

УДК 621.791.755, 621.785.01

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-2-16-29>

Научная статья

Research article



Структура и механические свойства сварных соединений из сплава на основе орторомбического алюминиды титана, полученных плазменной сваркой проникающей дугой с последующей термической обработкой

С.В. Наумов¹, Д.О. Панов¹, Р.С. Черниченко¹, В.С. Соколовский¹, Г.А. Салищев¹,
Е.Б. Алексеев², С.Д. Неулыбин³, Д.С. Белинин³, Ю.Д. Щицын³, В.В. Лукьянов⁴

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

² Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»
Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, 17

³ Пермский национальный исследовательский политехнический университет
Россия, 614990, г. Пермь, Комсомольский пр-т, 29

⁴ НПА «Технопарк АТ»
Россия, 450027, г. Уфа, ул. Трамвайная, 5, корп. 1

✉ Станислав Валентинович Наумов (NaumovStanislav@yandex.ru)

Аннотация: Методом плазменной сварки проникающей дугой заготовок из сплава ВТИ-4 на основе орторомбического алюминиды титана Ti_2AlNb получены сварные соединения и исследованы их структура и механические свойства. Установлено, что динамическое воздействие проникающей дуги оказывает положительное влияние на качество сварного соединения: исключаются непровар, возникновение пористости и микротрещин, а также формируется благоприятная форма корня шва. Обнаружено, что сварное соединение состоит из зоны плавления (ЗП), зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла (ОМ). В зависимости от фазового состава и морфологии фаз ЗТВ можно разделить на 4 области: ЗТВ1 из крупных зерен β -фазы вблизи линии сплавления, ЗТВ2 из крупных зерен β -фазы + α_2 , ЗТВ3 с более фрагментированными зернами β -фазы с сохранением большого количества α_2 -фазы и ЗТВ4, имеющей фазовый состав $\beta + \alpha_2 + O$. Последующая термическая обработка (ТО: закалка при температуре 920 °С с выдержкой 2 ч и охлаждением на воздухе с последующей выдержкой 6 ч при 800 °С и дальнейшим охлаждением на воздухе) обеспечивает сохранение зонной структуры сварного шва, но приводит к формированию во всех зонах внутри β -зерен частиц О-фазы. Микротвердость сварного шва в зоне плавления соответствует $360 \pm 15 \text{ HV}_{0,2}$, а после ТО она возрастает до $382 \pm 20 \text{ HV}_{0,2}$. Прочностные свойства сварного соединения после ТО находятся на уровне выше 90 % от показателей исходной кованой заготовки ($\sigma_b = 1120 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1090 \text{ МПа}$), а пластичность близка к исходному состоянию ($\delta = 2,1 \%$).

Ключевые слова: сплав ВТИ-4 на основе орторомбического алюминиды титана, Ti_2AlNb , плазменная сварка проникающей дугой, сварной шов, BSE-анализ, EBSD-анализ, механические свойства, микротвердость.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (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., Салищев Г.А., Алексеев Е.Б., Неулыбин С.Д., Белинин Д.С., Щицын Ю.Д., Лукьянов В.В. Структура и механические свойства сварных соединений из сплава на основе орторомбического алюминиды титана, полученных плазменной сваркой проникающей дугой с последующей термической обработкой. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2024;30(2):16–29. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-2-16-29>

Structure and mechanical properties of Ti₂AlNb-based alloy welded joints using keyhole plasma arc welding with subsequent heat treatment

S.V. Naumov¹, D.O. Panov¹, R.S. Chernichenko¹, V.S. Sokolovsky¹, G.A. Salishchev¹, E.B. Alekseev², S.D. Neulybin³, D.S. Belinin³, Yu.D. Shchitsyn³, V.V. Lukianov⁴

¹ Belgorod National Research University
85 Pobedy Str., Belgorod 308015, Russia

² All-Russian Research Institute of Aviation Materials
of the National Research Center “Kurchatov Institute”
17 Radio Str., Moscow 105005, Russia

³ Perm National Research Polytechnic University
29 Komsomolskiy Prosp., Perm 614990, Russia

⁴ NPA “Technopark AT”
5 bld. 1 Tramvaynaya Str., Ufa 450027, Russia

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

Abstract: Using keyhole plasma arc welding, welded joints of a Ti₂AlNb-based alloy, VTI-4, were obtained, and their structure and mechanical properties were studied. It has been established that the dynamic effect of a keyhole arc had a positive effect on the quality of the welded joint; namely, lack of penetration, porosity, and microcracks were eliminated. The welded joint consisted of a fusion zone (FZ), a heat-affected zone (HAZ), and a base metal (BM). Depending on the phase composition and morphology of the obtained phases, the HAZ can be divided into four zones: HAZ1 with large β -phase grains near the melting line, HAZ2 with large β -phase grains + α_2 , HAZ3 with more fragmented β -phase grains retaining more α_2 -phase, and HAZ4 with the phase composition $\beta + \alpha_2 + O$. Subsequent heat treatment (HT: quenching at 920 °C for 2 h, cooling in air, followed by aging at 800 °C for 6 h, cooling in air) preserved the zone structure of the weld but led to the formation of the O-phase within β -grains. The microhardness of the weld in the zone corresponds to 360 ± 15 HV_{0.2}, but after HT, it increased to 382 ± 20 HV_{0.2}. The strength properties of the welded joint after HT were above 90 % of the base metal ($\sigma_{ucs} = 1120$ MPa, $\sigma_{0.2} = 1090$ MPa), while elongation to failure is close to the initial condition ($\delta = 2.1$ %).

Keywords: VTI-4 alloy based on orthorhombic titanium aluminide, Ti₂AlNb, keyhole plasma arc welding, weld seam, BSE analysis, EBSD analysis, mechanical properties, microhardness.

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., Salishchev G.A., Alekseev E.B., Neulybin S.D., Belinin D.S., Shchitsyn Yu.D., Lukianov V.V. Structure and mechanical properties of Ti₂AlNb-based alloy welded joints using keyhole plasma arc welding with subsequent heat treatment. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2024;30(2):16–29.

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-2-16-29>

Введение

Сплавы на основе орторомбического алюминид титана (Ti₂AlNb-сплавы) являются потенциальной заменой никелевых суперсплавов в аэрокосмической промышленности [1]. Интерес к этим материалам обусловлен их высоким сопротивлением ползучести и горению по сравнению с обычными титановыми сплавами, что позволяет их использовать при температурах до 650 °C [2]. Кроме того, они обладают более высокими пластичностью и трещиностойкостью

по сравнению со сплавами на основе γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al и меньшей плотностью ($\rho = 5.6$ г/см³) по сравнению с никелевыми суперсплавом [3–6].

Одним из основных препятствий к широкому внедрению Ti₂AlNb-сплавов являются трудности получения качественных сварных соединений из-за низкой теплопроводности, высоких остаточных напряжений и каскада фазовых превращений в ходе охлаждения. Эти особенности требуют под-

бора режимов сварки для получения оптимальной структуры сварного шва для обеспечения требуемых механических характеристик. Для изготовления качественных неразъемных конструкций предложены технологии создания неразъемных соединений, которые позволяют расширить область применения Ti_2AlNb -сплавов [7]: аргонодуговая сварка (АДС) [8; 9], диффузионная сварка [10; 11], линейная сварка трением [12; 13], лазерная сварка [14–16], электронно-лучевая сварка [17–19] и др. Среди методов сварки титановых сплавов наиболее широко в промышленности используется аргонодуговая сварка [20].

