

Научноёмкие технологии в машиностроении. 2025. №10 (172). С. 12-22.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2025. №10 (172). P. 12-22.

Научная статья
УДК 621.791.725.053:669.14
doi: 10.30987/2223-4608-2025-10-12-22

Особенности формирования сварного шва при лазерной сварке листовой стали 09Г2С

Борис Николаевич Гузанов¹, д.т.н.

Сергей Вадимович Анахов², д.т.н.

Николай Сергеевич Мичуров³, ст. преподаватель

Дамир Харасович Билалов⁴, к.т.н.

^{1, 2, 4} Уральский государственный педагогический университет,
институт инженерно-педагогического образования, Екатеринбург, Россия

³ Уральский институт государственной противопожарной службы МЧС России, Екатеринбург, Россия

¹ guzanov_bn@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-5698-0018>

² s_anakhov@yahoo.com, <https://orcid.org/0000-0003-1460-6305>

³ n.michurov@ya.ru, <https://orcid.org/0000-0003-1775-6181>

⁴ master_ddd@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4336-5339>

Аннотация. Приведены исследования особенностей формирования структуры и свойств неразъёмных соединений при лазерной сварке листовой стали 09Г2С, полученных после узкоструйной плазменной резки новым плазмотроном типа ПМВР-5.3 без дополнительной механической обработки разделочных швов. Более эффективная работа системы газодинамической стабилизации плазменной дуги данного плазмотрона способствует повышению качества реза, и, как следствие, увеличению коэффициентов поглощения излучения, проплавления и эффективности лазерной сварки. Показано, что при сварке углекислотным лазером происходит формирование сварного соединения с характерной для «кинжального» формой и структурой, состоящей из зоны сварного шва и прилегающей к нему зоны термического влияния (ЗТВ) по обе стороны от центральной оси шва. При этом, ЗТВ по структуре неоднородна и состоит из двух подзон – перегрева и нормализации. В зоне сварного шва отмечается повышение твёрдости основного металла, причем само распределение является симметричным по отношению к оси шва и полностью отражает расположение и протяженность зон кристаллизации и термического влияния в соответствии с данными металлографического анализа. При этом максимальное значение микротвёрдости наблюдается вблизи оси шва, где при кристаллизации образуется мелкодисперсная структура по типу троостита. Показано, что разработанная комплексная технология резки и сварки не изменяет химический состав стали в зоне сварного шва. По результатам механических испытаний сделаны выводы о повышении прочности примерно на 30...35 % и ударной вязкости при некотором снижении пластичности сварных соединений, а также об отсутствии микротрещин, непроваров и вытягивания металла при растяжении по границам сварного шва, что свидетельствует о высоком качестве лазерной сварки по предложенной технологии.

Ключевые слова: лазерная сварка, плазменная резка, конструкционная сталь, сварной шов, зона термического влияния, структурные превращения, дефекты, качество, эффективность

Для цитирования: Гузанов Б.Н., Анахов С.В., Мичуров Н.С., Билалов Д.Х. Особенности формирования сварного шва при лазерной сварке листовой стали 09Г2С // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2025. № 10 (172). С. 12–22. doi: 10.30987/2223-4608-2025-10-12-22

Special features of weld formation for laser welding of sheet steel 09mn2si

Boris N. Guzanov¹, D.Eng.

Sergey V. Anakhov², D.Eng.

Nikolay S. Michurov³, Senior lecturer

Damir K. Bilalov⁴, PhD Eng.

^{1, 2, 4} Ural State Pedagogical University, Institute of Engineering and Pedagogical Education, Yekaterinburg, Russia

³ Ural Institute of the State Fire Service of the Ministry of Emergency Situations of Russia, Yekaterinburg, Russia

¹ guzanov_bn@mail.ru

² s_anakhov@yahoo.com

³ n.michurov@ya.ru

⁴ master_ddd@mail.ru

Abstract. Studies of special features for the formation of the structure and permanent joints properties during laser welding of 09mn2si sheet steel obtained after narrow-stream plasma cutting with a new PMVR-5.3 type plasma torch without additional machining of the gouging welds are presented. More efficient operation of the gas dynamic stabilization system for PTA of this plasma torch improves the cutting quality and, as a result, increases the absorption coefficients of radiation, penetration and laser welding performance. It is shown that a carbon dioxide laser welding contributes to a weld joint formation having a «dagger» shape and structure with a weld zone and an adjacent heat-affected zone (HAZ) on both sides of the CLW. At the same time, HAZ is heterogeneous in structure and consists of two subzones – overheating and normalization. In the weld zone, an increase in the hardness of the base metal is noted, and the distribution itself is symmetrical with respect to the CLW and fully reflects the location and extent of the crystallization and heat-affected zones in accordance with the data of metallographic analysis. In this case, the maximum value of microhardness is observed near the CLW, where a finely dispersed troostite-type structure is formed during crystallization. It is shown that the developed complex cutting and welding technology does not change the chemical composition of the steel in the weld vicinity. Based on the results of mechanical tests, conclusions were drawn about an increase in strength by about 30...35 % and impact strength with a slight decrease in the ductility of weld-in connections, as well as the absence of microcracks, unwelded spots and stretching of metal when stripping along fusion lines, which proves high quality of laser welding using the proposed technology.

