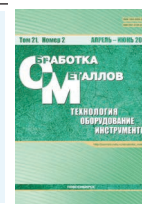




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Структура и механические свойства металла шва стали 09Г2С, полученного методом гибридной лазерно-дуговой сварки

Андрей Воронцов ^{1, а, *}, Ксения Осипович ^{1, б}, Андрей Чумаевский ^{1, в}, Вероника Утяганова ^{1, д},
 Антон Малюк ^{2, е}, Александр Ступаков ^{2, ф}, Евгений Колубаев ^{1, г}, Валерий Рубцов ^{1, h}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.com, ^б <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, osipovich_k@ispms.tsc.ru,

^в <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, tch7av@gmail.com, ^д <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, filaret_2012@mail.ru,

^е <https://orcid.org/0000-0002-7737-4233>, antohindenis@mail.ru, ^ф <https://orcid.org/0000-0002-7899-053X>, ans52@tpu.ru,

^г <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.ru, ^h <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.725, 621.791.754.2

История статьи:

Поступила: 21 февраля 2019

Рецензирование: 18 марта 2019

Принята к печати: 11 апреля 2019

Доступно онлайн: 15 июня 2019

Ключевые слова:

Конструкционная сталь

ГЛС

Структура сварного шва

Механические свойства

Металл шва

Финансирование

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

АННОТАЦИЯ

Введение. Гибридная лазерно-дуговая сварка (ГЛС) является перспективным методом получения неразъемных соединений. Отличительная особенность данного процесса – это взаимодействие двух источников тепла в одной сварочной ванне расплава. С помощью данного вида сварки возможно сваривание за один проход толстостенных металлических заготовок без разделки кромок с высокой скоростью. Ввиду того что в данном процессе сварки участвуют два тепловых источника, влияющих друг на друга в процессе сварки и формирующих ванны расплава с разными характеристиками и разной структурой после кристаллизации, остается актуальной задача исследования зависимостей формирования структуры шва и его механических свойств. Исследования сварных швов на примере конструкционной стали 09Г2С очень важны в сварочном производстве. **Цель работы** заключается в исследовании структуры и механических свойств металла шва, сварных соединений гибридной лазерно-дуговой сварки. **Результаты и обсуждение.** На основании полученных данных можно сделать вывод, что металл шва, полученный при гибридной лазерно-дуговой сварке, неоднороден как по микроструктуре, так и по результатам исследования микротвердости шва в разных направлениях. Измерения микротвердости в глубь сварного шва наглядно описывают тепловую историю процесса гибридной лазерной сварки. Область границы двух ванн расплава имеет пониженную твердость по сравнению с чисто дуговой или чисто лазерной зоной плавления. Испытания на статическое растяжение металла шва показали отличие между дуговой и лазерной ванной расплава. Результаты механических испытаний также выявили анизотропию металла шва во взаимно перпендикулярных направлениях.

Для цитирования: Структура и механические свойства металла шва стали 09Г2С, полученного методом гибридной лазерно-дуговой сварки / А.В. Воронцов, К.С. Осипович, А.В. Чумаевский, В.Р. Утяганова, А.П. Малюк, А.Н. Ступаков, Е.А. Колубаев, В.Е. Рубцов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 84–96. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-84-96.

Введение

Несмотря на то что первые эксперименты по лазерно-дуговому воздействию на материалы проводились уже в 80-х годах прошлого века [1], только сейчас в связи с развитием мощных волоконных лазеров гибридная лазерно-дуговая сварка достигла стадии реальной промышленной технологии. Различные варианты гибрид-

*Адрес для переписки

Воронцов Андрей Владимирович, аспирант, м.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 пр. Академический 2/4,

г. Томск, 634055, Россия

Тел.: +7 (983) 239-3417, e-mail: vav@ispms.ru

ной лазерно-дуговой сварки (лазер+MIG/MAG, лазер+TIG) [2–7] являются одними из наиболее перспективных технологий сварки толстостенных [8–10] крупногабаритных конструкций в судостроении, нефтегазовой промышленности, энергетике, мостостроении и строительстве, а также легких конструкций в аэрокосмической отрасли и транспортном машиностроении. Ее основное преимущество состоит в возможности однопроходной сварки металла толщиной до 20 мм, в том числе новых высокопрочных сталей и современных сплавов, а также в повышении производительности за счет увеличения скорости сварки. Технология обладает рядом преимуществ по сравнению как с лазерной, так и традиционной дуговой сваркой [5]. Наличие дополнительного источника нагрева делает ее менее чувствительной к зазорам. Возможность дополнительного легирования сварного шва за счет присадочного материала позволяет получать соединения с заданными прочностными характеристиками. Взаимодействие лазерного излучения и электрической дуги стабилизирует горение дуги при высокоскоростной обработке. Качество швов при этом не уступает швам, полученным с помощью лазерной сварки. Таким образом, гибридные процессы позволяют обеспечить лучшую свариваемость и снизить требования подготовки стыков по сравнению с лазерными технологиями, а также повысить производительность и качество сварного шва, уменьшить деформацию изделия по сравнению с дуговыми технологиями.

Достоинства лазерно-дугового процесса сварки определяют его широкое промышленное применение, которое, в свою очередь, обусловлено огромным количеством исследований, проведенных в этой области [11–16]. В различных странах проводили сравнительные экспериментальные исследования лазерного, дугового и гибридного процессов с позиции механических свойств и геометрии металла шва [5,7]. Проводились исследования гибридных процессов с применением различных лазерных источников [3,17]; определялось влияние зазора, формы разделки кромок, а также технологических параметров лазерно-дуговой гибридной сварки на геометрию сварного соединения.

К проведенным теоретическим исследованиям относится разработка модели плавления

электрода, исследование характеристик источников энергии по отдельности [18, 19], влияние изменения параметров лазерного излучения при его прохождении через дугу, определение макроскопических свойств плазмы, формирование плазменного факела. Создаются модели [20–24] для расчета распределения температуры, скорости частиц в расплавленном металле, прогнозирования порообразования и геометрии сварного соединения. К наиболее значительным вкладам в теоретические исследования лазерно-дугового процесса относятся модели динамического поведения сварочной ванны, модели прогнозирования химического состава металла в зоне воздействия луча, структура и свойства металла шва и зоны термического влияния.

Из сказанного выше можно утверждать, что технология гибридной лазерной сварки является перспективным направлением развития сварочного производства. В настоящее время принципы формирования микроструктуры во взаимосвязи с механическими свойствами металла шва являются недостаточно изученной темой в процессах сварки с двумя и более источниками тепла.

Цель работы заключается в исследовании структуры и механических свойств сварного шва ферритно-перлитной стали 09Г2С, полученного методом гибридной лазерно-дуговой сварки.