Известными проблемами при использовании АДС Ti_2AlNb -сплавов являются низкая производительность, пористость сварного шва, а также образование крупной дендритной структуры β -фазы в зоне плавления. Кроме того, при сварке изделий большой толщины (>4 мм) необходимо использование присадочного материала соответствующего химического состава, что дополнительно требует изготовления таких расходных материалов [21]. Помимо этого, многопроходная сварка приводит к многократному перегреву сварного шва, вследствие чего обычно наблюдается существенный рост зерна и, следовательно, низкая пластичность. С другой стороны, наиболее технологичным альтернативным способом среди дуговых методов для получения неразъемных соединений может служить плазменная сварка (ПС) проникающей дугой, которая позволяет получать бездефектные сварные соединения титановых сплавов в широком диапазоне толщин. Этот метод не применялся для получения неразъемных соединений из Ti_2AlNb -сплавов, что требует проведения исследований влияния режимов такой сварки на качество сварного шва, его структуру и механические свойства.

Таким образом, цель данной работы состояла в отработке условий плазменной сварки проникающей дугой и определении влияния оптимального режима сварки и последующей термической обработки на структуру и свойства сварного соединения из сплава ВТИ-4 на основе орторомбического алюминид титана (Ti_2AlNb).

Материал и методики исследования

В работе использовали пластины из сплава ВТИ-4, химический состав которого приведен ниже, ат. %:

Ti.....	Основа
Al.....	23
Nb.....	23
V.....	1,4
Zr.....	0,8
Mo.....	0,4
Si.....	0,4

Исследуемый сплав в исходном ковном состоянии обладает следующими механическими свойствами: предел прочности $\sigma_b = 1230$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 1190$ МПа, относительное удлинение $\delta = 3,5$ %, микротвердость 420 ± 15 НВ_{0,2}.

Микроструктура исходной заготовки в виде горячекованой плиты представлена на рис. 1. В ней обнаружены крупные β -зерна размером 300 ± 50 мкм, по границам которых располагаются глобулярная α_2 -фаза размером 10 ± 5 мкм, а также равномерно распределенная в объеме β -зерен игольчатая О-фаза длиной 8 ± 3 мкм и толщиной 1–3 мкм.

Плазменную сварку проникающей дугой [22] осуществляли при помощи источника питания РМІ-350 AC/DC TL (SBI, Австрия) на автоматизированном портале консольного типа. С целью размещения свариваемых заготовок в приспособлении, в котором защитный газ подводится в корень сварного шва, и для обеспечения равномерного движения плазмотрона с блоком защиты в места сварки приваривали фиксирующие планки. Образцы для ПС размерами $50 \times 25 \times 4$ мм вырезали из кововой плиты. Предваритель-

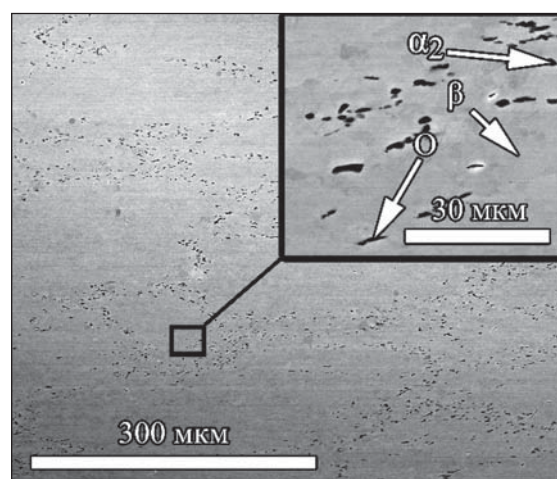


Рис. 1. Микроструктура горячекованой плиты из сплава ВТИ-4

Fig. 1. Microstructure of forged plate of the VTI-4 alloy

но вся поверхность образцов была отшлифована наждачной бумагой с размером зерна 68 мкм FEPA P № 220, а сопрягаемая поверхность в стыке — шлифовальными кругами FEPA P № 1000 (18 мкм).

Сварку пластин толщиной 4 мм из сплава ВТИ-4 проводили встык без зазора и присадочного материала. Ток проплавления, необходимый для образования отверстия в корне шва (замочной скважины), составлял 150–160 А и действовал 0,5 с. За счет возникающего проплавления осуществляется переход в режим проникающей дуги и производится сброс части энергии дуги. Основной сварочный ток в таком процессе снижается и составляет 140–150 А, напряжение на дуге — 21–22 В, скорость сварки — 20 м/ч, ток в конце сварки (в момент выхода на выводные планки) падает до 15–20 А. Поскольку использовались выводные неплавящиеся (медные) планки, то завершение процесса сварки происходило на минимальных токах. Расход плазмообразующего газа составлял 3 л/мин, защитного газа — 3 л/мин, а защитного газа для блока дополнительной защиты — 8 л/мин. В качестве плазмообразующего газа применялся аргон марки 5.0 (99,999 % Ar).

Взаимодействие сжатой дуги со сварочной ванной осуществляется в сформированной полости кратера. Величина и характер распределения силового воздействия сжатой дуги в сварочной ван-

не во многом определяют особенности процесса абляции фронта плавления, движения расплава, удержания жидкой ванны и в целом качество формирования корня шва.

Сварные соединения подвергали термической обработке в трубчатой печи раскладного типа RS80/300/13 («Nabertherm», Германия) по режиму закалка + старение: закалка при температуре 920 °С выдержкой 2 ч и охлаждением на воздухе с последующей выдержкой 6 ч при $t = 800$ °С и дальнейшим охлаждением на воздухе. Предварительно образцы загружали в печь с последующей 3-цикловой продувкой аргоном и откачкой вакуума. Нагрев осуществлялся в среде аргона с избыточным давлением.

Вырезку образцов для механических испытаний и микроструктурных исследований осуществляли на электроэрозионном станке Sodick VL400Q (Китай). Поверхность образцов шлифовали с использованием абразивных материалов Struers SiC FEPA P № 220–2000 (от 68 до 10 мкм) на оборудовании Метротест (Россия), Baipol Metco (Индия) и LaboPol-5 («Struers», Дания). Последующую полировку поверхности проводили на Struers MD Chem с использованием суспензии OP-S NonDry. Образцы для дальнейших микроструктурных исследований очищали от органики, частиц суспензии или абразива в ультразвуковой ванне марки 3404 («Сапфир», Россия) с ацетоном в течение 15 мин.

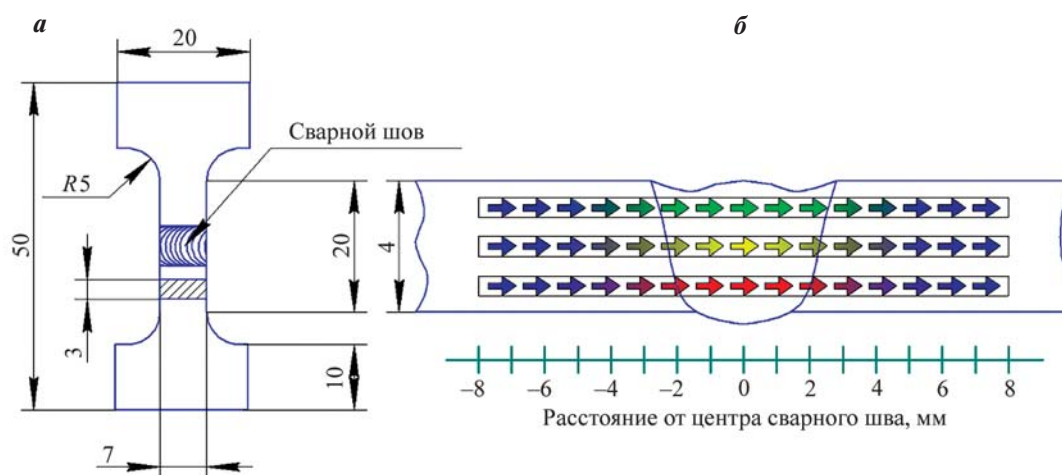


Рис. 2. Образцы для испытаний на одноосное растяжение из пластин ВТИ-4 после плазменной сварки (а) и область измерения микротвердости в поперечном сечении сварного соединения (б)

Размеры указаны в мм

Fig. 2. Samples for uniaxial tensile tests: from VTI-4 plates after K-PAW (a); area for measuring microhardness in the cross section of a welded joint of the VTI-4 alloy (b)

The dimensions are specified in millimeters

Микроструктуру исследовали с использованием электронного микроскопа Q600 3D (FEI, Чехия) со стандартным детектором Эверхарта—Торнли для вторичных и рассеянных электронов (SEM) и детектором обратнорассеянных электронов (BSE) при ускоряющем напряжении 20–30 кВ. EBSD-анализ проводили в режиме дифракции обратнорассеянных электронов со съемкой карты разориентировки зерен. Образцы для BSE-анализа фиксировали на приборном столике, имеющем наклон 45°, при помощи углеродного клея 502 (EMS, США) или струбицы, а для ETD-анализа использовали углеродный скотч NEM TAPE («Nisshin», Япония). Образец, дополнительно наклоненный под углом 25° (общий угол 70° к горизонтали), сканировали с шагом 3 мкм. Обработку и анализ данных осуществляли с помощью программного обеспечения OIM Analysis 9 (EDAX, США).