Keywords: laser welding, plasma cutting, structural steel, weld, heat-affected zone (HAZ), structural transformations, defects, quality, efficiency

For citation: Guzanov B.N., Anakhov S.V., Michurov N.S., Bilalov D.K. Special features of weld formation for laser welding of sheet steel 09mn2si / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2025. № 10 (172). P. 12–22. doi: 10.30987/2223-4608-2025-10-12-22

Введение

Производство сварных соединений – одна из наиболее востребованных технологий в современном машиностроении, востребованная как при изготовлении новой продукции, так и при ремонтных работах [1, 2]. Как правило, данная технология включает в себя предварительную резку металлопроката и металлоизделий с их последующей сваркой. В настоящее время для этих целей можно использовать большое число как высокоэнергетических (плазменные, лазерные, газовые, электронно-лучевые, гидроабразивные), так и иных способов и методов разделки и сварки. Зачастую, на крупном предприятии может быть в наличии широкий спектр подобного оборудования, что ставит перед производителем непростую задачу выбора оптимального сочетания процессов и технологий, позволяющего получить при наименьших затратах наилучшее качество

неразъемного соединения с наименьшими изменениями в структуре сварного шва и зоне термического влияния при соблюдении требуемых свойств изготовленной металлоконструкции [3].

Опираясь на современный опыт применения упомянутых технологий, можно сделать вывод о наиболее широком применении плазменных методов для разделки металлопроката и о всё более возрастающей роли лазерных технологий во всех сферах машиностроительного производства [4, 5]. В этой связи, целесообразно рассмотреть одну из, вероятно, наиболее эффективных комплексных технологий производства сварных соединений, включающую в себя плазменную разделку металла под сварку с последующей лазерной сваркой полученных элементов соединения. Актуальность рассмотрения данной технологии связана с решением проблемы дополнительной механической обработки разделочных швов после плазменной

резки с применением узкоструйной плазменной технологии, позволяющей не только улучшить качество разделки, но и способствовать увеличению коэффициентов поглощения излучения, проплавления и эффективности лазерной сварки.

Технологии и постановка задачи исследования

Особенностью лазерной обработки материалов является локальный характер теплового воздействия, минимальная термическая деформация, высокие скорости нагрева и охлаждения, высокая точность и качество сварного шва при минимальной зоне термического влияния, что, в целом, обеспечивает возможность получения качественных сварных швов для широкой номенклатуры различных металлических материалов. В то же время, рассматривая применение лазерных технологий обработки металлических материалов как замену традиционных способов сварки плавлением, необходимо в полной мере оценивать некоторые особенности лучевого нагрева и проплавления поверхности кромок соединяемых заготовок.

В первую очередь, необходимо принимать во внимание низкое значение КПД данного процесса, так как результативность лучевой обработки, во многом, зависит от отражающих характеристик поверхности свариваемых металлов. На практике известны различные способы повышения коэффициента поглощения и, соответственно, коэффициента проплавления, что существенно влияет на эффективность и качество лазерной сварки. Как показано в работе [6], коэффициент поглощения зависит от свойств материала, качества и

способа обработки поверхности кромок, что, в свою очередь, определяет разную степень шероховатости реза, форму и ширину зазора при выполнении стыковых соединений листовых материалов.

Так, проведённые комплексные исследования, выполненные авторами [7, 8], по изучению соотношения между коэффициентом поглощения и качеством поверхности кромки реза заготовок показали заметное повышение уровня отраженного излучения на более шероховатых поверхностях по сравнению с относительно гладкими. В этой связи, весьма важно при организации лазерной сварки учитывать относительную степень шероховатости поверхности реза, получаемую при раскрое листа в процессе заготовительных операций, так как она может иметь разную геометрию и изменяться в довольно широких пределах в зависимости от способа обработки.

Проведённые авторами сравнительные комплексные исследования по оценке качества реза металлических материалов с применением высокоэнергетических технологий разделки для производства сварных соединений позволили сделать вывод, что наилучшие результаты по всем нормируемым показателям качества термически разрезанных металлов были получены при использовании узкоструйной воздушно-плазменной резки с применением плазматрона ПМВР-5.3 (оригинальная разработка ООО НПО «Полигон») [9, 10]. Для количественного обоснования валидности полученных экспериментальных данных было проведено исследование параметров микрорельефа поверхности с помощью измерителя шероховатости TR 200 для различных способов высокоэнергетической резки (табл. 1).