Методика исследований

Исследования сварных швов гибридной лазерно-дуговой сварки (ГЛС) проводились на листовом прокате ферритно-перлитной стали 09Г2С. Химический состав стали приведен в табл. 1. В качестве заготовок использовались пластины толщиной 12 мм и размером 300×120 мм.

Схема получения образцов приведена на рис. 1. Для получения неразъемных соединений использовался иттербиевый волоконный лазер производства компании IPG с длиной волны 1,03 мкм. При сварке лазерное излучение было направлено перпендикулярно к плоскости заготовок, фокус лазерного излучения находился на плоскости лицевой поверхности сварных заготовок. Плоскопараллельные заготовки фиксировались на сварочном столе механическим устройством. Для достижения полного проплавления выдерживался воздушный зазор между

Таблица 1

Table 1

Химический состав стали 09Г2С (массовая доля элементов, %)

Chemical composition of 13Mn6 steel (mass fraction of elements, %)

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	V	Fe
До 0,12	0,5...0,8	1,3...1,7	До 0,3	До 0,035	До 0,03	До 0,3	До 0,3	До 0,12	Bal.

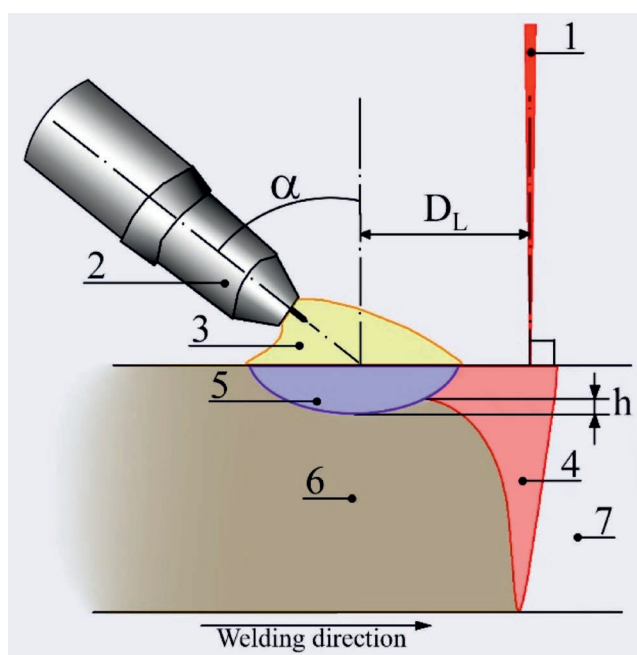


Рис. 1. Схема гибридной лазерно-дуговой сварки:

1 – луч лазера; 2 – сварочная горелка; 3 – плазма дугового источника; 4 – сварочная ванна от лазерного источника; 5 – сварочная ванна от дугового источника; 6 – сварной шов; 7 – свариваемые заготовки; α – угол наклона сварочной горелки; D_L – расстояние между центрами сварочных ванн лазерного и дугового источника; h – высота вторично переплавленного дуговым источником слоя

Fig. 1. Hybrid laser-arc welding scheme:

1 – laser beam; 2 – welding torch; 3 – arc source plasma; 4 – laser source molten pool; 5 – arc source molten pool; 6 – weld seam; 7 – workpieces to be welded; α – welding torch angle; D_L – distance between centers of laser and arc source molten pools; h – the height of the secondary remelted arc source layer

свариваемыми пластинами, величина которого составляла 0,8 мм. Такая величина зазора обеспечивала наибольшую эффективность сварочного процесса.

Постановка сварочной горелки производилась следующим образом. Сварочная горелка дугового источника находилась за лазерным источником на расстоянии $D_L = 8,0$ мм, что дало

возможность разделить две взаимодействующие зоны: сварочную ванну от лазерного источника и сварочную ванну от дугового источника. Сварочная горелка была отклонена на угол $\alpha = 50^\circ$. Кроме того, для получения большей площади взаимодействия между ваннами расплава, образованных посредством лазерного и дугового источника, сварочная горелка была наклонена в сторону от нормального положения на 17° . Мощность лазерного излучения при сварке составляла 10 кВт, ток дуги – 184 А, напряжение дуги – 26,2 В, скорость сварки – 1 м/мин.

Из полученных неразъемных соединений на электроискровом станке вырезались образцы для проведения исследований структуры шва и его механических свойств. Исследования макро- и микроструктуры проводились на полированных и травленных в растворе (4 мл HNO_3 + 96 мл $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) шлифах поперечного сечения с использованием металлографического микроскопа Альтами МЕТ 1С.

Исследования механических свойств осуществлялись двумя способами. Первый способ заключался в измерении микротвердости методом Виккерса на микротвердомере Duramin 5 при нагрузке в 50 г. Измерения производились по четырем траекториям, указанным на рис. 2, а белыми линиями. Верхняя линия измерений 1 микротвердости полностью лежит в зоне воздействия дугового источника. Горизонтальная линия измерений 2 микротвердости проходит через границу между сварочными ваннами от дугового и лазерного источника. Горизонтальная линия 3 полностью проходит через зону сварочной ванны, полученной лазерным источником; вертикальная штриховая линия 4 – траектория измерений микротвердости от лицевой стороны шва зоны плавления дуговым источником до корня шва – представляет собой зону плавления лазерным источником. Вертикальная траектория измерений качественно покажет изменения в

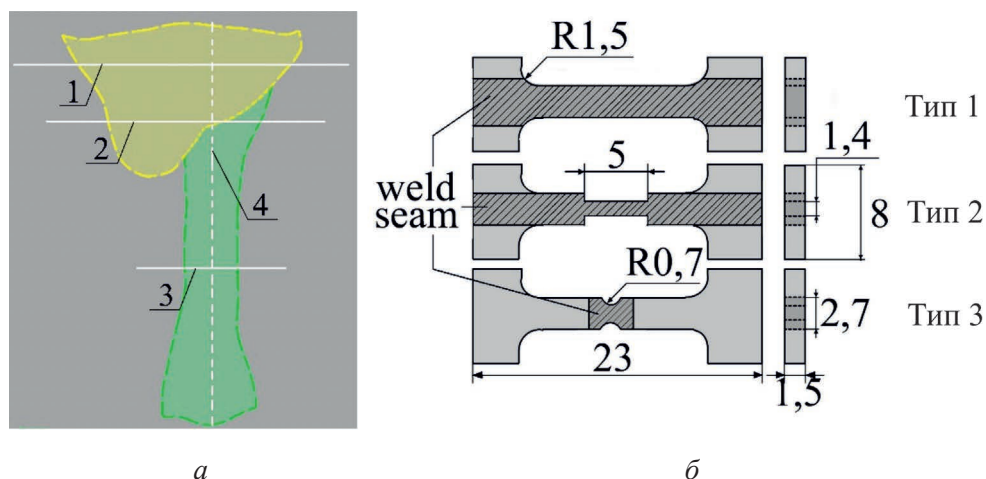


Рис. 2. Схемы проведения экспериментальных исследований:

a – траектории измерения микротвердости в вертикальном и горизонтальном направлении; *б* – схема вырезки нестандартных образцов для испытаний на статическое растяжение: тип 1 – образец для исследования механических свойств в продольном направлении сварного шва в области дугового источника; тип 2 – утоненный в области плавления лазерным излучением образец для исследования механических свойств в продольном направлении сварного шва; тип 3 – образец для исследования механических свойств в поперечном направлении сварного шва с утонением в области металла шва

