

УДК 621.791.725, 669.017.165

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-2-57-73>

Научная статья

Research article



Структура и механические свойства сварных соединений из сплава на основе орторомбического алюминиды титана ВТИ-4, полученных импульсной лазерной сваркой

С.В. Наумов¹, Д.О. Панов¹, Р.С. Черниченко¹, В.С. Соколовский¹,
Е.И. Волокитина¹, Н.Д. Степанов¹, С.В. Жеребцов¹, Е.Б. Алексеев²,
Н.А. Ночовная², Г.А. Салищев¹

¹ Белгородский государственный национальный исследовательский университет
308015, Россия, г. Белгород, ул. Победы, 85

² Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов (ВИАМ)
105005, Россия, г. Москва, ул. Радио, 17

✉ Станислав Валентинович Наумов (NaumovStanislav@yandex.ru)

Аннотация: Деформируемые сплавы на основе Ti_2AlNb с повышенной технологичностью для изготовления листовых изделий являются перспективными материалами для работы при высоких температурах в аэрокосмической отрасли, однако возникающие трудности со свариваемостью ограничивают возможности их применения. Работа посвящена изучению сварных соединений из сплава ВТИ-4 на основе Ti_2AlNb , полученных с использованием импульсной лазерной сварки (ИЛС). Определены оптимальные режимы ИЛС, обеспечивающие равномерный бездефектный шов. Выявлены особенности образования внешних дефектов, внутренних пор, трещин и неравномерности глубины проплавления в зависимости от условий сварки. Основными параметрами ИЛС, влияющими на формирование сварного шва, являются напряжение и длительность импульса лазерного излучения. Показано, что при недостаточных средней и высокой пиковых мощностях возможно образование пилообразного корня сварного шва и внутренних пор. Однако при увеличенных погонных энергиях нарушаются термодинамические процессы в сварочной ванне, что влечет за собой выплеск металла (разбрызгивание), наблюдается неравномерность наложения импульсов. Это приводит к образованию трещин, повышенной пористости, неоднородности зоны плавления и, как следствие, к низким механическим свойствам. Микроструктурное исследование сварных соединений из сплава ВТИ-4, полученных с использованием ИЛС, показало, что зона плавления состоит из крупных дендритных зерен β -фазы, а зона термического влияния – из двух областей $\beta + \alpha_2$ -фаз и $\beta + \alpha_2 + O$ -фаз. При этом достигнута прочность ~80 % от прочности основного металла сварного соединения из сплава ВТИ-4, полученного по оптимальному режиму ИЛС.

Ключевые слова: сплав на основе орторомбического алюминиды титана, ВТИ-4, Ti_2AlNb ,ковка, импульсная лазерная сварка (ИЛС), сварной шов (СШ), BSE анализ, EBSD анализ, механические свойства

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы НИУ «БелГУ»»).

Для цитирования: Наумов С.В., Панов Д.О., Черниченко Р.С., Соколовский В.С., Волокитина Е.И., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В., Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Салищев Г.А. Структура и механические свойства сварных соединений из сплава на основе орторомбического алюминиды титана ВТИ-4, полученных импульсной лазерной сваркой. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2023;29(2):57–73. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-2-57-73>

Structure and mechanical properties of welded joints from alloy based on VTI-4 orthorhombic titanium aluminide produced by pulse laser welding

S.V. Naumov¹, D.O. Panov¹, R.S. Chernichenko¹, V.S. Sokolovsky¹,
E.I. Volokitina¹, N.D. Stepanov¹, S.V. Zharebtsov¹, E.B. Alekseev²,
N.A. Nochovnaya², G.A. Salishchev¹

¹ Belgorod State University

85 Pobeda Str., Belgorod, 308015, Russia

² Federal State Unitary Enterprise “All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials” (VIAM)

17 Radio Str., Moscow 105005, Russia

✉ Stanislav V. Naumov (NaumovStanislav@yandex.ru)

Abstract: Ti_2AlNb -based alloys are promising materials for operation at high temperatures in aerospace industry. Meanwhile, the existing difficulties of weldability restrict opportunities of their application. This work is devoted to studies of welded joints from Ti_2AlNb -based VTI-4 alloy, obtained using pulsed laser welding (PLW). The optimum PLW modes have been determined providing uniform faultless joint. The features of formation of external defects, internal pores, cracks and non-uniform penetration depth were detected depending on welding conditions. The main PLW parameters influencing on formation of welded joint are voltage and duration of laser pulse. It was demonstrated that at insufficient medium and high peak powers sawtooth seam roots and internal pores can be formed. However, at higher rates of energy input thermal hydraulic processes in welding bath are violated, accompanied by metal splashing (spattering), heterogeneity of pulse imposition is observed. This leads to formation of cracks, higher porosity, heterogeneity of melting zone, and as a consequence, poor mechanical properties. Microstructure analysis of the welded joints obtained by means of PLW has demonstrated that the melting area is comprised of long dendritic grains of β phase, and the heat affected zone from two regions of $\beta + \alpha_2$ phases and $\beta + \alpha_2 + O$ phases. Herewith, the achieved joint strength equals to ~80 % of the base metal produced using the optimum PLW mode.

Keywords: Ti_2AlNb -based alloy, forging, pulsed laser welding, welded joint, EBSD analysis, mechanical properties

Acknowledgments: This work was supported by the Russian Science Foundation (Agreement No. 19-79-30066) using the equipment of BSU Shared Research Facilities “Technologies and Materials”.

For citation: Naumov S.V., Panov D.O., Chernichenko R.S., Sokolovsky V.S., Volokitina E.I., Stepanov N.D., Zharebtsov S.V., Alekseev E.B., Nochovnaya N.A., Salishchev G.A. Structure and mechanical properties of welded joints from alloy based on VTI-4 orthorhombic titanium aluminide produced by pulse laser welding. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2023;29(2):57–73.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-2-57-73>

Введение

Сплавы на основе орторомбического алюминид титана Ti_2AlNb , например марки ВТИ-4, обладают малым весом и являются перспективными материалами для работы при повышенных температурах в авиастроении и аэрокосмической отрасли благодаря их низкой плотности, высокой удельной прочности и превосходных стойкости к окислению и ползучести [1, 2]. Также они могут эксплуатироваться при более высоких температурах по сравнению с титановыми сплавами и имеют на ~40 % меньше плотность, чем у суперсплавов на основе Ni (5,1 г/см³ против 7,7–9,0 г/см³) [3–5]. В то же время технологические свойства этих

сплавов, например свариваемость, ограничивают возможности их применения.

У сплавов на основе орторомбического алюминид титана, подвергнутых аргонодуговой сварке (АрДС), прочность сварного соединения едва достигает 80 % от прочности основного материала [6]. При этом снижается пластичность сварного шва (СШ), имеет место образование крупной (грубой) дендритной структуры, а воздействие электрической дуги АрДС формирует широкие зону плавления (ЗП) и зону термического влияния (ЗТВ) [7, 8], что в целом ведет к падению уровня механических свойств. Используемые высококонцентрирован-

ные источники нагрева при лазерной сварке (ЛЗС) или электронно-лучевой сварке (ЭЛС) с оптимальными технологическими параметрами и последующей термической обработкой могут обеспечить получение бездефектных СШ с высокими прочностными характеристиками [9–12]. Это связано с тем, что подвод тепла и его результирующее влияние на микроструктуру основного металла можно свести к минимуму в ходе этих процессов [13].

Известный способ лазерной сварки с импульсно-периодическим лазером Nd:YAG (ИЛС), который применяется для получения неразъемных соединений титановых сплавов, в том числе и на основе Ti_2AlNb [3, 14, 15], позволяет получать СШ с хорошим качеством поверхности, минимальным количеством дефектов и превосходными всесторонними механическими характеристиками. На качество СШ влияют такие параметры ИЛС, как скорость перемещения и средняя мощность лазера, энергия и длительность импульса, средняя пиковая плотность мощности, площадь пятна излучения и др. Изобилие показателей ИЛС дает возможность контролировать тепловыделение с точностью, не доступной ранее для непрерывного действия ЛЗС, а также позволяет применять широкий диапазон экспериментальных условий, что может повлиять на размер дендритной структуры ЗП, а также размер зерна различных зон сварного соединения в целом [16, 17]. С другой стороны, управление таким количеством параметров усложняет процесс ИЛС, где их совокупность оказывает влияние на конечные геометрические параметры и формирование СШ в целом [17]. В конечном счете нарушение формирования сварного шва при лазерной сварке сплавов Ti_2AlNb может привести к дефектам в виде трещин или пор [18, 19].

Несмотря на преимущества ЛЗС и ЭЛС, сварочные процессы с использованием высококонцентрированных источников нагрева также сопровождаются расплавлением металла и образованием столбчатой В2-структуры [13]. Кроме того, одной из главных проблем ИЛС титановых сплавов остается пористость [20]. Известно [21], что ее образование при ИЛС связано с динамикой сварочной ванны, на которую оказывают влияние технологические параметры сварки, разрушение «замочной скважины» и процессы затвердевания [22]. Кроме того, при большом температурном градиенте в жидкой ванне защитный газ не может выйти после быстрого затвердевания сварочной ванны и образует полость в корне сварного шва. Также известно влияние канала плазмы, который

при нарушении процесса сварки может привести к образованию вакуумной поры в СШ [23]. Кроме того, на образование пористости в сварном соединении в титановых сплавах оказывают влияние водород [23–26] и испарение алюминия в процессе сварки [27].

Таким образом, получение бездефектных сварных швов из сплавов на основе Ti_2AlNb является сложной задачей, которая требует подбора технологических параметров импульсной лазерной сварки.

Настоящее исследование посвящено определению влияния технологических параметров ИЛС на геометрические размеры и дефектность сварных швов, структуру и механические свойства сварных соединений из сплава ВТИ-4.