1. Сравнение средних показателей шероховатости реза при различных способах разделки

1. Comparison of the average roughness of the cut under different cutting methods

Образец	Оборудование	Ra, мкм	Rz, мкм	Rt, мкм
1	Воздушно-плазменная резка (плазматрон YK200H, HUAYUANFLG-400HD, КНР)	3,30	13,57	16,12
2	Воздушно-плазменная резка (плазматрон ПМВР-5.3, ООО НПО «Полигон», РФ)	2,37	2,87	28,48
3	Газокислородная резка (резак Longteng L32/250 модель D198-2TFG с контроллером высоты CHC-200F)	3,08	15,08	18,29
4	Лазерная резка (Trumpf Trulaser 5030 Classic CO ₂)	14,00	16,46	41,02
5	Гидроабразивная резка (SAMEG3020 ABSX)	5,28	33,39	41,27

Из таблицы видно, что по геометрическим параметрам профиля и шероховатости поверхности реза наиболее приемлемой можно считать резку с использованием плазмотрона ПМВР-5.3, имеющего оригинальную систему газовыхревой стабилизации плазменной дуги, что позволяет его рассматривать как наиболее конкурентоспособную разработку по отношению к зарубежным плазменным устройствам подобного класса. Эти выводы убедительно подтверждают авторы в работе [11], где было показано, что увеличение глубины проплавления с формированием качественного сварного шва при лазерной обработке было получено на уровне шероховатости реза $Rz \sim 2,0...6,3$ мкм, при которой достигается максимальное увеличение коэффициента поглощения на поверхности свариваемых кромок. При дальнейшем увеличении шероховатости возрастает зазор между сопрягаемыми свариваемыми пластинами, и значительная часть лазерного луча

«проваливается» сквозь зазор, что уменьшает коэффициент поглощения, снижая качество и повышая дефектность сварного шва.

В связи с изложенным, целью данной работы явилось исследование особенностей формирования сварного шва при лазерной сварке листовой низколегированной стали с использованием для раскроя узкоструйной технологии воздушно-плазменной резки с помощью плазмотрона ПМВР-5.3 без дополнительной механической обработки разделочных швов.

Материалы и методы исследования

Исследования сварного шва после лазерной сварки были проведены на листовом прокате ферритно-перлитной стали толщиной 10 мм, химический состав которой приведён в табл. 2.

2. Химический состав исследуемой стали, %

2. Chemical composition of the steel under study, %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al
0,091	0,54	1,33	0,026	0,0077	0,094	0,158	0,026	0,016
Cu	Co	Ti	Nb	V	W	Pb	Mg	B
0,143	0,020	< 0,0010	< 0,0040	0,0029	0,0016	0,0096	< 0,0010	0,0016
Sn	Zn	As	Bi	Ca	Ce	Zr	La	Fe
0,0088	< 0,0020	0,015	0,012	0,0010	< 0,0030	0,0036	< 0,0010	97,5

Сравнительная оценка приведённых результатов химического анализа с требованиями ГОСТ 19281-2014 показала, что исследуемые образцы могут быть идентифицированы как сталь 09Г2С, массовая доля основных химических элементов которой находится в пределах допуска для листового горячекатаного проката.

Сварку образцов проводили в стык в специальной струбине после плазменной резки без механической обработки поверхностей кромки реза с использованием углекислотного лазерного комплекса Trumpf Lasercell 1005 мощностью 5 кВт при скорости перемещения луча $v_{св} = 0,021$ м/с и скорости подачи присадочной проволоки СВ-08Г2С $v_{п} = 320$ м/час.

Химический состав определяли на стационарном спектрометре анализа металлов и сплавов SPECTROMAX. Анализ микроструктуры проводили на металлографическом микроскопе Neophot 21 и сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II XMU с рентгеновским энергодисперсионным микроанализатором INCA ENERGY 450. Микротвёрдость пошагово измеряли на приборе ПМТ-3 в поперечном сечении шва в его центральной части с интервалом 0,5 мм при нагрузке 0,5 Н. Испытания сварных соединений на статическое растяжение проводили на универсальной испытательной машине Zwick 250 при комнатной температуре. Для этих испытаний изготавливали образцы по ГОСТ 1497-84, вырезанные вдоль и поперёк сварного соединения с расположением

сварного шва посередине рабочей части образцов. Испытания на ударную вязкость проводили на маятниковом копре МК30 при комнатной температуре на образцах, вырезанных также вдоль и поперёк сварного соединения с расположением сварного шва посередине рабочей части образцов и изготовленных в соответствии с ГОСТ 9454-78. Ультразвуковой контроль дефектов сплошности сварного шва был выполнен с использованием ультразвукового дефектоскопа УД2-70, а величину зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639-82 методом подсчета пересечения границ.

Результаты исследования

В исходном состоянии сталь 09Г2С после нормализации имеет типичную ферритно-перлитную структуру со скрытопластинчатым перлитом (межплоскостное расстояние $\sim 0,3$ мкм) и размером зерна примерно 10...12 мкм при соотношении перлитной и ферритной фаз. Полученное сварное соединение состоит из зоны сварного шва (СШ) и прилегающей к нему зоны термического влияния (ЗТВ) по обе стороны от центральной оси шва, где металл во время сварки нагревается, но не плавится. При этом, ЗТВ по структуре неоднородна и состоит из двух подзон, которые также можно обозначить как зона перегрева (ЗП) и зона нормализации (ЗН). Макроструктура сварного шва приведена на рис. 1.

