

Кривоносова Е.А., Щицын Ю.Д., Акулова С.Н., Мышкина А.В., Неулыбин С.Д., Белинин Д.С. Снижение дефектности жаропрочных никелевых сплавов в технологиях наплавки // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 12–19. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.2.02.

Krivososova E.A., Shchitsyn Yu.D., Akulova S.N., Myshkina A.V., Neulybin S.D., Belinin D.S. Reduction of the defects of heat-resistant nickel alloys in surfacing technologies. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 12-19. DOI: 10.15593/2224-9877/2018.2.02.

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 20, № 2, 2018**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2018.2.02  
УДК 621.791

**Е.А. Кривоносова, Ю.Д. Щицын, С.Н. Акулова, А.В. Мышкина,  
С.Д. Неулыбин, Д.С. Белинин**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

**СНИЖЕНИЕ ДЕФЕКТНОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ  
В ТЕХНОЛОГИЯХ НАПЛАВКИ**

Возникновение и распространение трещин в изделиях из жаропрочных никелевых сплавов при наплавке, сварке и аддитивных технологиях, связанных с использованием высококонцентрированных источников энергии, является существенной проблемой, снижающей качество изделий. Склонность к образованию горячих трещин при сварке и наплавке определяется составом и качеством сплавов, структурными факторами – размером зерна и структурной неоднородностью, составом присадочных материалов и технологией сварки и наплавки. При наплавке на малых скоростях уменьшается скорость кристаллизации металла наплавки, увеличивается ее площадь, ширина и растет высокотемпературная околошовная зона, что вызывает снижение интенсивности нарастания сварочных напряжений, которые релаксируются в большом объеме шва и околошовной зоне.

Приводятся результаты исследования влияния параметров режима аргодуговой и лазерной наплавки на структурообразование, свойства и склонность жаропрочных никелевых сплавов к образованию трещин при различных методах наплавки. Сплавы с большой структурной неоднородностью, особенно вследствие дендритной ликвации и преимущественно с более крупным зерном, обладают повышенной склонностью к образованию горячих трещин. Структура никелевых сплавов, заданная сбалансированным химическим составом, не всегда является гарантией хорошей трещиностойкости. Как показывает практика и результаты исследований, выбор технологии и параметров режима наплавки зачастую имеет решающее значение.

Установлено, что аргодуговая наплавка никелевого сплава в сочетании с дополнительным ультразвуковым воздействием создает модифицирующий эффект увеличения дисперсии фаз. Сочетание благоприятных структурных параметров – мелкозернистости  $\gamma$ -твердого раствора и повышенной дисперсности  $\gamma'$ -фазы, которое реализуется при аргодуговой наплавке с дополнительным УЗ-воздействием на оптимальных режимах, приводит к повышению микротвердости и жаропрочности никелевых сплавов. Трещин и пористости при оптимальном режиме наплавки не зафиксировано.

**Ключевые слова:** никелевые сплавы, аргодуговая наплавка, ультразвуковое воздействие, лазерная наплавка, режим наплавки, дефектность металла, горячие трещины, структурообразование, макроструктура, жаропрочность.

**E.A. Krivososova, Yu.D. Shchitsyn, S.N. Akulova, A.V. Myshkina,  
S.D. Neulybin, D.S. Belinin**

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**REDUCTION OF THE DEFECTS OF HEAT-RESISTANT NICKELS ALLOYS  
IN SURFACING TECHNOLOGIES**

The occurrence and propagation of cracks in products made of heat-resistant nickel alloys during surfacing, welding and additive technologies associated with the use of highly concentrated energy sources is a significant problem that reduces the quality of products. The tendency to form hot cracks in welding and surfacing is determined by the composition and quality of the alloys, structural factors - grain size and structural heterogeneity, composition of filler materials and welding and surfacing technology. When surfacing at low speeds, the rate of crystallization of the weld metal decreases, its area, width and the high-temperature weld zone increase, which causes a decrease in the intensity of the build-up of the welding stresses, which relax in a large volume of the weld and near-shock zone.

The paper presents the results of the investigation of the influence of the parameters of the argon-arc and laser surfacing regime on the structure formation, properties and propensity of high-temperature nickel alloys to crack formation under different methods of surfacing. Alloys with a large structural heterogeneity, especially due to dendritic liquation and predominantly with larger grains, have an increased tendency to form hot cracks. The structure of nickel alloys, given a balanced chemical composition, is not always a guarantee of good crack resistance. As practice and results of research show, the choice of technology and parameters of the surfacing regime is often crucial.

It has been established that the argon-arc surfacing of a nickel alloy in combination with an additional ultrasonic action creates a modifying effect of increasing the phase dispersion. The combination of favorable structural parameters - fine-grained  $\gamma$ -solid solution and increased dispersion of  $\gamma'$ -phase, which is realized under argon-arc surfacing with additional ultrasonic action at optimal conditions, leads to an increase in the microhardness and heat resistance of nickel alloys. Cracks and porosity under the optimal surfacing regime are not fixed.