Испытания на одноосное растяжение сварных соединений проводили на оборудовании марки 5882 («Instron», Великобритания) при комнатной температуре со скоростью деформации 10^{-4} с⁻¹. Управление и сбор данных осуществляли в программном обеспечении Bluehill 2 («Instron», Великобритания). Схема и размеры образцов для испытаний на растяжение представлены на рис. 2, а. Для испытаний использовали не менее двух образцов основного материала, сварных соединений до и после термической обработки.

Микротвердость определяли на микрошлифах в поперечном сечении сварных соединений с использованием микротвердомера Виккерса 402MVD (Нидерланды) с нагрузкой 200 г и временем индентирования 10 с ($HV_{0,2}$) с шагом 0,2 мм. Микротвердость в поперечном сечении сварного соединения оценивали в 3 местах: в области ближе к валику, по середине сварного шва и ближе к корню шва (рис. 2, б). Управление и сбор данных осуществляли в программе Hardtest Wolpert Group (Нидерланды).

Результаты исследований

В табл. 1 приведены апробированные режимы плазменной сварки проникающей дугой пластин из сплава ВТИ-4 толщиной 4 мм. Выбор оптимальных условий ПС осуществляли на контрольном образце. Было обнаружено, что при малых токах не образуется канал проплавления, который приводит к нарушению процесса плазменной сварки проникающей дугой. В результате предварительных исследований было показано, что качественное сварное соединение было получено при ПС в режиме 4 (табл. 2): ток проплавления замочной скважины — 160 А, основной сварочный ток — 150 А, ток в конце сварки — 20 А. При этом ширина сварного шва (валика) составляет 6,0 мм, а корня шва — 3,0 мм. В полученных сварных соединениях наружные дефекты в виде пор и трещин отсутствуют (рис. 3). Таким образом, для последующих исследований использовали сварные соединения, полученные по режиму 4.

По краям сварного соединения имеются следы технологических планок, которые приваривались для фиксации образцов в приспособлении (рис. 3). В начале сварного шва имеется участок с наплывом, где формируется сквозное проплавление, а в его конце обнаружен участок с оплавлением кромки, образованный в результате отеснения жидкого металла к только что расплавленной сварочной ванне. Все обнаруженные дефекты носят технологический характер, устранение которых осуществляется с помощью выводных планок в начале и конце сварки.

Поперечная структура сварного шва, по данным BSE-SEM-анализа, представлена на рис. 4. Он имеет форму песочных часов («hourglass-shape»). При этом граница зоны плавления менее выгнута по сравнению со сварными соединениями после лазерной и электронно-лучевой сварки (рис. 4), так как плазменная дуга проходит сверху вниз, и

Таблица 1. Режимы плазменной сварки проникающей дугой пластин из сплава ВТИ-4 толщиной 4 мм

Table 1. The modes of keyhole plasma arc welding of the VTI-4 alloy plates with a thickness of 4 mm

№ режима	Ток проплавления замочной скважины, А	Основной сварочный ток, А	Ток в конце сварки, А	Расход плазмообразующего/защитного газов, л/мин
1	150	140	15	3/3
2	160	140	15	3/3
3	150	150	20	3/3
4	160	150	20	3/3

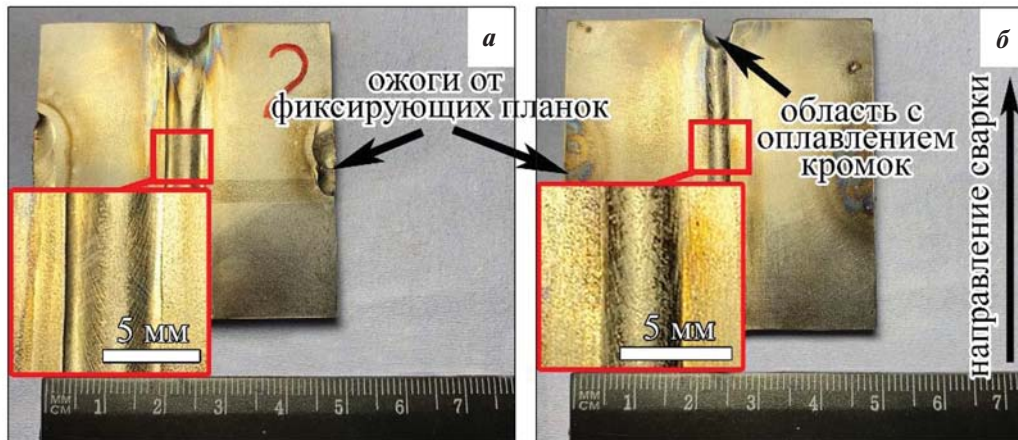


Рис. 3. Внешний вид сварного соединения из сплава ВТИ-4, полученного плазменной сваркой проникающей дугой по режиму 4

a – валик сварного шва; *б* – корень сварного шва

Fig. 3. Appearance of a welded joint of the VTI-4 alloy produced by K-PAW according to mode 4

a – weld bead; *б* – root of the weld

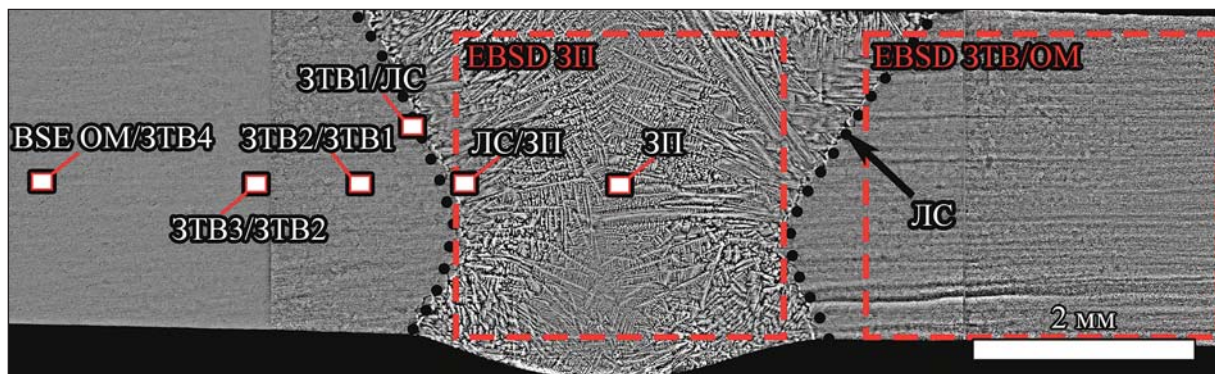


Рис. 4. Поперечное сечение сварного шва сплава ВТИ-4, полученного плазменной сваркой проникающей дугой, с разметкой областей съемки BSE- и EBSD-анализов (см. рис. 5 и 6)

Fig. 4. Cross-section of a weld of the VTI-4 alloy produced by K-PAW with marking of areas for BSE and EBSD microstructural analysis, which are presented in Fig. 5 and 6, respectively

Таблица 2. Фазовый состав зон сварного соединения из сплава ВТИ-4, полученного плазменной сваркой проникающей дугой с последующей термической обработкой

Table 2. Phase composition of the zones of the welded joint of the VTI-4 alloy obtained by K-PAW with subsequent heat treatment

Фазы	Содержание, %					
	3П	3ТВ1	3ТВ2	3ТВ3	3ТВ4	ОМ
α_2	—	<1	6,5	7,8	9,0	10,3
О	46,0	43,0	44,0	44,0	45,0	46,0
β	54,0	57,0	49,5	48,2	46,0	43,7

в результате этого тепло более равномерно распределяется по поперечному сечению центральной и корневой частей шва.