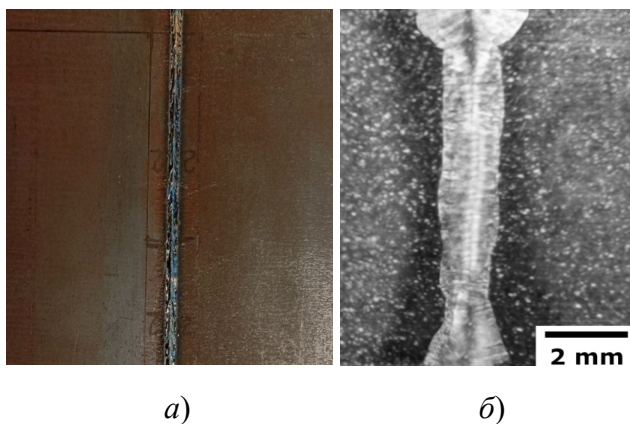


Рис. 1. Внешний вид сварного соединения (а) и его поперечный макрошлиф (б)

Fig. 1. The appearance of the weld (a) and its section (b)

Анализ макроструктуры показывает, что ширина зоны СШ по высоте неодинакова и имеет большую ширину в верхней части, где она равна $\sim 1,7$ мкм, и примерно 1,2 мм в нижней части СШ. При этом ЗТВ по ширине везде примерно одинакова и не превышает 1,4 мм. Подобная неравномерность по ширине в верхней и нижней части СШ является особенностью так называемого «кинжального» проплавления, при котором формируется глубокий сварной шов с верхней «грибовидной» частью (рис. 1, б). Как показано в работе [12], СШ в этом случае образуется за счёт испарения материала и образования плазмы на поверхности. В результате, высокие температуры и давление паров обуславливают расширение верхней части СШ по сравнению с его нижней частью, формируя тем самым подобную форму проплавленного соединения.

Особо следует заметить, что высокоэнергетические процессы при лазерной сварке способствуют возникновению значительного перепада температур (от температуры плавления стали вплоть до комнатной) на относительно узком участке по обе стороны от центральной оси шва. В результате происходящих здесь металлургических процессов происходят определённые структурные превращения, изменяющие морфологию и соотношение ферритных и перлитных фаз в зонах СШ и ЗТВ. Особенно в этом случае, обусловленные температурным воздействием лазерного луча, в сильной степени зависят как от параметров режима сварки, так и вида свариваемого материала. В частности, быстрый нагрев и высокая скорость охлаждения металла в процессе лазерной сварки, как показано в работе [13], могут оказать значительное влияние на кинетику кристаллизации в зоне переплава и размер ЗТВ.

Результаты исследования микроструктуры СШ после лазерной сварки низколегированной малоуглеродистой стали 09Г2С представлены на рис. 2 при различной кратности увеличения.

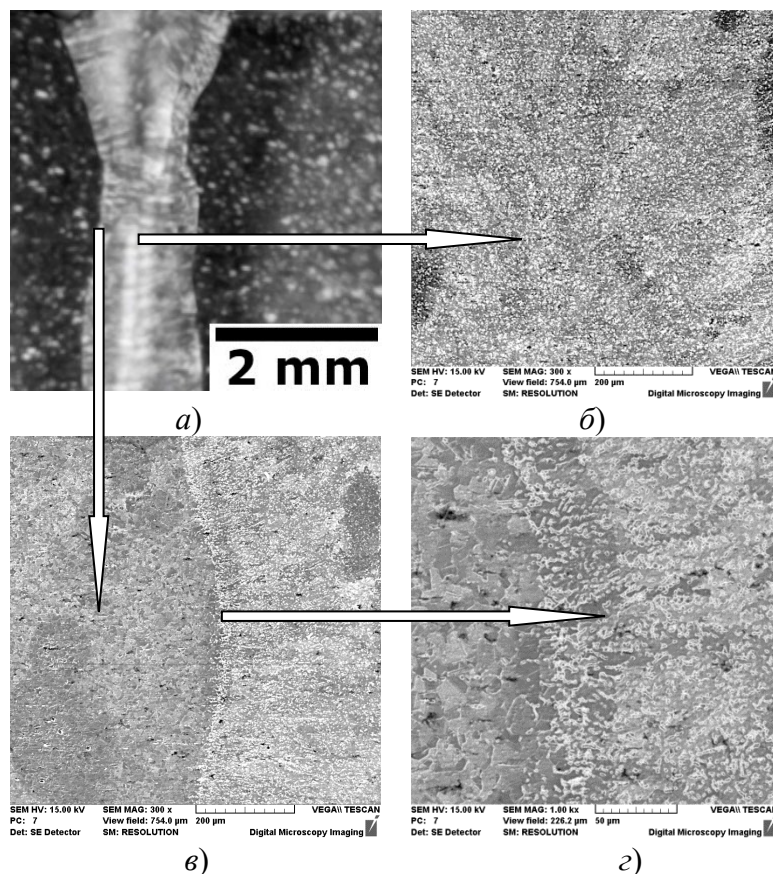


Рис. 2. Структура сварного шва в поперечном сечении соединённых пластин из стали 09Г2С:
a – макрошлиф; *б* – центр; *в*, *г* – ЗТВ

Fig. 2. The structure of the weld in the cross-section of the connected plates made of steel 09mn2si:
a – macrosection; *b* – center; *c*, *d* – HAZ

В структуре СШ после лазерной сварки можно выделить несколько характерных зон, которые сформировались практически идентично в обе стороны от осевой линии шва в процессе первичной кристаллизации из расплава и термического влияния перегретого металла. Следует заметить, что в ЗТВ можно выделить отдельные участки, которые иллюстрируют зону перегрева, образовавшуюся в результате контакта основного металла с расплавом и зону нормализации, в которой металл претерпевает полную фазовую перекристаллизацию. Зона сплавления образована дендритами, ориентированными к центру шва (рис. 2, *a*). На месте стыка дендритов в центральной части шва образовалась мелкодисперсная ферритокарбидная смесь по типу троостита (рис. 2, *б*), которая визуализируется по всей длине сварного соединения.

