

РАЗДЕЛ 2. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 669.017; 620.186

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.04.013

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК61

Эльвина Венеровна Галиева^{1†}, Екатерина Юрьевна Классман², Венер Анварович Валитов³

^{1, 2, 3} Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Степана Халтурина 39, 450001, Уфа, Россия

³ Уфимский университет науки и технологий, ул. Заки Валиди, 32, 450076, Уфа, Россия

¹ galieva_elvina_v@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-1074-6274>

² klassman@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-1984-5137>

³ valitov_va@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1349-6047>

Аннотация. Проанализировано влияние температуры сварки давлением (СД) и термической обработки на структуру и свойства твердофазного соединения деформируемых гетерофазных никелевых сплавов в сочетании ЭП975//ЭК61с различным типом упрочняющей фазы. По результатам энерго-дисперсионного анализа установлено, что в процессе СД в вакууме в температурно-скоростных условиях (850-925 °С; 10⁻⁴ с⁻¹) проявления низкотемпературной сверхпластичности сплава ЭК61 между соединяемыми сплавами ЭП975 с микродуплексной структурой (6-8 мкм) и ЭК61 с ультрамелкозернистой (≤1 мкм) структурой в результате протекания процессов взаимной диффузии легирующих элементов формируется узкая переходная зона диффузионного взаимодействия. Ее ширина возрастает от 3 мкм до 8 мкм с увеличением температуры СД с 850 до 925 °С. Изучено влияние последующей термической обработки на изменение фазового состава в зоне твердофазного соединения (ТФС) и прочность сварных образцов. Показано, что увеличение температуры СД с 850 до 925 °С, а также последующая термическая обработка приводят к расширению зоны диффузионного взаимодействия до 10-20 мкм. По результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре установлено, что наибольшая прочность сварных образцов после СД при температуре 850 °С достигает величины 0,8 от прочности соединяемого сплава ЭК61, а после термической обработки сохраняется на том же уровне.

Ключевые слова: никелевые сплавы, ультрамелкозернистая структура, сверхпластичность, сварка давлением, твердофазное соединение, термическая обработка.

Благодарности: Работа в части исследования структуры и свойств сварных образцов из никелевых сплавов ЭП975//ЭК61 выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам Президента Российской Федерации (Стипендия Президента РФ молодым ученым и аспирантам СП-4002.2022.1). Методика СД разработана в рамках Госзадания ИПСМ РАН № 122011900474-5. Микроструктурные исследования и оценка механических свойств проводились на базе научно-исследовательского оборудования ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Для цитирования: Галиева Э.В., Классман Е.Ю., Валитов В.А. Влияние температуры сварки давлением и последующей термической обработки на структуру и свойства твердофазных соединений из никелевых сплавов ЭП975 И ЭК61 // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20, № 4. С. 533–545. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.04.013.

Original article

INFLUENCE OF PRESSURE WELDING TEMPERATURE AND SUBSEQUENT HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF SOLID-STATE JOINTS OF NICKEL-BASED EP975 AND EK61 SUPERALLOYS**Elvina V. Galieva^{1†}, Ekaterina Yu. Klassman², Vener A. Valitov³**^{1,2,3} Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences, Khalturina Str., 39, Ufa, 450001, Russia³ Ufa University of Science and Technology, Zaki Validi Str., 32, Ufa, 450076, Russia¹ galieva_elvina_v@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-1074-6274>² klassman@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-1984-5137>³ valitov_va@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1349-6047>

Abstract. The effect of pressure welding (PW) temperature and heat treatment on the microstructure and properties of a solid-state joint of wrought heterophase nickel superalloys in combination of EP975/EK61 with various types of strengthening phases is analyzed. Based on the results of energy-dispersive analysis, it was established that during the process of PW in vacuum under temperature-strain superplasticity conditions (850-925 °C; 10^{-4} s⁻¹), as a result of the processes of mutual diffusion of alloying elements, a narrow diffusion zone is formed. Its width increases from 3 μm to 8 μm as the PW temperature increases from 850 to 925 °C. The effect of subsequent heat treatment on the change in the phase composition in the solid-state joint (SSJ) zone and the strength of welded specimens has been studied. It is shown that an increase in the PW temperature from 850 to 925 °C, as well as subsequent heat treatment, leads to an expansion of the diffusion interaction zone to 10-20 μm. According to the results of mechanical tensile tests at room temperature, it was found that the highest strength of welded specimens after PW at a temperature of 850 °C reaches a value of 0.8 of the strength of the EK61 superalloy being joined, and after following heat treatment it remains at the same level.

Keywords: nickel-based superalloys, ultrafine-grained structure, superplasticity, pressure welding, solid-state joint, heat treatment.

Acknowledgements: The study of pressure welding of EP975/EK61 superalloys was financially supported by the Grants Council of the President of the Russian Federation (Presidential Scholarship for Young Scientists and Postgraduates SP-4002.2022.1). The pressure welding procedure was carried out within the framework of the State Assignment of the IPSM RAS No. 122011900474-5. Microstructural studies and assessment of mechanical properties were carried out on the basis of the Center for Collective Use of IPSM RAS «Structural and physical-mechanical studies of materials».

For citation: Galieva, E. V., Klassman, E. Yu. & Valitov, V. A. (2023). Influence of pressure welding temperature and subsequent heat treatment on the microstructure and properties of solid-state joints of nickel-based EP975 and EK61 superalloys. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 20(4), 533–545. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.04.013.

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы широко применяются для изготовления различных деталей авиационных газотурбинных двигателей: дисков компрессора и турбины, рабочих и сопловых лопаток и других деталей [1-4]. Анализ современных тенденций развития мирового и российского авиадвигателестроения свидетельствует, что наиболее актуальными являются проблемы повышения энергоэффективности газотурбинных двигателей и экономичности их производства. Первая проблема повышения энергоэффективности газотурбинного двигателя в значительной степени может быть решена не только за счет создания новых композиций

высокотемпературных материалов с повышенными характеристиками жаропрочных свойств [1-4], но и за счет разработки и внедрения новых технических решений, связанных с применением в конструкции газотурбинного двигателя биметаллических деталей, например, «блиск» и «диск-вал» [4-8]. Другая проблема повышения экономичности производства деталей, в том числе биметаллических, для газотурбинных двигателей в значительной степени может быть решена за счет разработки и внедрения новых ресурсосберегающих технологий, основанных на использовании эффекта сверхпластичности [8-13].

Как известно [1-4], достижение требуемого уровня жаропрочности в сложнолегированных

сплавах на основе никеля достигается за счет выделения когерентных частиц упрочняющих фаз, например, Ni_3Nb , или $Ni_3(Al,Ti)$. Следует отметить, что присутствие в крупнозернистой матрице (γ -фазе) сплавов значительного количества (объемная доля, 55-60 %) дисперсных когерентных частиц упрочняющей фазы $Ni_3(Al,Ti)$ приводит к резкому снижению их технологической пластичности. Поэтому для изготовления деталей из таких сплавов целесообразно применение перспективной технологии сверхпластической деформации [9, 10]. Ее реализация может быть достигнута за счет получения в полуфабрикатах из никелевых сплавов мелкозернистой (1-10 мкм) или ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры дуплексного типа (с размером зерен и фаз менее 1 мкм), которая формируется в процессе предварительной деформационно-термической обработки таких материалов [9-11, 14-23].

