phenomena // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2011. – Vol. 16, iss. 1. – P. 44–55. – doi: 10.1179/136217110X12785889549949.

14. Formation and influence mechanism of keyhole-induced porosity in deep-penetration laser welding based on 3D transient modeling / F. Lu, X. Li, Z. Li, X. Tang, H. Cui // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2015. – Vol. 90. – P. 1143–1152. – doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.07.041.

15. Modeling of keyhole dynamics and porosity formation considering the adaptive keyhole shape and three-phase coupling during deep-penetration laser welding / H. Zhao, W. Niu, B. Zhang, Y. Lei, M. Kodama, T. Ishide // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2011. – Vol. 44. – P. 485302/1–485302/13. – doi: 10.1088/0022-3727/44/48/485302.

16. Смирнова Н.А., Мисюров А.И. Особенности образования структуры при лазерной обработке // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение*. – 2012. – № 6. – С. 115–129. – doi: 10.18698/2308-6033-2012-6-233.

17. Игнатов А.Г. Лазерная сварка сталей мощными CO₂ лазерами. Ч. 3 // *Фотоника*. – 2009. – № 4. – С. 12–16.

18. Структура стальных швов, формируемых с использованием источников энергии высокой концентрации / В.Г. Буров, А.П. Алхимов, И.А. Батаев, Е.Д. Головин, Е.Е. Корниенко // *Доклады АН ВШ РФ*. – 2012. – № 1 (8). – С. 52–60.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Structural Features of Laser Welded 13Mn6 Constructional Steel

Alexander Kolubaev^{1, a, *}, Olga Sizova^{1, b}, Evgeny Kolubaev^{1, c}, Anastasia Zaikina^{1, d},
 Andrey Vorontsov^{1, e}, Yuliya Denisova^{1, 2, f}, Valery Rubtsov^{1, e}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² Institute of High Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, 2/3 Akademicheskoy Avenue, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-2839-5249>, kav@ispms.tsc.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-9177-6602>, ovs@ispms.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-8507-3417>, aaz@ispms.tsc.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.tsc.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>, yukolubaeva@mail.ru,
^g <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 June 2018

Revised: 03 July 2018

Accepted: 15 August 2018

Available online: 15 September 2018

Keywords:

Laser welding
 Constructional steel
 Welded joint
 Dendrite structure
 Microstructure
 Defects
 Tensile strength

Funding:

This work was financially supported by Russian Federation Ministry of Education and Science (agreement No 14.607.21.0190, project identifier RFMEFI60717X0190)

ABSTRACT

Introduction. The technological process of manufacturing products made from structural steels is often complicated by the poor quality of welded joints during arc and gas flame welding due to high residual stresses and deformation caused by a high level of heat input into the welding zone. The example of an effective solution of this problem is development and adaptation of advanced joining techniques such as laser welding as a method of fuse welding. Due to high-power density and welding speed, as well as narrow heat-affected zone, laser welding provides lowest deformation of welded joints. Laser welding, as an advanced technology, is applied for various metals joining. **Goal of research** is to reveal the regularities in the formation of the crystallographic structure of welds of structural steel plates 13Mn6, formed as a result of laser welding, including the ultrasonic treatment during welding process, to conduct analysis of the defects formed and to perform the tensile tests. **Results and Discussion.** Optical and scanning electron microscopy results revealed gradient structure of the welds, which is characterized by the presence of a fusion zone, an overheating zone located on the boundary with a molten metal zone but not melted, and a normalization zone with a fine-grained structure. The fusion zone is formed by dendrites oriented toward the center of the weld. The internal structure of dendrites consists of packets with a rack structure, formed as a result of the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation. The spaces between the racks are separated by interlayers, consisting, presumably, of residual austenite. The overheating zone is characterized by a coarse-grained ferritic structure with a ferrite of the Widemanstatten type, which needles come up from the boundaries into the interior of the main grain. A fine-grained ferrite-perlite structure in the normalization zone indicates the complete phase-recrystallization of the grain of the initial steel. When varying the laser power and the welding speed, it was found that the defectiveness of the welds is more affected by the welding speed. The ultrasonic treatment in the process of fusion penetration made it possible to eliminate large pores formed in the welds.

For citation: Kolubaev A.V., Sizova O.V., Kolubaev E.A., Zaikina A.A., Vorontsov A.V., Denisova Yu.A., Rubtsov V.E. Structural features of laser welded 13Mn6 constructional steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 123–133. doi:10.17212/1994-6309-2018-20.3-123-133. (In Russian).