Fig. 2. Experimental studies design:

a – Vertical and horizontal microhardness measurement directions; *б* – Tensile testing of non-standard specimens: type 1 – Sample for investigation of mechanical properties in the longitudinal direction of the weld in the arc source area; type 2 – specimen thinning for investigation of mechanical properties in the longitudinal direction of the weld in the field of laser radiation melting; type 3 – Sample for investigation of mechanical properties in the transverse direction of the weld with thinning in the area of the weld metal

значениях микротвердости, происходящие с переходом от зоны плавления дуговым источником к зоне плавления лазерным источником.

Второй способ заключался в исследовании на статическое растяжение. Исследования проводили как на стандартных, так и на специально подготовленных образцах меньшего размера, позволяющих испытать металл шва разных зон плавления – дуговой и лазерной. При изготовлении нестандартных образцов для испытаний на статическое растяжение осуществлялась их резка на электроискровом станке по схеме, указанной на рис. 2, б. Затем рабочая поверхность подготавливалась наждачной бумагой разной зернистости с последующей полировкой и травлением для выявления места последующего утонения. Для испытания нестандартных образцов на растяжение была изготовлена соответствующая оснастка. Испытания на статическое растяжение проводились на машине Testsystems 110M-10 при комнатной температуре.

Результаты и обсуждения

При постановке эксперимента предполагалось расширить границу между взаимодействующими ваннами расплава, такими как зона плавления дуговым источником и зона плавления под действием лазерного излучения. В результате форма шва при наклоне сварочной горелки в сторону на 17° оказалась отличной от форм, исследуемых ранее [12, 15, 25, 26]. В совокупности с увеличением расстояния D_L была получена отчетливо различимая граница между зонами плавления от обоих источников тепла.

На рис. 3, а показана макроструктура шва с выделенными основными зонами сварочного процесса: желтым контуром обозначена зона плавления дуговым источником, зеленым контуром – зона плавления лазерным источником, синим пунктиром – границы зоны термического влияния (ЗТВ). На рис. 3, б–г представлена структура зон влияния тепловых источников на исходный металл в сварочном процессе под

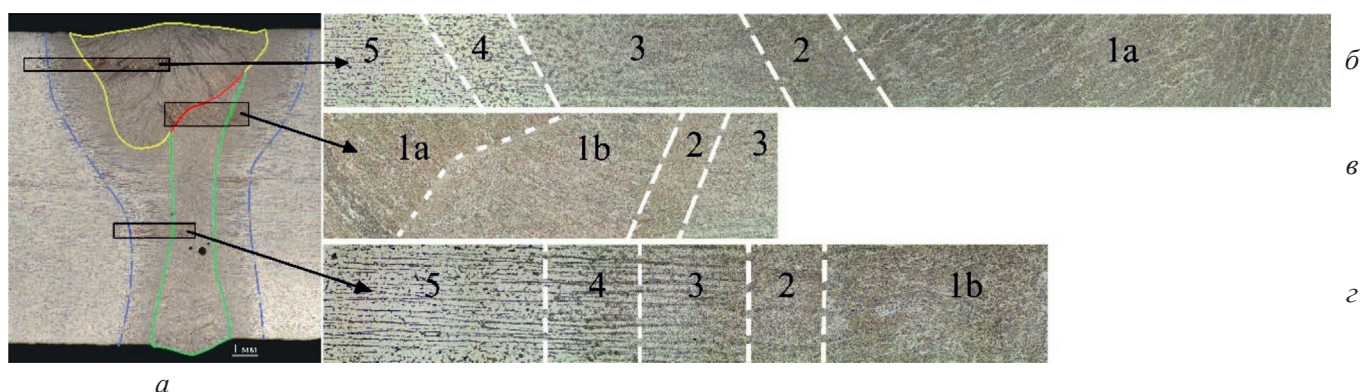


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения гибридной лазерно-дуговой сварки:

1a – металл шва после воздействия дугового источника; 1b – металл шва после воздействия лазерного излучения; 2 – ЗТВ с крупнозернистой структурой; 3 – ЗТВ с мелкозернистой структурой; 4 – зона перегрева исходного металла, начало фазовых превращений; 5 – исходный металл

Fig. 3. Microstructure of welded joint of hybrid laser-arc welding:

1a – weld metal after influence of arc source; 1b – weld metal after influence of laser radiation; 2 – HAZ with coarse-grained structure; 3 – HAZ with fine-grained structure; 4 – zone of overheating of the base metal, the beginning of phase transformations; 5 – base metal

большим увеличением. По мере приближения от исходного металла (зона 5) к металлу шва (зона 1a) наблюдаются изменения в структуре исходного материала. Исследуемая конструкционная сталь является двухфазной, состоящей из феррита и перлита. При перегреве из пластинчатого цементита начинает выделяться углерод, что приводит к распаду перлитных колоний, наблюдается (зона 4) рекристаллизация ферритного зерна. Зона 3 представляет собой мелкозернистую структуру, имеет место процесс нормализации. Более крупнозернистая структура наблюдается в отмеченной зоне 2. Металл шва (зона 1a), полученный после плавления дуговым источником, представляет собой столбчатую структуру, причем по краям переплавленного объема более измельченную, чем в его центре. Это объясняется разной тепловой историей в центре зоны 1a и по мере приближения к ее краям.

На рис. 3, в показана граница между зоной плавления дуговым источником (зона 1a) и зоной плавления лазерным источником (зона 1b), также присутствуют описанные выше зоны 2 и 3.

Участок сварного соединения около зоны плавления лазерным источником показан на рис. 3, г. Прилегающие зоны 2–4 имеют меньшие размеры в силу более высокой удельной мощности лазера и глубокого проплавления с образованием пароголового канала по сравнению с зоной плавления дуговым источником.

Металл шва, переплавленный посредством лазерного излучения, отличается более измельченной столбчатой структурой по сравнению со столбчатыми зернами зоны плавления дуговым источником. Это также обусловлено более высокой скоростью охлаждения в зоне 1b.