Материал и методы исследования

В качестве материала для ковочных операций и последующих сварочных работ использовали плиту из сплава ВТИ-4 (его химический состав, ат. %: $Ti-23Al-23Nb-1,4V-0,8Zr-0,4Mo-0,4Si$), полученную тройным переплавом в вакуумно-дуговой гарнисажной печи. Мультиосевую деформацию заготовок, вырезанных из этой плиты, размером $40 \times 30 \times 60$ мм осуществляли на модифицированном прессе DEVR 1000 (Россия), оснащенный нагревательной печью Митерм ТЗ («МикроИнструмент», Россия). В процессековки температура бойков составляла 965 ± 5 °С. Предварительный подогрев заготовки до 970 °С проводили в печи mod. № 321 400v3/N/PE (Nabertherm, Германия) в течение 30 мин. Процесс мультиосевой деформации заключался в проведении *abc*-деформации (рис. 1, а) со скоростью $< 0,1$ мм/с, т.е. последовательно в направлениях осей *a*, *b* и *c* со степенью деформации 50 % в каждом случае. Для получения профиля шестигранника на последнем этапе проводили вытяжку по граням полученного прямоугольника на 7 ± 2 мм. Последующее охлаждение поковки осуществляли на воздухе. Внешний вид заготовки после мультиосевой деформации представлен на рис. 1, б.

Процесс ИЛС осуществлялся на технологической лазерной установке ЛАТ-С-300 (Россия) с импульсно-периодическим воздействием Nd:YAG (1,064 мкм), оснащенной автоматизированным координатным столом Л-5010-А и контроллером управления Л-101-ЧПУ. Заготовки в виде пластин $24 \times 12,5 \times 1,5$ мм из сплава ВТИ-4 подвергали односторонней сварке встык. Режимы сварки вы-

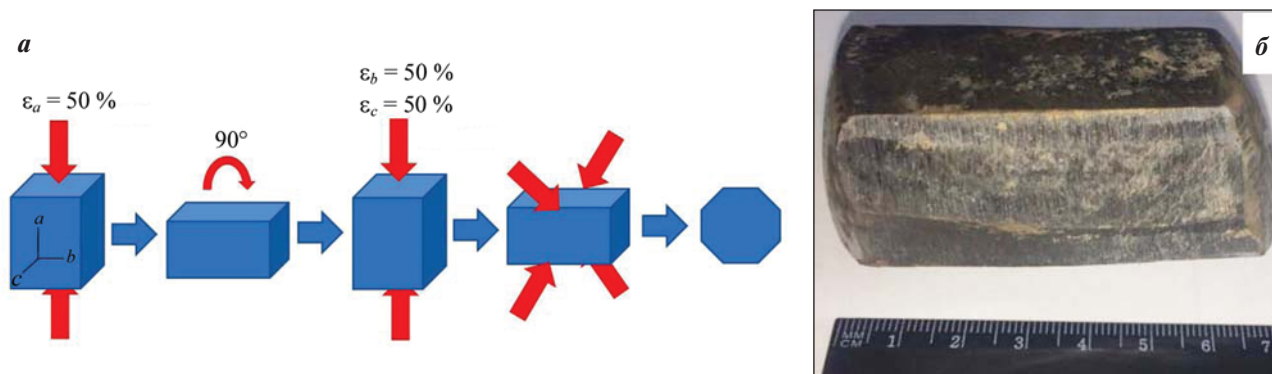


Рис. 1. Мультиосевая ковка сплава ВТИ-4 на модифицированном прессе DEVR 1000

a — схема ковки; *б* — внешний вид поковки, полученной в интервале $t = 950\div 975^\circ\text{C}$

Fig. 1. Multiaxial forging of the VTI-4 alloy on a DEVR 1000 modified press

a — forging sequence; *б* — appearance of the forging obtained in the range $t = 950\div 975^\circ\text{C}$

браны в диапазонах напряжения 280—320 В и длительности импульса 3—6 мс:

- импульс прямоугольной формы с шагом между импульсами 0,25 мм;
- расход защитного газа $Q_{\text{г}} = 2,5$ бар (аргон марки ВЧ 99,998 %);
- аксиальная подача газа вдоль направления лазерного излучения с выдержкой перед началом сварки 5 с;
- расход воды $Q_{\text{в}} = 0,5$ м³/ч;
- фокусное расстояние 0,0 мм (на поверхности свариваемых заготовок);
- скорость сварки 0,3 м/мин.

В зависимости от режима сварки (см. таблицу) пиковую мощность ($P_{\text{пик}}$) варьировали от 2,17 до 3,21 кВт, средняя мощность составляла $P_{\text{ср}} = 32\div 90$ Вт (рис. 2). Режимы ИЛС предварительно были опробованы на пластинах из сплава ВТИ-4. При этом параметры сварки варьировались в более широком диапазоне. Помимо этого, напряжение и скорость сварки выбирали исходя из результатов ранее опубликованных работ [3, 14].

Вырезку образцов для сварки и последующих механических испытаний осуществляли на электроэрозионном станке Sodick VL400Q (Китай) в соответствии со схемой, приведенной на рис. 3, *a*. Поверхности вырезанных пластин перед сваркой (24×12,5×1,5 мм) зашлифовывали наждачной бумагой Struers SiC FEPA с размером зерна P220 (68 мкм), а поверхности свариваемых кромок — наждачной бумагой с размером зерна P1000 (18 мкм).

Поверхности образцов для механических испытаний и микроструктурных исследований го-

Режимы импульсной лазерной сварки сплава ВТИ-4

Modes of pulsed laser welding of VTI-4 alloy

№ режима ИЛС	Напряжение U , В	Длительность импульса τ , мс
1	280	3
2	300	3
3	320	3
4	280	6
5	300	6
6	320	6

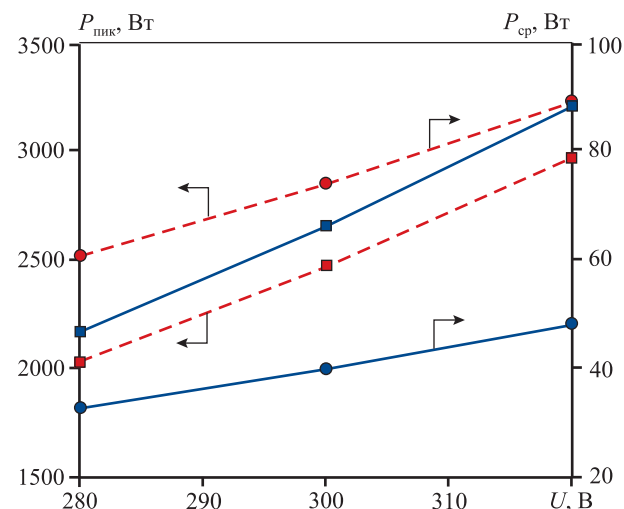


Рис. 2. Энергетические параметры режимов ИЛС $\tau = 3$ мс (сплошные линии), $\tau = 6$ мс (штриховые)

Fig. 2. Energy parameters of pulsed laser beam welding modes

$\tau = 3$ ms (solid lines), $\tau = 6$ ms (dashed lines)

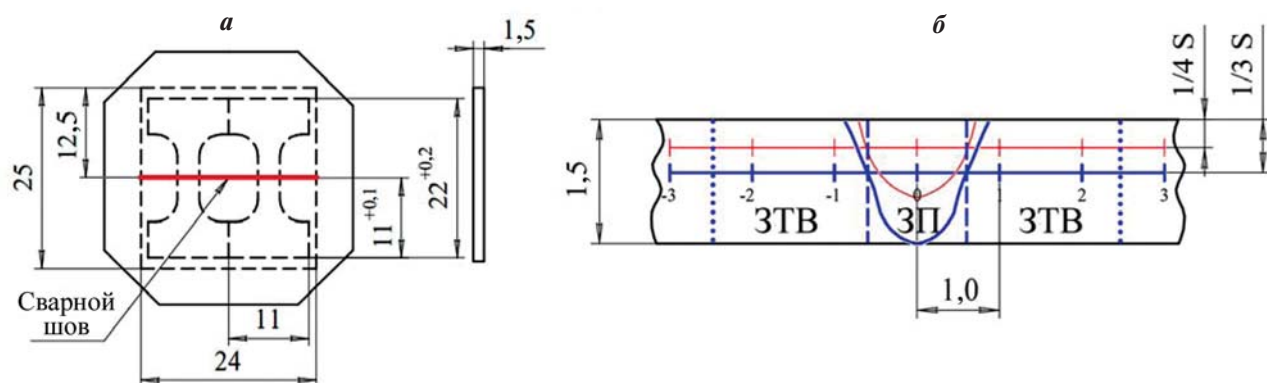


Рис. 3. Схемы подготовки образцов и измерения микротвердости

а – резка образцов из поковки из сплава ВТИ-4 для сварки и последующих механических испытаний на одноосное растяжение; **б** – измерение микротвердости в поперечном сечении сварного шва (0 – центр сварного шва)

Fig. 3. Layout of sample preparation and microhardness measurement

а – cutting out of a sample from a forged workpiece for welding and subsequent uniaxial tensile testing; **б** – measurement of microhardness in the cross section of the welded joint (0 – welded joint center)

товили также с помощью наждачной бумаги, начиная с размера зерна P220 до P2000 (5–7 мкм), на оборудовании «Baipol Metco» (Индия) и LaboPol-5 («Struers», Дания). Полировку поверхности проводили на полировочном круге из сукна MD Chem («Struers», Дания) с использованием суспензии OP-S NonDry (SiC).

Очистку поверхности шлифов от загрязнений перед работой на электронном микроскопе осуществляли в ультразвуковой ванне Сапфир (35 кГц) в ацетоне в течение 15–30 мин с последующей очисткой образцов на приборе Plasma Cleaner Fischione (США) в течение 30 мин. Испытания на одноосное растяжение проводили на испытательной машине Instron 5882 (Великобритания) при комнатной температуре со скоростью нагружения 10^{-3} с^{-1} .

Микротвердость определяли на микрошлифах в поперечном сечении сварных соединений согласно ИСО 22826. Измерения выполняли с шагом 0,15 мм на расстоянии 1/3 и 1/4 от толщины пластин в зависимости от глубины проплавления (рис. 3, б). Испытания проводили с использованием микротвердомера Виккерса 402MVD (Нидерланды) с нагрузкой 0,2 кг и временем индентирования 10 с ($HV_{0,2}$), управление и сбор данных осуществляли в программе Hardtest Wolpert Group (Нидерланды).