В сварном соединении можно выделить 3 основные зоны: зона сварного шва, или зона плавления (ЗП), зона термического влияния (ЗТВ) и основной металл (ОМ) (рис. 4–6). Зона плавления состоит из крупных дендритов β -фазы столбчатой формы, ориентированных в направлении, перпендикулярном линии сплавления (ЛС) протяженностью в среднем ~ 750 мкм (рис. 6, *a*). По данным EBSD-анализа в середине шва были обнаружены крупные равноосные кристаллиты диаметром 350 ± 50 мкм, что связано с большим объемом жидкой ванны и уменьшением скорости теплоотвода

из центральной части шва [23]. Из-за повышенной скорости охлаждения ЗП не происходит образования O - или α_2 -фаз [24]. Помимо этого, высокое содержание Nb также способствует стабилизации

β -фазы [25]. При этом внутренние поры как в ЗП, так и на границе линии сплавления не обнаружены (рис. 5, а, б). В околошовной зоне на линии сплавления формируются крупные глобуляр-

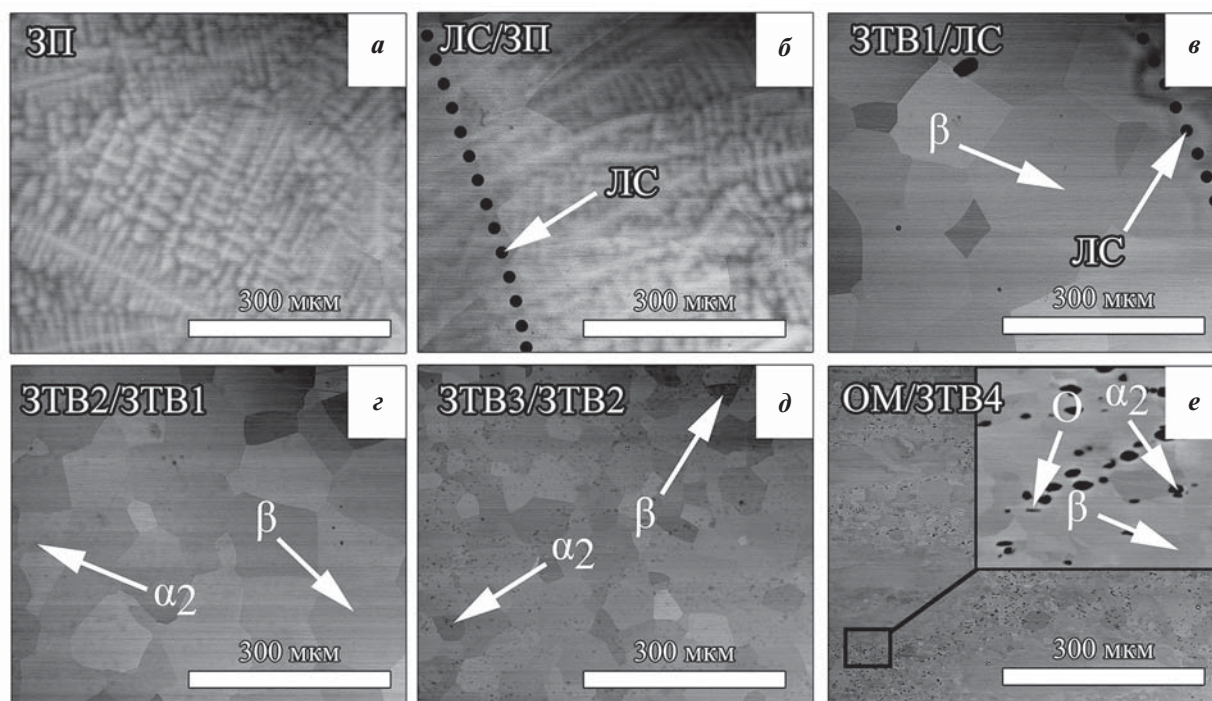


Рис. 5. Результаты BSE-анализа микроструктуры в поперечном сечении сварного соединения из сплава ВТИ-4, полученного плазменной сваркой проникающей дугой

а – зона плавления (ЗП); б – линия сплавления (ЛС); в – ЗТВ1; г – ЗТВ2; д – ЗТВ3; е – ЗТВ4 и основной материал (ОМ)

Fig. 5. BSE analysis of the microstructure in the cross section of the welded joint of the VTI-4 alloy produced by K-PAW

а – fusion zone (FZ); б – fusion line (FL); в – HAZ1; г – HAZ2; д – HAZ3; е – HAZ4 and base material (BM)

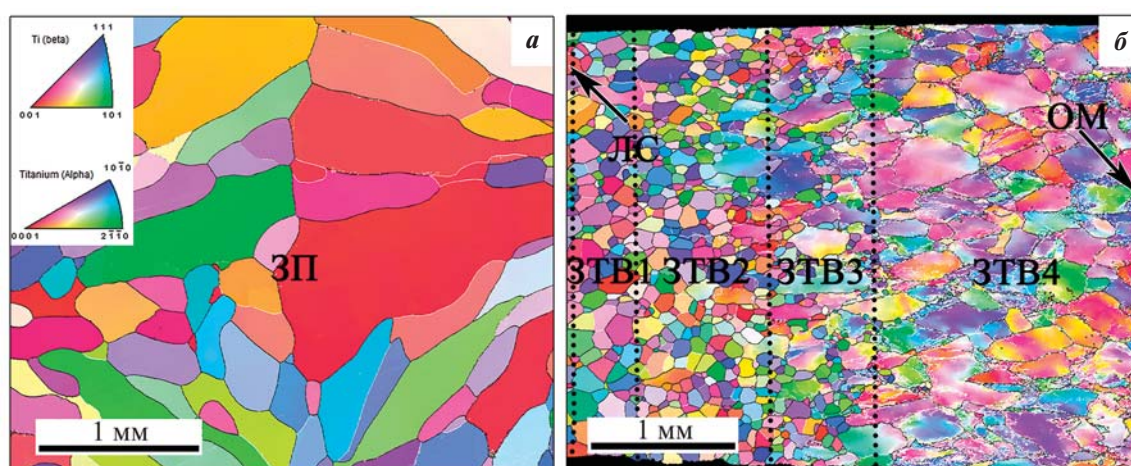


Рис. 6. EBSD-карты сварного соединения из сплава ВТИ-4 в поперечном сечении сварного шва, полученного плазменной сваркой проникающей дугой

а – центр сварного шва; б – участок от зоны плавления до основного металла

Fig. 6. EBSD analysis of a welded joint of VTI-4 alloy in the cross section of the weld obtained by K-PAW

а – center of the weld; б – from the fusion zone to the base metal

ные β -зерна со средним размером $\approx 160 \pm 100$ мкм. В ЗТВ на расстоянии $3,5 \pm 0,5$ мм от центра сварного шва наблюдаются более мелкие равноосные зерна, средний размер которых составляет $\approx 100 \pm 40$ мкм (область ЗТВ3, рис. 6, б).

