

# ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СВАРНОЙ ТОЧКИ НЕРАЗЪЕМНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЕДИНИЧНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ИМПУЛЬСОМ НА ПОВЕРХНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Бахматов П.В.\* , Плетнев Н.О.\*\*

*Комсомольский-на-Амуре государственный университет (КнАГУ),  
ул. Ленина, 27, Комсомольск-на-Амуре, 681013, Россия*

*\* e-mail: mim@knastu.ru*

*\*\* e-mail: nik1111ta@mail.ru*

Статья поступила в редакцию 14.02.2020

Изучены структурные изменения металла шва неразъемного соединения в точке, полученной единичным воздействием (импульсом) лазерного излучения на поверхность низкоуглеродистой стали. Установлена стадийность формирования металла шва при кристаллизации и соответствующие ей структурные составляющие. Для всех характерных зон определены параметры и свойства структуры, необходимые для их идентификации.

*Ключевые слова:* неразъемные соединения, лазерная сварка, лазерный импульс, сварка низкоуглеродистых сталей, прецизионная лазерная сварка авиационных изделий, импульсный твердотельный лазер, структурные изменения металла шва.

## Введение

Развитие современной техники приводит к повышению требований к качеству и надежности выпускаемой продукции, что диктует необходимость более широкого применения материалов с уникальными свойствами. Стали являются важным материалом, используемым в космическом, авиационном, нефтехимическом машиностроении и других сферах промышленности.

Сварка данных материалов — неотъемлемый процесс при производстве деталей и механизмов авиационного назначения и оснастки, что делает актуальным исследование структуры и свойств данных соединений для улучшения их качества. Применение в российской аэрокосмической промышленности технологии лазерной сварки позволит значительно сократить массу конструкции воздушного судна, расход материала и производственное время изготовления деталей и оснастки [1—10, 12].

При получении неразъемных соединений различными методами сварки происходит существенное изменение структуры металла шва в зоне термического металла и околошовной зоне. При термическом цикле дуговой сварки малоуглеродис-

тых и низколегированных сталей неизбежно появление зон закалки, неполной закалки и отпуска, это напрямую зависит от времени пребывания металла в максимальных температурах. Соответственно, происходит изменение механических свойств. Термический цикл лазерной сварки обеспечивает минимальное пребывание участка в состоянии перегрева, за счет чего исключается возможность роста зерна и снижение механических свойств сталей. Общий размер зоны термического влияния при лазерной сварке в 3...5 раз меньше, чем при аргонодуговой. Поэтому лазерная сварка является одним из передовых методов получения неразъемных соединений [11, 13—15].

Однако в результате воздействия термического цикла лазерной сварки структура и фазовый состав металла шва и зоны термического влияния могут существенно меняться и, соответственно, влиять на уровень механических свойств и трещиностойкость сварных соединений в целом [16—21].

## Методика проведения исследования

На исследуемый образец размером 10×20×2 мм из стали ВСтЗсп, который предварительно не об-

рабатывался и находился в состоянии поставки, производилось воздействие однократным лазерным импульсом для формирования сварной точки при помощи установки для лазерной сварки BULAT LRS 300 (производства ООО «ОКБ «БУЛАТ») на следующих режимах: трапециевидальная форма импульса; максимальное для оборудования рабочее напряжение 450 В; длительность импульса 12,5 мс; режим лазера — одиночный.

После получения лазерных точек (отпечатков) образец подвергался механической резке с охлаждением зоны резки поперек стыка на прецизионном стане Isomet 1000. Подготовка образцов к микроструктурным исследованиям выполнялась на шлифовально-полировальном станке марки Ecomet 250. Подготовленные шлифы подвергались травлению в 5%-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

Исследования микроструктуры были выполнены на оптическом микроскопе Nikon Eclipse MA 200 и на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Hitachi S-3400N с приставкой энергодисперсионного анализа EDX Thermo, позволяющей определять химический состав материалов с построением карт распределения элементов.

Измерение микротвердости, а также геометрических характеристик зон сварной точки и размеров структурных составляющих проведены на микротвердомере SHIMADZU HMV-2.

### Результаты исследований и их обсуждение

Полученные точки на установленных режимах имеют следующие размеры: диаметр 2 мм, глубина — 1,7 мм. На представленной микроструктуре сварной точки (рис. 1,2) можно выделить ряд характерных зон: линия сплавления, четко выделенная как слева, так и справа от металла шва с рез-

ким переходом структуры от глобулярной и вытянутой в направлении проката и до встречи с дендритной, направленной от линии сплавления в центр шва.

1 — дугообразная зона дендритной структуры (увеличивающая размеры от поверхности основного металла в глубину шва соответственно от 0,3 до 0,7 мм, диаметр 1,66...2,0 мм).

2 — зона перекристаллизации, располагающаяся симметрично зоне 1 и изменяющая размеры от 0,3 до 0,5 мм, диаметр 1,33...1,66 мм. Структура этой зоны распределена хаотично, в основном преобладает бейнит отпуска.