Микроструктурные исследования проводили с использованием электронных микроскопов Nova NanoSEM 450, FEI Q200 и Q600 3D (Чехия), оснащенных детектором обратнорассеянных электронов (BSED) при ускоряющем напряже-

нии 20–30 кВ. Идентификацию геометрических характеристик структурных составляющих зон сварного шва, обработку результатов фазового и микротекстурного анализов осуществляли с помощью программного обеспечения ImageJ и TSL OIM Analysis 9 (США). EBSD-анализ проводили в режиме дифракции обратнорассеянных электронов со съемкой карты разориентировки зерен. Образец для EBSD-анализа фиксировали на приборном столике при помощи углеродного клея № 502. Образец, наклоненный под углом 70° к горизонтали, сканировали с шагом 1–3 мкм электронным пучком с ускоряющим напряжением 20–30 кВ.

Результаты и их обсуждение

Описание исходного материала

Исходная структура после мультисековой деформации заготовок из сплава ВТИ-4 представлена на рис. 4. Микроструктурные исследования в поперечном сечении образца, обработанного методом мультисековойковки, выявили однородную структуру, состоящую из глобулярных частиц α_2 -фазы диаметром 2–5 мкм, пластинчатой О-фазы и мелкозернистой β -матрицы. Наблюдаются крупные вытянутые в направлении завершающей деформации первичные зерна β -фазы (см. рис. 4, б), которые фрагментированы на более мелкие субзерна размером 15 ± 2 мкм (см. рис. 4, а). По границам последних располагаются глобулярные частицы α_2 -фазы, равномерно распределенные по

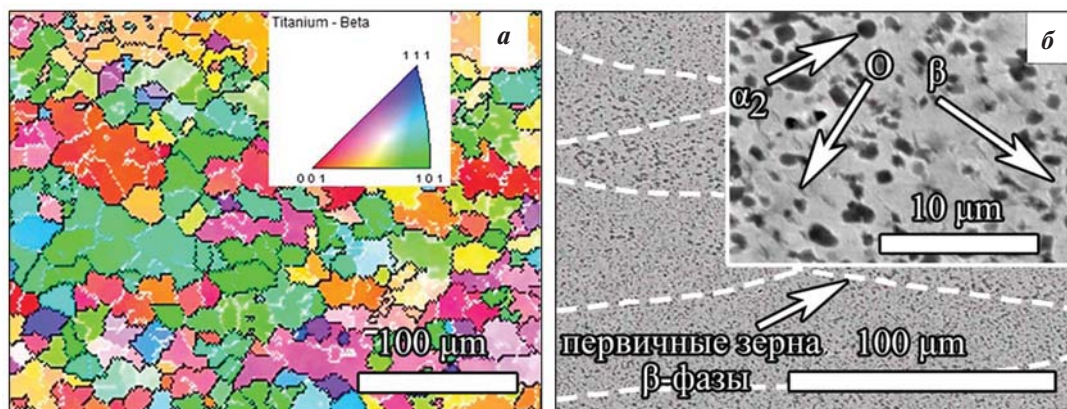


Рис. 4. Микроструктура кованой заготовки из сплава ВТИ-4 до проведения ИЛС

a – карта распределения ориентировок; *б* – снимки BSE-SEM микроструктуры после мультиосевой деформации (последняя деформация при мультиосевой ковке проходила вертикально)

Fig. 4. Microstructure of forged workpiece from the VTI-4 alloy before pulsed laser beam welding

a – inverse pole figure map; *б* – BSE-SEM images of the microstructure after multi-axial deformation (the last deformation during multi-axial forging was vertical)

объему. Внутри субзерен β -фазы присутствуют пластины α -фазы (см. рис. 4, б).

Визуально-измерительный контроль сварных соединений

Внешний вид сварных швов, полученных по различным режимам ИЛС, представлен на рис. 5.

При использовании режимов 1, 2 и 4, 5 ($U = 280 \pm 300$ В, $\tau = 3 \pm 6$ мс) СШ сформированы без значительных выпуклостей и усадочных кратеров, а их поверхность серебристого цвета. Внешне сварные точки равномерной округлой формы с мелкой чешуйчатостью ($0,22 \pm 0,02$ мм), ширина шва $\sim 1,1$ мм при длительности импульса 3 мс (см. рис. 5, *a–в*)

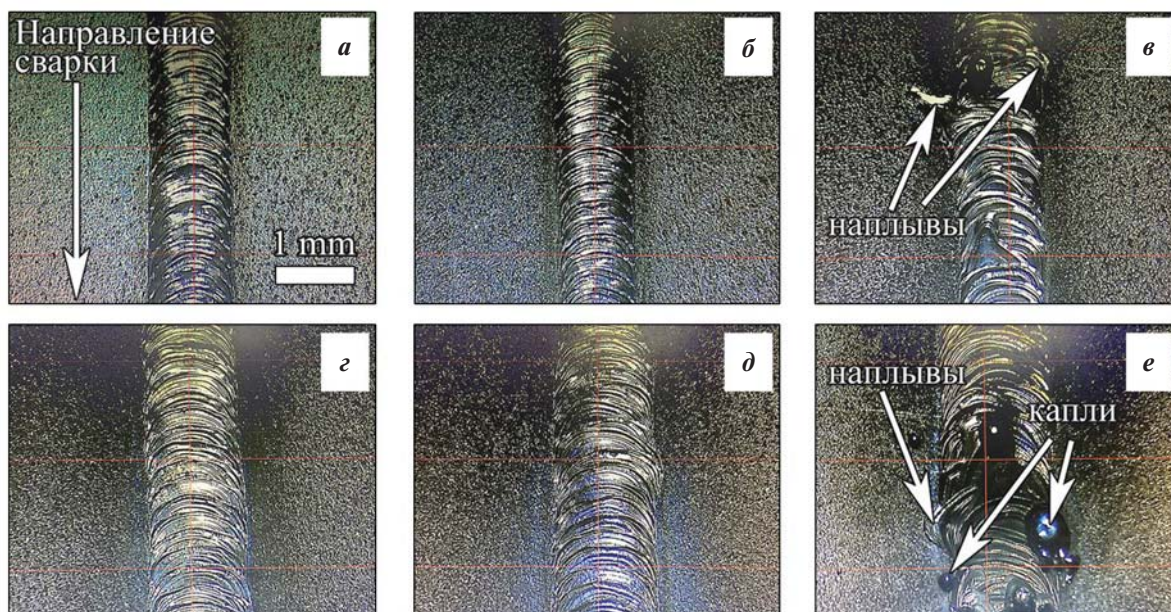


Рис. 5. Внешний вид сварного соединения из сплава ВТИ-4 в зависимости от режимов ИЛС, напряжения и длительности импульса лазерного излучения

a – режим 1, *б* – 2, *в* – 3, *г* – 4, *д* – 5, *е* – 6

Fig. 5. Appearance of the welded joint from the VTI-4 alloy depending on the modes of laser welding, voltage and duration of the laser radiation pulse

a – mode 1, *б* – 2, *в* – 3, *г* – 4, *д* – 5, *е* – 6

и ~1,5 мм при 6 мс соответственно (см. рис. 5, *з–е*). Однако при увеличении напряжения до 320 В на поверхности СШ обнаружены наплывы и неравномерная чешуйчатость при $\tau = 3$ мс (рис. 5, *в*) и разбрызгивание при $\tau = 6$ мс (рис. 5, *е*).

Высокая пиковая мощность и увеличение средней мощности импульса приводят к нарушению термогидравлических процессов формирования «замочной скважины», а это может способствовать возникновению крупных пор [22, 28], что ухудшает качество сварного соединения. Кроме того, плотность энергии растет с повышением пиковой энергии импульса, и известно, что чем выше плот-

ность энергии, тем интенсивнее процесс слияния пузырьков, а следовательно, повышается вероятность образования больших пор [20].

Исследование микроструктуры сварного шва

Поперечная структура сварных швов, полученных по различным режимам ИЛС, по данным BSE-SEM- и EBSD-анализов, представлена на рис. 6 и 7. На поперечный СШ сверху воздействовал лазерный луч в импульсном режиме с фокусировкой лазерного излучения на поверхности свариваемых заготовок (фокусное расстояние равно