**Keywords:** nickel alloys, argon-arc surfacing, ultrasonic action, laser surfacing, surfacing modes, metal defectiveness, hot cracks, structure formation, macrostructure, heat resistance.

### Введение

Возникновение и распространение трещин в изделиях из жаропрочных никелевых сплавов при наплавке, сварке и аддитивных технологиях, связанных с использованием высококонцентрированных источников энергии, является существенной проблемой, снижающей качество изделий. Использование равномерного нагрева для получения сварных либо паяных соединений, как правило, препятствует образованию трещин, однако такие способы соединения характеризуются значительной трудоемкостью и существенным ограничением эксплуатационных свойств изделий. Склонность к образованию горячих трещин при сварке и наплавке определяется составом и качеством сплавов, структурными факторами – размером зерна и структурной неоднородностью, составом присадочных материалов и технологией сварки и наплавки [1–7].

Структура сплавов типа ХН65ВМТЮ, ХН50ВМТЮБ и других, относящихся к системе Ni–Cr–Ti–Al, представляет собой  $\gamma$ -твердый раствор и  $\gamma'$ -фазу (интерметаллиды  $Ni_3(Ti, NiAl)$  + карбиды Nb, Mo, W). Согласно теоретической оценке стойкости сварных соединений жаропрочных никелевых сплавов к образованию трещин при сварке и термической обработке, ухудшение сва-

риваемости и стойкости к образованию трещин находится в прямой зависимости от содержания  $\gamma'$ -фазы [1, 7–10]. На рис. 1 показано влияние содержания  $\gamma'$ -формирующих элементов (Al, Ti, Nb) и элементов, стабилизирующих  $\gamma$ -твердый раствор (Mo, Cr), на склонность никелевых сплавов к образованию трещин при сварке и термической обработке. Согласно рис. 1 существует 3 группы сплавов с различной склонностью к трещинам: гомогенные и слабостареющие сплавы (содержание  $\gamma'$ -фазы 3–5 об. %), не склонные к образованию трещин при сварке и термообработке; дисперсионно-твердеющие сплавы (содержание  $\gamma'$ -фазы не более 18–20 об. %) с умеренной склонностью к образованию трещин и дисперсионно-твердеющие сплавы (содержание  $\gamma'$ -фазы более 20–25 об. %) с высокой склонностью к образованию трещин [1]. Опыт применения в сварных конструкциях подтверждает тот факт, что гомогенные сплавы ЭИ435, ЭИ602, ЭИ868 и высокохромистый ЭП648 не чувствительны к образованию трещин. Это связано с низким содержанием в составе сплава элементов, обладающих ограниченной растворимостью в твердом растворе (Ti, Al), а также отсутствием бора и невысокой жаропрочностью (900 °С в течение 100 ч на уровне  $\sigma_{100}^{900} = 130...200$  МПа).

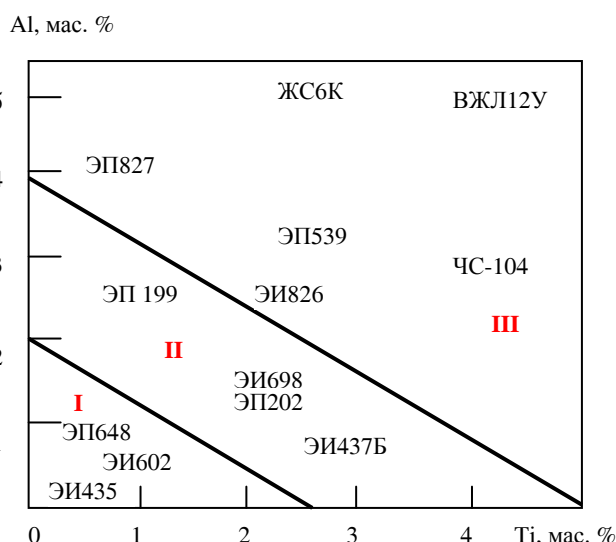


Рис. 1. Влияние содержания титана и алюминия на склонность никелевых сплавов к образованию трещин при сварке и термической обработке: I – слабостареющие сплавы (содержание  $\gamma'$ -фазы 3–5 об. %), не склонные к образованию трещин при сварке и термообработке; II – дисперсионно-твердеющие сплавы (содержание  $\gamma'$ -фазы не более 18–20 об. %) с умеренной склонностью к образованию трещин; III – дисперсионно-твердеющие сплавы (содержание  $\gamma'$ -фазы более 20–25 об. %) с высокой склонностью к образованию трещин

Закономерности влияния морфологии структуры никелевых сплавов на склонность к трещинообразованию, сформулированные в обзорной работе [4], традиционны и заключаются в том, что сплавы с большой структурной неоднородностью, особенно вследствие дендритной ликвации и преимущественно с более крупным зерном, обладают повышенной склонностью к образованию горячих трещин, особенно в околосшовной зоне (ОШЗ).