3 — зона отпущенного перлита с равноразмерными зернами средним диаметром 40...70 мкм. Зона 3 граничит с зоной 2 и поверхностью сварочной точки. Имеет следующие размеры: ширина от 0 до 0,5 мм, диаметр 1,33 мм.

Под линией сплавления в направлении к основному металлу наблюдается зона 4 с весьма мало искаженной структурой основного металла (ОМ). Эта зона расположена симметрично линии сплавления, и ее ширина составляет 0,17...0,20 мм, диаметр 2,0...2,4 мм.

Расчет средней площади обнаруженных зон сварной точки (табл. 1) (для упрощения зоны представлены в виде треугольников) показал следующее: зона 1 имеет преобладающую площадь в общей площади шва — 51,2 %, и 47,5% по рассчитанному объему, формы зон приведены к конусам (рис. 3).

Такое обстоятельство может быть объяснено чрезмерно высокими, практически мгновенными, скоростями нагрева и охлаждения металла шва. Об этом же свидетельствует весьма небольшая зона термического влияния, в которой практически не наблюдается структурных изменений основного

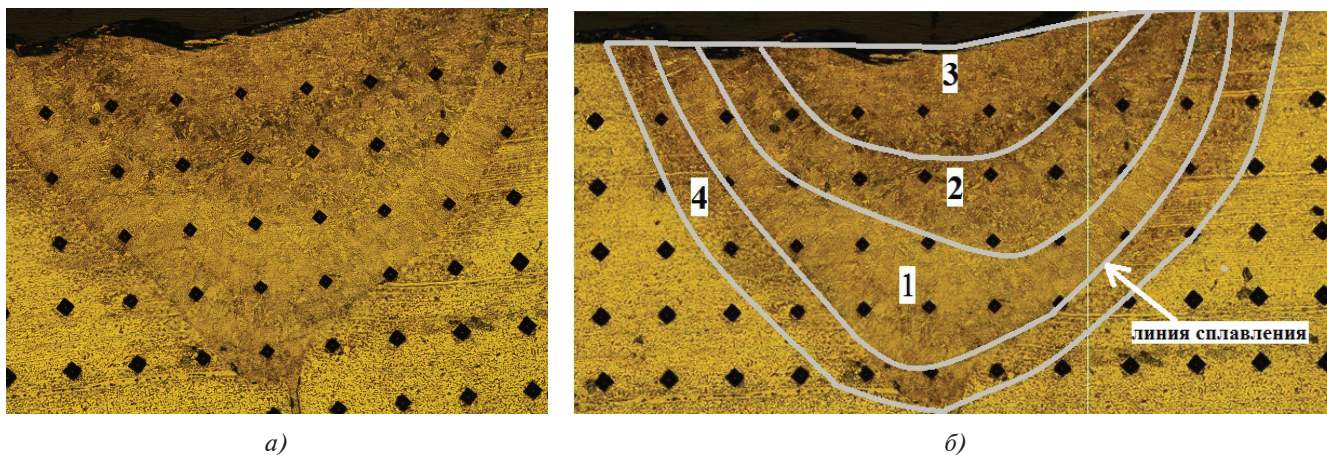


Рис. 1. Структура сварной точки после однократного лазерного импульса  $\times 100$ : а — микроструктура; б — структура с нанесенной маской зон