При подобных нестационарных условиях микроструктура металла шва в пределах одной зоны (1a или 1b) не должна претерпевать заметно больших изменений, за исключением областей, непосредственно прилегающих к зоне 2 сварного соединения. Однако исследования микротвердости показали некоторые особенности формирования металла шва обеих зон плавления, таких как дуговая (зона 1a) и лазерная (зона 1b).

В области плавления дуговым источником при рассмотрении вертикального профиля микротвердости наблюдается повышение значений микротвердости к центру области переплавленного дугой металла на 0,2 ГПа. Пиковое значение в области дуговой сварки находится на уровне 2,85 ГПа. При достижении своего пикового значения и приближении к зоне плавления лазером наблюдается постепенное понижение микротвердости.

На рис. 4, а в области, выделенной черным овальным контуром, значение микротвердости понижается до 2,75 ГПа, что обуславливается отпуском металла шва, представляющего собой мартенсит. Ввиду данной постановки экспери-

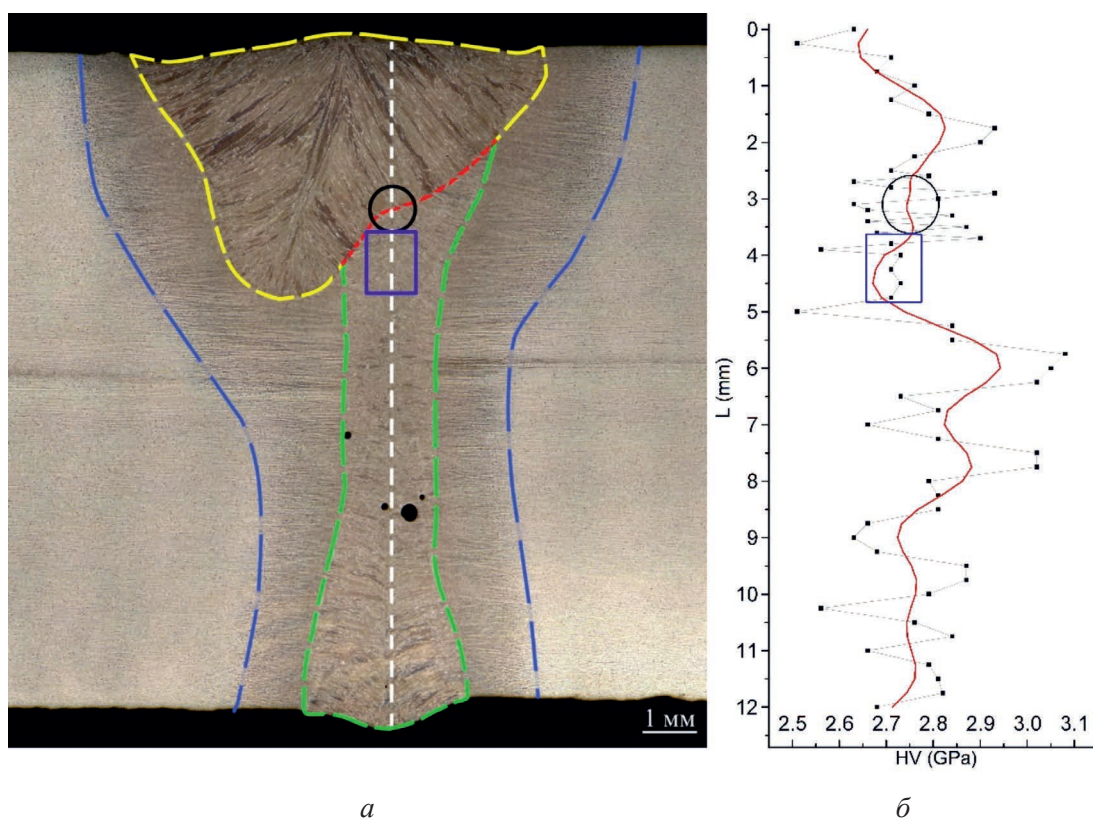


Рис. 4. Определение микротвердости:

a – макроструктура сварного шва; *б* – профиль микротвердости по вертикальной траектории 4

Fig. 4. Microhardness test:

a – Weld seam macrostructure; *б* – Microhardness profile along the vertical direction 4

мента после прохождения лазера происходит кристаллизация ванны расплава, а затем – вторичное переплавление под действием уже электрической дуги. В процессе плавления электрической дугой температура металла в месте плавления лазером намного выше изначальной комнатной температуры. Вследствие этого происходит понижение скорости охлаждения зоны плавления дуговым источником и небольшой отпуск образовавшегося мартенсита.

Вместе с тем уже затвердевший металл шва зоны плавления лазерным источником разогревается, не достигая температуры плавления, и далее остывает естественным образом. В данном цикле нагрева и охлаждения происходит также процесс отпуска с понижением твердости рассматриваемого участка. На рис. 4, *a* синим прямоугольником выделена область, где по измеренным значениям микротвердости наблюдается процесс отпуска.

Далее наблюдается пиковое значение микротвердости зоны плавления лазерным источником, которое составляет более 2,9 ГПа. На-

ходится этот пик значений микротвердости на расстоянии 3 мм от границы взаимодействия двух зон плавления – дуговой и лазерной. Это обусловлено тем, что вторичное тепловое воздействие от электрической дуги в этой области уже не играет существенной роли, и процесса отпуска не происходит. При приближении к корню шва в значениях профиля микротвердости наблюдается качественный спад. В формировании профиля микротвердости начинают играть свою роль краевые условия. При достижении корня шва, границы металла уменьшается скорость охлаждения металла по сравнению с зонами металла шва, находящимися ближе к центру по толщине. Соответственно чем ниже скорость охлаждения, тем ниже значение микротвердости металла шва и более существенное влияние имеет процесс отпуска области металла шва, произведенной лазерным излучением. Спад значений микротвердости происходит постепенно, как показано на рис. 4, *б*.

При рассмотрении профиля микротвердости зоны дуговой сварки в поперечном сечении по

горизонтальной траектории 1 (см. рис. 2, а) наблюдаем постепенное увеличение микротвердости, достигающее своего пикового значения в 2,9 ГПа вблизи границы зоны плавления и прилегающей к ней зоны 2. Далее происходит снижение значения микротвердости к центру области плавления дуговым источником. Это согласуется с соотношением Холла–Петча: в зоне дугового источника по краям визуально наблюдается более мелкая дендритная структура (рис. 3, б) по сравнению с центром зоны плавления дуговым источником, и соответственно в профиле микротвердости это проявляется изменением значений микротвердости в данной зоне. На рис. 5 черными стрелками показаны области повышенных значений микротвердости в исследуемой зоне.