Однако благоприятная структура, заданная сбалансированным химическим составом, не всегда является гарантией хорошей трещиностойкости никелевых сплавов [11–14]. Как показывает практика и результаты лабораторных исследований [4], выбор технологии и в особенности параметров режима наплавки зачастую имеет решающее значение.

В работе приводятся результаты исследования влияния параметров режима аргонодуговой и лазерной наплавки на структурообразование, свойства и склонность жаропрочных никелевых сплавов к образованию трещин при различных методах наплавки.

#### Технологии, исследовательские методики и материалы

Химический состав исследованных сплавов приведен в табл. 1.

На сплав ВЖЛ14-ВИ была произведена ручная аргонодуговая наплавка проволокой ЭП367 диаметром 1,0 мм на реальном изделии – переходнике подвода воздуха, имеющем износ по внутреннему торцу и со стороны наружной поверхности. Наплавка выполнена за 2–3 прохода с целью усиления стенки до минимального размера 1,2 мм. Режим наплавки:  $I = 140$  А, расход аргона в горелку 6–8 л/мин, скорость подачи 200 мм/мин.

Термообработка после наплавки не производилась.

Аргонодуговую наплавку на пластины никелевого сплава ЭП648 толщиной 10 мм производили на установке с инверторным источником питания по следующему режиму:  $I = 120$  А, расход аргона в горелку 7 л/мин, скорость наплавки 200 мм/мин. Для исследования возможностей модифицирования структуры применяли дополнительное ультразвуковое воздействие на наплавляемый материал с помощью волновода, подведенного к нижней поверхности пластины. Частота ультразвукового воздействия 22 кГц.

Лазерная наплавка проведена на сплав ЭИ787-ВД на установке TruLaser Cell 7020 в среде аргона. Подача порошка ЭП648-ВИ проводилась в среде гелия. Наплавка произведена по 2 режимам – мягкому и жесткому. Параметры режима приведены в табл. 2.

Наплавка выполнена в 5 дорожек по 3 слоя с паузами на охлаждение между проходами. Перед наплавкой проводилась термическая обработка при температуре  $1130 \pm 10$  °С, выдержка 3 ч. После наплавки проводилась термическая обработка в вакууме ( $10^{-5}$  мм рт. ст.) при температуре  $1000 \pm 20$  °С, выдержка 2 ч.

Количественный металлографический анализ проводили на автоматизированном комплексе анализа изображений и моделирования структур «Ви-деотест-металл».

Объемная доля пор в наплавках определялась с использованием программы ThixometPro в ячейке размером 1 мм<sup>2</sup> площади шлифа при 100-кратном увеличении.

Контроль качества наплавки производился люминесцентным методом по стандарту ЦМ-15 и ЛЮМ1-ОВ.

Таблица 1

Химический состав высоколегированных жаропрочных сплавов

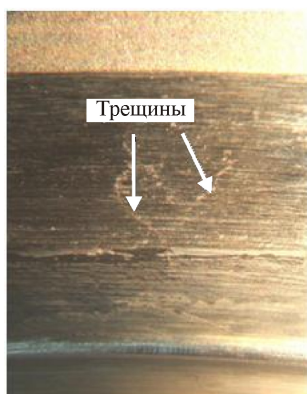
Состав	Химический элемент												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Al	W	Mo	Nb	Fe	Cu	B
ХН50ВМТЮБ (ЭП 648)	≤0,1	≤0,4	≤0,5	32–35	Осн. 54–62	0,5–1,1	0,5–1,1	4,3–5,3	2,3–3,5	0,5–1,1	≤4,0		≤0,008
ХН65ВМТЮ (ЭИ893)	≤0,05	≤0,6	≤0,5	15–17	Осн. 65–68	1,2–1,6	1,2–1,6	8,5–10,0	3,5–4,5	–	≤3,0		≤0,01
ВЖЛ14	<0,08	<0,4	<0,4	–	Осн. 62–65	2,5–3,1	1,2–1,5		4–5		8–10	18–20	<0,005
ХН35ВТЮ (ЭИ787)	<0,08	<0,6	<0,6	14–16	33–37	2,4–3,2	0,7–1,4	2,5–3,5			37–47		≤0,02
Сварочная проволока Св-06Х15Н60М15 (ЭП367)	<0,08	<0,5	<1	14–16	Осн. 60–62	<0,2			14–15	V<0,02	≤4,0	<0,2	