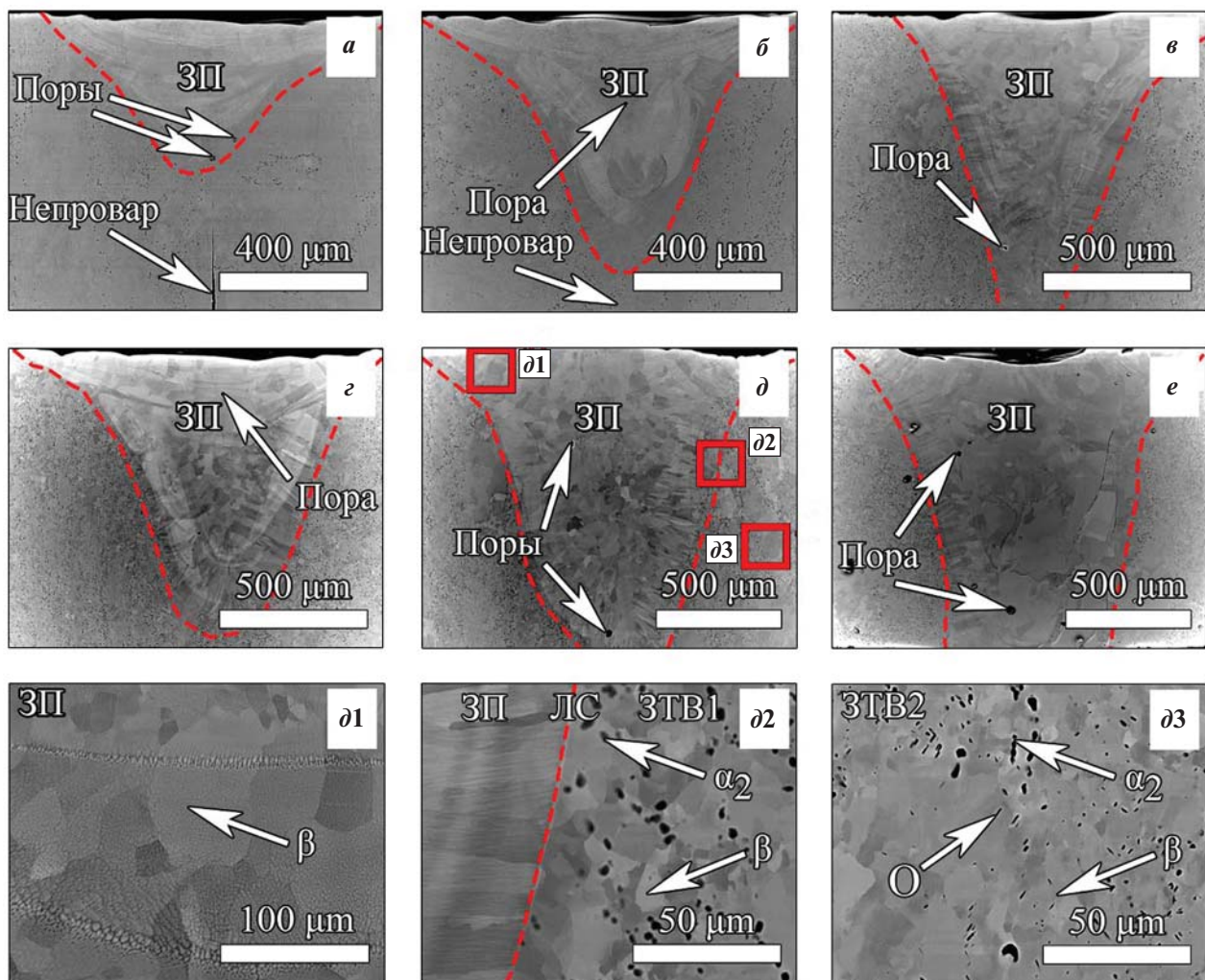


Рис. 6. Сравнительный анализ микроструктуры сварного соединения из сплава ВТИ-4 в зависимости от режимов ИЛС

а – режим 1, *б* – 2, *в* – 3, *з* – 4, *д* – 5, *е* – 6

д1 – зона плавления; *д2* – линия сплавления и первая зона термического влияния; *д3* – вторая зона термического влияния

Fig. 6. Comparative analysis of microstructure of the welded joint from the VTi-4 alloy depending on the modes of pulsed laser beam welding

a – mode 1, *б* – 2, *в* – 3, *з* – 4, *д* – 5, *е* – 6

д1 – melting zone; *д2* – fusion line and first heat-affected zone; *д3* – second heat-affected zone

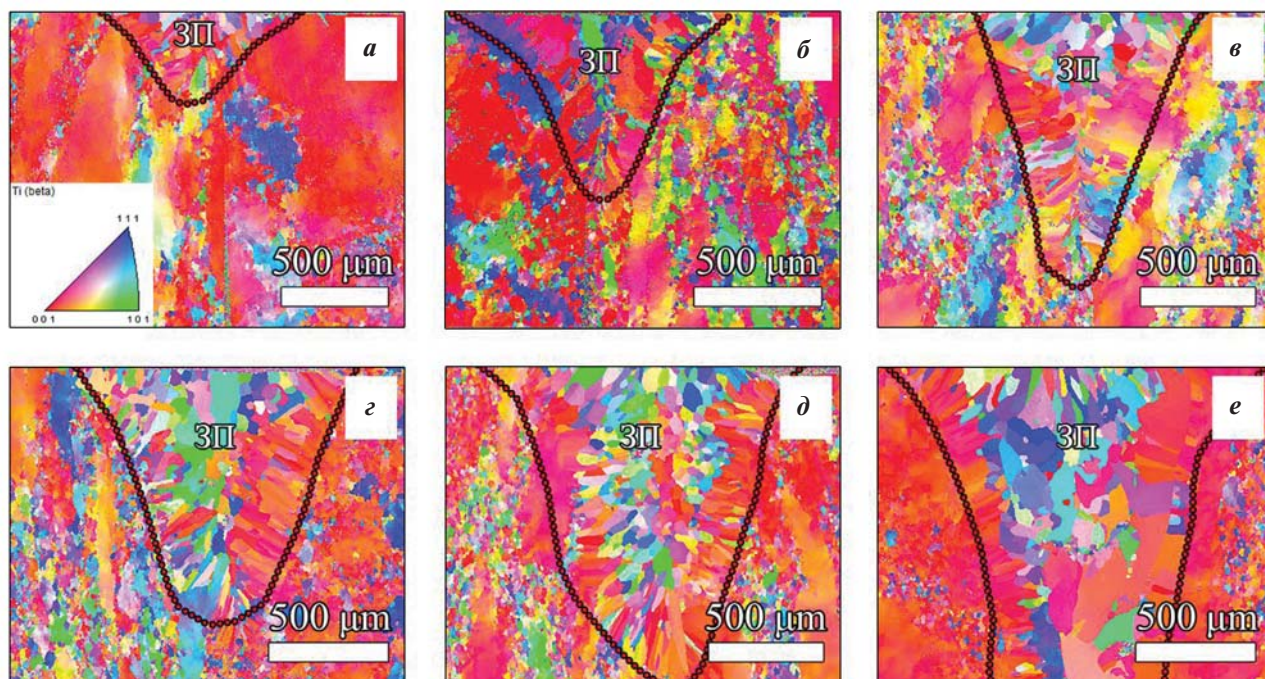


Рис. 7. EBSD-анализ сварных соединений из сплава ВТИ-4 в зависимости от режимов ИЛС

a – режим 1, *б* – 2, *в* – 3, *г* – 4, *д* – 5, *е* – 6

Fig. 7. EBSD analysis of welded joints from the VTI-4 alloy depending on PLW modes

a – mode 1, *б* – 2, *в* – 3, *г* – 4, *д* – 5, *е* – 6

нулю). Форма СШ кинжальная, характеризуется глубиной проплавления и шириной (рис. 8). Сварной шов в режиме кинжального проплавления образуется за счет испарения материала и образования плазмы на поверхности. Высокие температуры на поверхности и давление паров обуславливают расширение верхней области СШ по сравнению с его нижней частью, формируя тем самым грибовидную форму шва [29]. Обнаружены мелкие внутренние поры диаметром 20–35 мкм, которые сосредоточены в основном в корне и центре СШ (рис. 6, *a–д*). Прежде всего появление пор связано с химической активностью титановых сплавов к газам, что приводит к образованию пористости и трещин при сварке [30]. Колебания «замочной скважины» могут быть причиной повышенного образования пузырьков, а их слияние приведет к формированию крупных пор и пор, которые не успеют всплыть и останутся в центральной части СШ [20].

При использовании режима *б* ($U = 320$ В, $\tau = 6$ мс) количество поперечных пор диаметром 40 ± 5 мкм растет (рис. 6, *е*). Помимо этого, обнаружены непровары в корне шва, характерные для режимов с глубиной проплавления менее 1,5 мм (рис. 6, *a, б, г*).

На рис. 6 также показано, что сварной шов имеет зону плавления (ЗП) (рис. 6, *д1*), зоны термического влияния (ЗТВ), разделенные линией сплавления (ЛС), и зону основного металла (ОМ) (рис. 6, *д2, д3*).

Установлено, что ЗП состоит из β -фазы, на границе ЗП–ЛС зерна β -фазы имеют более вытянутую форму, и с увеличением средней мощности лазерного луча до ~80 Вт их длина увеличивается с ~120 до ~190 мкм (рис. 7, *a–е*). При дальнейшем повышении средней мощности (режим *б*) размер вытянутых зерен β -фазы уменьшается до ~170 мкм, что связано с лучшим отводом тепла при формировании обратного валика корня СШ (рис. 7, *е*). На границе ЗП–ЛС α_2 - и О-фазы полностью растворились при нагреве, а при охлаждении обратного превращения не произошло. На границе линии сплавления и ЗТВ1 крупные глобулярные зерна β -фазы отсутствуют (рис. 6, *д2*). Предположительно это связано с высокими градиентами температур, обусловленными процессами ИЛС, когда локальное воздействие каждого импульса сопровождается быстрым охлаждением [31].

Зону термического влияния, в свою очередь, по выявленным структурным составляющим можно разделить на ЗТВ1, состоящую из $\beta + \alpha_2$ -фаз

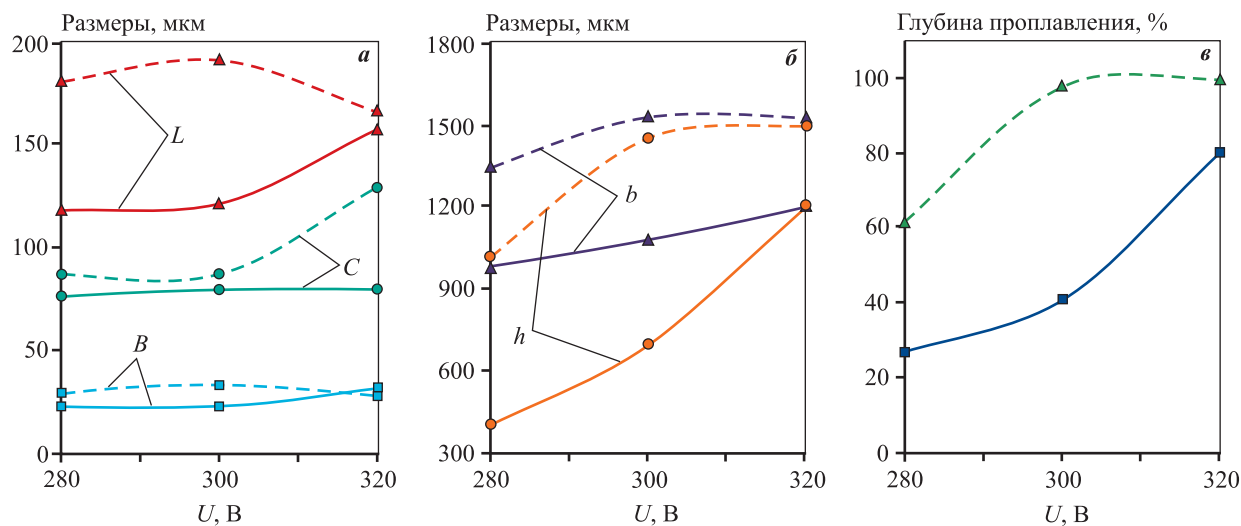


Рис. 8. Параметры микроструктуры сварных швов из сплава ВТИ-4 (а), их геометрические параметры (б) и глубина проплавления (в) в зависимости от режимов ИЛС