Из анализа научной литературы следует, что для ТФС из металлов и сплавов, а также сплавов на основе никеля применяют различные методы [6-8, 12, 13, 24-32]. Рассмотрим некоторые из них. В работе [24] на примере сплава Inconel 718 показана эффективность использования инерционной сварки трением при сварке со сплавами Inconel 718, Incoloy909, U720LI, Rene88DT. Однако, по результатам исследований авторы показали, что в зонах ТФС обнаруживаются области, где произошло растворение δ -фазы и частиц γ' -фазы. Ширина такой зоны достигает 500 мкм, что, как следствие приводит к снижению твердости. При оценке свариваемости сплава ЭП742 методом линейной сварки трением авторами работы [25] показано, что макродефектов в виде непроваров и несплошностей в зоне сварного соединения не наблюдается. Вместе с тем отмечается наличие множества пор по границам зерен и в тройных стыках, а также цепочек грубых выделений карбидов, что, вероятно, приводит к уменьшению прочности сварного соединения и способствует возникновению и развитию трещин при сварке. К недостаткам многих известных широко применяемых методов, таких как диффузионная сварка [6, 7, 26, 27], являются высокие гомологические температуры, близкие к предплавильным, при которых осуществляется процесс получения ТФС. Для методов инерционной и линейной сварки трением [24, 25] характерен ин-

тенсивный деформационных разогрев вплоть до расплавления соединяемых материалов, что оказывает негативное влияние на строение зоны ТФС и его прочность.

Одним из наиболее перспективных методов получения биметаллических соединений из труднодеформируемых никелевых сплавов является сварка давлением с использованием сверхпластической деформации, которая позволяет получать ТФС из различных сплавов [8-10, 12-13, 28-36]. При этом достаточным условием для получения качественного соединения является проявление эффекта сверхпластичности хотя бы в одном из соединяемых материалов [8, 12, 34-36]. Использование сварных конструкций приводит не только к экономии металла, но и к снижению веса получаемых деталей. Однако, существует проблема соединения разноименных сплавов, так как возможно появление хрупких включений в зоне шва [12, 13]. В связи с этим большое внимание уделяется исследованиям, которые направлены на получение качественных неразъемных соединений из гетерофазных никелевых сплавов, а также на разработку инновационных методов изготовления биметаллических деталей с требуемым комплексом эксплуатационных свойств.

В недавно опубликованной работе [37] было показано, что СД в вакууме при температуре 925 °С позволяет получить ТФС из сплавов ЭК61 и ЭП975 с различным типом упрочняющей фазы. Было установлено, что прочность полученного ТФС в сочетании сплавов ЭК61//ЭП975 после сварки давлением при температуре 925 °С при комнатной температуре составляет 0,64, а при 650 °С равно 0,51 от прочности сплава ЭК61. Однако, не приведены данные о влиянии последующей термической обработки на изменение строения ТФС и его прочность. Данная статья является продолжением этих исследований. Интерес представляет оценка возможности получения ТФС при значительно более низкой температуре, например, 850 °С, при которой сплав ЭК61 с УМЗ структурой демонстрирует максимальные характеристики низкотемпературной сверхпластичности [38, 39].

Целью работы является анализ закономерностей влияния температуры СД и последующей термической обработки на структуру и свойства твердофазных соединений из никеле-

вых сплавов ЭП975 и ЭК61 с различным типом упрочняющей фазы.

Материалы и методики исследований

Материалами для исследований были выбраны жаропрочные деформируемые никелевые сплавы ЭК61 с упрочняющей γ'' (δ)-фазой Ni_3Nb , и ЭП975 с упрочняющей γ' -фазой $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ стандартного химического состава согласно ТУ 14-1-50-45-91 (для сплава ЭК61) и ГОСТ 5632-2014 (для сплава ЭП975).

В исходном состоянии сплав ЭК61 представлял собой горячедеформированный прутки с исходной крупнозернистой структурой со средним размером (d) зерен матричной γ -фазы 62 ± 3 мкм, в теле зерен которой выделены когерентные частицы упрочняющей γ'' -фазы со средним размером 40 ± 2 нм. Для получения УМЗ структуры смешанного типа в поковках из сплава ЭК61 проводили деформационно-термическую обработку в интервале температур $(0,93-0,65) T_\delta$ (где T_δ – температура растворения δ -фазы в сплаве ЭК61) с использованием схемы всесторонней изотермическойковки, разработанной в ИПСМ РАН [9, 40].

В качестве исходного материала из сплава ЭП975 были использованы заготовки размером $40 \times 50 \times 70$ мм³, вырезанные из штамповки диаметром 400 мм и толщиной 40 мм, в которых в процессе высокотемпературной деформационно-термической обработки была сформирована однородная мелкозернистая структура типа микродуплекс.

Эксперименты по сварке давлением в условиях сверхпластичности одного из соединяемых материалов (ЭК61) осуществляли на образцах цилиндрической формы с размерами: диаметром $d_0 = 15,7$ мм для обоих сплавов и высотой $h_0 = 20$ мм для сплава ЭК61 и 15 мм для сплава ЭП975.

Сварку давлением проводили на испытательной машине Shenck Trebel типа RMS100, оснащенной оригинальной установкой УВСД-1 для высокотемпературной СД, при температурах 850, 900 и 925°C и начальной скорости деформации 10^{-4} с⁻¹. Образцы пар ЭК61//ЭП975 помещали в герметичный контейнер из нержавеющей стали, в котором в течение всего процесса СД через газоотводящую трубку, соединенную с вакуумной системой, включающей

форвакуумный и диффузионный насосы, обеспечивался вакуум ($5 \cdot 10^{-2}$ Па).

Прочность ТФС в сочетании сплавов ЭК61//ЭП975 при повышенной (650 °С) и комнатной температурах оценивалась в сравнении с менее жаропрочным сплавом ЭК61. Механические испытания проводили на испытательной машине Instron 5982.

Микроструктурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе Mira 3LMH (TESCAN, Чехия). Тонкую структуру изучали с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-2000EX при ускоряющем напряжении 160 кВ. Энергодисперсионный (ЭДС) анализ проводили на растровом электронном микроскопе Vega 3SBH (TESCAN, Чехия). Измерения микротвердости проводили на приборе МНТ-10 Microhardness Tester.

Результаты и обсуждение

Аттестация микроструктуры исследуемых сплавов

Исходная микроструктура сплавов перед СД показана на рисунке 1. В сплаве ЭК61 (рис. 1а, б) во всем объеме деформированного материала сформирована УМЗ структура смешанного типа, в которой УМЗ составляющая по морфологии и размеру близка к субмикродуплексному типу [21, 22]. Средний размер зерен γ -фазы и некогерентных частиц δ -фазы составил 0,3-0,8 мкм, объемная доля δ -фазы составила $V_\delta = 24$ %. При этом, наряду с УМЗ составляющей, в структуре сплава наблюдаются отдельные относительно крупные частицы δ -фазы (показаны красными стрелками) размером до 2 мкм, доля которых составляет $V_\delta = 5$ %. Относительно крупные частицы сохранились и являются «наследственными», то есть ранее образованными еще на стадии формирования микродуплексной структуры.

