

# ВОЗДЕЙСТВИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПСЕВДО- $\beta$ -ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

С. В. АХОНИН, В. Ю. БЕЛОУС, Р. В. СЕЛИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Конструкционные псевдо- $\beta$ -титановые сплавы нашли широкое применение в изделиях авиа- и ракетостроения. Однако при получении сварных соединений псевдо- $\beta$ -сплавов методом сварки плавлением возникают трудности, связанные с изменением структуры и образованием метастабильных фаз в сварном соединении. В данной работе, с помощью разработанной математической модели процесса АДС неплавящимся электродом, исследовано влияние термического цикла сварки на форму шва, скорости охлаждения и структуру металла сварного соединения из псевдо- $\beta$ -титанового сплава ВТ19. Установлено количество фаз в металле шва, зоне термического влияния и основном металле, спрогнозирован фазовый состав и его влияние на механические свойства сварных соединений. Библиогр. 8, табл. 4, рис. 11

*Ключевые слова:* аргонодуговая сварка, ТИГ-сварка, высокопрочные титановые сплавы, математическое моделирование

Конструкционные псевдо- $\beta$ -титановые сплавы нашли широкое применение в изделиях авиа- и ракетостроения. Сплавы данного класса эффективно упрочняются термической обработкой, состоящей из закалки и старения и имеют прочность на 10...20 % выше, чем  $\alpha$ -сплавы. Однако при получении сварных соединений псевдо- $\beta$ -сплавов методом сварки плавлением возникают трудности, обусловленные изменением структуры и образованием метастабильных фаз в сварном соединении [1-3].

Выбор способов, режимов и технологии сварки плавлением  $\beta$ -сплавов титана зависит от типа сварной конструкции, ее назначения, условий работы и характера термической обработки до и после сварки. Основным критерием выбора режимов и технологии сварки является оптимальный интервал скорости охлаждения при сварке. При этом необходимо учитывать, что качество сварных соединений зависит от структуры и свойств околошовной зоны, которые определяются сварочным термическим циклом, поэтому целесообразно сравнить различные режимы аргонодуговой сварки неплавящимся электродом по их тепловому влиянию на шов и околошовную зону [4, 5].

Целью данной работы является аналитическое изучение тепловых условий в зоне сварки методом математического моделирования процесса аргонодуговой сварки вольфрамовым электродом, определение зависимости структуры участков сварного соединения и его механических свойств от режимов сварки.

**Методика работы.** Изучение влияния термического цикла аргонодуговой сварки вольфрамо-

вым электродом на структурные превращения проводилось методом математического моделирования тепловых процессов сварки псевдо- $\beta$ -титанового сплава ВТ19. Основой метода является уравнение теплового баланса. Для расчетного определения влияния параметров режима сварки на формирование сварного шва методом конечных элементов была построена трехмерная математическая модель тепловых процессов в титане при сварке со сканирующим источником нагрева, основу которой составляет дифференциальное уравнение теплопроводности и сформулированы граничные условия, описывающие теплообмен изделия с окружающей средой.

Полученное температурное поле использовали для определения таких тепловых параметров, как распределение максимальных температур и скорости охлаждения в сечении сварного соединения.

Использованная конечно-элементная трехмерная модель тепловых процессов сварки предложена в работе [6]. С учетом приведенных выше начальных и граничных условий были получены расчетные тепловые поля в наплавляемом изделии. По результатам расчетов были построены изотермы максимальных температур, по которым определяли геометрию и размеры зоны проплавления, ЗТВ, зоны полиморфного превращения.

**Влияние термического цикла при АДС сплава ВТ19 на скорости охлаждения в сварном соединении.** Исследовали 4 режима аргонодуговой сварки с разной скоростью сварки и погонной энергией (табл. 1).