Параметры режима лазерной наплавки

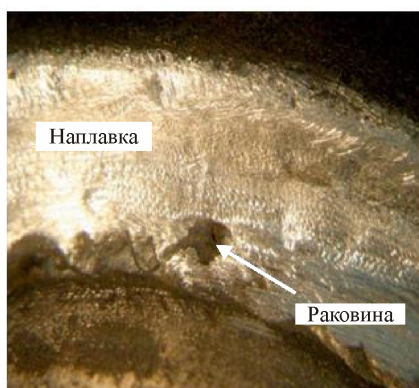
Режим наплавки	Параметры наплавки				
	Мощность лазера, Вт	Скорость наплавки, мм/мин	Скорость подачи порошка ЭП648-ВИ, г/мин	Расход газа, л/мин	Диаметр пятна, мм
Жесткий	450	600	2,4	Ar = 10 He = 4	1,9
Мягкий	210	400	1,8	Ar = 7 He = 4	1,3

### Результаты исследования

В металле аргонодуговой наплавки на сплавах ВЖЛ14-ВИ на переходниках при контроле ЦМ-15 в зоне наплавки со стороны наружной поверхности и со стороны внутренней поверхности переходников выявлены множественные трещины (рис. 2, а) и раковина диаметром 0,2 мм (рис. 2, б).



а



б

Рис. 2. Макроструктура аргонодуговой наплавки переходника: а – трещины (указаны стрелками) со стороны внутренней поверхности переходника; б – раковина на наружной поверхности наплавки переходника

Трещины на внутренних поверхностях переходника берут свое начало от наплавки и развиваются по границам зерна основного материала. Трещины кристаллизационные часто имеют следы

высокотемпературного окисления, образовались, безусловно, в процессе наплавки. Протяженность трещин 0,7–1,1 мм. Кроме того, имеются трещины в ЗТВ наплавки. Глубина залегания трещин с поверхности от 0,8 мм до сквозных (рис. 3, 4).

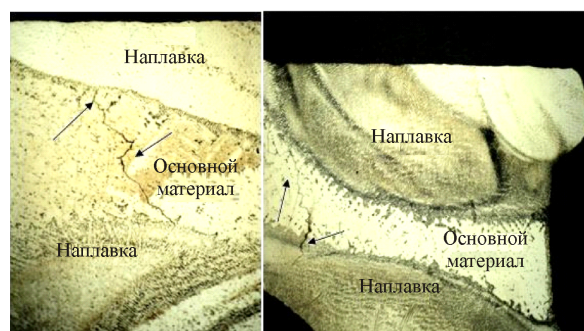


Рис. 3. Трещины в зоне наплавки внешней стороны переходника,  $\times 100$  (стрелками указаны трещины)

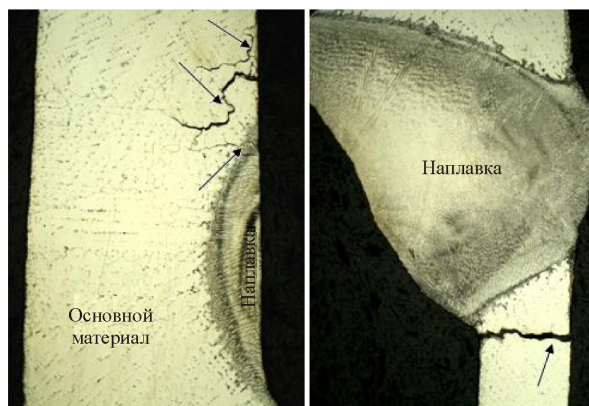


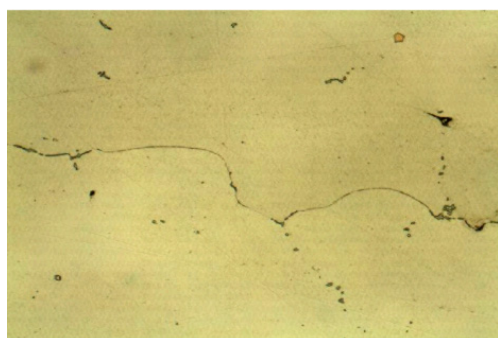
Рис. 4. Трещины в ЗТВ наплавки переходника,  $\times 50$  (стрелками указаны трещины)

Твердость и микротвердость ( $HV_{50}$ ) различных зон наплавки ВЖЛ14-ВИ на переходнике приведены в табл. 3.

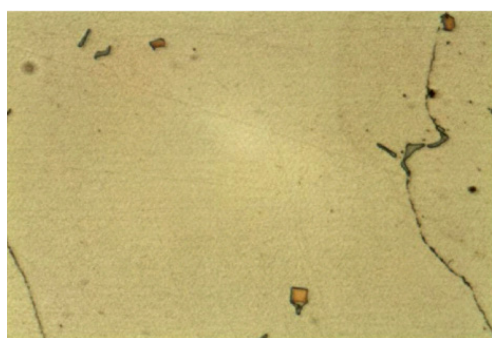
В данном случае никелевый сплав с невысокой объемной долей  $\gamma'$ -фазы (рис. 5) и умеренной склонностью к образованию трещин (см. рис. 1, область II) образует трещины вследствие неблагоприятного режима аргонодуговой наплавки [15–17].

