

УДК 669.24:621.791.14

**Features of the formation of the microstructure of the heat-affected zone during robotic welding of a heterogeneous nickel-based alloy**

**Особенности формирования микроструктуры околошовной зоны при роботизированной сварке гетерогенного сплава на основе никеля**

*A. Y. Medvedev \*, R. V. Nikiforov, V. R. Galimov,  
O. V. Murugova, M. P. Savichev, B. O. Bolshakov  
A. Ю. Медведев \*, Р. В. Никифоров, В. Р. Галимов,  
О. В. Муругова, М. П. Савичев, Б. О. Большаков*

Ufa State Aviation Technical University, Marx Str. 12, Ufa, 450008, Russia

\* medvedev.ay@net.ugatu.su

Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, 450008, Уфа, ул. К. Маркса, 12

\* medvedev.ay@net.ugatu.su

**ABSTRACT**

This article discusses with the problem of welding a limitedly weldable superalloy EP718 (KhN45MVTYUBR), which are widely used in the aviation industry and power engineering. Domestic and foreign experience of welding this alloy is considered: common types of welding for EP718 and its foreign analogue Inconel 718, parameters of welding regims, ensuring the formation of a defect-free butt double-pass welded joint are given. After a series of welding experiments, X-raygraphics control of welded joints, metallographic and SEM-analysis of microsections were carried out, and the microhardness of the base metal and weld was measured. In the 1st pass of the weld, a mainly disoriented comminuted structure was obtained, in the 2nd pass the structure is more equiaxed, which is most likely caused by an increase in the stiffness of the welded joint after the 1st pass and a large space for free temperature deformation between the welded edges. The microstructure of the near-weld zone was a partially remelted cold-worked layer as a result of milling, the grain size of which was 5–7 times less than the grain size of the base metal and amounted to 5–10 microns. Obtaining such a fine-grained structure when welding in a welded joint increases the resistance of welded joints against the formation of hot cracks during welding.

**KEYWORDS**

Superalloys; Inconel 718; robotic MIG welding with transverse vibrations; microstructure of welds; heat-resistant nickel alloys; heat-affected zone microstructure.

**АННОТАЦИЯ**

Рассматривается проблема сварки ограниченно свариваемого жаропрочного железоникелевого сплава ЭП718 (ХН45МВТЮБР), широко применяемого в авиационной промышленности и энергетике. Рассмотрен отечественный и зарубежный опыт сварки данного сплава: приведены распространенные виды сварки для ЭП718 и его аналога Inconel 718, параметры режимов сварки, обеспечивающие формирование бездефектного стыкового двухпроходного сварного соединения. После проведения серии сварочных экспериментов был осуществлен рентгенографический контроль сварных соединений, металлографический и РЭМ – анализ микрошлифов, измерена микротвердость основного металла и сварного шва. В 1-м проходе сварного шва была получена в основном дезориентированная измельченная структура, во 2-м проходе структура более равноосная, что вероятнее всего вызвано повышением жесткости сварного соединения после 1-го прохода и большим пространством для свободной температурной деформации между свариваемыми кромками. Микроструктура околошовной зоны представляла собой частично переплавленный нагартованный в результате фрезерования слой, размер зерен которого меньше размера зерна основного металла в 5–7 раз и составлял 5–10 мкм. Получение подобной мелкозернистой структуры при сварке в ОШЗ повышает стойкость сварных соединений против образования горячих трещин при сварке.

**КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА**

Жаропрочные никелевые сплавы; сплав ХН45МВТЮБР; роботизированная сварка плавящимся электродом с поперечными колебаниями; микроструктура околошовной зоны.

## Введение

Гетерогенные сплавы на основе никеля применяются в авиастроении и энергетике для изготовления нагруженных деталей и узлов, работающих при высоких температурах. Одним из примеров материалов данной группы является применяемый при температурах до 700 °С (кратковременно до 800 °С), сплав Inconel 718 и его российский аналог ХН45МВТЮБР. Его применение для изготовления сварных конструкций осложнено склонностью к образованию горячих трещин различной природы, причем не только в металле шва, но и в околошовной зоне (ОШЗ), а также ростом зерна и разупрочнением металла в ОШЗ. В табл. 1 представлен химический состав сплава ЭП718 и его зарубежного аналога Inconel 718.