В деформированных заготовках исходная микроструктура сплава ЭП975 была мелкозернистой типа микродуплекс со средним размером зерен и фаз γ и γ' -фаз 6-8 мкм и 2-3 мкм соответственно.

В теле зерен матричной γ -фазы в процессе охлаждения с температуры деформации до комнатной дополнительно выделены когерентные дисперсные (0,4 мкм) частицы γ' -фазы, которые являются упрочняющими (рис. 1в, г).

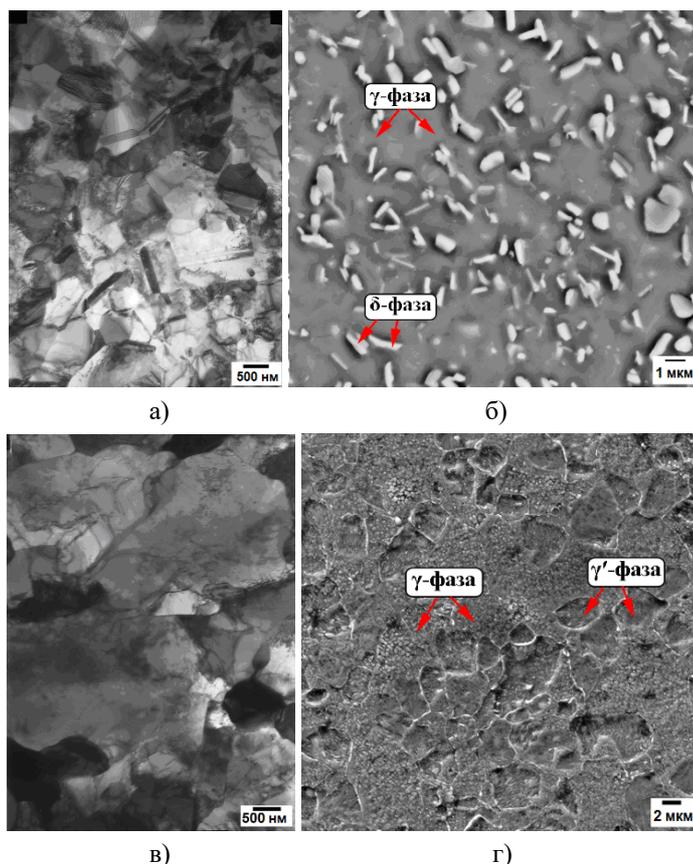


Рис.1. Исходная микроструктура сплавов ЭК61 (а, б) и ЭП975 (в, г)

Fig.1. The initial microstructure of the EK61 (a, b) and EP975 (c, d) superalloys

Сварка давлением и термическая обработка никелевых сплавов в сочетании ЭК61//ЭП975 в условиях низкотемпературной сверхпластичности сплава ЭК61

На рисунке 2 представлены микроструктуры соединяемых сплавов и зоны ТФС после сварки давлением и последующей термической обработки (СД+ТО). В целом вся деформация локализуется в менее прочном сплаве ЭК61, в котором перед сваркой давлением была сформирована УМЗ структура, что обеспечило реализацию эффекта низкотемпературной сверхпластичности в процессе СД.

Микроструктура сплава ЭП975 термически стабильна, никаких существенных микроструктурных изменений в процессе СД и последующей термической обработки не произошло (рис.2). Об этом свидетельствует сохранение вида и параметров мелкозернистой структуры типа микродуплекс, которая идентично исходному состоянию микроструктуры сплава ЭП975 до СД (рис.1г). Важно отметить, что присутствующие в микродуплексной структуре, внутризеренные дисперсные частицы

γ'-фазы размером не более 0,4 мкм сохраняются в изученном интервале температур СД (850-925 °С) и, соответственно, могут оказывать влияние на формирование ТФС разноименных сплавов в сочетании ЭК61//ЭП975.

По результатам исследований установлено, что УМЗ структура сплава ЭК61 при сварке давлением стабильна только при температуре $T=850$ °С, в структуре сохранились отдельные крупные частицы δ-фазы. С увеличением температуры сварки произошло частичное растворение δ-фазы, относительная доля которой после сварки при температуре 925 °С уменьшилась по сравнению с исходным состоянием до 12 %. По-видимому, это привело к укрупнению зерен γ-фазы, средний размер которых составил 2,5 мкм. В структуре сохранились отдельные относительно «крупные» частицы δ-фазы. Их размер не превышал 2 мкм в длину и 1 мкм в ширину (рис.2). После СД и последующей термической обработки установлено, что УМЗ структура сплава ЭК61 трансформируется в КЗ структуру (рис.2).

На рисунке 3 представлены результаты энергодисперсионного анализа зоны ТФС сплавов в сочетании ЭК61//ЭП975 после СД и термической обработки, на которых пунктирными линиями обозначены границы диффузионной зоны. Важно отметить, что на процессы взаимной диффузии легирующих элементов оказывает отличие по химическому составу соединяемых сплавов, а также разница в атомном радиу-

се $r_{ат.}$ легирующих элементов. Никелевый сплав ЭП975 обогащен Co ($r_{ат.} = 0,125$ нм), W ($r_{ат.} = 0,140$ нм), по сравнению со сплавом ЭК61, и обеднен Fe ($r_{ат.} = 0,127$ нм) и Cr ($r_{ат.} = 0,128$ нм).

Поэтому, по-видимому, активно протекает диффузия Co ($r_{ат.} = 0,125$ нм) из никелевого сплава ЭП975 в сплав ЭК61. При этом наблюдается встречная диффузия железа и хрома.