На границе сплавления с основным металлом из-за быстрого отвода тепла образуется

множество зародышей кристаллов, составляющих переходную зону. Она состоит из мелких равноосных кристаллов (рис. 2, *в*), на основе которых развивается дальнейшая кристаллизация за счет образования и роста дендритов в направлении центра шва. Зона перегрева располагается на границе с зоной расплавленного металла, но не подвергалась плавлению. Для этой зоны характерна крупнозернистая ферритно-перлитная структура с ферритом по типу видманштетта, иглы которого прорастают от границы сплавления вглубь основного металла (рис. 2, *г*). Эта зона заканчивается довольно узким по ширине участком нормализации с мелкозернистой ферритно-перлитной структурой, что свидетельствует о полной фазовой перекристаллизации зерна исходной стали.

Подобное строение СШ, которое сформировалось после лазерной обработки, можно назвать зеркальным, так как оно практически

одинаково по всем структурным показателям и ширине зон относительно центральной линии шва. В результате, исследование микротвёрдости по сечению СШ (рис. 3) показало, что она

имеет свои особенности и значительно отличается по величине от показателей твёрдости основного металла.

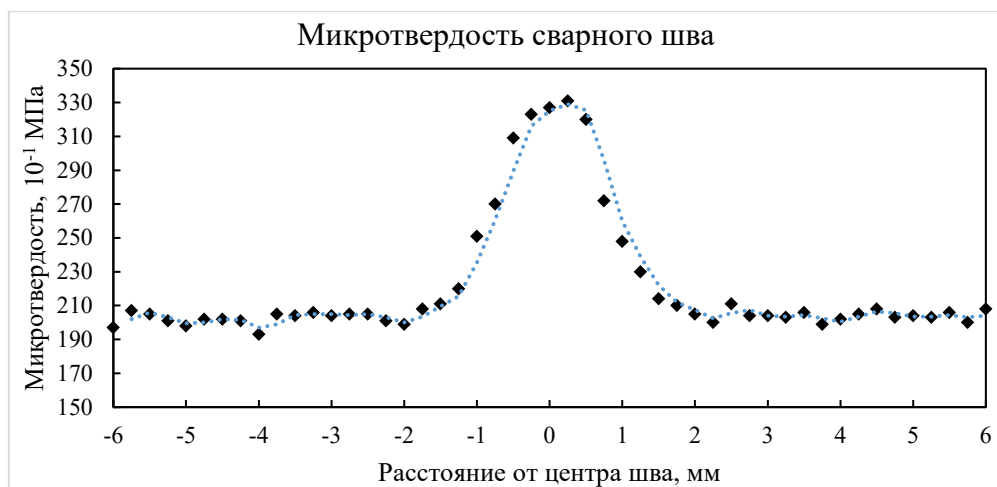


Рис. 3. Распределение значений микротвёрдости по ширине сварного шва, полученного лазерной сваркой, стали 09Г2С

Fig. 3. Distribution of microhardness values over the width of the weld obtained by laser welding of steel 09mn2si

Из графика видно, что в зоне сварного шва отмечается повышение твёрдости основного металла, причем само распределение является симметричным по отношению к оси шва и полностью отражает расположение и протяженность зон кристаллизации и термического влияния в соответствии с данными металлографического анализа. Следует заметить, что максимальное значение микротвёрдости наблюдается вблизи оси шва, где образовалась при

кристаллизации мелкодисперсная структура по типу троостита.

Весьма важным следует считать, что разработанная комплексная технология резки и сварки не изменяет химический состав стали в зоне сварного шва. Так, микроанализ на разных участках сварного шва (рис. 4) показал, что его элементный состав по основным компонентам стали практически не отличается от состава свариваемых пластин.

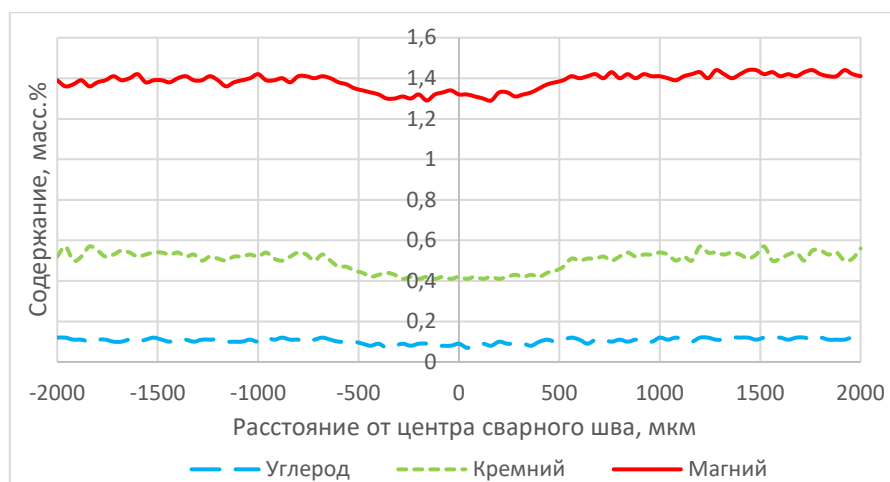


Рис. 4. Распределение легирующих элементов и углерода по ширине СШ на стали 09Г2С