Для сварки рассматриваемого сплава в авиа- и двигателестроении применяются технологии электронно-лучевой сварки (ЭЛС) и ручной аргонодуговой сварки неплавящимся электродом с присадочной проволокой (АрДС). Технология ЭЛС (благодаря высокой концентрации тепла в источнике) позволяет формировать мелкозернистое строение шва, однако ее широкое применение осложнено следующими аспектами: требует трудоемкой подготовки кромок; сложно применять на криволинейных траекториях сварных швов [4].

Ручная АрДС с присадочным материалом осуществляется на малых скоростях в 3 и более проходов при заполнении разделки с толщиной металла 4–5 мм. Это приводит к многократному нагреву металла в зоне шва и ОШЗ, и, как следствие, накоплению остаточных напряжений, росту размера зерна. Од-

нако, применение гомогенных присадочных материалов существенно снижает механические характеристики сварных соединений при рабочих температурах [5].

Рассмотрим основные параметры режимов сварки, на которых возможно получение бездефектного сварного соединения из тонколистовых пластин сплава ЭП718 и его аналога Inconel 718, представленные в научных статьях и литературе. В табл. 2 показаны параметры режима сварки стыковых сварных соединений ЭП718 и его аналога в зависимости от способа сварки.

На основании имеющихся зарубежных рекомендаций сварка стыковых соединений толщиной 4 мм из сплава-аналога Inconel 718 может быть осуществлена многослойной АрДС постоянной дугой с погонной энергией не менее 400 кДж/м за проход в 2 мм при скорости сварки не менее 24 м/ч, многослойной АрДС импульсной дугой с погонной энергией не менее 360 кДж/м за проход в 2 мм при скорости сварки не менее 15 м/ч. На основании зарубежных данных и собственного опыта, применение СПЭ – сварки (плавящимся электродом в инертном газе) с поперечными колебаниями обеспечит снижение погонной энергии до 30% по сравнению с многослойной АрДС импульсной дугой, позволит снизить скорость роста зерна, падение пластичности в температурных интервалах хрупкости и минимального уровня остаточных напряжений в ОШЗ. Формирование подобной измельченной структуры способно обеспечить повышение стойкости сварных соединений против образования трещин при высоких температурах [15, 16].

Таблица 1  
Table 1

Химический состав сплава ЭП718 [1, 2] и Inconel 718 [3]  
Chemical composition of EP718 [1, 2] and Inconel 718 [3]

Сплав	Содержание элементов, %															
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	Mg	Nb	Al	Ti	Fe	B	P	S	Прочие
ЭП718	≤0,1	≤0,3	≤0,6	14–16	43–47	2,5–3,5	4–5,2	0,001–0,5	0,8–1,5	0,9–1,4	1,9–2,4	Ост.	≤0,008	≤0,010	≤0,015	Zr≤0,02; Ce≤0,3
Inconel 718	≤0,08	≤0,35	≤0,35	17–21	50–55	–	2,8–3,3	–	4,75–5,50	0,2–0,8	0,65–1,15	Ост.	≤0,006	≤0,015	≤0,015	Co≤1,0; Cu≤0,3

**Параметры сварки стыковых сварных соединений ЭП718 и Inconel 718  
в lkz для различных способов сварки**

**Welding parameters for butt welded joints of EP718 and Inconel 718  
for various welding methods**

Сплав	Способ сварки	Присадочный материал	Толщина, мм	Погонная энергия, кДж/м	Скорость сварки, м/ч	Источник
ЭП718	MIG, импульсная дуга	ЭП533, Ø1,2	5	250–430	12–20,5	[6]
Inconel 718	ЭЛС	–	2	77	79	[7]
	ЭЛС	–	4,5	60	25,2	[8]
	ЭЛС	–	13	225	46,8	[9]
	АрДС	ERNiFeCr-2, Ø1,6	2	400–900	24–36	[10]
	АрДС	ERNiFeCr-2, Ø1,6	2	840	36	[7]
	АрДС	–	2	264	22	[11]
	АрДС, импульсная дуга	–	1,33	137–160,6	12,2	[12]
	АрДС, импульсная дуга	–	2	360	14,5	[11]
	АрДС, импульсная дуга	W18P	2,3	300	–	[13]
	АрДС, импульсная дуга	ERNiCu-7	5	120–175 на каждый из 4 проходов	16	[14]
	АрДС, импульсная дуга	ERNiCrCoMo-1	5	109–160 на каждый из 4 проходов	20	[14]
	АрДС, импульсная дуга	ERNiCr-3	5	109–160 на каждый из 4 проходов	20	[14]

Целью данной работы является снижение склонности к трещинообразованию при изготовлении конструкции из сплава ЭП718 с множеством сварных швов за счет формирования мелкозернистой структуры ОШЗ многослойных сварных швов, полученных роботизированной СПЭ-сваркой с поперечными колебаниями плавящегося электрода.