Пример расчетного распределения максимальных температур и макрошлиф полученного экспериментального сварного соединения, выпол-

Таблица 1. Режимы сварки, для которых выполнялось математическое моделирование

Номер режима	Ток сварки, А	Напряжение дуги, В	Скорость сварки, м/ч	Глубина проплавления, мм
1	240	12	10	3,8
2	310	12	10	6,0
3	320	12	16	1,9
4	620	12	16	6,0

ненного на режиме №2 (см. табл. 1), для которого было проведено математическое моделирование тепловых процессов ТИГ-сварки псевдо-β-титанового сплава ВТ19, представлен на рис. 1. Разница в ширине наплавленного валика в расчетном и экспериментальном образце составила 3,1 %, ширина обратного валика 2,4 %. Такие малые зна-

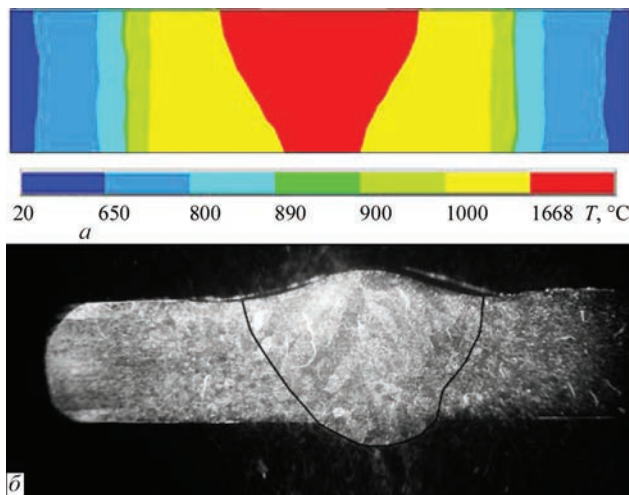


Рис. 1. Результат расчета зоны проплавления основного металла и форма ЗТВ, источник нагрева:  $I = 310$  А,  $U = 11$  В,  $\eta = 0,43$ ,  $v = 10$  м/ч (а); макрошлиф соединения, выполненного АДС вольфрамовым электродом ( $I_{св} = 310$  А,  $U_{д} = 11$  В,  $v_{св} = 10$  м/ч) (б).

чения погрешности между расчетными и экспериментальными данными подтверждают адекватность разработанной математической модели.

В результате расчетов методом математического моделирования определено влияние погонной энергии и скорости сварки на глубину проплавления, форму шва и распределение максимальных температур в сечении сварного соединения (рис. 2).

Для определения влияния термического цикла сварки на скорости охлаждения и структуру металла сварного соединения были выбраны режимы, при которых обеспечивается полное проплавление металла шва (№2 и №4), с меньшим и большим значением погонной энергии. Для этих режимов были рассчитаны скорости охлаждения в диапазоне температур от 1600 до 100 °С. Анализ полученных расчетных данных показал, что при охлаждении с температуры 1667 до 890 °С наибольшие скорости охлаждения отмечаются в металле шва. При охлаждении с температуры 1200°С скорость охлаждения в середине шва на режиме с меньшей скоростью сварки достигает значений 228 °С (рис. 3, а), а в зоне сплавления скорость охлаждения достигает 130 °С/с.

Увеличение скорости сварки и силы тока не приводит к ощутимым изменениям в скоростях

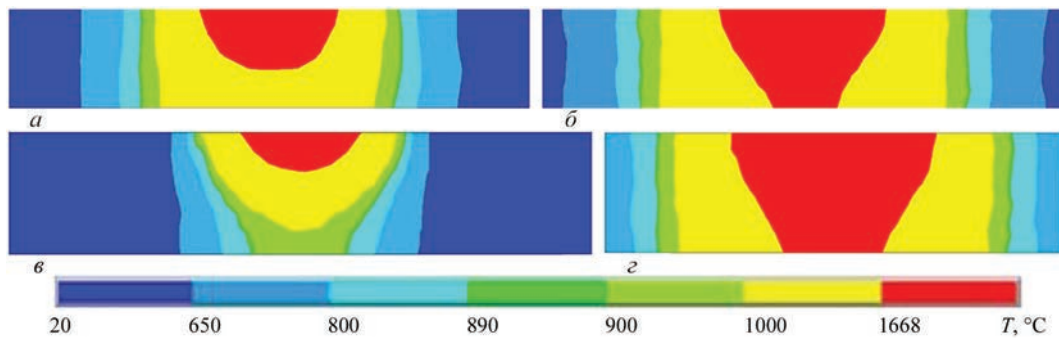


Рис. 2. Влияние погонной энергии и скорости сварки на проплавление титанового сплава ВТ19: а – режим №1, б – 2, в – 3, г – 4.