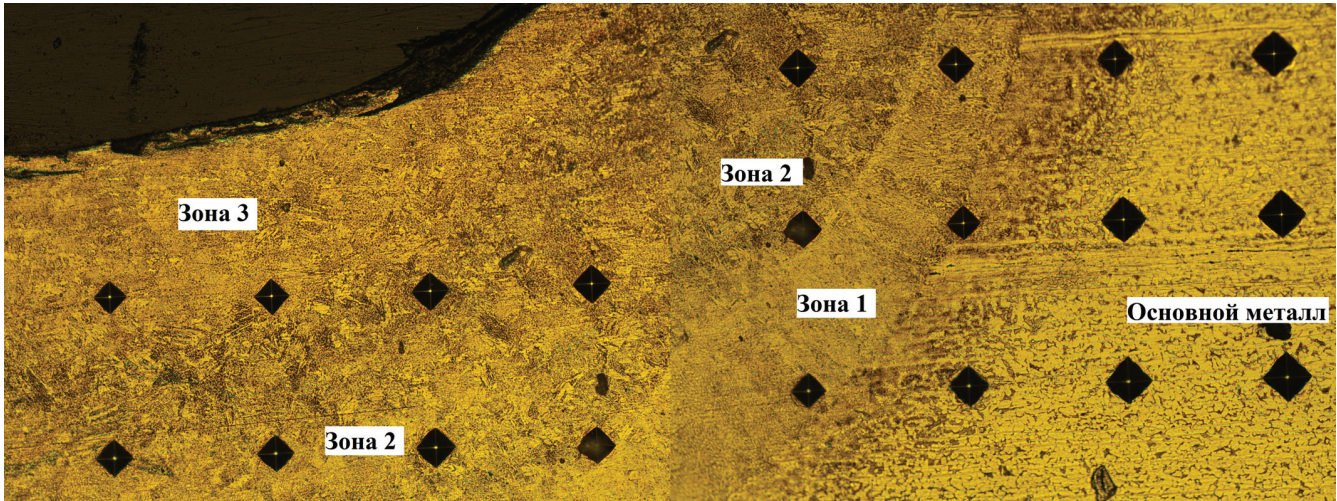
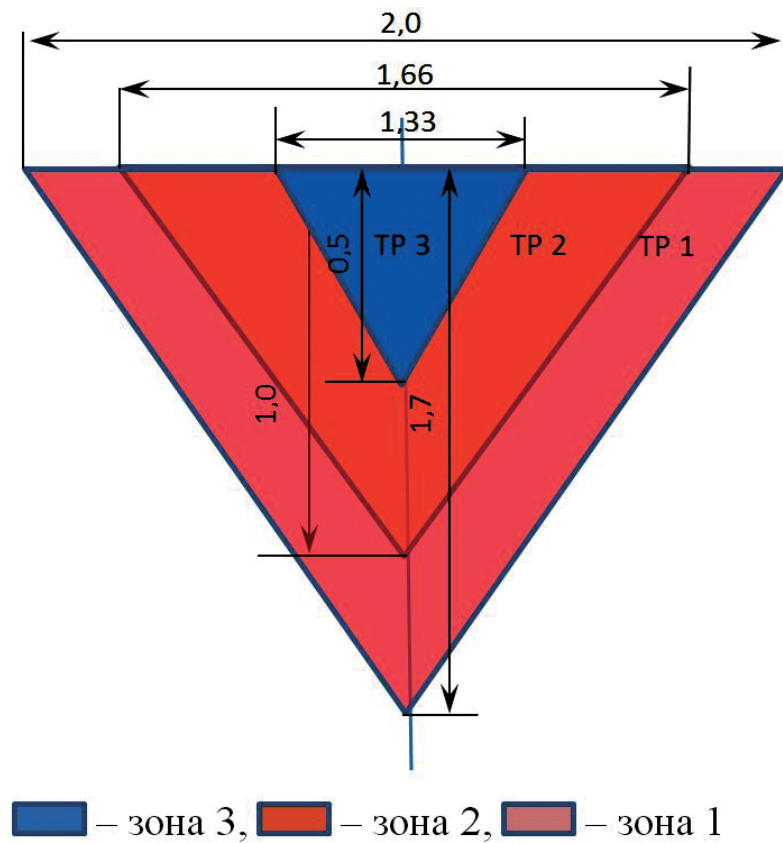


Рис. 2. Микроструктура зон и основного металла × 200



Расчет площади зон:

$$S_{зон1} = S_{TP1} - S_{TP2};$$

$$S_{зон2} = S_{TP2} - S_{TP3};$$

$$S_{зон3} = S_{TP3}$$

Расчет объема зон:

$$V_{зон} = \frac{1}{3} S_{зон} \cdot H$$

Рис. 3. Схема расчета площадей зон

металла. Тем не менее, в объеме металла сварного шва создаются температурные условия для рекристаллизации и отпуска закалочных структур (зоны 2 и 3).

Сканирующее измерение микротвердости по всей площади сварной точки и нанесение результатов на микроструктурное изображение точки дает представление о структурных составляющих точки и ЗТВ (рис. 4).

Среднее значение микротвердости основного металла (табл. 2) составляет 175 кгс/мм<sup>2</sup>, а микротвердость всех зон сварной точки существенно превышает это значение (зоны 1 на 80%, а зоны 3 почти вдвое). Практически на 47% возрастает микротвердость в ЗТВ (зона 4).

По изображению микроструктуры, полученной при помощи РЭМ (рис. 5), установлены размеры зерна основного металла — 15...20 мкм,

Таблица 1

Результат расчета зон сварной точки

Зона	Высота зоны H, мм	Площадь зоны, мм <sup>2</sup>	Процент от суммарной площади	Объем, мм <sup>3</sup>	Процент от суммарного объема
1	0,5	1,74	51,2	0,29	47,5
2	0,5	1,005	29,6	0,1675	27,5
3	0,7	0,655	19,2	0,152833	25,0
Суммарный показатель		3,4	100	0,610333	100
4	1,9	0,672		0,425	