$\tau = 3$ мс (сплошные линии), $\tau = 6$ мс (штриховые)

а: L – длина, B – ширина дендритов на границе ЛС, C – размер зерен

б: h – глубина, b – ширина сварного шва

Fig. 8. Parameters of microstructure of welded joints from the VTI-4 alloy (а), their geometrical parameters (б) and penetration depth (в) depending on the PLW modes

$\tau = 3$ ms (solid lines), $\tau = 6$ ms (dashed lines)

а: L – length, B – width of dendrites at FL boundary, C – grain size

б: h – depth, b – width of the weld

(рис. 6, д2), и ЗТВ2, которая структурно состоит из $\beta + \alpha_2 + \text{O}$ -фаз (рис. 6, д3). В области ЗТВ1 глобулярная α_2 -фаза частично сохранилась, поскольку для завершения $\alpha_2 \rightarrow \beta$ -превращения требуются более высокие температуры [32]. В отличие от основного металла в ЗТВ2 О-фаза при нагреве частично превращается в β -фазу, в то время как α_2 -фаза практически сохраняется. Переход от ЗТВ1 к ЗТВ2 постепенный и сопровождается ростом доли α_2 -фазы. При переходе от ЗТВ2 к ОМ происходит увеличение доли О-фазы.

На картах IPF EBSD в центре наблюдается литая структура ЗП сварного соединения, состоящая в основном из вытянутых дендритов β -фазы, а в области ЛС и в центральной части ЗП — из глобулярных зерен β -фазы (рис. 7). Длина дендритов и глубина проплавления с ростом средней мощности лазерного излучения от 40 до 80 Вт увеличиваются с 119 ± 20 до 192 ± 15 мкм. Ширина вытянутых дендритов почти не изменяется и сохраняется в диапазоне 23–35 мкм (рис. 8, а). При режиме сварки 6 ($U = 320$ В, $\tau = 6$ мс) происходит провисание сварочной ванны, длина дендритов уменьшается до 167 ± 15 мкм, а их ширина увеличивается в центральной области ЗП до 130 ± 10 мкм.

Пиковая мощность лазерного луча влияет не только на глубину проплавления (рис. 8, а), но и на внешнюю форму шва. Обычно при использовании лазеров импульсно-периодического действия плотность энергии достигает $E = 10^5 \div 10^7$ Вт/см² при длительности импульса $< 10^{-3}$ с. При пиковой мощности выше 2,7 кВт (рис. 8, б) плотность энергии возрастает до $> 10^7$, что приводит к нарушениям формирования СШ, а именно — выплескам жидкого металла и наплывам (см. рис. 5, в, е).

Ширина сварного шва при одинаковом фокусном расстоянии лазера зависит от длительности действия импульса лазерного излучения: в среднем при $\tau = 3$ мс она составляет $1,05 \pm 0,1$ мм, при $\tau = 6$ мс — $1,45 \pm 0,1$ мм (рис. 8, б). Глубина проплавления в большей своей части зависит от плотности энергии лазерного излучения, при его пиковой мощности 2,1 кВт (рис. 8, в) проплавление составляет 27 % от толщины сваренных пластин, при режиме сварки 3 ($U = 320$ В, $\tau = 3$ мс с пиковой мощностью 3,2 кВт) — 80 %. При длительности импульса 6 мс и напряжении 300 В и выше обеспечивается провар пластин из сплава ВТИ-4 толщиной 1,5 мм (рис. 8, в).

Исследование механических свойств сварных соединений

Графики микротвердости и механических свойств при одноосном растяжении сварных соединений приведены на рис. 9 и 10. Микро-

твердость поперечных сварных швов находится на уровне 340 ± 20 HV, а основного металла — 345 ± 10 HV. В области ЗТВ наблюдается снижение микротвердости до 330 ± 5 HV. Обычно для сплавов Ti_2AlNb дисперсионное упрочнение О-фазы является основным механизмом упрочнения.

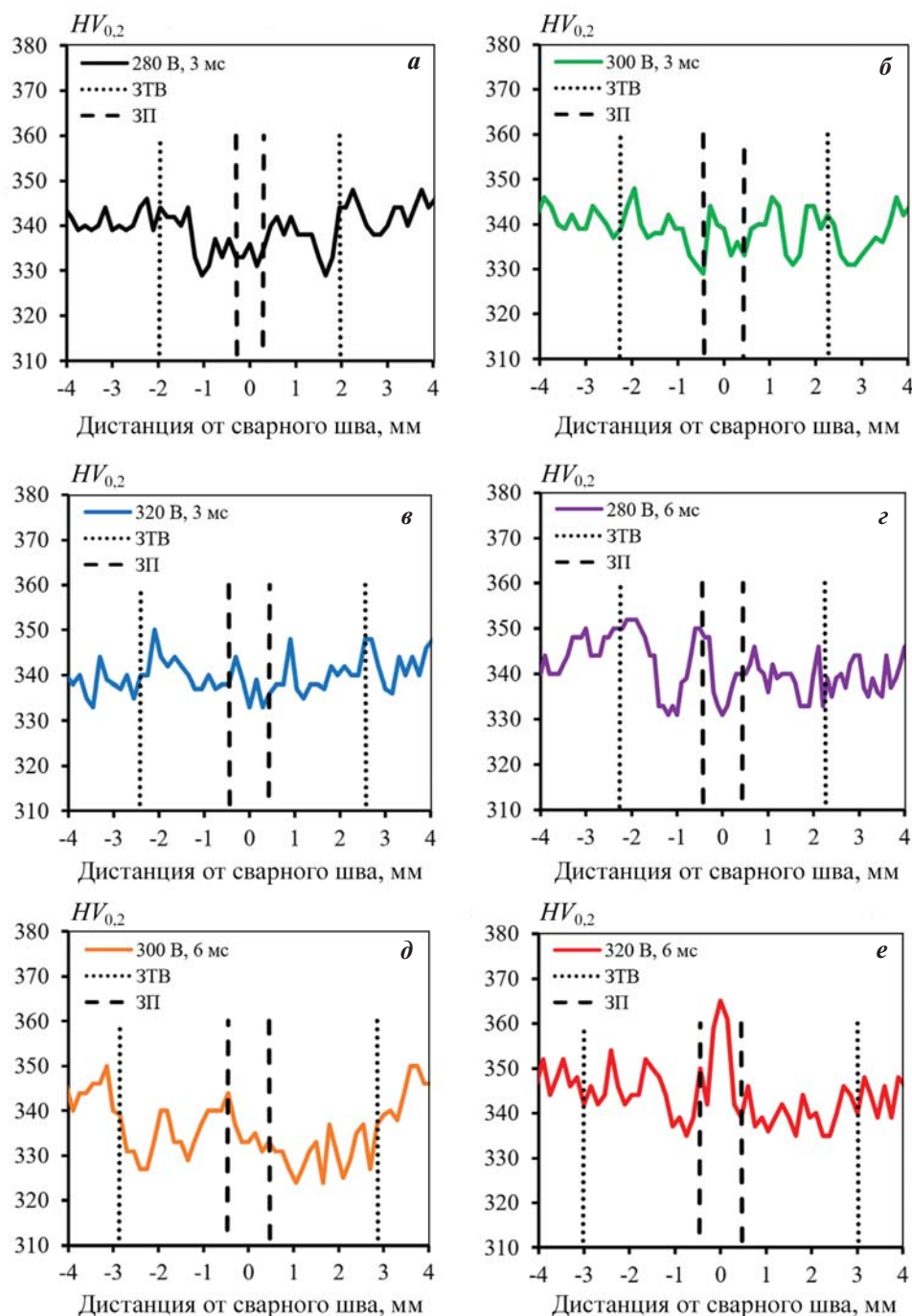


Рис. 9. Распределение микротвердости в поперечном сечении сварных швов из сплава ВТИ-4 в зависимости от режимов ИЛС

a – режим 1, *б* – 2, *в* – 3, *г* – 4, *д* – 5, *е* – 6

Fig. 9. Distribution of microhardness in the cross-section of welded joints from the VTI-4 alloy depending on PLW modes

a – mode 1, *б* – 2, *в* – 3, *г* – 4, *д* – 5, *е* – 6

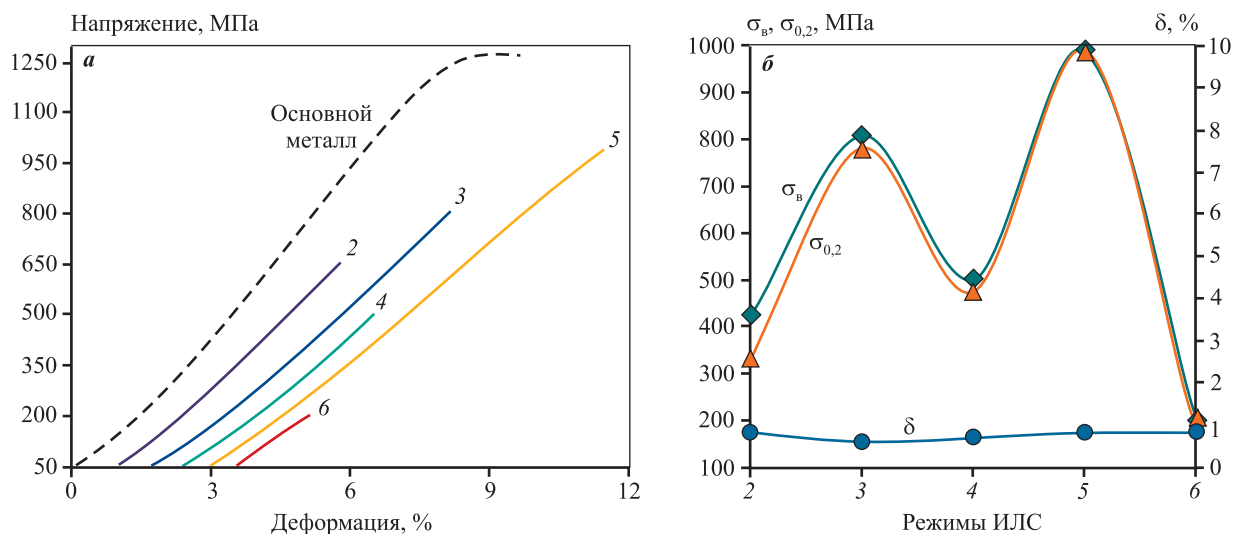


Рис. 10. Диаграмма растяжения (а) и механические свойства (б) сварных соединений из сплава ВТИ-4 в зависимости от режимов ИЛС (цифры у кривых)