Структуру ЗТВ после плазменной сварки проникающей дугой в зависимости от фазового состава и морфологии фаз можно разделить на 4 области. В зоне ЗТВ1, близкой к линии сплавления, наблюдаются крупные зерна β -фазы диаметром 60–260 мкм (см. рис. 5, в). Здесь α_2 - и О-фазы полностью растворились при нагреве в процессе сварки, а при охлаждении обратного превращения не произошло. В областях ЗТВ2 и ЗТВ3 глобулярная α_2 -фаза частично сохранилась, поскольку для завершения $\alpha_2 \rightarrow \beta$ -превращения требуются более высокие температуры [25]. В то же время крупные зерна β -фазы имеют размер 40–160 мкм (рис. 5, г, д). ЗТВ4 состоит из β -, О- и α_2 -фаз (рис. 5, е). При этом, в отличие от ОМ, в ней при нагреве О-фаза частично превращается в β -фазу, в то время как α_2 -фаза в основном сохраняется.

Переход от зоны ЗТВ2 к ЗТВ3 и ЗТВ4 постепен-

ный и сопровождается возникновением α_2 -фазы и увеличением ее доли в структуре. При переходе от ЗТВ4 к ОМ содержание О-фазы возрастает. Близкие по фазовому составу, морфологии и размеру фаз зоны термического влияния также наблюдались ранее в работах [25–27].

В процессе термообработки в ЗП выделилась игольчатая О-фаза длиной 1,1–2,9 мкм и толщиной $0,21 \pm 0,15$ мкм (рис. 7, а). В ЗТВ1 по границам крупных β -зерен сформировались выделения α_2 -фазы размером $0,6 \pm 0,2$ мкм (рис. 7, б), общая объемная доля которых не превышала 1 %, а внутри β -зерен — частицы О-фазы длиной 0,8–2,1 мкм. В ЗТВ2 также наблюдались выделения игольчатой О-фазы и α_2 -фазы внутри и по границам β -зерен соответственно. Кроме того, внутри β -зерен обнаружены глобулярные частицы α_2 -фазы (рис. 7, в, г). В ЗТВ4 также зафиксированы близкие к равноосной форме частицы α_2 -фазы диаметром 0,7–3,5 мкм, расположенные по границам β -зерен, и игольчатые частицы О-фазы длиной 1,1–2,4 мкм внутри β -зерен (рис. 7, д). В области ОМ присутствует большое количество частиц глобулярной

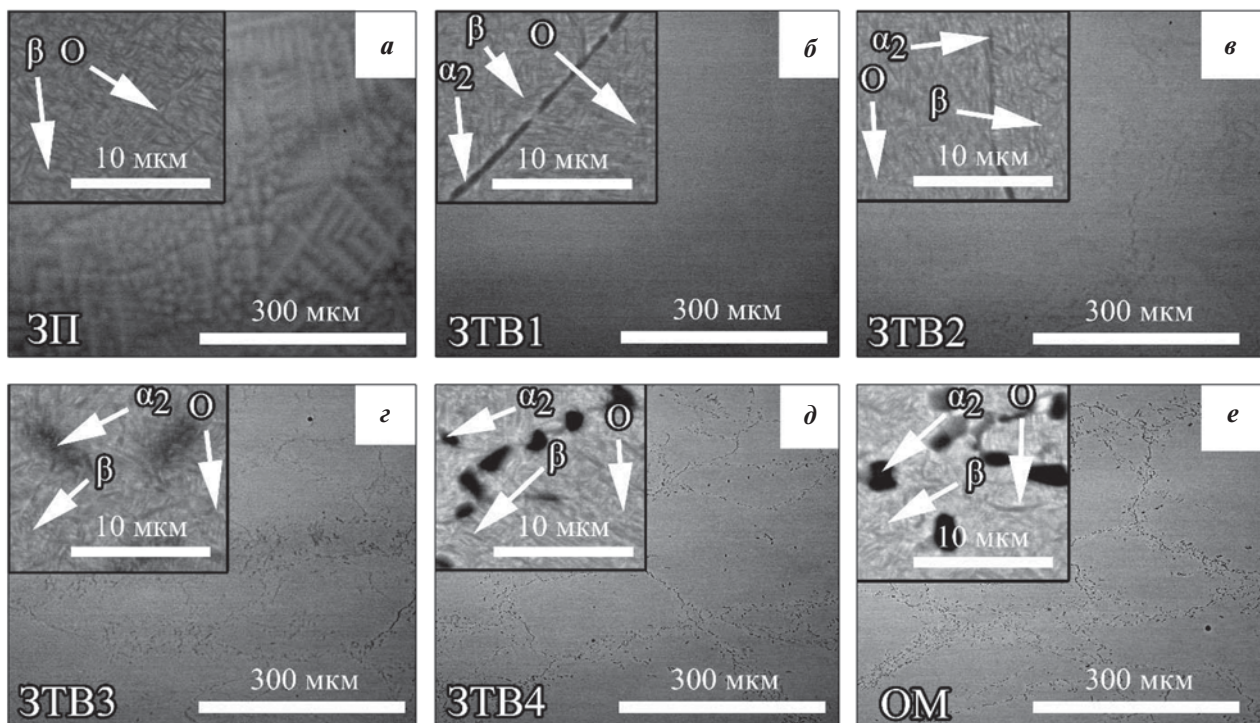


Рис. 7. Результаты BSE-анализа микроструктуры в поперечном сечении сварного соединения из сплава ВТИ-4, полученного плазменной сваркой проникающей дугой с последующей термической обработкой

а — зона плавления (ЗП); б — ЗТВ1; в — ЗТВ2; г — ЗТВ3; д — ЗТВ4; е — основной металл (ОМ)

Fig. 7. The results of the BSE analysis of the microstructure in the cross-section of the welded joint of the VTI-4 alloy, obtained by K-PAW followed by heat treatment

а — fusion zone (FZ); б — HAZ1; в — HAZ2; г — HAZ3; д — HAZ4; е — base metal (BM)

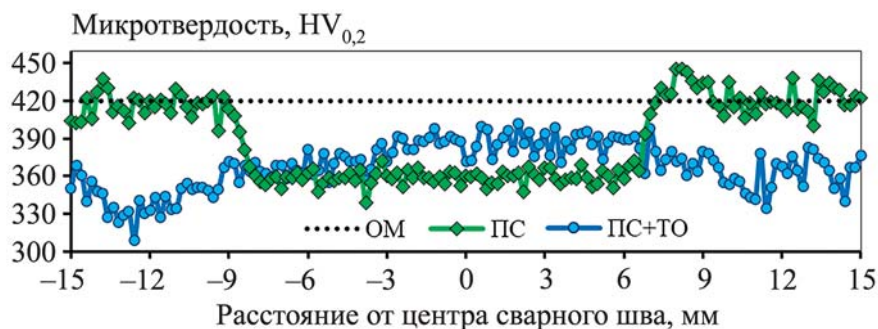


Рис. 8. Усредненные значения микротвердости исходной заготовки (ОМ) и сварных соединений из сплава ВТИ-4 в поперечном сечении сварного шва, полученных плазменной сваркой проникающей дугой (ПС) с последующей термической обработкой (ПС + ТО)

Fig. 8. Microhardness of the initial plate ($HV_{0.2}$ BM) and welded joints of the VTI-4 alloy in the cross section of the weld obtained by K-PAW ($HV_{0.2}$ K-PAW) with subsequent heat treatment ($HV_{0.2}$ K-PAW + HT) [K-PAW – keyhole plasma arc welding, HT – heat treatment]

α_2 -фазы размером 1,2–4,5 мкм, преимущественно по границам первичных β -зерен (рис. 7, e). Зона ОМ отличается от ЗТВ4 меньшим содержанием β -фазы и повышенным — О- и α_2 -фаз: соответственно 43,7 %, 46,0 % и 10,3 % против 46,0 %, 45,0 % и 9,0 % в ЗТВ4.