Профиль значений микротвердости по траектории 2 (см. рис. 2, а) в области границы между двумя зонами плавления, дуговой и лазерной, представлены на рис. 6 зеленым цветом. Профиль значений микротвердости, измеренный в области лазерной сварки, траектория 3 (рис. 2, а), показан также на рис. 6 красным цветом. Существенных изменений профиля микротвердости по траектории 2 по сравнению с профилем микротвердости ванны расплава дугового источника не выявлено. Единственной отличительной особенностью является небольшое повышение микротвердости в центре сварного соединения вблизи границы между двумя ваннами расплава. Профиль микротвердости в области лазерной сварки представляет собой резкий подъем значений микротвердости, превышающий 3,0 ГПа, и затем спад к значениям основного металла. Для

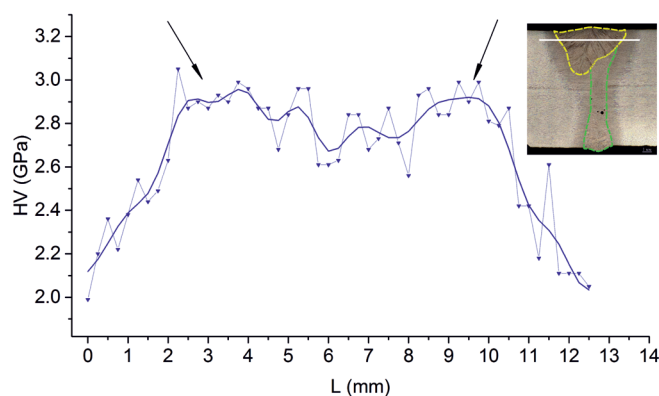


Рис. 5. Профиль микротвердости зоны плавления дуговым источником по траектории 1

Fig. 5. The microhardness profile melting zone arc direction 1

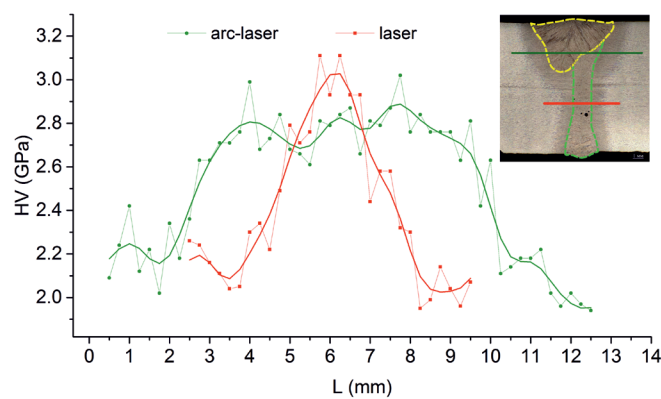


Рис. 6. Профили микротвердости сварного шва по траекториям 2 (зеленый цвет) и 3 (красный цвет)

Fig. 6. Microhardness profiles of the weld along direction 2 (green) and 3 (red)

лазерной сварки подобный вид кривой – это характерная черта, встречающаяся в других исследованиях [27, 28].

Наряду с представленными измерениями микротвердости проведен ряд испытаний на статическое растяжение. Так как данный сплав в литом состоянии имеет повышенную твердость и прочность по сравнению с основным металлом, были вырезаны нестандартные образцы, позволяющие оценить механические свойства металла шва в различных зонах. На рис. 7, а показаны нестандартные образцы с необходимым утонением в зоне металла шва для проведения испытаний на статическое растяжение.

По результатам испытаний сварного шва на статическое растяжение (табл. 2) можно сделать вывод о том, что предел прочности металла шва в зоне плавления дуговым источником оказался в среднем выше, чем в зоне плавления лазерным

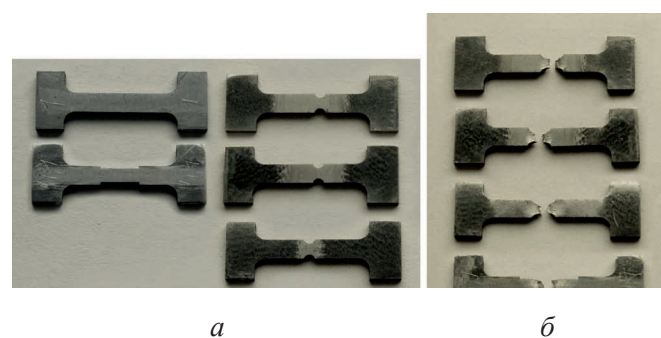


Рис. 7. Примеры нестандартных образцов для испытаний на статическое растяжение до испытаний (а) и после испытаний на статическое растяжение (б)

Fig. 7. Examples of non-standard specimens for static tensile testing before (a) and after static tensile testing (б)

Результаты испытаний металла шва разных зон сварки на статическое растяжение

The test results of weld metal of different welding zones for static tensile strength

Образец	Тип образца	Положение разрушения	Предел прочности при растяжении, МПа	Среднее значение предела прочности при растяжении, МПа
3.1 laser	2, вдоль	Металл шва	650	722
4.1 laser	2, вдоль	Металл шва	767	
4 laser	2, вдоль	Металл шва	750	
1.1 arc	1, вдоль	Металл шва	783	755
1 arc	1, вдоль	Металл шва	728	
2.1 arc+laser	1, вдоль	Металл шва	755	755
2 arc+laser	1, вдоль	Металл шва	754	
2.0 arc+laser	3, поперек	Металл шва	847	869
2.1 arc+laser	3, поперек	Металл шва	892	
1.1 arc	3, поперек	Металл шва	894	900
1.0 arc	3, поперек	Металл шва	906	
4.1 laser	3, поперек	Металл шва	875	877
3.1 laser I	3, поперек	Металл шва	887	
4.0 laser	3, поперек	Металл шва	877	
3.0 laser	3, поперек	Металл шва	867	
BM	1	Основной металл	538	538

излучением. Данные испытаний образцов, вырезанных из области границы между дуговой и лазерной ванной расплава, оказались не так однозначны. По полученным данным сложно сказать о прочностных характеристиках этой зоны. Образец под маркировкой «BM» – образец для определения предела прочности основного металла.

Необходимо отметить, что по полученным данным испытаний предел прочности при растяжении образцов в поперечном направлении к сварному шву выше предела прочности металла шва в продольном направлении более чем на 100 МПа.

Ввиду подготовки образцов типа 3 с овальным утонением в области металла шва о происходящей деформации образца во время растяжения судить некорректно из-за маленькой рабочей части образца. В данном случае предел прочности при растяжении является главной характеристикой в испытании.