Fig. 4. Distribution of alloying elements and carbon along the width of the weld on steel 09mn2si

Исследование механических свойств было выполнено на растяжение при комнатной температуре на образцах с разным расположением СШ. Для одних образцов зона сварки была в поперечном сечении посередине расчетной длины образца, а для других – вдоль продольной оси. Внешний вид разрушенных

образцов (рис. 5) позволил выявить, что при практически одинаковом химическом составе СШ и основного металла в зависимости от расположения сварного соединения разрушение произошло в различных участках по длине образцов.



Рис. 5. Внешний вид образцов после разрушения. Расположение шва:
a – поперечное; *б* – продольное

Fig. 5. The appearance of the samples after destruction. Weld location:
a – transverse; *b* – longitudinal

При поперечном расположении СШ разрушение произошло по основному металлу, что свидетельствует о большей прочности сварного шва. При продольном расположении СШ разрушение произошло обычным образом ближе к центру расчетной линии образца.

Результаты растровой электронной микроскопии показали, что разрушение произошло путём среза в обоих случаях расположения СШ и характеризует вязкое разрушение материала (рис. 6).

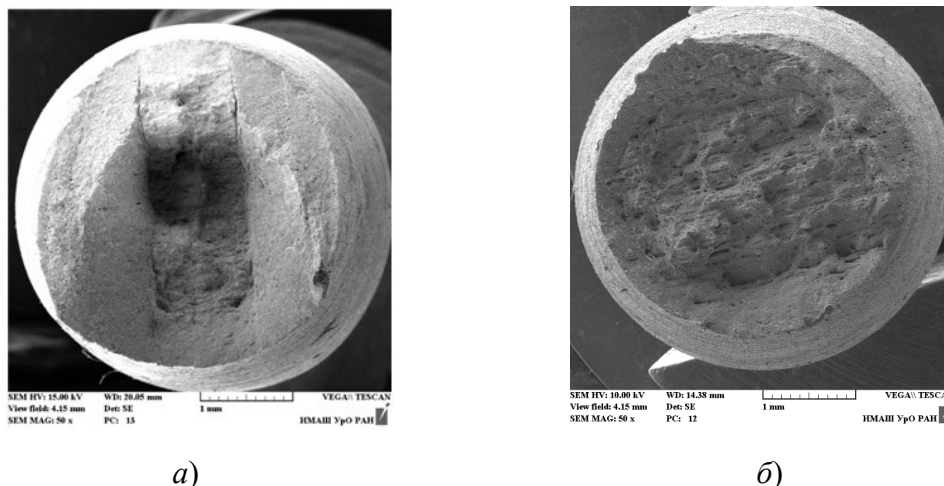


Рис. 6. Характер разрушения в зависимости от расположения СШ:
a – продольного; *б* – поперечного

Fig. 6. The nature of the fracture depending on the location of the weld:
a – longitudinal; *b* – transverse

Особо следует заметить, что по границам СШ (рис. 6, *a*) образование микротрещин, непроваров и вытягивание металла при растяжении не обнаружено, что свидетельствует о высоком качестве лазерной сварки по предложенной технологии.

Диаграммы растяжения исследуемых образцов представлены на рис. 7. Видно, что в зависимости от расположения СШ диаграммы имеют свои особенности.

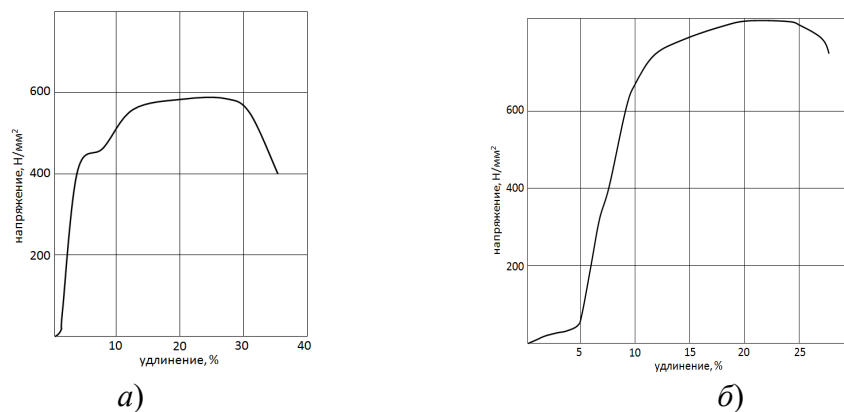


Рис. 7. Диаграммы растяжения стали 09Г2С в зависимости от расположения СШ:
a – поперечное; *б* – продольное

Fig. 7. Stripping diagrams of steel 09mn2si depending on the location of the weld:
a – transverse; *b* – longitudinal