### 1. Постановка эксперимента

СПЭ с поперечными колебаниями плавящегося электрода проводили в импульсном

режиме сварочного тока на роботизированном комплексе: робот ABB IRB 1600 с блоком управления IRC 5, источником питания EVOMIG 350 с синергетическим управлением, приспособлением для сварки листовых заготовок с подачей аргона с обратной стороны шва. Листовые заготовки из сплава ЭП718 имели толщину 5 мм в состоянии поставки. Присадочная проволока – ЭП533 Ø1,2 мм в закаленном состоянии. Сварка проводилась с поперечными колебаниями горелки относительно траектории шва в 2 прохода.

Сварка проводилась в режиме root, погонная энергия за 1-й проход –  $q_{п1} = 250$  кДж/м, за 2-й –  $q_{п2} = 430$  кДж/м соответственно.

Номинальный зазор между свариваемыми пластинами составлял 1,0 мм. Подготовка свариваемых кромок осуществлялась на фрезерном станке. Перед сваркой использовалась прихватка по торцам пластин с последующим выборкой до высоты  $1,0 \pm 0,5$  мм.

**Подготовка микрошлифов.** Подготовка шлифов под макро- и микроструктурный анализ осуществлялась в несколько этапов: механическом шлифовании и полировании с использованием абразивных материалов и химическом травлении для выявления структурных составляющих. Реактив для травления – реактив «А», который имеет следующий состав: вода ( $H_2O$ ) – 20 см<sup>3</sup>, медный купорос ( $CuSO_4$ ) – 4 г, соляная кислота ( $HCl$ ) – 20 см<sup>3</sup>. Время травления – 3–10 с.

**Металлография.** Микроструктуру шлифов исследовали с помощью электронного микроскопа Olympus GX51 и растровом электронном микроскопе JSM-6490LV.

**Измерение микротвердости** по Виккерсу (HV) проводили на Микрометре-5101 с пирамидальным алмазным индентором под нагрузкой 1 Н (100 г) алмазной четырехсторонней пирамиды с углом между гранями, равным  $136^\circ$  в течение 10 с. Окончательная обработка микроплиты перед измерением

микротвердости заключалась в полировке ее поверхности алмазной пастой AFM 1/0.

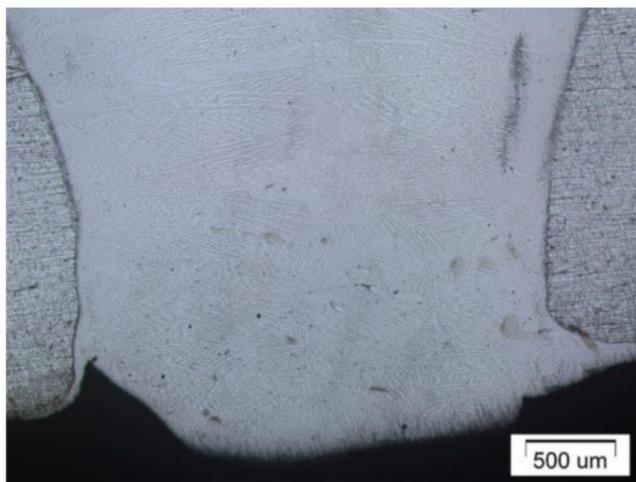
**Рентгенографический контроль** осуществлялся на аппарате Арина-05-2М: напряжение 150 кВ, ток 1 мА; чувствительность снимка 0,1 мм по канавочному эталону №1 Fe и 0,1 по проволочному эталону 12 (Fe).

## 2. Обработка результатов экспериментов

Представлена макроструктура двухпроходного сварного шва, выполненного присадочной проволокой ЭП533 (рис. 1, а), и внешний вид лицевой стороны шва после 1-го (рис. 1, б) и 2-го проходов (рис. 1, в).