Напротив, образцы, вырезанные вдоль сварного соединения из разных зон металла шва, несут в себе данные не только о пределе проч-

ности, но и информацию о деформации образца при испытаниях. В образцах, вырезанных по типу 1 и 2, дендритная структура направлена под углом $\approx 90^\circ$ к прилагаемому напряжению при испытании на статическое растяжение. На рис. 8 продемонстрированы кривые, полученные во время испытаний на статическое растяжение. Однозначно определяется, что образцы зоны плавления лазерным излучением менее пластичны, чем образцы зоны плавления дуговым источником. Подобное поведение металла шва согласуется с данными микротвердости. В зоне воздействия чисто лазерным излучением, значения микротвердости выше, чем в других зонах, что не может не сказаться на пластичности материала.

Образцы на растяжение, вырезанные из области границы между дуговой и лазерной ванной расплава (рис. 8, кривые красного цвета), как оговаривалось выше, не удалось интерпретировать однозначно. Одна кривая лежит в области пластичности образцов зоны лазерного плавления, вторая же, напротив, – в зоне плавления дугового источника.

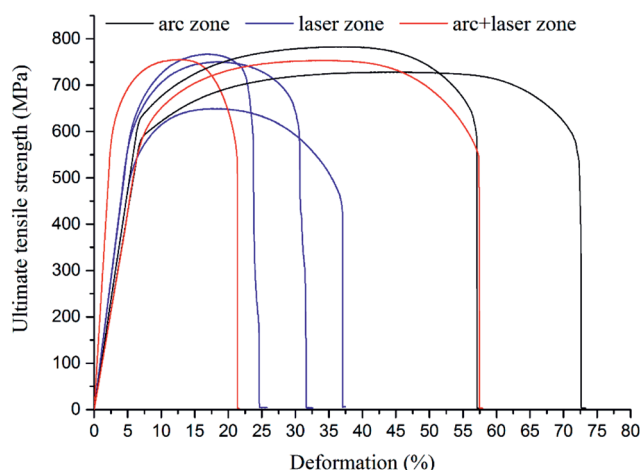


Рис. 8. Кривые испытания на статическое растяжение металла шва в области влияния лазера (синие кривые), в области влияния дугового источника (красные кривые) и в области границы между зонами влияния двух источников тепла (зеленые кривые)

Fig. 8. Static tensile test curves of the weld metal in the laser area (blue curves), in the arc source area (red curves) and in the area of the boundary between the two heat sources (green curves)

Выводы

Исследована структура и механические свойства металла шва гибридной лазерно-дуговой сварки. На основании проделанной работы сделаны следующие выводы.

Структура зон плавления от дугового и лазерного источника исследованных образцов является неоднородной. Дендритная структура шва в области плавления дуговым источником представлена более крупными столбчатыми зёрнами, чем в области плавления лазерным источником.

Микротвердость металла шва выше значений микротвердости в исходном металле в среднем на 0,85 ГПа. Профиль микротвердости от лицевой стороны шва к его корню, охватывающий две зоны плавления – дуговую и лазерную, изменяется в зависимости от тепловой истории сварочного процесса.

Проведенные испытания на статическое растяжение металла шва дуговой и лазерной зон плавления различны между собой. В зависимости от направления роста дендритов по отношению к напряжению при испытаниях наблюдается анизотропия металла шва. Полученные значения предела прочности металла шва во взаимно перпендикулярных направлениях в области дуговой сварки отличаются на 145 МПа и составляют

755 МПа – для образцов, вырезанных вдоль направления сварки, и 900 МПа – для образцов, вырезанных перпендикулярно направлению сварки. В области лазерной сварки отличие составляет 155 МПа и значения предела прочности – 722 и 877 МПа соответственно.

Список литературы

1. Methods and apparatus for cutting, welding, drilling and surface treating: patent 1547172, Great Britain / W.M. Steen. – Publ. date: 06.06.1979.
2. A comparative study on the microstructure and properties of copper joint between MIG welding and laser-MIG hybrid welding / L.-J. Zhang, Q.-L. Bai, J. Ning, A. Wang, J.-N. Yang, X.-Q. Yin, J.-X. Zhang // Materials and Design. – 2016. – Vol. 110. – P. 35–50. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.117.
3. Wu S., Xiao R. Effect of high power CO₂ and Yb : YAG laser radiation on the characteristics of TIG arc in atmospherical pressure argon and helium // Optics and Laser Technology. – 2015. – Vol. 67. – P. 169–175. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2014.10.018.
4. Oyyaravelu R., Kuppan P., Arivazhagan N. Comparative study on metallurgical and mechanical properties of laser and laser-arc-hybrid welding of HSLA steel // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5. – P. 12693–12705. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.253.
5. Comparison between hybrid laser-MIG welding and MIG welding for the invar36 alloy / X. Zhan, Y. Li, W. Ou, F. Yu, J. Chen, Y. Wei // Optics and Laser Technology. – 2016. – Vol. 85. – P. 75–84. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.06.001.
6. Effects of coupling between the laser plasma and two arcs on metal transfer in CO₂ laser double-wire MIG hybrid welding / L. Hu, J. Huang, Ch. Liu, X. Liu, D. Hou, Ch. Xu, Y. Zhao // Optics and Laser Technology. – 2018. – Vol. 105. – P. 152–161. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2018.02.044.
7. Yan J., Gao M., Zeng X. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding // Optics and Lasers in Engineering. – 2010. – Vol. 48. – P. 512–517. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.08.009.
8. Process stability during fiber laser-arc hybrid welding of thick steel plates / I. Bunaziv, J. Frostevarg, O.M. Akselsen, A.F.H. Kaplan // Optics and Lasers in Engineering. – 2018. – Vol. 102. – P. 34–44. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2017.10.020.
9. Deep penetration fiber laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel / I. Bunaziv, O.M. Akselsen, J. Frostevarg, A.F.H. Kaplan // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 256. – P. 216–228. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.026.



10. Laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel / I. Bunaziv, O.M. Akselsen, J. Frostevarg, A.F.H. Kaplan. *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 259. – P. 75–87. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.04.019.
11. *Casalino G., Campanelli S., Ludovico A.D.* Hybrid welding of AA5754-H111 alloy using a fiber laser // *Advanced Materials Research*. – 2012. – Vol. 628. – P. 193–198. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.628.193.
12. Weld microstructure and shape of laser-arc hybrid welding / M. Gao, X.Y. Zeng, Q.W. Hu, J. Yan // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2008. – Vol. 13. – P. 106–113. – DOI: 10.1179/174329307x249388.
13. *Zhang C., Gao M., Zeng X.* Effect of microstructural characteristics on high cycle fatigue properties of laser-arc hybrid welded AA6082 aluminum alloy // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 231. – P. 479–487. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.01.019.
14. *Frostevarg J., Kaplan A.F.H.* Undercuts in laser arc hybrid welding // *Physics Procedia*. – 2014. – Vol. 56. – P. 663–672. – DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.071.
15. Microstructure and mechanical properties of laser-arc hybrid welding joint of GH909 alloy / T. Liu, F. Yan, S. Liu, R. Li, Ch. Wang, X. Hu // *Optics and Laser Technology*. – 2016. – Vol. 80. – P. 56–66. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2015.12.020.
16. Hybrid laser arc welding of X80 steel: influence of welding speed and preheating on the microstructure and mechanical properties / G. Turichin, M. Kuznetsov, M. Sokolov, A. Salminen // *Physics Procedia*. – 2015. – Vol. 78. – P. 35–44. – DOI: 10.1016/j.phpro.2015.11.015.
17. Technology fiber laser-MIG hybrid welding of 5 mm 5083 aluminum alloy / I. Bunaziv, O.M. Akselsen, A. Salminen, A. Unt // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 233. – P. 107–114.
18. *Alzahrani F.S., Abbas I.A.* Fractional order theory in a semiconductor medium photogenerated by a focused laser beam // *Physical Mesomechanics*. – 2018. – Vol. 21. – P. 117–123. – DOI: 10.1134/S1029959918020042.
19. Investigation of arc behaviour and metal transfer in cross arc welding / L. Zhang, S. Su, J. Wang, S.J. Chen // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2019. – Vol. 37. – P. 124–129. – DOI: 10.1016/J.JMAPRO.2018.11.018.
20. *Wu C.S., Zhang H.T., Chen J.* Numerical simulation of keyhole behaviors and fluid dynamics in laser–gas metal arc hybrid welding of ferrite stainless steel plates // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2017. – Vol. 25. – P. 235–245. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2016.11.009.
21. Modelling of fluid flow phenomenon in laser + GMAW hybrid welding of aluminum alloy considering three phase coupling and arc plasma shear stress / G. Xu, P. Li, Q. Cao, Q. Hu, X. Gu, B. Du // *Optics and Laser Technology*. – 2018. – Vol. 100. – P. 244–255. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.10.009.
22. Numerical simulation of droplet shapes in laser-MIG hybrid welding / Z. Lei, L. Ni, B. Li, K. Zhang // *Optics and Laser Technology*. – 2017. – Vol. 88. – P. 1–10. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.08.011.
23. Technology numerical simulation of temperature field fluid flow and weld bead formation in oscillating single mode laser-GMA hybrid welding / X.S. Gao, C.S. Wu, S.F. Goecke, H. Kügler // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 242. – P. 147–159. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.11.028.
24. *Rana A.K., Paul S.K., Dey P.P.* Effect of martensite volume fraction on strain partitioning behavior of dual phase steel // *Physical Mesomechanics*. – 2018. – Vol. 21. – P. 333–340. – DOI: 10.1134/S1029959917040070.
25. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure S. Liu, G. Mi, F. Yan, C. Wang, P. Jiang // *Optics and Laser Technology*. – 2017. – Vol. 94. – p. 59–67. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.03.004.
26. Study on microstructures and mechanical properties of laser-arc hybrid welded S355J2W+N steel / S. Zhen, Z. Duan, D. Sun, Y. Li, D. Gao, H. Li // *Optics and Laser Technology*. – 2014. – Vol. 59. – P. 11–18. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2013.11.021.
27. Laser welding of fusion relevant steels for the European DEMO / S. Kirk, W. Suder, K. Keogh, T. Tremethick, A. Loving // *Fusion Engineering and Design*. – 2018. – Vol. 136. – P. 612–616. – DOI: 10.1016/j.fusengdes.2018.03.039.
28. Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel / P.H.O.M. Alves, M.S.F. Lima, D. Raabe, H.R.Z. Sandim // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 252. – P. 498–510. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.10.008.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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



Structure and Mechanical Properties of Weld Metal Formed by Hybrid Laser-Arc Welding of 13Mn6 Steel

Andrey Vorontsov^{1, a, *}, Kseniya Osipovich^{1, b}, Andrey Chumaevskii^{1, c}, Veronika Utyaganova^{1, d},
 Anton Malyuk^{2, e}, Alexandr Stupakov^{2, f}, Evgeny Kolubaev^{1, g}, Valery Rubtsov^{1, h}

^a <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.com, ^b <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, osipovich_k@ispms.tsc.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, tch7av@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, filaret_2012@mail.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0002-7737-4233>, antohindenis@mail.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0002-7899-053X>, ans52@tpu.ru,
^g <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, ek@ispms.ru, ^h <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 21 February 2019

Revised: 18 March 2019

Accepted: 11 April 2019

Available online: 15 June 2019

Keywords:

Structural steel

HLAW

Weld seam structure

Mechanical properties

Weld metal

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. Hybrid laser-arc welding (HLAW) is an advanced technique of permanent joint formation. A distinctive feature of this process is the interaction of two heat sources in one melt welding bath. With the help of this type of welding it is possible to weld thick-walled metal workpieces in one pass without cutting edges at high speed. Due to the fact that this welding process involves two heat sources that influence each other in the welding process and form molten pools with different characteristics and different structure after solidification, the study of the relationship between the formation of the weld structure and its mechanical properties is still relevant. Research of welds on the example of structural steel 13Mn6 is an important study in welding engineering. **The aim** of the work is to investigate the structure and mechanical properties of weld metal formed by hybrid laser-arc welding. **Results and discussion.** On the basis of the obtained data it is possible to draw a conclusion that the weld metal formed by hybrid laser-arc welding is heterogeneous. The heterogeneity is shown in different directions both in the microstructure and in the results of the microhardness study. Measurements of microhardness inside the weld clearly demonstrate the thermal history of the hybrid laser-arc welding process. The boundary area of the two molten pools has a reduced hardness in comparison to the arc or laser melting zones only. Static tensile tests on the weld metal have shown differences between the arc and laser melt pools. Mechanical test results also demonstrated seam metal anisotropy in mutually perpendicular directions.

For citation: Vorontsov A.V., Osipovich K.S., Chumaevskii A.V., Utyaganova V.R., Malyuk A.P., Stupakov A.N., Kolubaev E.A., Rubtsov V.E. Structure and mechanical properties of weld metal formed by hybrid laser-arc welding of 13Mn6 steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 84–96. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-84-96. (In Russian).

References

1. Steen W.M. *Methods and apparatus for cutting, welding, drilling and surface treating*. Patent Great Britain, no. 1547172, 1979.
2. Zhang L.-J., Bai Q.-L., Ning J., Wang A., Yang J.-N., Yin X.-Q., Zhang J.-X. A comparative study on the microstructure and properties of copper joint between MIG welding and laser-MIG hybrid welding. *Materials and Design*, 2016, vol. 110, pp. 35–50. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.117.