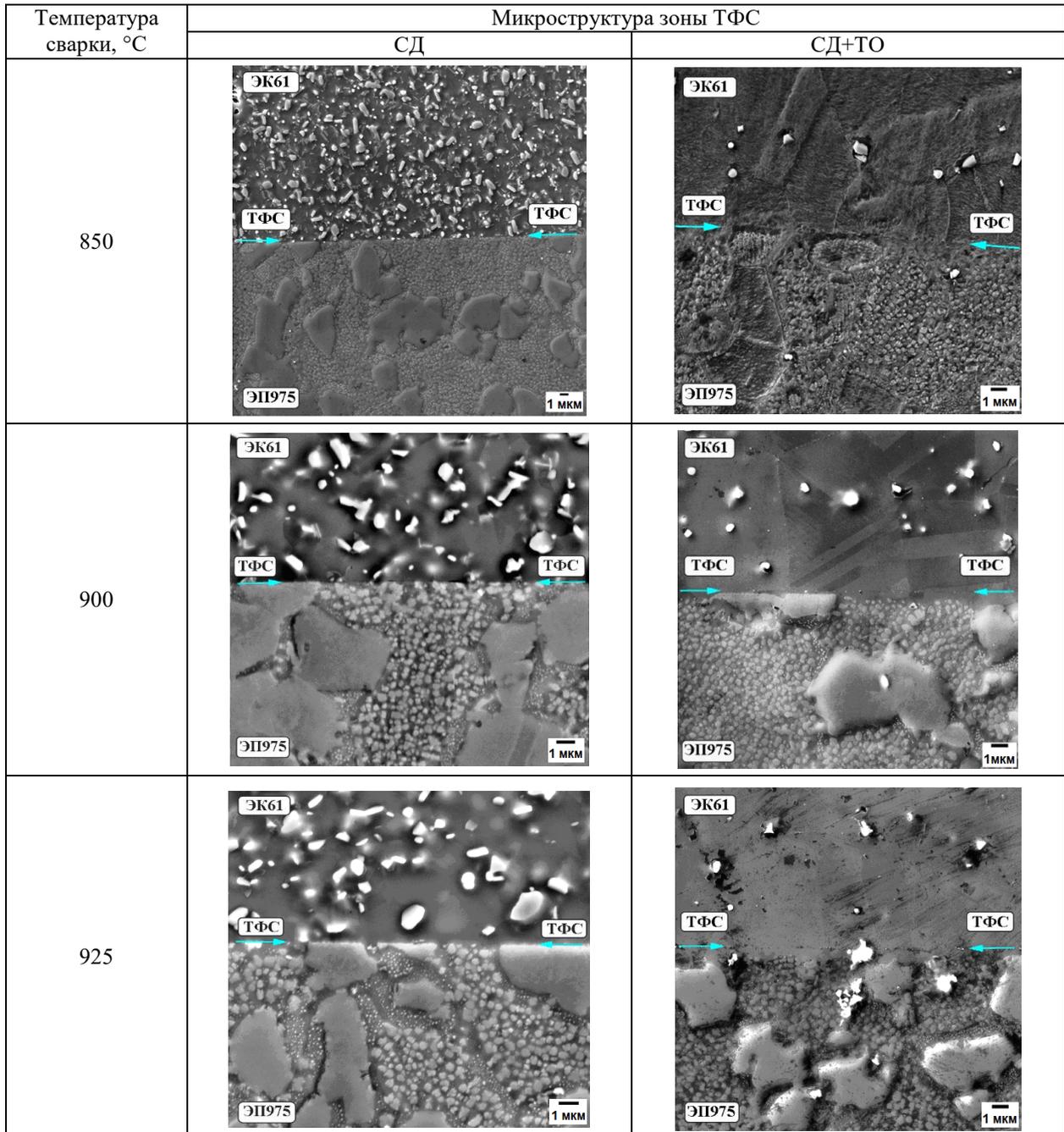


Рис.2. Микроструктура сварных образцов сплавов в сочетании ЭК61//ЭП975 после СД, а также с последующей термической обработкой (СД+ТО)

Fig.2. Microstructure of welded samples in combination of EK61//EP975 after pressure welding (PW) as well as after pressure welding and subsequent heat treatment (PW+HT)

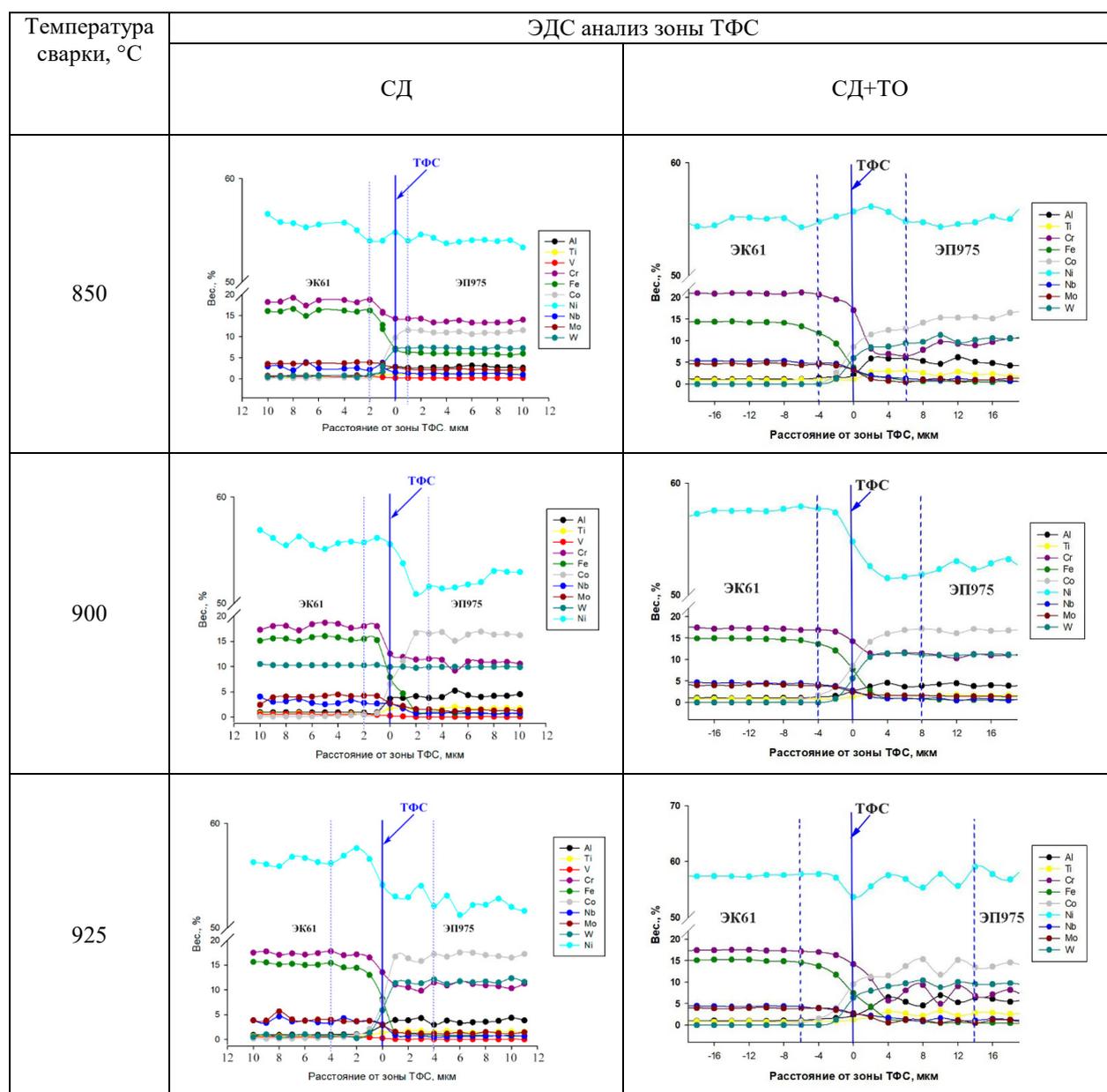


Рис.3. Распределение легирующих элементов в зоне ТФС сплавов в сочетании ЭК61//ЭП975

Fig.3. Microstructure of the solid-state joint in combination of EK61//EP975 superalloys

Таким образом, изучение результатов ЭДС анализа свидетельствует о том, что при сварке давлением двух деформируемых никелевых сплавов ЭП975 и ЭК61 с различным типом упрочняющей фазы формирование ТФС происходит диффузионным путем с образованием γ -твердого раствора на основе Ni. Химический состав твердого раствора в зоне ТФС является промежуточным между химическими составами соединяемых сплавов. В результате СД при изученных температурах 850, 900 и 925 °С формируется зона диффузионного взаимодействия, ширина которой с ростом температуры

увеличивается с 3 мкм до 8 мкм. После термической обработки зона диффузионного взаимодействия расширяется с 10 мкм до 20 мкм.