Твердость и микротвердость ( $HV_{50}$ ) различных зон наплавки проволокой ЭП367 на сплав ВЖЛ14-ВИ

Технология	Место измерения	Значения твердости	
		Микротвердость ( $HV_{50}$ ), кгс/мм <sup>2</sup>	HRC
Наплавка проволокой ЭП367 на сплав ВЖЛ14-ВИ	Металл наплавки	304–329	30–32
	Основной материал	360–382	36–39



*a*



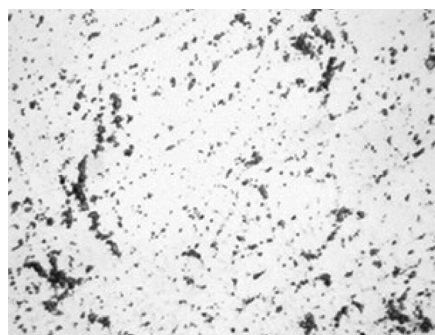
*б*

Рис. 5. Микроструктура основного материала ВЖЛ14-ВИ: *a* –  $\times 300$ ; *б* –  $\times 500$

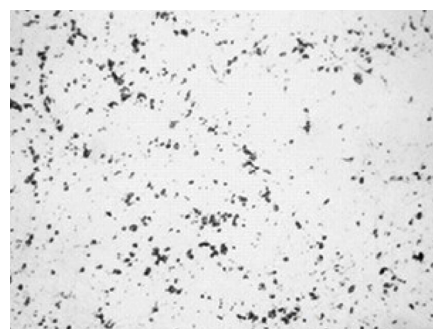
Снижению дефектности металла и склонности к образованию горячих трещин при аргонодуговой наплавке способствует снижение погонной энергии и дополнительное ультразвуковое воздействие. Установлено, что аргонодуговая наплавка сплава ЭП648 в сочетании с ультразвуковым воздействием создает дополнительный эффект возрастания мелкодисперсности  $\gamma'$ -фазы (рис. 6), что приводит к повышению микротвердости сплава. Это высокое значение микротвердости (до 250 кгс/мм<sup>2</sup>) соответствует наплавке с расположением УЗ-источника на расстоянии 25–30 мм, что, очевидно, и является оптимальным по этому критерию. Трещины и пористости при оптимальном режиме наплавки не зафиксировано.

Существенным фактором снижения склонности к образованию горячих трещин при лазерной

наплавке является выбор режима с меньшей скоростью наплавки и минимальной мощностью высококонцентрированного источника энергии.



*a*



*б*

Рис. 6. Микроструктура металла аргонодуговой наплавки сплава ЭП648,  $\times 300$ : *a* – образец 1, без УЗ-воздействия; *б* – образец 3, с УЗ-воздействием

Так, при лазерной наплавке на сплав ЭИ787-ВД порошком ЭП648 по жесткому режиму в результате излишнего тепловложения произошел перегрев материала основы и, как следствие, образование горячих сварочных трещин (рис. 7, *a*).

При наплавке по мягкому режиму дефектов и трещин при люминесцентном контроле не выявлено, что подтверждено также результатами металлографического анализа. Сварочных трещин под наплавкой в ЗТВ не выявлено (рис. 7, *б*).

Микротвердость наплавки составляет от 216 до 222 кгс/мм<sup>2</sup>, в ЗТВ – от 204 до 216 кгс/мм<sup>2</sup>, микротвердость материала лопатки – от 246 до 258 кгс/мм<sup>2</sup>.

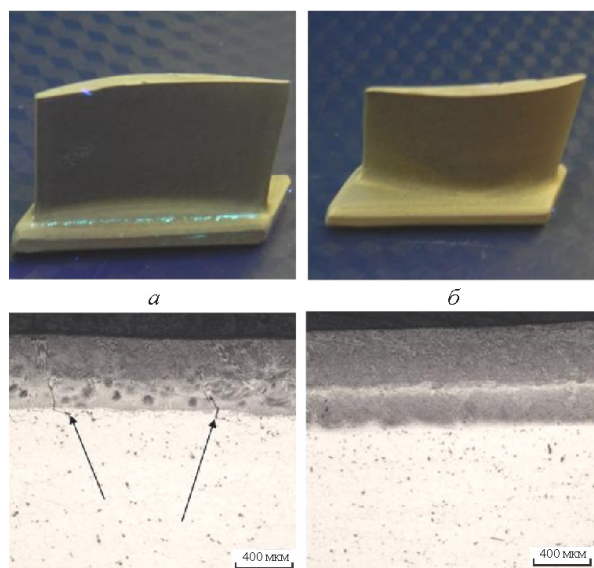


Рис. 7. Внешний вид изделий и микроструктура металла при лазерной наплавке на сплав ЭИ787-ВД порошком ЭП648 (стрелками указаны трещины): *a* – жесткий режим наплавки; *б* – мягкий режим наплавки

Снижение склонности к образованию горячих трещин при уменьшении скорости наплавки связано со снижением сварочных напряжений и ростом релаксационной стойкости сплавов. При наплавке на малых скоростях уменьшается скорость кристаллизации металла наплавки, увеличиваются ее площадь и ширина, растет высокотемпературная околшовная зона, что вызывает снижение интенсивности нарастания сварочных напряжений, которые релаксируются в большом объеме шва и ОШЗ. Кроме того, с уменьшением скорости наплавки снижается температурный градиент в сварном соединении, что вызывает падение уровня сварочных напряжений. Это согласуется с результатами работ [18–21].