Так, при поперечном расположении СШ разрушение произошло по основному металлу стали и на диаграмме присутствует небольшая площадка текучести, что характерно для малоуглеродистых низколегированных сталей при комнатной температуре испытаний (рис. 7, *a*) [14]. При продольном расположении шва образец можно рассматривать как композиционный материал, в сечении которого в структуре исходной стали присутствует искусственная вставка, но с принципиально другой кристаллической структурой, составляющая примерно 20 % в полном объеме расчётной длины образца. В ряде работ отмечается, что при испытаниях обнаруживается достаточно высокая прочность зон сварного соединения по сравнению с основным металлом, прирост которой авторы объясняют высокой скоростью сварки и, как следствие, высокими скоростями кристаллизации металла сварочной ванны, в результате чего возникает мелкая, часто

нанодисперсная микроструктура [6, 15]. Всё это привело к повышению прочности образцов примерно на 30...35 % при некотором снижении пластичности (рис. 7, *б*).

Выполненные расчёты показали, что в зависимости от полученных значений прочностных свойств испытанных образцов предел прочности зоны сварного соединения может соответствовать величине не менее $\sigma_b \sim 960$ МПа. В результате суммарный вклад от двух составляющих структур в зависимости от объёмной доли каждой обеспечил интегральную прочность, данные которой приведены в табл. 3. Там же приведены результаты испытания образцов на ударную вязкость. Они в сравнении показали более высокую работу разрушения образцов с надрезом как в самом поперечном СШ, так в ещё большей степени при наличии продольного расположения шва (рис. 8).

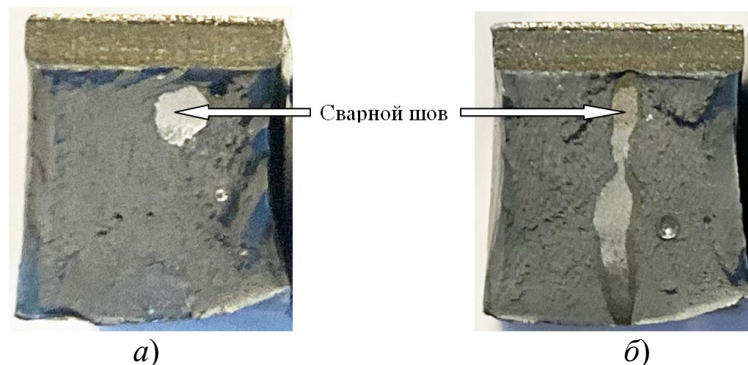


Рис. 8. Разрушенные образцы после ударных испытаний. Расположение шва:
a – поперечное; *б* – продольное

Fig. 8. Destroyed samples after impact tests. Seam location:
a – transverse; *b* – longitudinal

При общем повышении значений ударной вязкости при наличии в изломе структуры СШ величина работы разрушения

определяется объёмной долей этой структуры, отображаемой визуально на поверхности излома.

3. Результаты механических испытаний

3. Results of mechanical tests

Образец	KCU, кДж/см ² (кгс·м/см ²)	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %
ГОСТ 19282-73	> 64 (6,5)	> 490	> 345	> 21
Исходный материал	68 (6,8)	580	440	28
Поперечное расположение СШ	77 (7,8)	590	467	25
Продольное расположение СШ	135 (13,8)	800	784	20

Заключение

Результаты исследования позволяют сделать вывод об эффективности предложенной комплексной технологии производства сварных соединений из стали 09Г2С с применением прецизионной узкоструйной воздушно-плазменной резки без дополнительной механической обработки разделочных швов с последующей сваркой углекислотным лазером непрерывного действия. Внедрение новой системы газодинамической стабилизации плазменной дуги в применённом плазмотроне ПМВР-5.3 способствует повышению качества реза, и, как следствие, увеличению коэффициентов поглощения излучения, проплавления и эффективности лазерной сварки. О высоком качестве сварного соединения свидетельствуют его симметричная форма и малые размеры, отсутствие изменений химического состава стали в зоне сварного шва, а также повышение микротвёрдости, прочности и ударной вязкости при отсутствии микротрещин, непроваров и вытягивания металла при растяжении по границам сварного шва.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Ленчик И.В., Родионова И.Н., Горохов А.Н. Проблемы и перспективы развития сварочного производства в России // Современные материалы, техника и технологии. 2016. № 1 (4). С. 134–137.
2. Горшкова О.О. Новые технологии в сварочном производстве // Современные наукоёмкие технологии. 2021. № 2. С. 14–18.
3. Юсупов Б.Д., Садуллаев З.Ш. Формирование состава и структуры металла шва и околошовной зоны при сварке плавлением // Экономика и социум. 2024. № 12 (127). С. 1–11.