Распределение микротвердости по поперечному сечению сварного шва приведено на рис. 8. Ширина зоны плавления составляет 3–6 мм и на графиках находится в пределах –3 и 3 мм, при этом микротвердость составляет $360 \pm 15 HV_{0.2}$. Зона термического влияния распространяется на несколько миллиметров в обе стороны, и величина микротвердости приближается к значениям ОМ ($420 \pm 15 HV_{0.2}$). Таким образом, ширина ЗТВ составляет 4–5 мм.

Следует отметить, что профиль микротвердости на различных уровнях сварного шва остается практически одинаковым. Известно [28], что для сплавов Ti_2AlNb дисперсионное упрочнение О-фазы является основным механизмом упрочнения. Поэтому из-за отсутствия О-фазы микротвердость самая низкая в ЗП и ЗТВ1 непосредственно после сварки, однако по мере перехода от ЗП к ОМ она возрастает [29].

После термообработки (закалка + старение) уровень микротвердости в ЗП и ЗТВ1 несколько увеличивается — до $382 \pm 20 HV_{0.2}$ (рис. 8). В то же время в ЗТВ3 и ОМ наблюдается ее уменьшение до 310–380 $HV_{0.2}$. Профиль твердости тесно связан со структурным состоянием в каждой зоне. Ее повышение в ЗП связано прежде всего с выделением мелкодисперсной О-фазы во время ТО [24; 28]. Однако в ОМ и ЗТВ4 было заметное снижение микротвердости, что можно объяснить смягчающим

эффектом статического возврата и рекристаллизацией [30].

Диаграммы растяжения образцов, вырезанных из исходной кованой заготовки, а также сварного соединения до и после ТО представлены на рис. 9. Прочностные свойства сварного соединения без ТО находятся на уровне выше 80 % от показателей исходной заготовки ($\sigma_b = 1020$ МПа, $\sigma_{0.2} = 1010$ МПа), однако пластичность сварного шва существенно ниже (0,5 %), что может быть вызвано формированием крупных дендритов β -фазы в ЗП [31]. Прочностные свойства сварного соединения после ТО достигают уровня выше 90 % исходного состояния ($\sigma_b = 1120$ МПа, $\sigma_{0.2} = 1090$ МПа). Таким образом, термическая обработка способствует повышению механических свойств на ≈ 10 % относительно сварных соединений, полученных в условиях плазменной сварки без последующей ТО. При

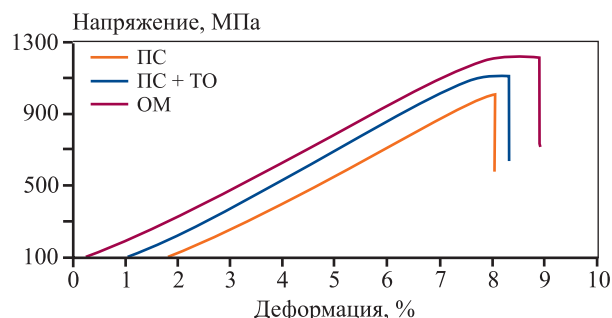


Рис. 9. Диаграммы растяжения основного металла (ОМ), сварного соединения (ПС) из сплава ВТИ-4, полученного плазменной сваркой с последующей термической обработкой (ПС + ТО)

Fig. 9. Tensile diagram of the base metal (BM), welded joint (K-PAW) of the VTI-4 alloy with subsequent heat treatment (K-PAW + HT) obtained by K-PAW

этом относительное удлинение сварного соединения достигло 2,1 %.

Излом основного металла после испытаний на растяжение в большей своей части тоже имеет ручьистый рельеф, однако выявляются участки вязкого разрушения с образованием ямок и фасеток квазихрупкого скола, чем и обусловлена большая пластичность материала (рис. 10, в, г). В сварном соединении разрушение происходит по ЗП, и на поверхности излома наблюдается ручьистый ре-

льеф (рис. 10, а, б). Микротрещин и пор, которые могли вскрыться или оказаться очагом разрушения, не обнаружено.

Наблюдаемый излом характерен для сварных швов со структурой β -фазы [24; 25], где при разрушении происходит расщепление трещины в основании ручьистого узора. В данном случае транскристаллитное хрупкое разрушение объясняет низкую пластичность материала [31]. Сварные соединения после ТО разрушаются по смешанному

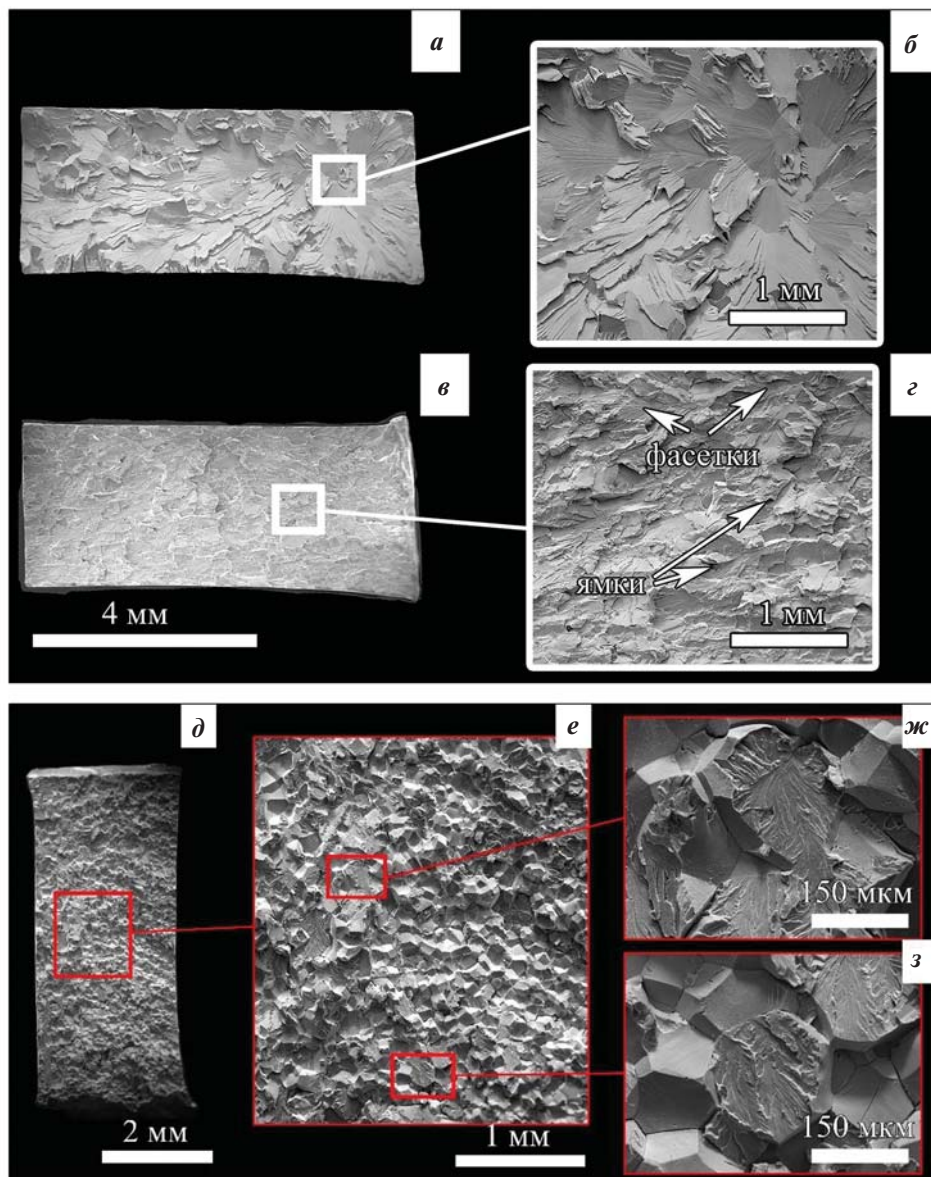


Рис. 10. Поверхности разрушения образцов после испытаний на растяжение: общий вид и микростроение изломов сварного соединения (а, б), основного металла (в, г) и сварного соединения после термообработки (д–з)