На макроструктуре (рис. 1, а) отчетлива видна линия сплавления. Благодаря использованию поперечных колебаний горелки, удалось добиться минимальной высоты облицовочного валика шва, как это видно на рис. 1, в. При этом, проведенные микроструктурные исследования и рентгенографический контроль сварных соединений не выявили дефектов в сварном шве и ЗТВ.

На рис. 2, а показана микроструктура ОШЗ после 1-го прохода. Микроструктура ОШЗ представляет собой частично переплавленный нагартованный в результате фрезерования слой, размер зерен которого меньше размера зерна основного металла в 5–7 раз и составляет 5–10 мкм. При этом протяженность ОШЗ не превышает 50–100 мкм.



а

Лицевая сторона шва после 1-го прохода



б

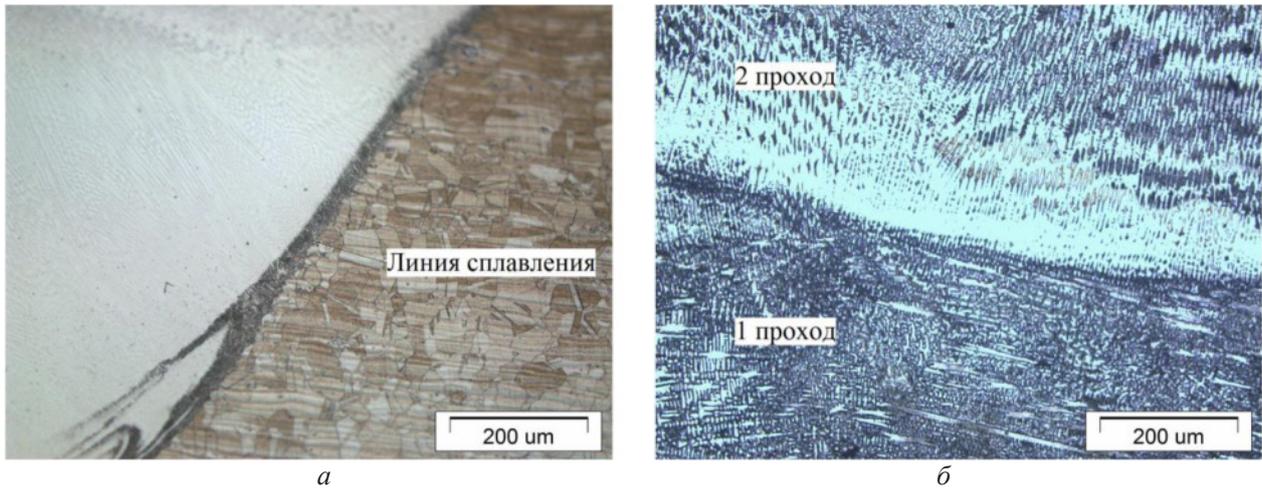
Лицевая сторона шва после 2-го прохода



в

**Рис. 1.** Макрошлиф двухпроходного сварного шва, выполненного присадочной проволокой ЭП533 (а), и внешний вид лицевой стороны шва после 1-го (б) и 2-го проходов (в)

**Fig. 1.** Macrosection of a 2-pass welded seam made with EP533 filler wire (а), and the appearance of the face of the weld after the 1st (б) and 2nd passes (в)