Результаты исследования микротвердости сварных образцов в сочетании сплавов ЭК61//ЭП975 после СД и термической обработки приведены на рис.4. Во всех случаях микротвердость как основного материала, так и зоны ТФС после проведения термической обработки несколько увеличивается по сравнению с аналогичным состоянием без ТО. При СД (850 °С) + ТО и СД (900 °С) + ТО микротвердость менее жаропрочного сплава ЭК61

возросла до уровня микротвердости сплава ЭП975. После термической обработки микротвердость соединяемого сплава ЭП975 вдали от зоны ТФС имеет те же значения, что и после

сварки давлением, а при СД (900 °С) + ТО, несколько превышает ее.

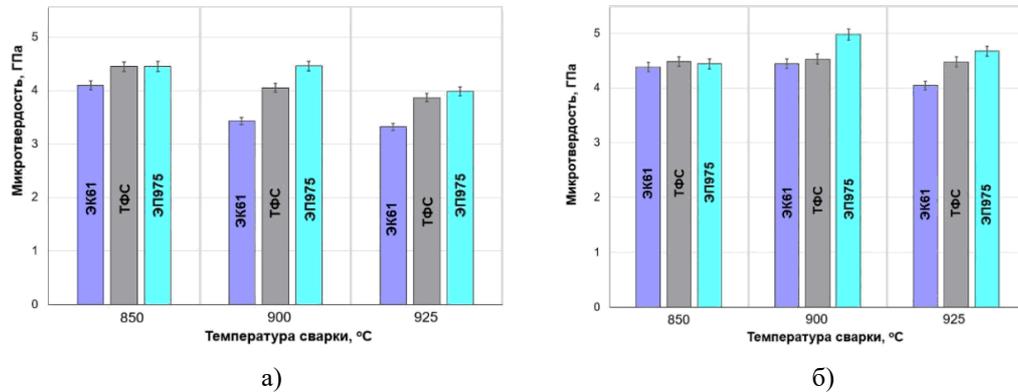


Рис.4. Микротвердость в сварных образцах в сочетании сплавов ЭК61//ЭП975 после СД (а) и СД + ТО (б)

Fig.4. Microhardness in welded samples in combination of EK61//EP975 superalloys after PW (a) and PW + HT (b)

Значения микротвердости, которые были определены в зоне ТФС после сварки давлением не совсем корректны. Это связано с тем, что средняя величина диагонали отпечатка индентора при измерении микротвердости составляет $20,3 \pm 0,7$ мкм, что сопоставимо с шириной зоны диффузионного взаимодействия после термической обработки. Поэтому отпечаток индентора включает не только зону ТФС, но и прилегающие области соединяемых материалов ЭК61 и ЭП975, что, несомненно, влияет на получаемое значение микротвердости в этой области сварного образца.

Результаты механических испытаний сварных образцов по схеме одноосного растяжения представлены в таблице 1. В ней также приведены также свойства сплавов в исходном состоянии: ЭК61–УМЗ; ЭП975 – мелкозернистое (МЗ). Анализ испытанных образцов показал, что разрушение в сварных образцах произошло по зоне ТФС. Установлено, что максимальная прочность наблюдается в образцах, полученных сваркой при $T=850$ °С и составляет 0,8 от прочности сплава ЭК61, а минимальная прочность достигается в образцах, полученных при температуре 925 °С (табл.1). Вероятно, это связано с тем, что в сплаве ЭК61 после СД при $T=925$ °С вследствие частичного растворения δ -фазы, произошло разупрочнение сплава ЭК61, а также зоны соединения.

Испытания при температуре 650 °С показали, что максимальная прочность (0,51 от прочности сплава ЭК61) наблюдается в сварных образцах, полученных СД при $T=925$ °С. По-

видимо, в процессе эксперимента при 650 °С в сплаве ЭК61, а также в зоне ТФС, имеющего промежуточный химический состав, могли дополнительно выделиться дисперсные (наноразмерные) когерентные частицы упрочняющих фаз, как γ' -фазы так и γ'' -фазы, тем самым упрочнив сварной образец.

После термической обработки сварных образцов (температура сварки 850 °С) прочность (1140 МПа) при комнатной температуре оказалась значительно выше, чем у образцов после СД при 925 °С (964 МПа), а данные испытаний при повышенной температуре ($T=650$ °С) показали тот же результат.

Вместе с тем следует отметить, что достигнутый в обоих случаях уровень прочности ТФС может быть вполне достаточным для получения реальных конструкций биметаллических деталей из разноименных сплавов с применением ТФС в виде конической поверхности для детали типа «диск-вал» [41]. Предполагается, что при эксплуатации таких биметаллических деталей ТФС будет подвергаться воздействию в основном напряжений сжатия, а не растяжения.

Важно также отметить, что при эксплуатации, например, биметаллической детали «диск-вал» температура на валу и прилегающей к валу зоне диска (ступице) температура не превышает 450-500 °С, а периферийная зона диска (обод) может нагреваться до 750-850 °С. Поэтому для таких деталей целесообразна градиентная термическая обработка, которая позволит сохранить мелкозернистую структуру в

центральной части диска (ступице), а в его периферийной части – ободе – получить крупнозернистую структуру с когерентными внутризерненными выделениями упрочняющей γ' -фазы. Такое градиентное изменение структуры по се-

чению диска, как показано в работах [20, 42] обеспечит достижение оптимального комплекса свойств, оптимизированных к реальным условиям эксплуатации диска.

Таблица 1. Механические свойства сварных соединений и сплавов ЭК61 и ЭП975

Table 1. Mechanical properties of welded joints of EK61 and EP975 superalloys

Состояние, T сварки, °C	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	T испытаний, °C
СД при T=925 °C	910	750	21	20
СД при T=900 °C	970	840	20	
СД при T=850 °C	1170	1070	19	
СД при T=925 °C + ТО	964	823	3	
СД при T=850 °C+ ТО	1140	970	20	
СД при T=925 °C	664	534	19	650
СД при T=900 °C	520	490	20	
СД при T=850 °C	455	360	20	
СД при T=925 °C + ТО	901	733	3	
СД при T=850 °C+ ТО	1110	780	2	
ЭК61, УМЗ	1490	1030	33	20
ЭП975, МЗ	1690	1130	40	
ЭК61, УМЗ	1300	870	55	650
ЭП975, МЗ	1460	990	22	

Предполагается в новых исследованиях развить этот подход по оценке эффективности влияния градиентной термической обработки на структуру и свойства диска в составе биметаллической детали типа «диск-вал».

Заключение

Экспериментально установлено, что сварка давлением в условиях низкотемпературной сверхпластичности является эффективным методом для получения ТФС из никелевых сплавов ЭК61 и ЭП975 с различным типом упрочняющей фазы. Показано, что в процессе СД при температурах 850-925 °C между соединяемыми сплавами в результате протекания процессов взаимной диффузии легирующих элементов формируется переходная зона диффузионного взаимодействия, ширина которой составляет от 3 до 8 мкм. После термической обработки ширина зоны диффузионного взаимодействия расширяется с 10 до 20 мкм. Прочность ТФС соединения ЭК61//ЭП975 при комнатной температуре достигает 0,8 от прочности сплава ЭК61.