Fig. 10. Tensile diagram (a) and mechanical properties (b) of welded joints from the VTI-4 alloy depending on PLW modes (numbers near curves)

Таким образом, из-за отсутствия О-фазы в области ЗТВ1 и ЗП микротвердость является наиболее низкой. И по мере того, как степень превращения О-фазы в фазу В2 уменьшается от зоны сварки до ЗТВ2, профиль твердости показывает тенденцию к увеличению до основного металла [33, 34].

Колебание профилей микротвердости в области ЗТВ1-2 по сравнению с ОМ и ЗП связано с изменением объемной доли и размеров равноосной фазы α_2 , которая в основном распределена по границам первичных зерен β -фазы [35]. С увеличением средней мощности лазерного излучения размер равноосной α_2 -фазы ($\alpha_2 = 3,1 \pm 2,0$ мкм в ОМ) в ЗТВ почти не изменяется от среднего размера $2,8 \pm 2,0$ мкм (при условиях сварки 1) до $2,5 \pm 2,0$ мкм (при режиме 6). Фазовый состав α_2 в ЗТВ несильно отличается от ОМ (~3 % α_2 -фазы), так при режимах ИЛС 1–3 и 5 доля α_2 в ЗТВ не превышает 2,5 %, а при режимах 4 и 6 – 3–5 %.

Таким образом, незначительные изменения размеров, фазового состава и распределения α_2 -фазы по границам первичных зерен β -фазы приводят к колебаниям поперечных к СШ профилей микротвердости на различных участках. При сварке в режиме 6 ($U = 320$ В, $\tau = 6$ мс) в области ЗП наблюдается пик по микротвердости до 365 НВ, связанный с частичным насыщением кислородом [36]. В этом случае подача газа осуществлялась вдоль действия лазерного излучения на поверхность свариваемых пластин, что полностью не исключило контакт

ванны с атмосферным воздухом со стороны корня шва.

Механические свойства исходного сплава ВТИ-4 составляют: $\sigma_b = 1250$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1200$ МПа, $\delta = 2,07$ %. Прочностные свойства сварного соединения на уровне 80 % от прочности основного металла обеспечиваются при режиме сварки 5 ($U = 300$ В, $\tau = 6$ мс). Дальнейшее увеличение напряжения до 320 В приводит к нарушению процесса ИЛС и возникновению наружных дефектов, что негативно сказывается на прочностных характеристиках. При снижении напряжения до 280 В не обеспечивается полный провар (<70 % от толщины пластины) сварного шва, и прочность составляет ~40 % от прочности основного материала. Не заваренный на всю глубину стык выступает концентратором напряжения и снижает прочностные показатели.

Пластичность сварных соединений во всех случаях снижается (рис. 10, б), так как ИЛС, как и другие методы сварки плавлением, сопровождается образованием грубой столбчатой В2-структуры [13]. Увеличение же пластичности возможно за счет последующей термической обработки сварных соединений [32].

Исследование пористости в сварном шве

Изломы образцов после испытаний на растяжение представлены на рис. 11. Толщина образца на рис. 11, а уменьшилась в связи с локализованным нагревом на поверхности пластин и его ин-

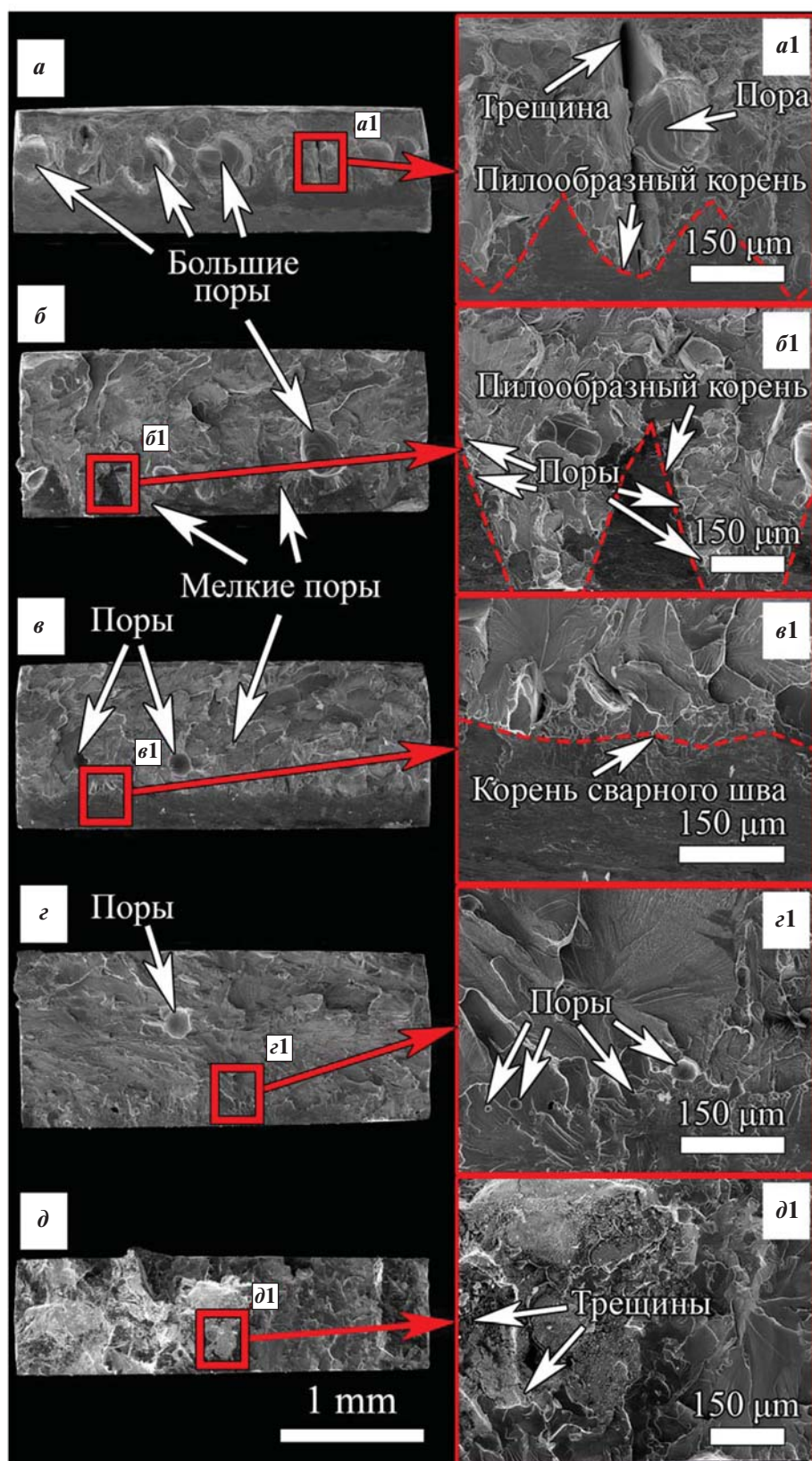


Рис. 11. Морфологии поверхности излома образцов на растяжение в зависимости от режимов ИЛС
 а – режим 1, б – 2, в – 3, г – 4, д – 5, е – 6 (действие импульсного лазерного излучения сверху)

Fig. 11. Morphology of fracture surface of tensile specimens depending on PLW modes
 а – mode 1, б – 2, в – 3, г – 4, д – 5, е – 6 (impact of laser pulsed radiation from above)

тенсивной деформации, из-за чего часть металла была удалена, как и у образца на рис. 11, *д*, в связи с неравномерностью сварного шва, подрезов и разбрызгивания металла.

Место разрушения сварных соединений во всех случаях находится в области ЗП ближе к границе ЛС, а на поверхности излома наблюдается рудистый рельеф. На поверхности разрушения открываются наибольшее количество газовых пор (рис. 11, *а–г*) и протяженные вторичные трещины (рис. 11, *а1, д1*). Такие микротрещины зарождаются и распространяются вдоль границ зерен β -фазы из-за отсутствия деформации внутри зерен. Наблюдаемые в данной работе изломы характерны для сварных швов со структурой β -фазы, где при разрушении происходит расщепление трещины в основании рудистого узора [13, 37].

Размер и распределение пор с увеличением мощности лазерного излучения уменьшаются. При малых погонных энергиях крупные поры в основном концентрируются в корне сварного шва, что связано с нарушением «замочной скважины», при увеличении энергии размер пор уменьшается и они распределены по всему объему, обеспечивая более благоприятные условия для всплытия газовых пузырей.

На изломе образцов, сваренных в режиме 3 ($U = 320$ В, $\tau = 3$ мс), обнаружен пилообразный корень СШ, местами обеспечивающий полный провар (рис. 11, *б*). Крупные поры по излому распределены неравномерно. В корне и центре СШ высокие значения пиковой мощности лазерного излучения по отношению к средней ее величине оказывают негативное влияние на формирование «замочной скважины», что приводит к образованию крупных (рис. 11, *б*) и мелких (рис. 11, *б1*) пор в сечении шва [27].