### Выводы

1. Аргонодуговая наплавка жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ14-ВИ проволокой ЭП367 приводит к образованию термических трещин, развивающихся по границам зерна основного материала, а также в зоне термического влияния наплавки. В данном случае никелевый сплав с высокой объемной долей  $\gamma'$ -фазы и умеренной склонностью к образованию трещин тем не менее образует трещины вследствие неблагоприятного режима аргонодуговой наплавки.

2. Установлено, что аргонодуговая наплавка никелевого сплава ЭП 648 в сочетании с дополнительным ультразвуковым воздействием создает модифицирующий эффект увеличения дисперсии фаз. Сочетание благоприятных структурных пара-

метров – мелкозернистости  $\gamma$ -твердого раствора и повышенной дисперсности  $\gamma'$ -фазы, которое реализуется при аргонодуговой наплавке с дополнительным УЗ-воздействием на оптимальных режимах, приводит к повышению микротвердости и жаропрочности никелевых сплавов. Трещин и пористости при оптимальном режиме наплавки не зафиксировано.

3. Существенным фактором снижения склонности к образованию горячих трещин при лазерной наплавке является выбор режима с меньшей скоростью наплавки и минимальной мощностью высококонцентрированного источника энергии. При лазерной наплавке на сплав ЭИ787-ВД порошком ЭП648 по жесткому режиму в результате излишнего тепловложения произошел перегрев материала основы и, как следствие, образование горячих сварочных трещин. При наплавке по мягкому режиму дефектов и трещин не выявлено. Снижение склонности к образованию горячих трещин при уменьшении скорости наплавки связано со снижением сварочных напряжений и ростом релаксационной стойкости сплава.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Пермского края в рамках соглашения С-26/787 от 21.12.2017 и РФФИ -18-08-01016.*

### Список литературы

1. Малый А.Б. Улучшение свариваемости сплава на никелевой основе ЧС-104 путем оптимизации режима термической обработки // Автоматическая сварка. – 2008. – № 8. – С. 11–14.
2. Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов комплексным инокулятором / А.Б. Коростелев, С.Н. Жеребцов, И.П. Соколов, Д.А. Чумак-Жуль // Металлург. – 2010. – № 10. – С. 73–74.
3. Влияние микролегирования на технологическую пластичность жаропрочного сплава ХН62МБКТЮ / В.Н. Артюшов, А.А. Кудрин, М.С. Кирпичников, Л.Л. Пономарева // Metallurg. – 2011. – № 80. – С. 69–72.
4. Сорокин Л.И., Тупиков В.И. Классификация жаропрочных никелевых сплавов по их стойкости против образования трещин при термической обработке сварных соединений // Автоматическая сварка. – 1985. – № 5. – С. 23–25.
5. Деев Г.Ф., Пацкевич И.Р. Дефекты сварных швов. – Киев: Наукова думка, 1984. – 208 с.
6. Кривоносова Е.А. Теория сварочных процессов: учеб. пособие. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2007. – 262 с.
7. Кривоносова Е.А., Язовских В.М., Вассерман Н.Н. Влияние режима сварки на структуру и свойства зоны термического влияния сталей с карбонитридным упрочнением // Тяжелое машиностроение. – 2009. – № 7. – С. 23–27.

8. Кривоносова Е.А. Моделирование процесса наноструктурирования высоколегированных хромоникелевых сплавов при обработке высококонцентрированными источниками энергии // *Металлург.* – 2016. – № 5. – С. 6.

9. Шоршоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке: атлас. – М.: Наука, 1972. – 219 с.

10. Кривоносова Е.А., Язовских В.М., Вассерман Н.Н. Структурные аспекты усталостного разрушения металла сварных швов // *Тяжелое машиностроение.* – 2005. – № 9. – С. 20–23.

11. *Металловедение и термическая обработка стали: справ.: в 3 т. / под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадт.* – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1983. – 352 с

12. Сафонов Е.Н. Новые материалы и технологические процессы для продления ресурса прокатных валков / Нижнетагил. технол. ин-т (филиал) Урал. гос. техн. ун-та – Урал. политехн. ин-т. – Н. Тагил, 2005. – 275 с.

13. Трещиностойкость металла труб нефтепроводов / А.Г. Гумеров, К.М. Ямалаев, Г.В. Журавлев, Ф.И. Бадиков; ООО «Недра-Бизнесцентр». – М., 2001. – 231 с.