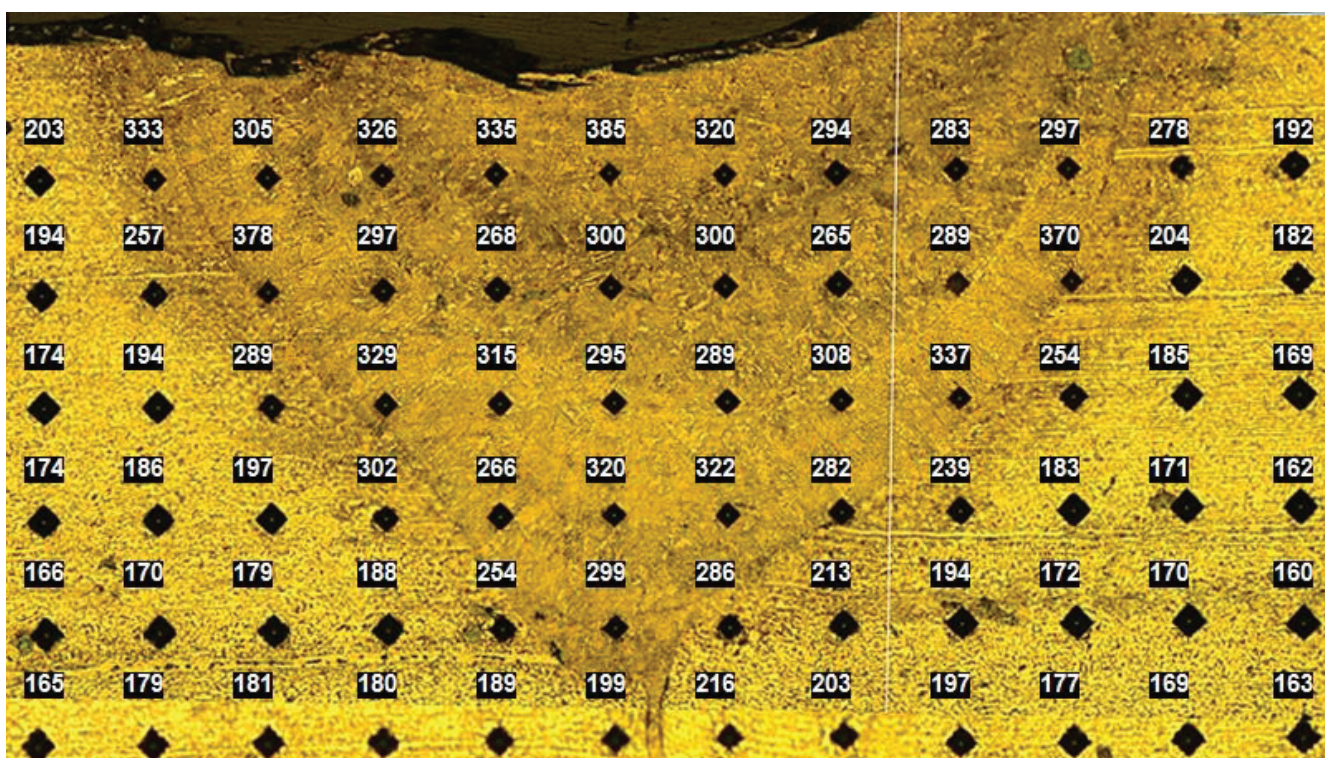


Рис. 4. Распределение микротвердости по поперечному сечению сварной точки

Таблица 2

Микротвердость зон сварной точки и основного металла

Зона	Значения микротвердости, вошедшие в зону, кгс/мм <sup>2</sup>	Среднеарифметическое по п.2, кгс/мм <sup>2</sup>	Процент от основного металла
1	305, 378, 329, 315, 297, 320, 299, 322, 282, 308, 337, 370, 297	320,0	182,65
2	326, 268, 295, 289, 300, 265, 289, 283	289,3	165,21
3	320, 385, 335, 294	333,5	190,40
4	257, 333, 289, 302, 254, 216, 213, 239, 254, 204, 278	258,1	147,35
ОМ	174, 174, 170, 179, 166, 165, 194, 179, 181, 180, 189, 177, 172, 170, 169, 163, 162, 169, 182, 185	175,1	