Fig. 10. Morphology of fracture surface of samples after tensile tests: а – general view of the fracture of the welded joint (WJ); б – morphology of the fracture surface of the WJ; в – general view of the fracture of the base metal (BM); г – morphology of the fracture surface of the BM; д – general view of the fracture of the WJ after heat treatment (HT); е–з – morphology of the fracture surface of the WJ after HT

механизму интер- и транскристаллитного разрушения (рис. 10, д–з). Местом разрушения является граница (линия сплавления) между зонами сварного шва и ЗТВ1. Очевидно, выделение О-фазы в ЗП способствовало упрочнению сварного шва, и разрушение произошло на участке ЛС/ЗТВ1. На поверхности излома образцов наблюдаются трещины по границам крупных зерен β -фазы (рис. 10, ж, з), а также фасетки транскристаллитного разрушения.

Таким образом, по сравнению с аргонодуговой сваркой сплавов на основе Ti_2AlNb [8; 32], при ПС сохраняется крупная дендритная структура сварного шва, однако за счет увеличения толщины свариваемого металла и скорости сварки производительность процесса получения неразъемных соединений резко возрастает. Кроме того, после термической обработки достигаются механические свойства сварных соединений, близкие к уровню основного металла (>90 %).

По сравнению с лазерной сваркой сплава на основе орторомбического алюминидов титана ВТИ-4, близкого по структуре и свойствам исходных заготовок [15], при ПС обеспечивается отсутствие пористости сварного шва за счет особенности динамического воздействия плазменной дуги в процессе сварки. Несмотря на крупную дендритную структуру сварного шва при плазменной сварке проникающей дугой (~750 мкм), уровень механических свойств таких плотных, бездефектных (отсутствие пор) сварных соединений близок к сварным швам, полученным импульсной лазерной сваркой [15].

Заключение

В рамках проведенного исследования определен режим плазменной сварки проникающей дугой пластин толщиной 4 мм из сплава ВТИ-4 для получения бездефектного сварного соединения, которое состоит из зоны плавления, зоны термического влияния и основного металла. В свою очередь, структуру ЗТВ после сварки в зависимости от фазового состава и морфологии фаз можно разделить на следующие области: ЗТВ1 — зона крупных зерен β -фазы вблизи линии сплавления; ЗТВ2 — зона крупных зерен β -фазы с частицами α_2 -фазы; ЗТВ3 — зона с более фрагментированными зернами β -фазы с сохранением большого количества α_2 -фазы; ЗТВ4 — зона, имеющая в составе β -, α_2 - и О-фазы.

Микротвердость сварного шва в зоне плавления

соответствует $360 \pm 15 \text{ HV}_{0,2}$, а после ТО (закалка при $t = 920^\circ\text{C}$, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе, старение при 800°C , $\tau = 6$ ч, охлаждение на воздухе) она возрастает до $382 \pm 20 \text{ HV}_{0,2}$ из-за упрочнения при выделении мелкодисперсных частиц О-фазы. Прочностные свойства сварного соединения после термической обработки находятся на уровне выше 90 % от параметров исходной кованой заготовки ($\sigma_b = 1120 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1090 \text{ МПа}$), при этом пластичность приближается к исходному состоянию ($\delta = 2,1 \%$).

Список литературы/References

1. Goyal K., Bera C., Sardana N. Temperature-dependent structural, mechanical, and thermodynamic properties of B2-phase Ti_2AlNb for aerospace applications. *Journal of Materials Science*. 2022;57(41):19553–19570. <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07788-3>
2. 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
3. Nandy T.K., Banerjee D. Creep of the orthorhombic phase based on the intermetallic Ti_2AlNb . *Intermetallics*. 2000;8(8):915–928. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00059-5](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00059-5)
4. Emura S., Araoka A., Hagiwara M. B2 grain size refinement and its effect on room temperature tensile properties of a Ti–22Al–27Nb orthorhombic intermetallic alloy. *Scripta Materialia*. 2003;48:629–634. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(02\)00462-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00462-1)
5. Kim Y.-W., Dimiduk D.M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides. *Journal of Minerals, Metals & Materials Society*. 1991;43:40–47. <https://doi.org/10.1007/BF03221103>
6. Kumpfert J., Leyens C. Orthorhombic titanium aluminides: Intermetallics with improved damage tolerance. In: *Titanium and Titanium Alloys — Fundamentals and Applications*. GmbH & Co.: Wiley–VCH Verlag, 2005. P. 59–88. <https://doi.org/10.1002/3527602119.ch3>
7. Li Y.-J., Wu A.-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)
8. Liu X., Shao L., Ji Y., Zhao H., Wan X. Ultrasonic frequency pulse tungsten inert gas welding of Ti_2AlNb -based alloy. *Chinese Journal of Rare Metals*. 2014;38(4):541–547. <https://doi.org/10.13373/j.cnki.cjrm.2014.04.001>

9. Shao L., Wu S., Datye A., Zhao H., Petterson M., Peng W. Microstructure and mechanical properties of ultrasonic pulse frequency tungsten inert gas welded Ti–22Al–25Nb (at.%) alloy butt joint. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;259:416–423. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.03.018>
10. Bu Z., Ma X., Li R., Wu J., Li J. Effect of pressure on microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints of Ti₂AlNb alloy. *Journal of Aeronautical Materials*. 2023;43:51–58. <https://doi.org/10.11868/j.issn.1005-5053.2022.000162>
11. Niu T., Jiang B., Zhang N., Wang Y. Microstructure and mechanical properties of Ti–Ti₂AlNb interface. *Composites and Advanced Materials*. 2021;30:1–7. <https://doi.org/10.1177/2633366X20929>
12. Chen X., Zhang Z., Xie F., Wu X., Ma T., Li W., Sun D. Optimizing the integrity of linear friction welded Ti₂AlNb alloys. *Metals*. 2021;11(5):802. <https://doi.org/10.3390/met11050802>
13. Cui D., Wu Q., Jin F., Xu C., Wang M., Wang Z., Li J., He F., Li J., Wang J. Heterogeneous deformation behaviors of an inertia friction welded Ti₂AlNb joint: an in-situ study. *Acta Metallurgica Sinica*. 2023;36(4):611–622. <https://doi.org/10.1007/s40195-022-01477-5>
14. Panov D., Naumov S., Stepanov N., Sokolovsky V., Volokitina E., Kashaev N., Ventzke V., Dinse R., Riekehr S., Povolayaeva E., Nochovnaia N., Alekseev E., Zhrebtsov 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>
15. 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 алюминид 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>
Naumov S.V., Panov D.O., Chernichenko R.S., Sokolovsky V.S., Volokitina E.I., Stepanov N.D., Zhrebtsov S.V., Alekseev E.B., Nochovnaia 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>
16. Lei Z., Zhang K., Zhou H., Ni L., Chen Y. A comparative study of microstructure and tensile properties of Ti₂AlNb joints prepared by laser welding and laser-additive welding with the addition of filler powder. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;255:477–487. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.12.044>
17. Bu Z., Wu J., Ma X., Li Z., Li J. Microstructure and mechanical properties of electron beam welded joints of Ti₂AlNb alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;20:5329–5337. <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07514-9>
18. Li L., Fu P., Zhao T., Tang Z., Mao Z. Effect of pre-heating on the microstructure evolution and mechanical properties of electron beam welded Ti₂AlNb alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;32(8):3648–3657. <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07346-7>
19. Li Y., Zhao Y., Li Q., Wu A., Zhu R., Wang G. Effects of welding condition on weld shape and distortion in electron beam welded Ti₂AlNb alloy joints. *Materials & Design*. 2017;114:226–233. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.11.083>
20. Short A.B. Gas tungsten arc welding of $\alpha + \beta$ titanium alloys: A review. *Materials Science and Technology*. 2009;25(3):309–324. <https://doi.org/10.1179/174328408X389463>
21. Li Z., Cui Y., Yu Z., Liu C. In-situ fabrication of Ti₂AlNb-based alloy through double-wire arc additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;876:160021. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160021>
22. Шицын Ю.Д., Тюткин Ю.М. Взаимодействие сжатой дуги с полостью кратера при плазменной сварке проникающей дугой. *Сварочное производство*. 1994;6:32–33.
Shchitsyn Yu.D., Tytkin Yu.M. Interaction of a compressed arc with a crater cavity during keyhole plasma arc welding. *Svarochnoe proizvodstvo*. 1994;6:32–33. (In Russ.).
23. Stefanescu D.M., Ruxanda R. Solidification structures of titanium alloys. In: *ASM Handbook Metallography and Microstructures*. 2004. P. 116–126. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v09.a0003728>
24. Wu J. Xu L., Lu Z., Cui Y., Yang R. Preparation of powder metallurgy Ti–22Al–24Nb–0.5Mo alloys and electron beam welding. *Acta Metallurgica Sinica*. 2016;52(9):1070–1078. <https://doi.org/10.11900/0412.1961.2016.00019>
25. Zhang K., Lei Z., Chen Y., Yang K., Bao Y. Heat treatment of laser-additive welded Ti₂AlNb joints: Microstructure and tensile properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;744:436–444. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.058>
26. Zhang K., Ni L., Lei Z., Chen Y., Hu X. Microstructure and tensile properties of laser welded dissimilar Ti–22Al–27Nb and TA15 joints. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016;87:1685–1692. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-8579-3>