Таким образом, видно (рис. 11, *а, б*), что в поперечном сечении сварного шва при воздействии импульса малой длительности и высоких значений напряжений более выражен пилообразный корень шва с образованием более крупных пор сферической формы размером 150–200 мкм (режимы 2 и 3). При увеличении в 2 раза длительности импульса лазерного излучения пилообразный корень шва менее выражен (рис. 11, *в*), а поры формируются меньшего размера — до ~100 мкм (режим 4). За счет стабилизации «замочной скважины» при режиме 5 ($U = 300$ В, $\tau = 6$ мс) достигнуто минимальное содержание пор при использовании оптимизированных параметров сварки [38]. Однако на режимах 5 наблюдается концентрация мелких

сферических пор размером 10–30 мкм в нижней части сварного соединения, что может быть связано с локальным непроваром (рис. 11, *г1*). Появление в редких случаях единичных сферических пор до ~100 мкм в центральной части поперечного сечения сварного шва может быть связано с образованием локального непровара (рис. 11, *г*).

Пористость уменьшает эффективную площадь поперечного сечения сварного шва, делает его рыхлым, снижает пластичность и также является концентратором напряжений [24], что может быть связано с зарождением трещины и распространением ее в корень СШ при режимах сварки 2 ($U = 300$ В, $\tau = 3$ мс) (рис. 11, *а1*). Наличие в сечении сварного шва больших пор при режимах 2 (~11,5 %) и 3 (~3,8 %) увеличивает объем их общей доли относительно сечения излома (рис. 11, *а, б*). С увеличением мощности лазерного излучения и длительности импульса уменьшается доля пор в поперечном сечении, что для режима 4 ($U = 280$ В, $\tau = 6$ мс) составляет <2 % (средняя мощность 60,8 Вт), а для остальных — не более 1 %.

Заключение

Благодаря предварительно подготовленному структурному состоянию материала после мультиосевой *abc*-деформации заготовки с нагревом до 970 °С со скоростью <0,1 мм/с и степенью деформации 50 % в каждом случае, а также использованию оптимального импульсного режима лазерной сварки, получено бездефектное качественное сварное соединение из сплава ВТИ-4 с прочностными свойствами на уровне ~80 % относительно основного материала.

При использовании лазерной установки ЛАТ-С-300 оптимальными условиями ИЛС для листового материала из сплава ВТИ-4 толщиной 1,5 мм, при котором объемная доля пор не превышает 1 % от сечения сварного шва, являются:

- напряжение импульса 300 В;
- длительность импульса 6 мс;
- шаг между импульсами 0,25 мм;
- расход защитного газа 2,5 бар;
- фокусное расстояние на поверхности заготовки равно нулю;
- скорость сварки 0,3 м/мин.

Установлено, что зона плавления сварного шва при ИЛС состоит из β -фазы, поскольку α_2 - и О-фазы полностью растворились при нагреве, а при охлаждении обратного превращения не произошло. Из-за высоких градиентов температур, об-

условленных процессами ИЛС, зона термического влияния состоит из области $\beta + \alpha_2$ -фаз и зоны из $\beta + \alpha_2 + O$ фаз.

Показано, что причинами пористости в сварном соединении при ИЛС сплава ВТИ-4 являются:

- нарушения термогидравлических процессов;
- образование пилообразного корня шва с не-проваром;
- отсутствие поддува защитного газа со стороны корня шва;
- выплеск жидкого металла;
- наплывы на поверхности шва;
- неравномерность наложения импульсов.

Все это также приводит к дополнительному формированию трещин, неоднородности зоны плавления и, как следствие, к пониженным механическим свойствам.

Список литературы/References

1. Banerjee D., Gogia A.K., Nandi T.K., Joshi V.A. A new ordered orthorhombic phase in a Ti_3AlNb alloy. *Acta Metallurgica*. 1988;36(4):871–882.
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90141-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90141-1)
2. Banerjee D. The intermetallic Ti_2AlNb . *Progress in Materials Science*. 1997;42(1-4):135–158.
[https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(97\)00012-1](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(97)00012-1)
3. Wang L., Sun D., Li H., Gu X., Shen C. Microstructures and mechanical properties of a laser-welded joint of Ti_3Al-Nb alloy using pure Nb filler metal. *Metals (Basel)*. 2018;8(10):785. <https://doi.org/10.3390/met8100785>
4. Shagiev M.R., Galeev R.M., Valiakhmetov O.R. Ti_2AlNb -Based intermetallic alloys and composites. *Materials physics and mechanics*. 2017;33(1):12–18.
https://doi.org/10.18720/MPM.3312017_2
5. Pollock T.M., Tin S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure, and properties. *Journal of Propulsion and Power*. 2006;22(2):361–374. <https://doi.org/10.2514/1.18239>
6. Liu X., Wu S., Ji Y., Shao L., Zhao H., Wan X. Ultrasonic frequency pulse tungsten inert gas welding of Ti_2AlNb -based alloy. *Xiyu Jinshu/Chinese Journal of Rare Metals*. 2014;38(4):541–547.
<https://doi.org/10.13373/j.cnki.cjrm.2014.04.001>
7. Lu B., Yin J., Wang Y., Yang R. Gas tungsten arc welding of Ti_2AlNb based alloy sheet. In: *Proc. 12th World Conf. Titan (Ti 2011)*. (China, Beijing, 19–24 June 2011). 2012. Vol. 1. P. 816–818.
8. Shao L., Cui E. Joining of $Ti-22Al-25Nb$ Alloy using different welding methods. *Materials China*. 2019;38(3):286–290.
<https://doi.org/10.7502/j.issn.1674-3962.2019.03.11>
9. Mohandas T., Banerjee D., Mahajan Y.R., Kutumba Rao V.V. Studies on fusion zone fracture behaviour of electron beam welds of an $\alpha + \beta$ -titanium alloy. *Journal of Materials Science*. 1996;31(14):3769–3775.
<https://doi.org/10.1007/BF00352792>
10. Li D., Hu S., Shen J., Zhang H., Bu X. Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of $Ti-22Al-25Nb/TA15$ dissimilar titanium alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016;25(5):1880–1888.
<https://doi.org/10.1007/s11665-016-2025-4>
11. Li Y.-J., Wu Ai-P., Li Q., Zhao Y., Zhu R.-C., Wang G.-Q. Effects of welding parameters on weld shape and residual stresses in electron beam welded Ti_2AlNb alloy joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2019;29(1):67–76.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(18\)64916-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(18)64916-7)
12. Скупов А.А., Свиридов А.В., Ходакова Е.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Создание неразъемных соединений из интерметаллидных титановых сплавов (обзор). *Труды ВИАМ*. 2021;7:31–38.
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2021-0-7-31-38>
13. Skupov A.A., Sviridov A.V., Khodakova E.A., Afanasev-Khodykin A.N. Creation of joints from intermetallic titanium alloys (review). *Trudy VIAM*. 2021;7:31–38. (In Russ.).
14. Zhang K., Lei Z., Chen Y., Yang K., Bao Y. Heat treatment of laser-additive welded Ti_2AlNb joints: Microstructure and tensile properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;744:436–444.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.058>
15. Auwal S.T., Ramesh S., Yusof F., Manladan S.M. A review on laser beam welding of titanium alloys. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018;97(1-4):1071–1098.
<https://doi.org/10.1007/s00170-018-2030-x>
16. Chludzinski M., dos Santos R.E., Churiaque C., Ortega-Iguña M., Sánchez-Amaya J.M. Pulsed laser welding applied to metallic Materials — A Material Approach. *Metals*. 2021;21(4):640.
<https://doi.org/10.3390/met11040640>
17. Zhang P., Jia Z., Yu Z., Shi H., Li S., Wu D., Yan H., Ye X., Chen J., Wang F., Tian Y. A review on the effect of laser pulse shaping on the microstructure and hot cracking behavior in the welding of alloys. *Optics & Laser Technology*. 2021;140:107094.
<https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107094>
18. Gaikwad A., Deore H., Kotwal V., Pawar A., Valli A. Review on laser welding of titanium alloy. In: *Proc. International Conference on Ideas, Impact and Innovation in Mechanical Engineering (ICIIME 2017)* (India, Rajasthan, 1–2 June 2017). 2017. Vol. 5(6). P. 789–795.
19. Li Y.-J., Wu A.-P., Li Q., Zhao Y., Zhu R.-C., Wang G.-Q. Mechanism of reheat cracking in electron beam welded Ti_2AlNb alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2019;29(9):1873–1881.
[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(19\)65095-8](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(19)65095-8)