Список литературы

1. Кишкин С.Т. Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: Избранные труды (К 100-летию со дня рождения). М.: Наука, 2006. 407 с.
2. Симс Ч., Столофф Т., Хагель В. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. М.: Металлургия, 1995. 568 с.
3. Reed R.C. The superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge University Press, 2006. 372 p.
4. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. М.: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2017. 854 с.
5. Магеррамова Л.А. Применение биметаллических блисков, изготавливаемых методом ГИП из гранулируемых и литейных никелевых суперсплавов, для увеличения надежности и ресурса газовых турбин // Вестник УГАТУ. 2011. Т. 15, № 4(44). С. 33–38.
6. Люшинский А.В., Николич Е.В., Жлоба А.А., Харьковский С.В., Боровский А.В. и др. Диффузионная сварка жаропрочных сплавов на

- никелевой основе // Сварочное производство. 2014. № 5. С. 25–28.
7. Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов. М.: Академия, 2006. 208 с.
8. Поварова К.Б., Валитов В.А., Овсепян С.В., Дроздов А.А., Базылева О.А. и др. Изучение свойств и выбор сплавов для дисков с лопатками («Блисков») и способа их соединения // *Металлы*. 2014. № 5. С. 61–70.
9. Мулюков Р.Р., Имаев Р.М., Назаров А.А., Имаев В.М., Имаев М.Ф. и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии. М.: Наука, 2014. 284 с.
10. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
11. Новиков И.И., Портной В.К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. М.: Металлургия, 1981. 167 с.
12. Лутфуллин Р.Я. Сверхпластичность и твердофазное соединение наноструктурированных материалов. Часть I. Влияние размера зерна на твердофазную свариваемость сверхпластичных сплавов // *Письма о материалах*. 2011. Т. 1. С. 59–64.
13. Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Валитов В.А., Мухтаров Ш.Х., Классман П.А. и др. Наноструктурирование и твердофазная сварка труднообрабатываемых сплавов // *Перспективные материалы*. 2011. № 12. С. 295–300.
14. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З., Валитов В.А. Влияние содержания γ' -фазы на режимы подготовки структуры и сверхпластичность жаропрочных никелевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1989. № 7. С. 40–44.
15. Кайбышев О.А., Валитов В.А., Салищев Г.А. Влияние состояния γ' -фазы и условий горячей деформации на формирование структуры микродуплека в жаропрочном никелевом сплаве // *Физика металлов и металловедение*. 1993. Т. 75, № 4. С. 110–117.
16. Valitov V.A., Utyashev F.Z., Mukhtarov Sh.Kh. Formation of Microcrystalline Structures and Superplastic Properties of Nickel Based Alloys // *Proceeding of the 2nd International Conference «Towards Innovation in Superplasticity»*. Materials Science Forum. 1999. V. 304–306. P. 79–84.
17. Валитов В.А., Салищев Г.А., Мухтаров Ш.Х. Сверхпластичность жаропрочного никелевого сплава с субмикроструктурной структурой // *Известия РАН, «Металлы»*. 1994. № 3. С. 127–131.
18. Портной В.К., Алалыкин А.А., Новиков И.И. Формирование ультрамелкозернистой структуры в жаропрочных никелевых сплавах при горячей деформации // *Металловедение и обработка цветных сплавов*. 1992. С. 98–110.
19. Кайбышев О.А., Валитов В.А., Салищев Г.А. Способ обработки дисперсионно-твердеющих сплавов на основе никеля: пат. 2041284; заявл. 21.04.1992; опубл. 09.08.1995.
20. Утяшев Ф.З., Кайбышев О.А., Валитов В.А. Способ изготовления осесимметричных деталей и способы изготовления заготовок из многофазных сплавов для его осуществления (варианты): пат. 2119842; заявл. 21.06.1996; опубл. 10.10.1998.
21. Валитов В.А. Сверхпластичность жаропрочных никелевых сплавов с микро-, субмикро- и нанокристаллической структурой и перспективы ее использования для получения сложнопрофильных деталей // *Тяжелое машиностроение*. 2007. № 4. С. 23–28.
22. Валитов В.А. Деформационно-термическая обработка – эффективный метод получения ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры в никелевых сплавах // *Письма о материалах*. 2013. Т. 3. С. 50–55.
23. Yang X., Wang B., Li X., Wang B., Yong T. Revealing the Superplastic Deformation Behavior of Cold-Rolled Inconel 718 Alloy at High Strain Rates. 2022. Available at SSRN: <https://ssrn.com/abstract=4073483>
24. Roder O., Helm D., Neft S., Albrecht J., Luetjering G. Mixed Inconel Alloy 718 Inertia Welds for Rotating Applications – Microstructures and Mechanical Properties // *TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*. 2005. P. 649–658.
25. Бычков В.М., Селиванов А.С., Медведев А.Ю., Супов В.А., Большаков Б.О. Исследование свариваемости жаропрочного никелевого сплава ЭП742 Методом линейной сварки трением // *Вестник УГАГУ*. 2012. Т. 16, № 7(52). С. 112–116.
26. Liu J., Cao J., Lin X., Song X., Feng J. Microstructure and mechanical properties of diffusion bonded single crystal to polycrystalline Ni-based superalloys joint // *Mater. Design*. 2013. V. 49. P. 622–626.
27. Shirzadi A.A., Wallach E.R. New method to diffusion bond superalloys // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2004. V. 9, N 128, P. 37–40.
28. Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В., Мухтаров Ш.Х., Мухаметрахимов М.Х. Низкотемпературная сверхпластичность никелевого сплава Inconel 718 с субмикроструктурной структурой // *Материаловедение*. 2009. № 4. С. 21–27.