4. Игнатов А.Г., Козлов А.В., Скрипченко В.И. Лазерная сварка со сквозным проплавлением сталей различных классов // Автоматическая сварка. 1987. № 9. С. 26–29.
5. Соколов М.А., Салминен А. Повышение эффективности сварки лазерным лучом // Инженерия. 2014. № 6. С. 559–571.
6. Соколов М.А., Салминен А. Влияние качества поверхности кромки соединения на эффективность лазерной сварки низколегированных сталей // Автоматическая сварка. 2013. № 2. С. 49–53.
7. Riccardi G., Cantello M. Laser material interactions: Fbsorption coefficient in welding and surface treatment // CIRP Annals – Manufacturing Technology. 1994. V. 1. Pp. 171–175.
8. Sokolov M.A., Salminen A. Experimental investigation of the influence of edge morphology in high power fiber laser welding // Physics Procedia. 2012. V. 39. Pp. 33–42.
9. Анахов С.В., Гузанов Б.Н., Матушкин А.В. Исследование эффективности применения нового устройства для воздушно-плазменной резки листовой легированной стали // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2022. № 4. С. 67–77.
10. Анахов С.В., Гузанов Б.Н., Матушкин А.В. Разработка оборудования и технологии прецизионной воздушно-плазменной резки толстолистовой стали // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 38–47.
11. Sokolov M.A., Salminen A., Somonov V.V., Kaplan A.F. Laser welding of structural steels: Influence of edge roughness level // Optics & Laser Technology. 2012. V. 44 (7). Pp. 2064–2071.
12. Баранов Д.А., Паркин А.А., Жаткин С.С. Особенности формирования сварного шва жаропрочного сплава ХН45ВМТЮБР в зависимости от режимов лазерной сварки // Известия Самарского НЦ РАН. 2018. Т. 20. № 4 (2). С. 170–176.
13. Колубаев В.А., Сизова О.В., Колубаев Е.А. Особенности структуры сварного шва при лазерной сварке конструкционной стали 09Г2СЧ // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2018. Т. 20. № 3. С. 123–133.

14. **Ломакин Е.В., Мельшанов А.Ф.** Поведение малоуглеродистых сталей при растяжении // Известия АН СССР. МТТ. 1971. № 4. С. 150–158.

15. **Игнатов А.Г.** Лазерная сварка сталей мощными CO₂ лазерами. Часть 2. // Фотоника. 2009. № 3. С. 22–24.

REFERENCES

1. **Lenchik I.V., Rodionova I.N., Gorokhov A.N.** Problems and prospects of welding production in Russia // Modern materials, equipment and technologies. 2016. no. 1 (4). P. 134–137.

2. **Gorshkova O.O.** New technologies in welding production // Modern high-tech technologies. 2021. no. 2. P. 14–18.

3. **Yusupov B.D., Sadullaev Z.Sh.** Formation of the composition and structure of the weld metal and surface zone during function welding // Economics and Society. 2024. no. 12 (127). P. 1–11

4. **Ignatov A.G., Kozlov A.V., Skripchenko V.I.** Laser welding with through penetration for steels of various classes // Automatic welding. 1987. no. 9. P. 26–29.

5. **Sokolov M.A., Salminen A.** Improving laser beam welding efficiency // Engineering. 2014. no. 6, pp.559–571.

6. **Sokolov M.A., Salminen A.** Laser welding of low alloyed steels: influence of edge preparation // Automatic welding. 2013. no. 2. pp. 49–53.

7. **Riccardi G., Cantello M.** Laser material interactions: Fbsorption coefficient in welding and surface treatment // CIRP Annals. Manufacturing Technology. 1994. V. 1. P. 171–175.

8. **Sokolov M.A., Salminen A.** Experimental investigation of the influence of edge morphology in high power fiber laser welding // Physics Procedia. 2012. V. 39. P. 33–42.

9. **Anakhov S.V., Guzanov B.N., Matushkin A.V.** Development of equipment and technology for precision air-plasma cutting of plate steel // Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Ferrous metallurgy. 2022, V. 65. no. 1. P. 38–47.

10. **Anakhov S.V., Guzanov B.N., Matushkin A.V.** Investigation of the effectiveness of a new device for air-plasma cutting of alloy steel sheets. Bulletin of PNRPU. Mechanical engineering, materials science. 2022. no. 4. P. 67–77.

11. **Sokolov M.A., Salminen A., Somonov V.V., Kaplan A.F.** Laser welding of structural steels: Influence of edge roughness level // Optics & Laser Technology. 2012. V. 44 (7). P. 2064–2071.

12. **Baranov D.A., Parkin A.A., Zhatkin S.S.** Features of formation of the welded seam of heat-resistant HN45VMYTUBR alloy depending on the modes of laser welding/ Izvestiya Samarskogo NC RAS. 2018, vol. 20. no. 4 (2). P. 170–176.

13. **Kolubaev V.A., Sizova O.V., Kolubaev E.A., et al.** Structural features of laser welded 13Mn6 constructional steel // Metalworking (technology, equipment, tools). 2018. V. 20. no. 3. P. 123–133.

14. **Lomakin E.V., Melshanov A.F.** The behavior of low-carbon steels in tension // Izvestiya AN SSSR. MTT. 1971. no. 4. P. 150–158.

15. **Ignatov A.G.** Laser welding of steels with powerful CO₂ lasers. Part 2. // Photonics. 2009. no. 3. P. 22–24.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.
The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 22.04.2025; одобрена после рецензирования 27.05.2025; принята к публикации 31.07.2025.

The article was submitted 22.04.2025; approved after reviewing 27.05.2025; assepted for publication 31.07.2025.