19. Panov D.O., Naumov S.V., Sokolovsky V.S., Volokitina E.I., Kashaev N., Ventzke V., Dinse R., Riekehr S., Povolyaeva E.A., Alekseev E.B., Nochovnaya N.A., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A. Cracking of Ti₂AlNb-based alloy after laser beam welding. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2021;1014:012035. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1014/1/012035>
20. Xu J., Rong Y., Huang Y., Wang P., Wang C. Keyhole-induced porosity formation during laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;252:720–727. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.038>
21. Zhou J., Tsai H.L. Porosity formation and prevention in pulsed laser welding. *ASME Journal of Heat and Mass Transfer*. 2007;129(8):1014–1024. <https://doi.org/10.1115/1.2724846>
22. Bruyere V., Tuvrey C., Namy P. A phase field approach to model laser power control in spot laser welding. In: *Proc. 2014 COMSOL Conf. 2014*. P. 1–4. URL: <https://www.comsol.com/paper/a-phase-field-approach-to-model-laser-power-control-in-spot-laser-welding-18505> (accessed: 01.09.2022).
23. Li H. Analysis of porosity in welding of titanium alloy. In: *Proc. 2020 3rd International Conference on Electron Device and Mechanical Engineering (ICEDME)* (China, Suzhou, 1–3 May 2020). 2020. P. 486–489. <https://doi.org/10.1109/ICEDME50972.2020.00116>
24. Li H. The causes and control of porosity in titanium alloy welding. In: *Proc. 2020 3rd International Conference on Electron Device and Mechanical Engineering (ICEDME)* (China, Suzhou, 1–3 May 2020). 2020. P. 490–493. <https://doi.org/10.1109/ICEDME50972.2020.00117>
25. Huang J.L., Warnken N., Gebelin J.-C., Strangwood M., Reed R.C. On the mechanism of porosity formation during welding of titanium alloys. *Acta Materialia*. 2012;60(6-7):3215–3225. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.02.035>
26. Chen W., Li J.W., Xu L., Lu B. Development of Ti₂AlNb alloys: Opportunities and challenges. *Advanced Materials and Processes*. 2014;172(5):23–27.
27. Zhan X., Yan T., Gao Q., Zhu Z., Bu H., Wang Z. The porosity formation mechanism in the laser welded joint of TA15 titanium alloy. *Materials Research Express*. 2019;6(7):076558. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab1612>
28. Torkamany M.J., Malek Ghaini F., Papan E., Dadras S. Process optimization in titanium welding with pulsed Nd:YAG laser. *Science of Advanced Materials*. 2012;4(3-4): 489–496. <https://doi.org/10.1166/sam.2012.1307>
29. Баранов Д.А., Паркин А.А., Жаткин С.С. Особенности формирования сварного шва жаропрочного сплава ХН45ВМТЮБР в зависимости от режимов лазерной сварки. *Известия Самарского научного центра РАН*. 2018;2:170–176.
30. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 664 с.
31. Baeslack W.A., Cieslak M.J., Headley T.J. Structure, properties and fracture of pulsed Nd:YAG laser welded Ti–14.8wt%Al–21.3wt%Nb titanium aluminide. *Scripta Metallurgica*. 1988;22(7):1155–1160. [https://doi.org/10.1016/S0036-9748\(88\)80122-4](https://doi.org/10.1016/S0036-9748(88)80122-4)
32. Panov D., Naumov S., Stepanov N., Sokolovsky V., Volokitina E., Kashaev N., Ventzke V., Dinse R., Riekehr S., Povolyaeva E., Nochovnaya N., Alekseev E., Zherebtsov S., Salishchev G. Effect of pre-heating and post-weld heat treatment on structure and mechanical properties of laser beam-welded Ti₂AlNb-based joints. *Intermetallics*. 2022;143:107466. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107466>
33. Chen X., Xie F. Q., Ma T. J., Li W. Y., Wu X. Q. Effects of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of linear friction welded Ti₂AlNb alloy. *Materials & Design*. 2016;94:45–53. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.017>
34. Xiong L., Mi G., Wang C. Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of Ti–22Al–25Nb/Ti–6Al–4V dissimilar titanium alloys. *Journal of Laser Applications*. 2018;30(3):032412. <https://doi.org/10.2351/1.5040610>
35. Chen W., Chen Z.Y., Wu C.C., Li J.W., Tang Z.Y., Wang Q.J. The effect of annealing on microstructure and tensile properties of Ti–22Al–25Nb electron beam weld joint. *Intermetallics*. 2016;75:8–14. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.02.006>
36. Mehdi B., Badji R., Ji V., Allili B., Bradai D., Deschaux-Beaume F., Soulié F. Microstructure and residual stresses in Ti–6Al–4V alloy pulsed and unpulsed TIG welds. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016;231:441–448. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.01.018>
37. Wu J., Xu L., Lu Z., Cui Y., Yang R. Preparation of powder metallurgy Ti–22Al–24Nb–0.5Mo alloys and electron beam welding. *Jinshu Xuebao/Acta Metallurgica Sinica*. 2016;52:1070–1078. <https://doi.org/10.11900/0412.1961.2016.00019>
38. Huang J., Turner R., Gebelin J.C., Warnken N., Strangwood M., Reed R.C. The effect of hydrogen on porosity formation during electron beam welding of titanium alloys. In: *ASM Proc International Conference on Trends in Welding Research* (USA, Chicago, 4–8 June 2012). 2013. P. 868–875.

Информация об авторах

Станислав Валентинович Наумов — к.т.н., доцент кафедры материаловедения и нанотехнологий (МиН), ст. науч. сотрудник лаборатории объемных наноструктурных материалов (ОНМ), Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»).

<https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>

E-mail: NaumovStanislav@yandex.ru

Дмитрий Олегович Панов — к.т.н., доцент кафедры МиН, ст. науч. сотрудник лаборатории ОНМ, НИУ «БелГУ».

<https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>

E-mail: dimmak-panov@mail.ru

Руслан Сергеевич Черниченко — инженер лаборатории ОНМ, НИУ «БелГУ».

<https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>

E-mail: chernichenko@bsu.edu.ru

Виталий Сергеевич Соколовский — к.т.н., науч. сотрудник лаборатории ОНМ, НИУ «БелГУ».

<https://orcid.org/0000-0001-5607-2765>

E-mail: sokolovskiy@bsu.edu.ru

Елена Ивановна Волокитина — инженер лаборатории ОНМ, НИУ «БелГУ».

<https://orcid.org/0000-0001-9554-2651>

E-mail: 1108668@bsu.edu.ru

Никита Дмитриевич Степанов — к.т.н., доцент кафедры МиН, ст. науч. сотрудник лаборатории ОНМ, НИУ «БелГУ».

<https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>

E-mail: stepanov@bsu.edu.ru

Сергей Валерьевич Жеребцов — д.т.н., профессор кафедры МиН, гл. науч. сотрудник лаборатории ОНМ, НИУ «БелГУ».

<https://orcid.org/0000-0002-1663-429X>

E-mail: zherebtsov@bsu.edu.ru

Евгений Борисович Алексеев — к.т.н., начальник сектора, Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов (ВИАМ).

Scopus-ID: 56581528500

E-mail: hiten_@mail.ru

Надежда Алексеевна Ночовная — д.т.н., начальник лаборатории, ВИАМ.

E-mail: nochovnaya_viam@mail.ru

Геннадий Алексеевич Салишев — д.т.н., профессор кафедры МиН, зав. лабораторией ОНМ, НИУ «БелГУ».

<https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>

E-mail: salishchev_g@bsu.edu.ru

Information about the authors

Stanislav V. Naumov — Cand. Sci. (Eng.), Assistant Professor of the Department of Materials Science and Nanotechnology (MSN); Senior Research Scientist of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials (BNM), Belgorod State University (BSU).

<https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>

E-mail: NaumovStanislav@yandex.ru

Dmitrii O. Panov — Cand. Sci. (Eng.), Assistant Professor of the Department of MSN; Senior Research Scientist of the Laboratory of BNM, BSU.

<https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>

E-mail: dimmak-panov@mail.ru

Ruslan S. Chernichenko — Engineer of the Laboratory of BNM, BSU.

<https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>

E-mail: chernichenko@bsu.edu.ru

Vitaly S. Sokolovsky — Cand. Sci. (Eng.), Research Scientist of the Laboratory of BNM, BSU.

<https://orcid.org/0000-0001-5607-2765>

E-mail: sokolovskiy@bsu.edu.ru

Elena I. Volokitina — Engineer of the Laboratory of BNM, BSU.

<https://orcid.org/0000-0001-9554-2651>

E-mail: 1108668@bsu.edu.ru

Nikita D. Stepanov — Cand. Sci. (Eng.), Assistant Professor of the Department of MSN; Senior Research Scientist of the Laboratory of BNM, BSU.

<https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>

E-mail: stepanov@bsu.edu.ru

Sergey V. Zherebtsov — Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of MSN, Chief Research Scientist of the Laboratory of BNM, BSU.

<https://orcid.org/0000-0002-1663-429X>

E-mail: zherebtsov@bsu.edu.ru

Evgeny B. Alekseev — Cand. Sci. (Eng.), Head of Sector, All-Russia Institute of Aviation Materials «VIAM».

Scopus-ID 56581528500

E-mail: hiten_@mail.ru

Nadezhda A. Nochovnaya — Dr. Sci. (Eng.), Head of Laboratory, All-Russia Institute of Aviation Materials «VIAM».

E-mail: nochovnaya_viam@mail.ru

Gennady A. Salishchev — Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of MSN, Head of the Laboratory of BNM, BSU.

<https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>

E-mail: salishchev_g@bsu.edu.ru

Вклад авторов

С.В. Наумов — планирование и проведение экспериментов, подготовка текста.

Д.О. Панов — проведениековки, участие в обсуждении результатов, правка статьи.

Р.С. Черниченко — подготовка исходных образцов и образцов для исследований, проведение механических испытаний.

В.С. Соколовский — проведение EBSD анализа, проведение экспериментов, правка статьи.

Е.И. Волокитина — подготовка образцов для структурных исследований.

Н.Д. Степанов — участие в обсуждении результатов.

С.В. Жеребцов — участие в обсуждении результатов.

Е.Б. Алексеев — приготовление исходного сплава для экспериментов.

Н.А. Ночовная — определение цели работы, изготовление исходного сплава для экспериментов.

Г.А. Салищев — научное руководство, участие в обсуждении результатов, правка статьи.

Contribution of the authors

S.V. Naumov — planned and conducted experiments, wrote an article.

D.O. Panov — carried out forging, participated in the discussion of the results, corrected the article.

R.S. Chernichenko — prepared initial samples, prepared samples for research, conducted mechanical tests.

V.S. Sokolovsky — conducted EBSD analysis, conducted experiments, corrected the article.

E.I. Volokitina — prepared samples for structural studies.

N.D. Stepanov — participated in the discussion of the results.

S.V. Zharebtsov — participated in the discussion of the results.

E.B. Alekseev — produced the initial alloy for experiments.

N.A. Nochovnaya — determined the purpose of the work, produced the initial alloy for experiments.

G.A. Salishchev — determined the purpose of the work, participated in the discussion of the results, corrected the article.

Статья поступила в редакцию 03.09.2022, доработана 08.03.2023, подписана в печать 10.03.2023

The article was submitted 03.09.2022, revised 08.03.2023, accepted for publication 10.03.2023