27. Wang L., Sun D., Li H., Gu X., Shen C. Microstructures and mechanical properties of a laser-welded joint of Ti₃Al–Nb alloy using pure Nb filler metal. *Metals*. 2018;8(10):785.
<https://doi.org/10.3390/met8100785>
28. 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>
29. 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>
30. Jiao X., Kong B., Tao W., Liu G., Ning H. Effects of annealing on microstructure and deformation uniformity of Ti–22Al–24Nb–0.5Mo laser-welded joints. *Materials & Design*. 2017;130:166–174.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.05.005>
31. Lei Z., Zhou H., Chen Y., Zhang K., Li B. A comparative study of deformation behaviors between laser-welded joints and base metal of Ti–22Al–24.5Nb–0.5Mo alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019;28(8):5009–5020.
<https://doi.org/10.1007/s11665-019-04224-7>
32. Lu B., Yin J., Wang Y., Yang R. Gas tungsten arc welding of Ti₂AlNb based alloy sheet. In: *Proc. 12th World Conf. Titan* (China, Beijing, 19–24 June 2011). 2012. Vol. 1. P. 816–818.

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 — мл. науч. сотрудник 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

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

Евгений Борисович Алексеев — к.т.н., начальник сектора Всероссийского научно-исследовательского института авиационных материалов Национального исследовательского центра «Курчатовский институт».

Scopus-ID: 56581528500

E-mail: hiten_@mail.ru

Сергей Дмитриевич Неулыбин — к.т.н., руководитель лаборатории методов создания и проектирования систем «Материал–Технология–Конструкция», Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ).

<https://orcid.org/0000-0003-1846-1502>

E-mail: sn-1991@mail.ru

Information about the authors

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

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

E-mail: NaumovStanislav@yandex.ru

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

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

E-mail: dimmak-panov@mail.ru

Ruslan S. Chernichenko — Junior Researcher of the Laboratory 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 BNM, BSU.

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

E-mail: sokolovskiy@bsu.edu.ru

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

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

E-mail: salishchev_g@bsu.edu.ru

Evgeny B. Alekseev — Cand. Sci. (Eng.), Head of the Sector of All-Russia Institute of Aviation Materials of the National Research Center “Kurchatov Institute”.

Scopus-ID: 56581528500

E-mail: hiten_@mail.ru

Sergey D. Neulybin — Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of methods for creating and designing systems “Material–Technology–Design”, Perm National Research Polytechnic University (PNRPU).

<https://orcid.org/0000-0003-1846-1502>

E-mail: sn-1991@mail.ru

Дмитрий Сергеевич Белинин — к.т.н., доцент кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов (СПМТМ), ПНИПУ.

<https://orcid.org/0000-0001-5462-0908>

E-mail: 5ly87@mail.ru

Юрий Дмитриевич Щицын — д.т.н., профессор, зав. кафедрой СПМТМ, ПНИПУ.

<https://orcid.org/0000-0002-3499-4184>

E-mail: schicin@pstu.ru

Василий Васильевич Лукьянов — к.т.н., начальник отдела сложнопровильного формообразования, НПА «Технопарк АТ».

<https://orcid.org/0009-0006-3621-3966>

E-mail: lukianovv@bk.ru

Dmitry S. Belinin — Cand. Sci. (Eng.), Associate Prof. of the Department of Welding, Metrology and Materials Engineering (WMME), PNRPU.

<https://orcid.org/0000-0001-5462-0908>

E-mail: 5ly87@mail.ru

Yuri D. Shchitsyn — Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Department WMME, PNRPU.

<https://orcid.org/0000-0002-3499-4184>

E-mail: schicin@pstu.ru

Vasily V. Lukianov — Cand. Sci. (Eng.), Head of the Department of Complex-Profile Shaping, NPA “Technopark AT”.

<https://orcid.org/0009-0006-3621-3966>

E-mail: lukianovv@bk.ru

Вклад авторов

С.В. Наумов — формирование основной концепции, планирование и проведение экспериментальных работ, подготовка текста, формулировка выводов.

Д.О. Панов — организация и проведение микроструктурных исследований, подготовка текста статьи, корректировка выводов.

Р.С. Черниченко — проведение механических испытаний образцов, анализ результатов исследований.

В.С. Соколовский — подготовка образцов для экспериментов, проведение EBSD-анализа.

Г.А. Салищев — научное руководство, постановка цели и задач работы, участие в обсуждении результатов, правка статьи.

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

С.Д. Неулыбин — руководство и проведение сварочно-технологических работ, участие в обсуждении результатов, корректировка текста статьи.

Д.С. Белинин — подготовка образцов и проведение сварочно-технологических работ.

Ю.Д. Щицын — обеспечение ресурсами, участие в обсуждении результатов сварочно-технологических работ.

В.В. Лукьянов — обеспечение ресурсами, планирование экспериментальных работ.

Contribution of the authors

S.V. Naumov — formation of the main concept, planning and conducting experiments, writing the text, formulation of the conclusions.

D.O. Panov — organization and conducting of microstructural studies, writing the text, correction of the text and conclusions.

R.S. Chernichenko — carrying out mechanical tests of samples, analysis of the research results.

V.S. Sokolovsky — preparing samples for experiments, conducting EBSD analysis.

G.A. Salishchev — scientific guidance, goal and objectives of the study, participating in the discussion of the results, correcting the article.

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

S.D. Neulybin — management and conducting of welding studies, participating in the discussion of the results, correction of the text.

D.S. Belinin — preparing samples and conducting of welding studies.

Yu.D. Shchitsyn — provision of the resources, participating in the discussion of the welding results.

V.V. Lukianov — provision of the resources, planning experiments.

Статья поступила в редакцию 20.12.2023, доработана 28.01.2024, подписана в печать 01.02.2024

The article was submitted 20.12.2023, revised 28.01.2024, accepted for publication 01.02.2024