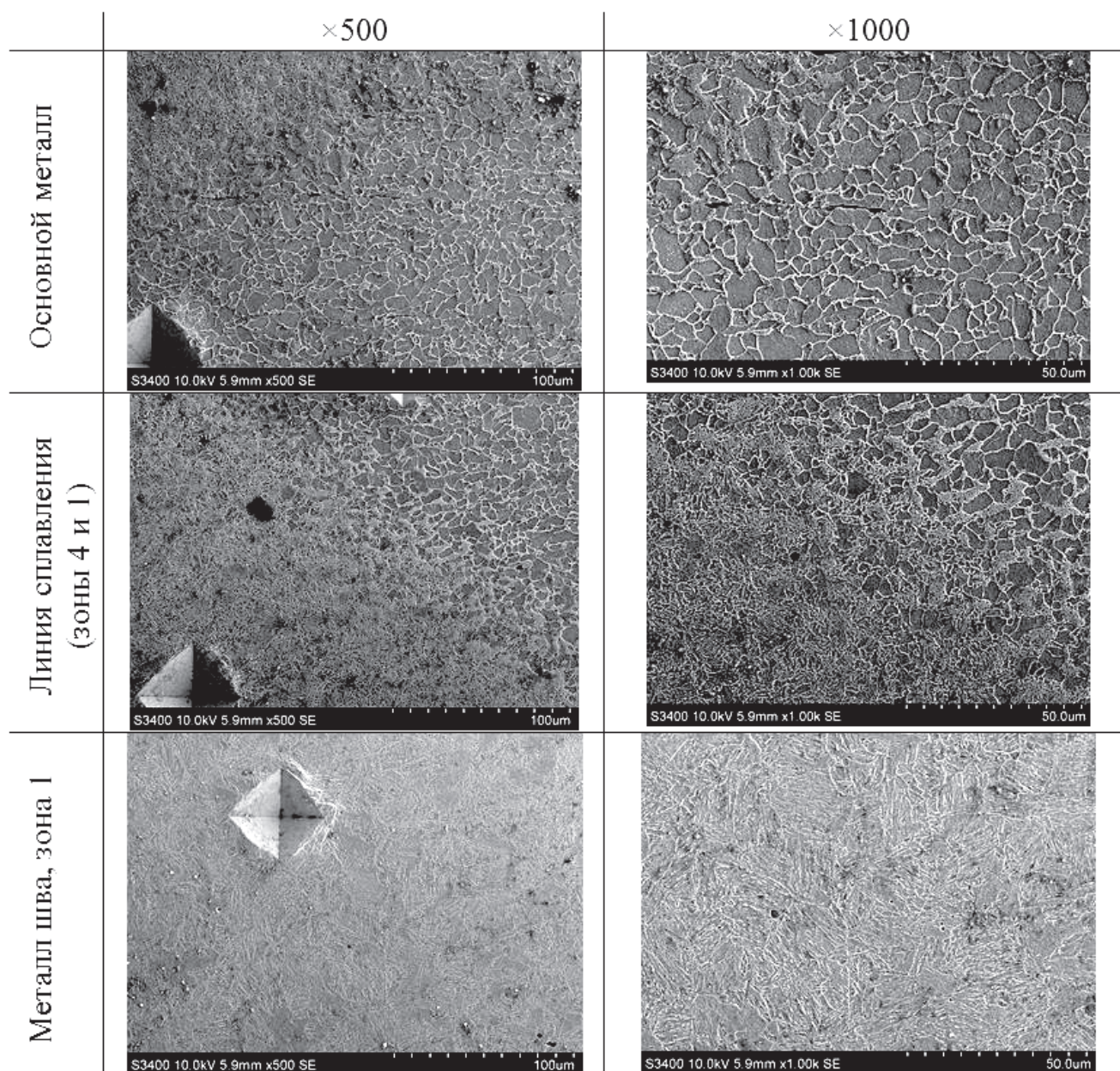


Рис. 5. Микроструктура сварной точки, полученная на РЭМ

металла зоны 1 — 20...35 мкм. В зернах зоны 1 виден реечный мартенсит, характерный для условий высоких скоростей охлаждения.

Распределение химического состава по различным зонам сварной точки (рис. 6) показывает равномерное распределение элементов, но свидетельствует и о недопустимом содержании серы и фосфора в основном металле и металле шва.

## Выводы

1. Проведенные исследования позволили определить структурные изменения металла шва в единичной точке неразъемного соединения, полученной единичным воздействием (импульсом) лазерного излучения.

2. Такие изменения проходят стадийно, поэтому в структуре металла в точке воздействия обнаруживаются три специфичные зоны (1 — зона дендритной структуры; 2 — зона перекристаллизации; 3 — зона отпущенного сорбита), располагающиеся параллельно линии сплавления.

3. Установлено, что зона 1 располагается непосредственно от линии сплавления в металл шва, имеет наибольший объем в общем объеме расплавленного металла (47,5 %) и микротвердость, на 82 % превышающую микротвердость основного металла. Также вдвое увеличен и размер зерна этой зоны (25 мкм). Структура металла зоны 1 — реечный мартенсит. Зона 3 имеет структуру сорбита и твердость, на 90 % превышающую твер-