14. Барахтин Б.К., Немец А.М. *Металлы и сплавы. Анализ и исследование. Физико-аналитические методы исследования металлов и сплавов. Неметаллические включения: справ. / под ред. Б.К. Барахтина; НПО «Профессионал».* – СПб., 2006. – 487 с.

15. Коновалов А.В., Неровный В.М., Куркин А.С. *Теория сварочных процессов: учеб. для вузов / под ред. В.М. Неровного.* – М.: Изд-во Моск. гос. техн. ун-та им. Н.Э. Баумана, 2007. – 752 с.

16. Рыкалин Н.Н. *Расчеты тепловых процессов при сварке.* – М.: Машгиз, 1951. – 296 с.

17. Кархин В.А. *Тепловые процессы при сварке.* – 2-е изд. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. – 572 с.

18. Тюрин Ю.Н., Жадкевич М.Л., Мазунин В.М. Упрочнение металлических изделий с использованием импульсно-плазменной технологии // *Сварщик в России.* – 2007. – № 1. – С. 48–52.

19. Сафонов Е.Н., Журавлев В.И. Поверхностное упрочнение железоуглеродистых сталей дуговой закалкой // *Сварочное производство* – 1997. – № 10. – С. 30–32.

20. Сорокин Л.И. Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных никелевых сплавов // *Сварочное производство.* – 1999. – № 312. – С. 11–17.

21. Создание слоистых материалов на основе высоконикелевых сплавов с использованием плазменной дуги на токе обратной полярности / С.Д. Неулыбин, Ю.Д. Щицын, Д.С. Белинин, С.А. Терентьев, А.А. Ефимова // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение.* – 2016. – Т. 18, № 2. – С. 7–20.

## References

1. Malyi A.B. Uluchshenie svarivaemosti splava na nikelvoi osnove ChS-104 putem optimizatsii rezhima termicheskoi obrabotki [Improvement of a svarivayemost of alloy on a nickel basis of ChS-104 by optimization of the

mode of heat treatment]. *Avtomaticheskaiia svarka*, 2008, no. 8, pp. 11–14.

2. Korostelev A.B., Zherebtsov S.N., Sokolov I.P., Chumak-Zhun' D.A. Modifitsirovanie zharoprochnykh nikelovykh splavov kompleksnym inokulyatorom [Modifying of heat resisting nickel alloys complex inokulyator]. *Metal-lurg*, 2010, no. 10, pp. 73–74.

3. Artiushov V.N., Kudrin A.A., Kirpichnikov M.S., Ponomareva L.L. Vliianie mikrolegirovaniia na tekhnologicheskuiu plastichnost' zharoprochnogo splava KhN62MBKTIu [Influence of microalloying on technological plasticity of heat resisting HN62MBKTYu alloy]. *Metallurg*, 2011, no. 80, pp. 69–72.

4. Sorokin L.I., Tupikov V.I. Klassifikatsiia zharoprochnykh nikelovykh splavov po ikh stoikosti protiv obrazovaniia treshchin pri termicheskoi obrabotke svarykh soedinenii [Classification of heat resisting nickel alloys by their firmness against formation of cracks at heat treatment of welded connections]. *Avtomaticheskaiia svarka*, 1985, no. 5, pp. 23–25.

5. Deev G.F., Patskevich I.R. Defekty svarykh shvov [Defects of welded seams]. Kiev: Naukova dumka, 1984, 208 p.

6. Krivonosova E.A. *Teoriia svarochnykh protsessov [Theory of welding processes]: uchebnoe posobie.* Perm': Izd-vo Permskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta, 2007, 262 ps.

7. Krivonosova E.A., Iazovskikh V.M., Vasserman N.N. Vliianie rezhima svarki na strukturu i svoistva zony termicheskogo vliianiia stali s karbonitridnym uprochneniem [Influence of the mode of welding on structure and property of a zone of thermal influence staly with karbonitridny hardening]. *Tiazheloe mashinostroenie*, 2009, no. 7, pp. 23–27.

8. Krivonosova E.A. Modelirovanie protsessa nanostруктуриrovaniia vysokolegirovannykh khromonikelovykh splavov pri obrabotke vysokokontsentririvannymi istochnikami energii [Modeling of process of nanostructuring the high-alloyed chromonickel alloys when processing by the high-concentrated power sources]. *Metallurg*, 2016, no. 5, pp. 6.

9. Shorshorov M.Kh., Belov V.V. Fazovye prevrashcheniia i izmeneniia svoistv stali pri svarke [Phase transformations and changes of properties became when welding]: Atlas. Moscow: Nauka, 1972, 219 p.

10. Krivonosova E.A., Iazovskikh V.M., Vasserman N.N. Strukturnye aspekty usta-lostnogo razrusheniia metalla svarykh shvov [Structural aspects of fatigue failure of metal of welded seams]. *Tiazheloe mashinostroenie*, 2005, no. 9, pp. 20–23.

11. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka stali [The metallurgical science and heat treatment became]: spravochnik v 3 tomah.* Ed. M.L. Bernshteina, A.G. Rakhshadt. 3rd ed. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 352 p.

12. Safonov E.N. Novye materialy i tekhnologicheskie protsessy dlia prodleniia resursa prokatnykh valkov [New materials and technological processes for extension of a resource of rolling rolls]. Nizhnetagil'skii tekhnologicheskii institut (filial), Ural'skii gosudarstvennyi tekhnicheskii universitet. Ural'skii politekhnicheskii institut. Nizhnii Tagil, 2005, 275 p.

13. Treshchinostoičnost' metalla trub nefteprovodov [Crack resistance of metal of pipes of oil pipelines] A.G. Gumerov, K.M. Iamalaev, G.V. Zhuravlev, F.I. Badikov. ООО «Nedra-Biznestsentr». Moscow, 2001, 231 p.

14. Barakhtin B.K., Nemets A.M. Metally i splavy. Analiz i issledovanie. Fiziko-analiticheskie metody issledovaniia metallov i splavov. Nemetallicheskie vklucheniia [Metals and alloys. Analysis and research. Fiziko-analitichesky methods of a research of metals and alloys. Non-metallic inclusions]: spravochnik. Ed. B.K. Barakhtina. NPO «Professional». Saint-Petersburg, 2006, 487 p.

15. Kononov A.V., Nerovnyi V.M., Kurkin A.S. Teoriia svarochnykh protsessov [Theory of welding processes]: uchebnik dlia vuzov. Ed. V.M. Nerovnogo. Moscow: Izdatel'stvo Moskovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta imeni N.E. Baumana, 2007, 752 p.

16. Rykalin N.N. Raschety teplovykh protsessov pri svarke [Calculations of thermal processes when welding]. Moscow: Mashgiz, 1951, 296 p.

17. Karkhin V.A. Teplovye protsessy pri svarke [Thermal processes when welding]. 2 ed. Saint-Petersburg. Izdatel'stvo Politekhnikeskogo universiteta, 2015, 572 p.

18. Tiurin Iu.N., Zhadkevich M.L., Mazunin V.M. Uprochnenie metallicheskikh izdelii is ispol'zovaniem impul'sno-plazmennoi tekhnologii [Hardening of metal products with use of pulse and plasma technology]. Svarshchik v Rossii, 2007, no. 1, pp. 48–52.

19. Safonov E.N., Zhuravlev V.I. Poverkhnostnoe uprochnenie zhelezouglerodistykh stalei dugovoi zakalkoi [Superficial hardening zhelezouglerodisty staly arc training]. Svarochnoe proizvodstvo, 1997, no. 10, pp. 30–32.

20. Sorokin L.I. Napriazheniia i treshchiny pri svarke i termicheskoi obrabotke zharoprochnykh nikelovykh splavov [Tension and cracks when welding and heat treatment of heat resisting nickel alloys]. Svarochnoe proizvodstvo, 1999, no. 312, pp. 11–17.

21. Neulybin S.D., Shchitsyn Iu.D., Belinin D.S., Terent'ev S.A., Efimova A.A. Sozdanie sloistykh materialov na osnove vysokonikelovykh splavov s ispol'zovaniem plazmennoi dugi na toke obratnoi poliarnosti [Creation of layered materials on the basis of high-nickel alloys with use of a plasma arch on current of the return polarity]. Vestnik Perm-skogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnikeskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie, 2016, vol. 18, no. 2, pp. 7–20.

Получено 16.04.2018

#### Об авторах

**Кривоносова Екатерина Александровна** (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: katerinakkkkk@mail.ru.

**Щицын Юрий Дмитриевич** (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: svarka@pstu.ru.

**Акулова Светлана Николаевна** (Пермь, Россия) – аспирант кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: veta-ru@yandex.ru.

**Мышкина Альбина Васильевна** (Пермь, Россия) – старший преподаватель кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: albina\_myshkina@mail.ru.

**Неулыбин Сергей Дмитриевич** (Пермь, Россия) – аспирант кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: sn-1991@mail.ru.

**Белинин Дмитрий Сергеевич** (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: 5ly87@mail.ru.

#### About the authors

**Ekaterina A. Krivonosova** (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: katerinakkkkk@mail.ru.

**Iurii D. Shchitsyn** (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: svarka@pstu.ru.

**Svetlana N. Akulova** (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: veta-ru@yandex.ru.

**Albina V. Myshkina** (Perm, Russian Federation) – Senior Lecturer, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: albina\_myshkina@mail.ru

**Sergey D. Neulybin** (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: sn-1991@mail.ru.

**Dmitry S. Belinin** (Perm, Russian Federation) – Ph. D. in Technical Sciences, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: 5ly87@mail.ru.