References

1. Sharma R.S., Molian P. Weldability of advanced high strength steels using an Yb:YAG disk laser. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, iss. 11, pp. 1888–1897. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.06.009.

* Corresponding author

Kolubaev Alexanler V., D.Sc. (Engineering), Professor
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS
 2/4, pr. Akademicheskii
 Tomsk, 634055, Russian Federation
 Tel.: 8 (382) 228–69–70, e-mail: kav@ispms.ru

2. Vora H.D., Santhanakrishnan S., Harimkar S.P., Boetcher S.K.S., Dahotre N.B. Evolution of surface topography in one-dimensional laser machining of structural alumina. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, vol. 32, pp. 4205–4218. doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2012.06.015.
3. Zhang X., Huang T., Yang W., Xiao R., Liu Z., Li L. Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al–Li alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 237, pp. 301–308. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.021.
4. Gu Z., Yu S., Han L., Li X., Xu H. Influence of welding speed on microstructures and properties of ultra-high strength steel sheets in laser welding. *ISIJ International*, 2012, vol. 52, iss. 3, pp. 483–487. doi: 10.2355/isijinternational.52.483.
5. Bataev I.A., Bataev A.A., Burov V.G., Lizunkova Ya.S., Zakharevich E.E. Structure of widmanstatten crystals of ferrite and cementite. *Steel in Translation*, 2008, vol. 38, iss. 8, pp. 684–687. doi: 10.3103/S0967091208080251.
6. Farabi N., Chen D.L., Zhou Y. Fatigue properties of laser welded dual-phase steel joints. *Procedia Engineering*, 2010, vol. 2, pp. 835–843. doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.090.
7. Xu W., Westerbaan D., Nayak S.S., Chen D.L., Goodwin F., Zhou Y. Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloy and DP980 dual-phase steel joints. *Materials & Design*, 2013, vol. 43, pp. 373–383. doi: 10.1016/j.matdes.2012.07.017.
8. Guo W., Wan Z., Penga P., Jia Q., Zou G., Peng Y. Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 256, pp. 229–238. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.015.
9. Zhang Y., Chen G., Zhou C., Jiang Y., Zhong P., Li S. Pores formation in laser–MAG welding of 42CrMo steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 245, pp. 309–317. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.029.
10. Sun J., Nie P., Fenga K., Li Z., Guo B., Jiang E. The elimination of pores in laser welds of AISI 304 plate using different shielding gases. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 248, pp. 56–63. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.05.011.
11. Ren W., Lu F., Yang R., Liu X., Li Z. Liquation cracking in fiber laser welded joints of inconel 617. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 226, pp. 214–220. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.004.
12. Seto N., Katayama S., Matsunawa A. High-speed simultaneous observation of plasma and keyhole behavior during high power CO2 laser welding: effect of shielding gas on porosity formation. *Journal of Laser Applications*, 2000, vol. 12 (6), pp. 245–250. doi: 10.2351/1.1324717.
13. Tsukamoto S. High speed imaging technique. Part 2 – High speed imaging of power beam welding phenomena. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2011, vol. 16, iss. 1, pp. 44–55. doi: 10.1179/136217110X12785889549949.
14. Lu F., Li X., Li Z., Tang X., Cui H. Formation and influence mechanism of keyhole-induced porosity in deep-penetration laser welding based on 3D transient modeling. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2015, vol. 90, pp. 1143–1152. doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.07.041.
15. Zhao H., Niu W., Zhang B., Lei Y., Kodama M., Ishide T. Modeling of keyhole dynamics and porosity formation considering the adaptive keyhole shape and three-phase coupling during deep-penetration laser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2011, vol. 44, pp. 485302/1–485302/13. doi: 10.1088/0022-3727/44/48/485302.
16. Smirnova N., Misyurov A. Features of structure formation during laser treatment. *Vestnik Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Seriya: Mashinostroenie = Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series: Mechanical Engineering*, 2012, no. 6, pp. 115–129. doi: 10.18698/2308–6033–2012–6–233. (In Russian).
17. Ignatov A. Power CO2 laser steel welding. Pt. 3. *Fotonika = Photonics*, 2009, no. 4, pp. 12–16. (In Russian).
18. Burov V.G., Alkhimov A.P., Bataev I.A., Golovin E.D., Kornienko E.E. Structure of steel welds produced by energy sources of high concentration. *Doklady Akademii nauk vysshei shkoly Rossiiskoi Federatsii = Proceedings of the Russian higher school Academy of sciences*, 2012, no. 1 (8), pp. 52–60. (In Russian).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.