Зона	Распределение химических элементов по площади исследуемого участка	Общий химический состав зоны																																				
Шов		<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>Line</th> <th>Wt.%</th> <th>Error</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C K</td> <td>3.21</td> <td>±0.12</td> <td></td> </tr> <tr> <td>Si K</td> <td>0.28</td> <td>±0.03</td> <td></td> </tr> <tr> <td>P K</td> <td>0.07</td> <td>±0.02</td> <td></td> </tr> <tr> <td>S K</td> <td>0.08</td> <td>±0.02</td> <td></td> </tr> <tr> <td>Mn K</td> <td>0.34</td> <td>±0.03</td> <td></td> </tr> <tr> <td>Fe K</td> <td>96.02</td> <td>±0.34</td> <td></td> </tr> <tr> <td colspan="4">-----</td> </tr> <tr> <td>Total</td> <td>100.00</td> <td></td> <td></td> </tr> </tbody> </table>	Element	Line	Wt.%	Error	C K	3.21	±0.12		Si K	0.28	±0.03		P K	0.07	±0.02		S K	0.08	±0.02		Mn K	0.34	±0.03		Fe K	96.02	±0.34		-----				Total	100.00		
	Element	Line	Wt.%	Error																																		
C K	3.21	±0.12																																				
Si K	0.28	±0.03																																				
P K	0.07	±0.02																																				
S K	0.08	±0.02																																				
Mn K	0.34	±0.03																																				
Fe K	96.02	±0.34																																				
-----																																						
Total	100.00																																					
Переход		<table border="1"> <thead> <tr> <th>Element</th> <th>Line</th> <th>Wt.%</th> <th>Error</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C K</td> <td>1.73</td> <td>±0.17</td> <td></td> </tr> <tr> <td>P K</td> <td>0.09</td> <td>±0.04</td> <td></td> </tr> <tr> <td>S K</td> <td>0.05</td> <td>±0.03</td> <td></td> </tr> <tr> <td>Mn K</td> <td>0.56</td> <td>±0.06</td> <td></td> </tr> <tr> <td>Fe K</td> <td>97.58</td> <td>±0.39</td> <td></td> </tr> <tr> <td colspan="4">-----</td> </tr> <tr> <td>Total</td> <td>100.00</td> <td></td> <td></td> </tr> </tbody> </table>	Element	Line	Wt.%	Error	C K	1.73	±0.17		P K	0.09	±0.04		S K	0.05	±0.03		Mn K	0.56	±0.06		Fe K	97.58	±0.39		-----				Total	100.00						
	Element	Line	Wt.%	Error																																		
C K	1.73	±0.17																																				
P K	0.09	±0.04																																				
S K	0.05	±0.03																																				
Mn K	0.56	±0.06																																				
Fe K	97.58	±0.39																																				
-----																																						
Total	100.00																																					

Рис. 6. Распределение химического состава по различным зонам сварной точки

дость основного металла. Объем этой зоны — 25 % от общего объема металла шва. Зона 2 имеет 27,5 % в общем объеме металла шва, структуру бейнита отпуска и микротвердость, на 65% превышающую микротвердость основного металла.

4. По микроструктуре установлена стадийность формирования сварного шва. При единичном воздействии лазерного излучения происходит как мгновенное расплавление всего объема металла шва, так и кристаллизация металла, начинающаяся с линии сплавления. Высокие скорости кристаллизации способствуют развитию дендритной структуры зоны 1. Нагрев околшовной зоны способствует условиям равномерного отпуска зон 2 и 3 и образованию структур соответственно бейнита и сорбита отпуска.

5. Контроль качества неразъемного соединения измерением твердости по поверхности сварного шва может быть неэффективным, так как приповерхностная твердость может сильно отличаться от микротвердости приконтактной с линией сплавления зоны 1, максимальный размер которой также обуславливает и механические свойства сварного соединения в целом. Поэтому для обеспечения равнопрочности сварного соединения с основным металлом даже для низкоуглеро-

дистых сталей необходимо рекомендовать отпуск для снятия остаточных напряжений и частичной перекристаллизации зоны 2.

**Библиографический список**

1. Гнюсов С.Ф., Оришич А.М. Структурно-фазовое состояние и механические свойства сварных соединений при лазерной сварке титана и нержавеющей стали // Известия Томского политехнического университета. 2012. Т. 321. № 2. С. 94–99.
2. Черная Т.И., Царюк А.К., Сиора А.В., Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю. Лазерная сварка корневых швов соединений толстого металла теплоустойчивой стали // Автоматическая сварка. 2010. № 2. С. 19–22.
3. Шелягин В.Д., Лукашенко А.Г., Лукашенко Д.А., Бернацкий А.В., Гаращук В.П. Лазерная сварка тонколистовой нержавеющей стали // Автоматическая сварка. 2011. № 4. С. 45–49.
4. Кулик В.М., Шелягин В.Д., Савицкий М.М., Елагин В.П., Сиора А.В., Шуба И.В. Технологические особенности лазерной сварки среднеуглеродистой легированной стали // Автоматическая сварка. 2012. № 6(710). С. 11–14.
5. Шоршоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и свойства стали при сварке. Атлас. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
6. Маркашова Л.И., Григоренко Г.М., Позняков В.Д., Бердникова Е.Н., Алексеев Т.А. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на

- структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17X2M // Автоматическая сварка. 2009. № 7. С. 21-29.
7. *Маркашова Л.И., Позняков В.Д., Алексеенко Т.А., Бердникова Е.Н.* и др. Влияние легирования швов на структуру и свойства сварных соединений стали 17X2M // Автоматическая сварка. 2011. № 4 (696). С. 7-15.
  8. Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 5. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н. Лазерная сварка металлов: Учеб. пособие для вузов. — М.: Высшая школа, 1988. — 207 с.
  9. *Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И.* Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов. — М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. — 664 с.
  10. *Пигалова Е.А., Абрамова А.А., Курников Н.А.* Применение плазменной сварки в производстве самолётов марки «МиГ» как один из приёмов снижения сварочных деформаций // Вестник Московского авиационного института. 2018. Т. 25. № 2. С. 172-183.
  11. *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. No. 3, pp. 483-487. DOI: 10.2355/isijinternational.52.483
  12. *Бахматов П.В., Плетнев Н.О.* Влияние режимов лазерной сварки тонкостенных конструкций на структуру и свойства сварных соединений из нержавеющей сталей // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. 2019. Т. 1. № 2(38). С. 82-89.
  13. *Ahmad G.N., Raza M.S., Singh N.K., Kumar H.* Experimental investigation on Ytterbium fiber laser butt welding of Inconel 625 and Duplex stainless steel 2205 thin sheets // Optics and Laser Technology. 2020. Vol. 126. DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106117
  14. *Gao X.-L., Li L.-K., Liu J., Wang X.-Q., Yu H.-K.* Effect of laser offset on microstructure and mechanical properties of laser welding of pure molybdenum to stainless steel // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2020. Vol. 88, p. 105186. DOI: 10.1016/j.jirmhm.2020.105186
  15. *Chen S., Huang J., Xia J.* et al. Influence of Processing Parameters on the Characteristics of Stainless Steel/Copper Laser Welding // Journal of Materials Processing Technology. 2015. Vol. 222, p. 43–51. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.03.003
  16. *Yan F., Hu C., Zhang X.* et al. Influence of Heat Input on HAZ Liquation Cracking in Laser Welded GH909 Alloy // Optics & Laser Technology. 2017. Vol. 92, pp. 44–51. DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.01.016
  17. *Shah-Hosseini H., Shamanian M., Kermanpur A.* Microstructural and Weldability Analysis of Inconel 617/AISI, 310 Stainless Steel Dissimilar Welds // International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2016. Vol. 144, pp. 18–24. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2016.05.004
  18. *El-Aziz A.M., El Khier M.A., Exner H.* Experimental verification of the parameters affecting the characteristics of mechanical and corrosion behaviour of conventional and high-speed remote scanner laser welding of stainless-steel joints // 18th International Conference on Aerospace Sciences & Aviation Technology (9–11 April 2019, Military Technical College, Kobry Elkobbah, Cairo, Egypt). 2019. Vol. 610, p. 012008. URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/610/1/012008/pdf>
  19. *Yang J., Wang Y., Li F.* et al. Weldability, microstructure and mechanical properties of laser-welded selective laser melted 304 stainless steel joints // Journal of Materials Science and Technology. 2019. Vol. 35. No. 9, pp. 1817-1824. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.04.017
  20. *Köse C., Topal C.* Laser welding of AISI 410S ferritic stainless steel // Materials Research Express. 2019. Vol. 6. No. 8. DOI: 10.1088/2053-1591/ab26c0
  21. *Köse C.* Investigation on microstructure, surface and corrosion characteristics of heat treated AISI 420 martensitic stainless steel laser welds in simulated body fluid (SBF) // International journal of Electrochemical Science. 2018. Vol. 13. No. 12, pp. 12208—12225. DOI: 10.20964/2018.12.30

## STUDYING SPECIFICS OF A PERMANENT JOINT WELDING SPOT FORMING WHILE THE UNIT LASER IMPULSE EFFECT ON A LOW-CARBON STEEL SURFACE

**Bakhmatov P.V.\* , Pletnev N.O.\*\***

*Komsomolsk-na-Amure State University (KnASU),  
27, Lenin str., Komsomolsk-on-Amur, 681013, Russia*

*\* e-mail: mim@knastu.ru*

*\*\* e-mail: nik111ta@mail.ru*

### Abstract

Laser welding technology application in the aerospace industry will significantly reduce the weight of the aircraft structure, material consumption and production time for parts and accessory manufacturing.

The thermal cycle of laser welding ensures minimum time of the area staying in the overheated state, eliminating thereby the possibility of grain growth and mechanical properties reduction of steels.

The article presents the studies of structural changes in the weld metal obtained by the unity effect of laser radiation on the steel surface.

The performed microstructural analysis allows establishing the weld metal formation staging, and its components, including the microhardness defining in each particular zone, which contributes to understanding and predicting the behavior of the weld metal while parts or structures operation.

The three most pronounced zones were defined while the unit laser impulse effect. They are:

1 – the arc-like zone of the dendrite structure.

2 – the recrystallization zone, located symmetrically to the zone 1. The structure of this zone is distributed randomly, the tempering bainite mainly prevails.

3 – the tempered perlite zone with uniformly sized grains of an average diameter of 40–70 microns. Zone 3 adjoins zone 2 and the welding spot surface.

One more zone with extremely insignificantly distorted structure of the basic metal is being observed under the weld-fusion line towards the basic metal.

Analysis of the average area of the zones revealed the following: zone 1 has a predominant area of 51.2% of the total weld metal area, and 47.5% along the computed volume.

High crystallization rates contribute to the dendritic structure development of zone 1, and the heat-affected heating zone therewith contributes to the uniform tempering of zones 2 and 3 and formation of structures of bainite and tempering sorbite respectively.

It was established as well that in the process of exposure, temperature conditions are being created for recrystallization and tempering of quenching structures. Thus, to ensure equal strength of the welded joint with the base metal, it is necessary to recommend tempering to relieve residual stresses and partial recrystallization of zone 2 even for low carbon steels.