**Рис. 2.** Микроструктура ОШЗ после 1-го прохода (а) и сварного шва после 2-х проходов (б)

**Fig. 2.** Fusion zone after the 1st pass (a) and welded seam after 2 passes (b) microstructure

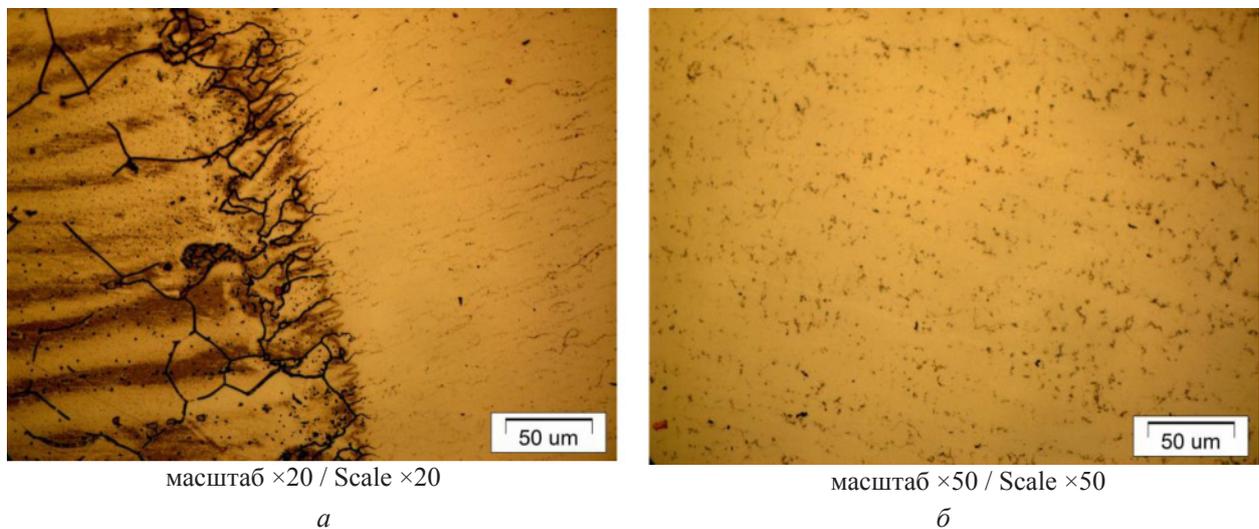
На первом проходе сварного шва (рис. 2, б), имеется большая доля дезориентированной измельченной структуры, наличие которой может быть вызвано применением техники поперечных колебаний, в ходе которой расплавленный металл постоянно перемешивается или термомеханической вибрацией расплава при импульсно-дуговой сварке. При этом, объем расплавленной сварочной ванны в конкретных условиях, очевидно, существенно меньше, чем при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом. Во 2-м проходе структура шва более равноосная, что вероятнее всего связано с повышением жесткости сварного соединения после 1-го прохода и большим пространством для свободной температурной деформации между свариваемыми кромками [17, 18].

Причиной больших релаксационных сварочных напряжений может выступать увели-

чение доли жидкого металла в твердожидком состоянии из-за интенсификации вязкого скольжения зерен вдоль их границ, как это экспериментально доказано в работах [16, 18], что приводит к снижению сварочных напряжений и тем самым уменьшает возможность возникновения и распространения «горячих» трещин.

Таким образом, внедрение роботизированной сварки плавящимся электродом с поперечными колебаниями при сварке сплава ЭП718 толщиной 5 мм взамен ручной АрДС позволяет снизить количество проходов с 3 до 2-х при уменьшении вводимой погонной энергии на 31%.

На рис. 3 показана микроструктура сварного шва и ОШЗ после термообработки, включавшей закалку при температуре 1050 °С и старение (780 °С/5ч 15 мин) [19, 20].



масштаб ×20 / Scale ×20

а

масштаб ×50 / Scale ×50

б

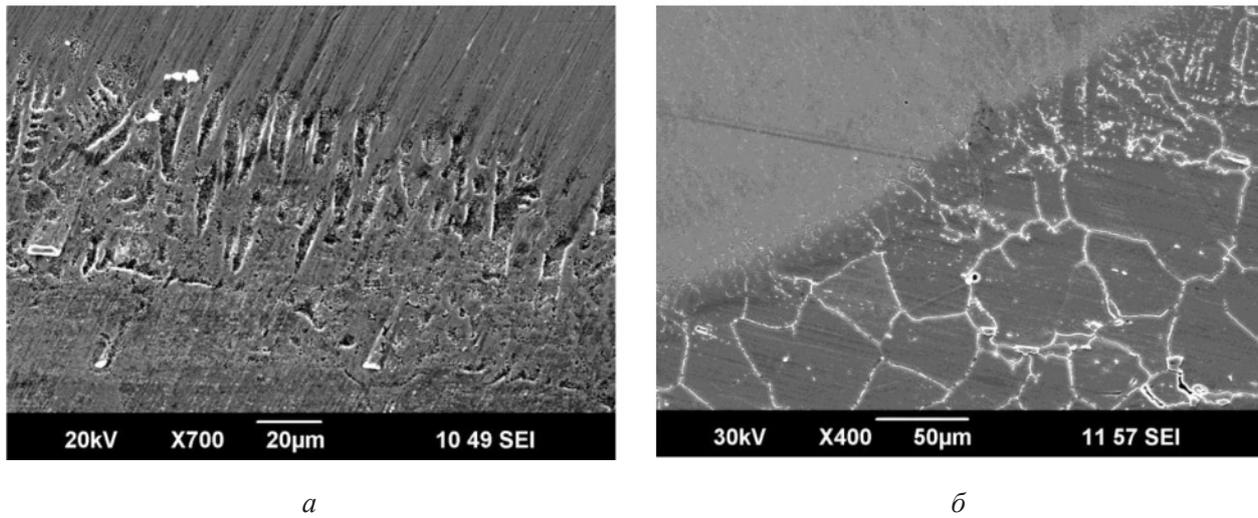
**Рис. 3.** Микроструктура ОШЗ (а) и сварного шва (б) после термообработки