* Corresponding author

Vorontsov Andrey V., Postgraduate, Junior researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 Siberian Branch of Russian Academy of Science,
 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation
 Tel.: +7 (983) 239-3417, e-mail: vav@ispms.ru

3. Wu S., Xiao R. Effect of high power CO₂ and Yb: YAG laser radiation on the characteristics of TIG arc in atmospherical pressure argon and helium. *Optics and Laser Technology*, 2015, vol. 67, pp. 169–175. DOI: 10.1016/j.optlastec.2014.10.018.
4. Oyyaravelu R., Kuppan P., Arivazhagan N. Comparative study on metallurgical and mechanical properties of laser and laser-arc-hybrid welding of HSLA steel. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, pp. 12693–12705. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.253.
5. Zhan X., Li Y., Ou W., Yu F., Chen J., Wei Y. Comparison between hybrid laser-MIG welding and MIG welding for the invar36 alloy. *Optics and Laser Technology*, 2016, vol. 85, pp. 75–84. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.06.001.
6. Hu, Lianhai; Huang, Jian; Liu, Chuntao; Liu, Xiaolin; Hou, Debin; Xu, Changling; Zhao, Yang. Effects of coupling between the laser plasma and two arcs on metal transfer in CO₂ laser double-wire MIG hybrid welding. *Optics and Laser Technology*, 2018, vol. 105, pp. 152–161. DOI: 10.1016/j.optlastec.2018.02.044.
7. Yan J., Gao M., Zeng X. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding. *Optics and Lasers in Engineering*, 2010, vol. 48, pp. 512–517. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.08.009.
8. Bunaziv I., Frostevarg J., Akselsen O.M., Kaplan A.F.H. Process stability during fiber laser-arc hybrid welding of thick steel plates. *Optics and Lasers in Engineering*, 2018, vol. 102, pp. 34–44. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2017.10.020.
9. Bunaziv I., Akselsen O.M., Frostevarg J., Kaplan A.F.H. Deep penetration fiber laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 256, pp. 216–228. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.026.
10. Bunaziv I., Akselsen O.M., Frostevarg J., Kaplan A.F.H. Laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 259, pp. 75–87. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.04.019.
11. Casalino G., Campanelli S., Ludovico A.D. Hybrid welding of AA5754-H111 alloy using a fiber laser. *Advanced Materials Research*, 2012, vol. 628, pp. 193–198. DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.628.193.
12. Gao M., Zeng X.Y., Hu Q.W., Yan J. Weld microstructure and shape of laser-arc hybrid welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2008, vol. 13, pp. 106–113. DOI: 10.1179/174329307x249388.
13. Zhang C., Gao M., Zeng X. Effect of microstructural characteristics on high cycle fatigue properties of laser-arc hybrid welded AA6082 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 231, pp. 479–487. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.01.019.
14. Frostevarg J., Kaplan A.F.H. Undercuts in laser arc hybrid welding. *Physics Procedia*, 2014, vol. 56, pp. 663–672. DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.071.
15. Liu T., Yan F., Liu S., Li R., Wang Ch., Hu X. Microstructure and mechanical properties of laser-arc hybrid welding joint of GH909 alloy. *Optics and Laser Technology*, 2016, vol. 80, pp. 56–66. DOI: 10.1016/j.optlastec.2015.12.020.
16. Turichin G., Kuznetsov M., Sokolov M., Salminen A. Hybrid laser arc welding of X80 steel: influence of welding speed and preheating on the microstructure and mechanical properties. *Physics Procedia*, 2015, vol. 78, pp. 35–44. DOI: 10.1016/j.phpro.2015.11.015.
17. Bunaziv I., Akselsen O.M., Salminen A., Unt A. Technology fiber laser-MIG hybrid welding of 5 mm 5083 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 233, pp. 107–114.
18. Alzahrani F.S., Abbas I.A. Fractional order theory in a semiconductor medium photogenerated by a focused laser beam. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21, pp. 117–123. DOI: 10.1134/S1029959918020042.
19. Zhang L., Su S., Wang J., Chen S.J. Investigation of arc behaviour and metal transfer in cross arc welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 37, pp. 124–129. DOI: 10.1016/J.JMAPRO.2018.11.018.
20. Wu C.S., Zhang H.T., Chen J. Numerical simulation of keyhole behaviors and fluid dynamics in laser–gas metal arc hybrid welding of ferrite stainless steel plates. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 25, pp. 235–245. DOI: 10.1016/j.jmapro.2016.11.009.
21. Xu G., Li P., Cao Q., Hu Q., Gu X., Du B. Modelling of fluid flow phenomenon in laser + GMAW hybrid welding of aluminum alloy considering three phase coupling and arc plasma shear stress. *Optics and Laser Technology*, 2018, vol. 100, pp. 244–255. DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.10.009.
22. Lei Z., Ni L., Li B., Zhang K. Numerical simulation of droplet shapes in laser-MIG hybrid welding. *Optics and Laser Technology*, 2017, vol. 88, pp. 1–10. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.08.011.

23. Gao X.S., Wu C.S., Goecke S.F., K gler H. Technology numerical simulation of temperature field, fluid flow and weld bead formation in oscillating single mode laser-GMA hybrid welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 242, pp. 147–159. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.11.028.
24. Rana A.K., Paul S.K., Dey P.P. Effect of martensite volume fraction on strain partitioning behavior of dual phase steel. *Physical Mesomechanics*, 2018, vol. 21, pp. 333–340. DOI: 10.1134/s1029959917040070.
25. Liu S., Mi G., Yan F., Wang C., Jiang P. Correlation of high power laser welding parameters with real weld geometry and microstructure. *Optics and Laser Technology*, 2017, vol. 94, pp. 59–67. DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.03.004.
26. Zhen S., Duan Z., Sun D., Li Y., Gao D., Li H. Study on microstructures and mechanical properties of laser-arc hybrid welded S355J2W+N steel. *Optics and Laser Technology*, 2014, vol. 59, pp. 11–18. DOI: 10.1016/j.optlastec.2013.11.021.
27. Kirk S., Suder W., Keogh K., Tremethick T., Loving A. Laser welding of fusion relevant steels for the European DEMO. *Fusion Engineering and Design*, 2018, vol. 136, pp. 612–616. DOI: 10.1016/j.fusengdes.2018.03.039.
28. Alves P.H.O.M., Lima M.S.F., Raabe D., Sandim H.R.Z. Laser beam welding of dual-phase DP1000 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 252, pp. 498–510. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.10.008.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

  2019 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).