**Keywords:** permanent joints, laser welding, laser impulse, welding of low-carbon steels, precision laser welding of aviation products, pulsed solid-state laser, structural changes in the weld metal.

### References

1. Gnyusov S.F., Orishich A.M. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*, 2012, vol. 321, no. 2, pp. 94–99.
2. Chernaya T.I., Tsaryuk A.K., Siora A.V., Shelyagin V.D., Khaskin V.Yu. *Avtomaticheskaya svarka*, 2010, no. 2, pp. 19-22.
3. Shelyagin V.D., Lukashenko A.G., Lukashenko D.A., Bernatskii A.V., Garashchuk V.P. *Avtomaticheskaya svarka*, 2011, no. 4, pp. 45-49.
4. Kulik V.M., Shelyagin V.D., Savitskii M.M., Elagin V.P., Siora A.V., Shuba I.V. *Avtomaticheskaya svarka*, 2012, no. 6(710), pp. 11-14.
5. Shorshorov M.Kh., Belov V.V. *Fazovye prevrashcheniya i svoystva stali pri svarke. Atlas* (Phase transformations and properties of steel while welding), Moscow, Nauka, 1972, 220 p.
6. Markashova L.I., Grigorenko G.M., Poznyakov V.D., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. *Avtomaticheskaya svarka*, 2009, no. 7, pp. 21-29.
7. Markashova L.I., Poznyakov V.D., Alekseenko T.A., Berdnikova E.N. et al. *Avtomaticheskaya svarka*, 2011, no. 4(696), pp. 7-15.
8. *Lazernaya tekhnika i tekhnologiya. V 7 kn. Kn. 5. Grigor'yants A.G., Shiganov I.N. Lazernaya svarka metallo* (Laser equipment and technology. In 7 books. Book 5 "Laser welding of metals"), Moscow, Vysshaya shkola, 1988, 207 p.
9. Grigor'yants A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. *Tekhnologicheskie protsessy lazernoi obrabotki*



- (Technological processes of laser processing), Moscow, MGTU im. N. E. Baumana, 2006, 664 p.
10. Pigalova E.A., Abramova A.A., Kurnikov N.A. Plasma welding application prospects while airplanes of mig brand production as one of the methods to reduce welding deformations. *Aerospace MAI Journal*, 2018, vol. 25, no. 2, pp. 172-183.
  11. 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, no. 3, pp. 483-487. DOI: 10.2355/isijinternational.52.483
  12. Bakhmatov P.V., Pletnev N.O. *Uchenye zapiski Komsomol'skogo-na-Amure gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2019, vol. 1, no. 2(38), pp. 82-89.
  13. Ahmad G.N., Raza M.S., Singh N.K., Kumar H. Experimental investigation on Ytterbium fiber laser butt welding of Inconel 625 and Duplex stainless steel 2205 thin sheets. *Optics and Laser Technology*, 2020, vol. 126. DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106117
  14. Gao X.-L., Li L.-K., Liu J., Wang X.-Q., Yu H.-K. Effect of laser offset on microstructure and mechanical properties of laser welding of pure molybdenum to stainless steel. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2020, vol. 88, p. 105186. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105186
  15. Chen S., Huang J., Xia J. et al., Influence of Processing Parameters on the Characteristics of Stainless Steel/Copper Laser Welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 222, p. 43–51. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.03.003
  16. Yan F., Hu C., Zhang X. et al. Influence of Heat Input on HAZ Liquation Cracking in Laser Welded GH909 Alloy. *Optics & Laser Technology*, 2017, vol. 92, pp. 44–51. DOI: 10.1016/j.optlastec.2017.01.016
  17. Shah-Hosseini H., Shamanian M., Kermanpur A. Microstructural and Weldability Analysis of Inconel 617/AISI, 310 Stainless Steel Dissimilar Welds. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2016, vol. 144, pp. 18–24. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2016.05.004
  18. El-Aziz A.M., El Khier M.A., Exner H. Experimental verification of the parameters affecting the characteristics of mechanical and corrosion behaviour of conventional and high-speed remote scanner laser welding of stainless-steel joints. *18th International Conference on Aerospace Sciences & Aviation Technology (9–11 April 2019, Military Technical College, Kobry Elkobbah, Cairo, Egypt)*, 2019, vol. 610, p. 012008. URL: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/610/1/012008/pdf>
  19. Yang J., Wang Y., Li F. et al. Weldability, microstructure and mechanical properties of laser-welded selective laser melted 304 stainless steel joints. *Journal of Materials Science and Technology*, 2019, vol. 35, no. 9, pp. 1817-1824. DOI: 10.1016/j.jmst.2019.04.017
  20. Köse C., Topal C. Laser welding of AISI 410S ferritic stainless steel. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6, no. 8. DOI: 10.1088/2053-1591/ab26c0
  21. Köse C. Investigation on microstructure, surface and corrosion characteristics of heat treated AISI 420 martensitic stainless steel laser welds in simulated body fluid (SBF). *International journal of Electrochemical Science*, 2018, vol. 13, no. 12, pp. 12208 – 12225. DOI: 10.20964/2018.12.30