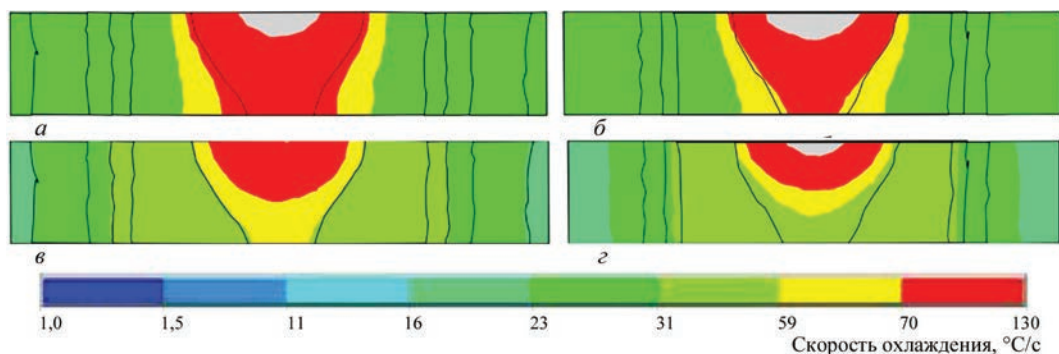


Рис. 3 - Распределение скоростей охлаждения в интервале температур: а – 1200...1100 °С (режим № 2); б – 1200...1100 °С (№ 4); в – 1000...900 °С (№ 2); г – 1000...900 °С (№ 4);

охлаждения в этих диапазонах температур, а максимальное значение скоростей охлаждения даже немного ниже – 217 °C/c.

При достижении интервала температур 1000...900 °C максимальная скорость охлаждения в центре шва на поверхности составляет 177 °C/c, металл шва остывает со скоростью 130...70 °C/c, а в ЗТВ скорости охлаждения находятся в пределах от 59 до 23 °C/c. (рис. 3, в). Скорости охлаждения на режиме с большей погонной энергией имеют схожие значения: максимальная скорость составляет 169 °C/c, но площадь образца, на котором такие значения фиксируются, значительно больше (рис. 3, з). При этом с обратной стороны шва скорости охлаждения меньше, чем у образца на режиме с меньшей скоростью сварки.

В интервале температур 900...800 °C скорость охлаждения металла шва в центре на участке шириной 6,5 мм и на глубине 2,5 мм все еще составляет 130...70 °C/c. В остальной части металла шва и ЗТВ скорости охлаждения выравниваются и составляют 31...23 °C/c. У образца, сваренного с большей скоростью сварки, максимальные скорости охлаждения снижаются до 145 °C/c и площадь, на которой зафиксированы скорости охлаждения 130...70 °C/c, больше, чем у образца с меньшей скоростью сварки. При достижении диапазона температур, соответствующему температуре полиморфного превращения сплава ВТ19, 800...700 °C ( $T_{\text{пп}} = 780 \text{ °C}$ ) [7], скорости охлаждения снижаются и в зоне сплавления находятся в пределах от 59...23 °C/c, а в ЗТВ фиксируется максимальная скорость охлаждения 11 °C/c. При этом, согласно диаграмме, в отдаленных от центра шва участках ЗТВ начинает фиксироваться  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение. У образца с большей погонной энергией все еще наблюдается высокие для такого диапазона температур скорости охлаждения: в центре шва составляют 70...120 °C/c, в ЗТВ достигают 59 °C/c. В интервале температур 600...500 °C, в центре шва образца, выполненного на режиме со скоростью сварки 10 м/ч, скорости