**Fig. 3.** Fusion zone (a) and weld (b) microstructure after heat treatment

На рис. 4, *а* показана микроструктура ОШЗ после сварки 2-х проходов, полученная растровой электронной микроскопией. На ней отчетливо видны растущие дендриты по направлению температурного градиента. На рис. 4, *б* показана морфология микроструктуры ОШЗ после термообработки. На нем заметны зерна, несколько увеличившиеся в размере после термообработки и некоторые частично рекристаллизованные в процессе старения.

Рентгенографирование и анализ микрошлифов после термообработки показал отсутствие дефектов как в сварном шве, так и в ОШЗ. Получение подобной мелкозернистой структуры при сварке в ОШЗ повышает стойкость сварных соединений против образования трещин при 650–800 °С [7].

В табл. 3 показан средний размер зерна и микротвердость образца.



**Рис. 4.** Морфология микроструктуры ОШЗ после сварки 2-х проходов (*а*) и после термообработки (*б*) по результатам РЭМ

**Fig. 4.** The morphology of the microstructure of the fusion zone after welding of 2 passes (*a*) and after heat treatment (*b*) according to the results of SEM-analyses

Таблица 3  
Table 3

**Средний размер зерна и микротвердость образцов**

**Average grain size and microhardness of samples**

Состояние образца	Средний размер зерна, мкм	Микротвердость основного металла, HV	Микротвердость сварного шва, HV
После сварки 2-х проходов	65,7	256	291
После термообработки по режиму ВИАМ	77,9	433	417

Предположительно, причиной незначительного роста зерна является процесс неполной рекристаллизации, при выполнении каждого последующего слоя предыдущий слой шва претерпевает нормализацию и отпуск.

### Выводы

1. Использование двухпроходной СПЭ с поперечными колебаниями позволяет получать качественные сварные швы сплава ЭП718 толщиной 4 мм за два прохода при погонной энергии 250 и 430 кДж/м за 1-й и 2-й проходы соответственно. Полученный результат перспективен с точки зрения снижения энергозатрат, остаточных сварочных деформаций и короблений, поскольку по имеющимся зарубежным рекомендациям АрДС соединений толщиной 4 мм из сплава-аналога Inconel 718 должна осуществляться с погонной энергией не менее 360...400 кДж/м за проход.

2. В 1-м проходе сварного шва, полученного СПЭ с поперечными колебаниями, микроструктура была в основном дезориентированной измельченной, а микроструктура 2-го прохода – более равноосной, что, вероятнее всего, вызвано повышением жесткости сварного соединения после 1-го прохода и большим пространством для свободной температурной деформации между свариваемыми кромками.

3. Микротвердость основного металла после сварки 2-х проходов составила 256 HV, сварного шва – 291 HV. Микротвердость основного металла после сварки 2-х проходов и термообработки по режиму закалка при температуре 1050 °С + старение (780 °С/5ч 15 мин) составляла 433 HV, сварного шва – 417 HV соответственно.

4. Полученная микроструктура ОШЗ имела мелкозернистую структуру и являлась частью нагартованного в результате фрезерования слоя, размер зерен которого меньше размера зерна основного металла в 5–7 раз и составлял 66 мкм после сварки 78 мкм после рекомендованной термообработки. Получение подобной мелкозернистой структуры при сварке в ОШЗ повышает стойкость сварных соединений против образования трещин при 650–800 °С.