29. Valitov V., Mukhtarov Sh., Lutfullin R., Safiullin R., Mukhametrakhimov M. Microstructure and Properties of Nanostructured Alloy 718 // *Advanced Materials Research*. 2011. V. 278. P. 283–288.
30. Kruglov A., Enikeev F., Lutfullin, R. Superplastic forming of a spherical shell out a welded envelope // *Materials Science and Engineering: A*. 2002. V. 323(1–2). P. 416–426.
31. Drozdov A.A., Povarova K.B., Valitov V.A., Galieva E.V., Arginbaeva E.G. et al. Effect of the temperature of pressure welding of a wrought EP975 nickel alloy and a single-crystal intermetallic VKNA-25 alloy on the structure and properties of the welded joints // *Russian Metallurgy (Metally)*. V. 2020, N 7. P. 752–759.
32. Galieva E.V., Povarova K.B., Drozdov A.A., Valitov V.A. Structure and properties of the solid-phase joints of a wrought EP975 nickel alloy and a single-crystal intermetallic VKNA-25 alloy formed by pressure welding at a strain of 24 % under the superplasticity of the EP975 alloy // *Russian Metallurgy (Metally)*. V. 2018, N 11. P. 1067–1073.
33. Drozdov A.A., Povarova K.B., Valitov V.A., Bazyleva O.A., Galieva E.V. Effect of the deformation during pressure welding of a wrought EP975 nickel alloy and a single-crystal intermetallic VKNA-25 alloy on the structure and properties of the welded joints // *Russian Metallurgy (Metally)*. V. 2019, N 11. P. 1195–1204.
34. Дроздов А.А., Валитов В.А., Поварова К.Б., Базылева О.А., Галиева Э.В. и др. Формирование твердофазных соединений жаропрочного дискового никелевого сплава с ультрамелкозернистой структурой и монокристалльного лопаточного сплава на основе Ni₃Al // *Письма о материалах*. 2015. Т. 5, № 2. С. 142–146.
35. Povarova K.B., Valitov V.A., Drozdov A.A., Bazyleva O.A., Galieva E.V. et al. Formation of gradient structures in the zone of joining a deformable nickel alloy and a single-crystal intermetallic alloy during thermos-diffusion pressure welding and subsequent heat treatment // *Russian Metallurgy (Metally)*. V. 2018, N. 1. P. 42–50.
36. Valitov V.A., Povarova K.B., Bazyleva O.A., Drozdov A.A., Ovsepyan S.V. et al. Research of solid compound formation during thermal deformation effect on intermetallic Ni₃Al-alloy with a heat-resistant alloy EP975 and influence on the physical, mechanical and performance properties // *Materials Science Forum*. 2016. V. 838–839. P. 523–527.
37. Галиева Э.В., Бикмухаметова А.А., Валитов В.А. Формирование твердофазного соединения из разноименных сплавов на основе никеля ЭК61 и ЭП975 // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2022. Т. 19, № 3. С. 394–401.
38. Galieva E.V., Klassman E.Yu., Gabbasov R.R., Stepukhov E.M., Valitov V.A. Low-temperature superplastic deformation of EK61 and EP975 wrought nickel-based superalloys with an ultrafine-grained structure. // *Letters on Materials*. 2023. V. 13, N 1. P. 79–84.
39. Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я., Валитов В.А. Влияние скорости и температуры деформации на микроструктуру и свойства ультрамелкозернистого свариваемого сплава ХН58МБЮД // *Перспективные материалы*. 2013. № 15. С. 30–34.
40. Galieva E.V., Akhunova A.K., Valitov V.A., Klassman E.Yu. Computer and physical modeling of multiple isothermal forging of EK61 super-alloy // *Letters on Materials*. 2022. V. 12, N 3. P. 243–248.
41. Валитов В.А., Ахунова А.Х., Галиева Э.В., Дмитриев С.В., Лутфуллин Р.Я., Жигалова М.Ю. Исследование напряженно-деформированного состояния и микроструктуры в зоне твердофазного соединения типа дисквал из разноименных сплавов на основе никеля // *Письма о материалах*. 2017. Т. 7, № 2. С. 180–185.
42. Ганеев А.А., Валитов В.А., Утяшев Ф.З., Имаев В.М. Влияние деформационно-термической обработки на формирование градиентной структуры и механических свойств в диске из гранульного никелевого сплава // *Физика металлов и материаловедение*. 2019. Т. 120, № 4. С. 442–448.

Информация об авторах

Э. В. Галиева – кандидат технических наук, научный сотрудник Института проблем сверхпластичности металлов РАН.

Е. Ю. Классман – аспирант, инженер Института проблем сверхпластичности металлов РАН.

В. А. Валитов – доктор технических наук, ведущий научный сотрудник Института проблем сверхпластичности металлов РАН.

References

1. Kishkin, S. T. (2006). Creation, research and application of heat-resistant alloys: Selected works (To the 100th anniversary of the birth). Moscow, Nauka. P. 407. (In Russ.).
2. Sims, Ch., Stoloff, T. & Hagel, V. (1995). Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants. Moscow, Metallurgy. P. 568. (In Russ.).

3. Reed, R. C. (2006). The superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge University Press. P. 372.
4. Logunov, A. V. (2017). Heat-resistant nickel alloys for blades and disks of gas turbines. Moscow, LLC Publishing House Gas Turbine Technologies. P. 854. (In Russ.).
5. Magerramova, L. A. (2011). The use of bi-metallic blisks, manufactured by HIP from granulated and foundry nickel superalloys, to increase the reliability and service life of gas turbines. *Vestnik UGATU*, 15(4(44)), 33–38. (In Russ.).
6. Lyushinsky, A. V., Nikolic, E. V., Zhloba, A. A., Kharkovsky, S. V. & Borovsky, A. V. et al. (2014). Diffusion welding of nickel-based heat-resistant alloys. *Welding production*, (5), 25–28. (In Russ.).
7. Lyushinsky, A. V. (2006). Diffusion welding of dissimilar materials. Moscow, Academy. P. 208. (In Russ.).
8. Povarova, K. B., Valitov, V. A., Ovsepyan, S. V., Drozdov, A. A. & Bazyleva, O. A. et al. (2014). Study of the properties and choice of alloys for discs with blades ("Bliskov") and the method of their connection. *Metals*, 2014(5), 61–70. (In Russ.).
9. Mulyukov, R. R., Imaev, R. M., Nazarov, A. A., Imaev, V. M. & Imaev, M. F. et al. (2014). Superplasticity of ultrafine-grained alloys: Experiment, theory, technologies. Moscow, Nauka. P. 284. (In Russ.).
10. Kaibyshev, O. A. (1984). Superplasticity of industrial alloys. Moscow, Metallurgy. P. 280. (In Russ.).
11. Novikov, I. I. & Portnoy, V. K. (1981). Superplasticity of alloys with ultrafine grains. Moscow, Metallurgy. P. 167. (In Russ.).
12. Lutfullin, R. Ya. (2011). Superplasticity and solid-phase bonding of nanostructured materials. Part I. Influence of grain size on solid-phase weldability of superplastic alloys. *Lett. Mater.*, 1(1), 59–64. (In Russ.).
13. Lutfullin, R. Ya., Mukhametrahimov, M. Kh., Valitov, V. A., Mukhtarov, Sh. Kh. & Klassman, P. A. et al. (2011). Nanostructuring and solid-phase welding of hard-to-machine. *Promising materials*, (12), 295–300. (In Russ.).
14. Kaibyshev, O. A., Utyashev, F. Z. & Valitov, V. A. (1989). Influence of the content of γ' -phase on the modes of preparation of the structure and superplasticity of heat-resistant nickel alloys. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, (7), 40–44. (In Russ.).
15. Kaibyshev, O. A., Valitov, V. A. & Salishchev, G. A. (1993). Influence of the state of the γ' -phase and hot deformation conditions on the formation of a microduplex structure in a heat-resistant nickel alloy. *Physics of Metals and Metal Science*, 75(4), 110–117. (In Russ.).
16. Valitov, V. A., Utyashev, F. Z. & Mukhtarov, Sh. Kh. (1999). Formation of Microcrystalline Structures and Superplastic Properties of Nickel Based Alloys. Proceeding of the 2nd International Conference «Towards Innovation in Superplasticity». *Materials Science Forum*, 304–306, 79–84.
17. Valitov, V. A., Salishchev, G. A. & Mukhtarov, Sh. Kh. (1994). Superplasticity of a heat-resistant nickel alloy with a submicrocrystalline structure. *Izvestiya RAN, Metallurgy*, (3), 127–131. (In Russ.).
18. Portnoy, V. K., Alalykin, A. A. & Novikov, I. I. (1992). Formation of an ultrafine-grained structure in heat-resistant nickel alloys during hot deformation. Metallurgy and processing of non-ferrous alloys. Moscow, Nauka. P. 98–110. (In Russ.).
19. Kaibyshev, O. A., Valitov, V. A. & Salishchev, G. A. Processing method for nickel-based precipitation-hardening alloys: Pat. 2041284; dec. 04/21/1992; publ. 08/09/1995. (In Russ.).
20. Utyashev, F. Z., Kaibyshev, O. A. & Valitov, V. A. A method for manufacturing axisymmetric parts and methods for manufacturing blanks from multiphase alloys for its implementation (options): Pat. 2119842; dec. 06/21/1996; publ. 10/10/1998. (In Russ.).
21. Valitov, V. A. (2007). Superplasticity of heat-resistant nickel alloys with micro-, submicro- and nanocrystalline structure and prospects for its use for obtaining complex profile parts. *Heavy engineering*, (4), 23–28. (In Russ.).
22. Valitov, V. A. (2013). Deformation-heat treatment – an effective method for obtaining an ultrafine-grained and nanocrystalline structure in nickel alloys. *Letters on Materials*, 3, 50–55. (In Russ.).
23. Yang, X., Wang, B., Li, X., Wang, B. & Yong, T. (2022). Revealing the Superplastic Deformation Behavior of Cold-Rolled Inconel 718 Alloy at High Strain Rates. Available at SSRN: <https://ssrn.com/abstract=4073483>
24. Roder, O., Helm, D., Neft, S., Albrecht, J. & Luetjering, G. (2005). Mixed Inconel Alloy 718 Inertia Welds for Rotating Applications- Microstructures and Mechanical Properties. *TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, 649–658.
25. Bychkov, V. M., Selivanov, A. S., Medvedev, A. Yu., Supov, V. A. & Bolshakov, B. O. (2012). Study of weldability of heat-resistant nickel alloy EP742 by the method of linear friction welding. *Vestnik UGAGU*, 16(7(52)), 112–116. (In Russ.).
26. Liu, J., Cao, J., Lin, X., Song, X. & Feng, J. (2013). Microstructure and mechanical properties of diffusion bonded single crystal to polycrystalline Ni-based superalloys joint. *Mater. Design.*, 49, 622–626.
27. Shirzadi, A. A. & Wallach, E. R. (2004). New method to bond diffusion superalloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 9(128), 37–40.
28. Valitov, V. A., Lutfullin, R. Ya., Safiullin, R. V., Mukhtarov, Sh. Kh. & Mukhametrakhimov, M. Kh. (2009). Superplasticity of the Inconel 718 alloy

with a submicrocrystalline structure. *Materials Science*, (4), 21–27. (In Russ.).

29. Valitov, V., Mukhtarov, Sh., Lutfullin, R., Safiullin, R. & Mukhametrakhimov, M. (2011). Microstructure and Properties of Nanostructured Alloy 718. *Advanced Materials Research*, 278, 283–288.

30. Kruglov, A., Enikeev, F. & Lutfullin, R. (2002). Superplastic forming of a spherical shell out of a welded envelope. *Materials Science and Engineering: A*, 323(1–2), 416–426.

31. Drozdov, A. A., Povarova, K. B., Valitov, V. A., Galieva, E. V. & Arginbaeva, E. G. et al. (2020). Effect of the temperature of pressure welding of a wrought EP975 nickel alloy and a single-crystal intermetallic VKNA-25 alloy on the structure and properties of the welded joints. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2020(7), 752–759.

32. Galieva, E. V., Povarova, K. B., Drozdov, A. A. & Valitov, V. A. (2018). Structure and properties of the solid-phase joints of a wrought EP975 nickel alloy and a single-crystal intermetallic VKNA-25 alloy formed by pressure welding at a strain of 24 % under the superplasticity of the EP975 alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2018(11), 1067–1073.

33. Drozdov, A. A., Povarova, K. B., Valitov, V. A., Bazyleva, O. A. & Galieva, E. V. (2019). Effect of the deformation during pressure welding of a wrought EP975 nickel alloy and a single-crystal intermetallic VKNA-25 alloy on the structure and properties of the welded joints. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2019(11), 1195–1204.

34. Drozdov, A. A., Valitov, V. A., Povarova, K. B., Bazyleva, O. A. & Galieva, E. V. et al. (2018). Formation of solid-phase joints of heat-resistant disk nickel alloy with ultrafine-grained structure and single-crystal blade alloy based on Ni₃Al. *Letters on materials*, 5(2), 142–146. (In Russ.).

35. Povarova, K. B., Valitov, V. A., Drozdov, A. A., Bazyleva, O. A. & Galieva, E. V. et al. (2018). Formation of gradient structures in the zone of joining a deformable nickel alloy and a single-crystal intermetallic alloy during thermos-diffusion pressure welding and subsequent heat treatment. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2018(1), 42–50.

36. Valitov, V. A., Povarova, K. B., Bazyleva, O. A., Drozdov, A. A. & Ovsepyan, S. V. et al. (2016). Research of solid compound formation during thermal deformation effect on intermetallic Ni₃Al-alloy with a heat-resistant alloy EP975 and influence

on the physical, mechanical and performance properties. *Materials Science Forum*, 838–839, 523–527.

37. Galieva, E. V., Bismukhametova, A. A. & Valitov, V. A. (2022). Formation of a solid-phase joint from dissimilar alloys based on nickel EK61 and EP975. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 19(3), 394–401. (In Russ.).

38. Galieva, E. V., Klassman, E. Yu., Gabbasov, R. R., Stepukhov, E. M. & Valitov, V. A. (2023). Low-temperature superplastic deformation of EK61 and EP975 wrought nickel-based superalloys with an ultrafine-grained structure. *Letters on Materials*, 13(1), 79–84.

39. Valitova, E. V., Lutfullin, R. Ya. & Valitov, V. A. (2013). Influence of the rate and temperature of deformation on the microstructure and properties of the ultrafine-grained weldable alloy KhN58MBYuD. *Perspektivnye materialy*, (15), 30–34. (In Russ.).

40. Galieva, E. V., Akhunova, A. K., Valitov, V. A. & Klassman, E. Yu. (2022). Computer and physical modeling of multiple isothermal forging of EK61 superalloy. *Letters on Materials*, 12(3), 243–248.

41. Valitov, V. A., Akhunova, A. K., Galieva, E. V., Dmitriev, S. V., Lutfullin, R. Ya. & Zhigalova, M. Yu. (2017). The stress-strain state and the microstructure in disk-shaft solid-phase bonds of dissimilar nickel-based alloys. *Letters on Materials*, 7(2), 180–185. (In Russ.).

42. Ganeev, A. A., Valitov, V. A., Utyashev, F. Z. & Imaev, V. M. (2019). Influence of deformation-heat treatment on the formation of a gradient structure and mechanical properties in a disk from a granular nickel alloy. *Fizika Metallov i Metallodenie*, 120(4), 442–448. (In Russ.).

Information about the authors

E. V. Galieva – Candidate of Technical Sciences, Researcher, Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences.

E. Yu. Klassman – Post-Graduate Student, Engineer, Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences.

V. A. Valitov – Doctor of Technical Sciences, Leading Researcher, Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 21.09.2023; одобрена после рецензирования 03.10.2023; принята к публикации 17.10.2023.

The article was received by the editorial board on 21 Sept. 23; approved after reviewing 03 Oct. 23; accepted for publication 17 Oct. 23.