### Благодарности

*Научный коллектив благодарит за помощь в проведении металлографических исследований коллективы ЦКП «Нанотех»*

*ФГБОУ ВО УГАТУ и кафедры современных методов сварки и контроля конструкций на базе ООО «Аттестационный Центр СваркаТехСервис» за предоставленное оборудование и консультационные услуги.*

### Список литературы

1. ТУ 14-1-1059-74. Листы из сплава марок ХН45МРТЮБР-ВД(ЭП718-ВД), ХН45М-ВТЮБР-ИД(ЭП718-ИД). Технические условия. 10 с.

2. Жаропрочный сплав на железо-хромоникелевой основе / Б. С. Ломберг и др. // Патент РФ 2084552, МПК С 22 С 19/05. Оpubл. 20.07.1997.

3. Fathollahzadeh H. Development of a weldability testing system to quantify hot cracking susceptibility of Inconel 718 pre-welded sheets // Université de Montréal, 2015. P. 100.

4. Sorokin L. I. Electron beam welding of heat-resistant alloys // Welding production. 1998. No. 5. P. 9–15.

5. Sorokin L. I. Stresses and cracks during welding and heat treatment of heat-resistant nickel alloys // Welding production. 1999. No. 12. P. 7–12.

6. Atroshchenko V. V., Nikiforov R. V., Murugova O. V. Development of technology for robotic consumable electrode welding of EP718 alloy joints // Welding and diagnostics. 2020. No. 4. P. 46–49.

7. Effect of Welding Processes (GTAW & EBW) and Solutionizing Temperature on Microfissuring Tendency in Inconel 718 Welds / M. Agilan et al. // Materials Science Forum. 2012. V. 710. P. 603–607. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.710.603.

8. Isaev L. S. Investigation of the welded joint of the heat-resistant alloy KhN45MVTYUBR-ID in electron beam welding // Bulletin of Samara State Technical University. Technical Sciences. 2016. No. 4 (52). P. 123–129.

9. Electron Beam Welding of Inconel 718 / V. Patel et al. // 48th SME North American Manufacturing Research Conference, NAMRC. Procedia Manufacturing. 2020. V. 48. P. 428–435.

10. Jose P. J., Anand M. D. Comprehensive Analysis of TIG Welded Inconel-718 Alloy for Different Heat Input Conditions // International Journal of Engineering & Technology. 2018. No. 7 (3.6). P. 206–209.

11. Control of Laves phase in Inconel 718 GTA welds with current pulsing / G. D. Janaki Ram et al. // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2004. V. 9, No. 5. P. 390–398. DOI: 10.1179/136217104225021788.
12. Solidification Cracking of IN 718 TIG Welds / Myriam Brochu et al. // 13th International Conference on Fracture, Beijing, China, June 16-21, 2013. P. 1–10.
13. Gregori A., Bertaso D. Welding and deposition of Nickel superalloys 718, Waspaloy and single crystal alloy CMSX-10 // *Welding in the World*. 2007. V. 51, No. 11–12. P. 34–47.
14. Effect of filler wires and direct ageing on the microstructure and mechanical properties in the multi-pass welding of Inconel 718 / K. Devendranath Ramkumar et al. // *Journal of Manufacturing Processes*. 2015. V. 18. P. 23–45. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.01.001>.
15. Якушин Б. Ф. Разработка научных основ и способов обеспечения технол. прочности сварных соединений крупногабаритных конструкций из сталей и сплавов ограниченной свариваемости // дисс. ... д-ра техн. наук. Москва: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2000. 414 с.
16. Макаров Э. Л., Якушин Б. Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов. М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. 487 с.
17. Adam P. High strength alloy welding for gas turbines // *Heat-resistant alloys for gas turbines*, 1981. P. 388–408.
18. Sorokin L. I. Formation of hot cracks in the near-weld zone during welding of heat-resistant nickel alloys (review). Part 1. // *Welding production*. 2005. No. 8. P. 12–16.
19. Sorokin L. I. Weldability of heat-resistant alloys used in aircraft gas turbine engines // *Welding production*. 1997. No. 4. P. 12–18.
20. Паршуков Л. И., Гильмутдинов Ф. З. Электронно-лучевая сварка и локальная термообработка сварных швов из жаропрочных сплавов // *Труды ВИАМ*. 2017. № 5 (53). С. 23–32. DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-3-3.