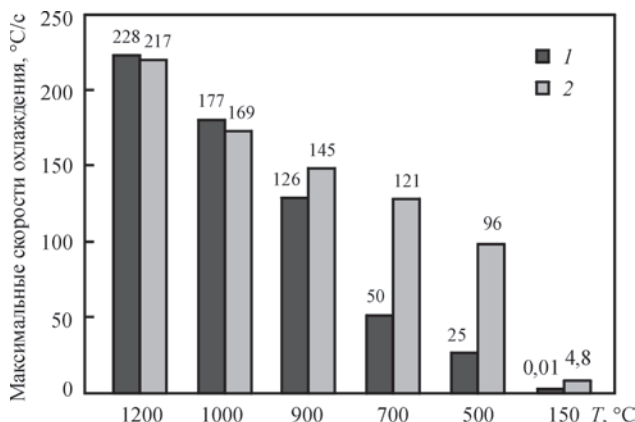


Рис. 4. Значения максимальных скоростей охлаждения при разных температурах: 1 – 310 А, 10 м/ч; 2 – 620 А, 16 м/ч

охлаждения достигают 16 °C/c, а в ЗТВ – 11 °C/c. В сварном шве и ЗТВ образца, выполненного на режиме № 2 в диапазоне температур 200...100 °C значения скоростей охлаждения составляют меньше 0,01 °C/c. В сварном шве образца, полученного на режиме с большей погонной энергией, в диапазоне температур 50...150 °C фиксируются скорости охлаждения 4,8 °C/c.

Полученные результаты скоростей охлаждения позволяют сделать вывод, что наибольшие скорости охлаждения при высоких температурах (1000 °C и более) зафиксированы на режиме с малой погонной энергией. При понижении температуры (менее 1000 °C) максимальные скорости охлаждения фиксируются в сварном соединении, выполненном с большей погонной энергией. При этом темп изменения скоростей охлаждения на этом режиме также большой (рис. 4).

**Влияние термического цикла при АДС на количество  $\beta$ -фазы в соединениях псевдо- $\beta$ -сплавов титана.** Для прогнозирования фазового состава было определено количество образующейся  $\beta$ -фазы в шве и ЗТВ. Для этого, на режимах № 2 и 4, была проведена сварка экспериментального образца псевдо- $\beta$ -титанового сплава ВТ19 [8]. На полученном сварном соединении по поперечным микрошлифам определяли структуру и количество  $\beta$ -фазы на различных участках, для которых были получены с помощью математического моделирования скорости охлаждения в различных температурных диапазонах (рис. 5).

Количество  $\beta$ -фазы определяли с помощью компьютерной обработки полученных микрошлифов сварного соединения. Определение микроструктуры основано на том, что разные фазы протравливаются и окрашиваются неодинаково. Так,  $\beta$ -фаза имеет светлый цвет,  $\alpha$ -,  $\alpha'$ - и  $\alpha''$  – темный. В результате можно определить форму и размеры отдельных зерен, установить величину, форму и направление зерен, отдельные фазы и структурные составляющие, изменение внутреннего строения металлов и сплавов в зависимости от условий их получения и обработки.

Структуру изучали в середине образца толщиной 6 мм. Расстояние  $L$  (см. рис. 5) – это расстояние от середины шва до исследуемой точки на поперечном микрошлифе сварного соединения.

Основной металл сплава ВТ19 толщиной 6 мм, на котором выполняли ТИГ-сварку, имеет диаметр

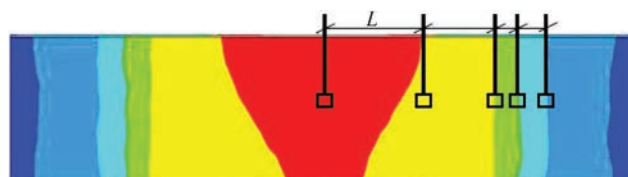


Рис. 5. Схема определения размеров участков максимальных температур в сварном соединении ( $L$  – длина участка).

зерна 0,05...0,50 мм (рис. 6, *a*). В некоторых зернах приповерхностной зоны ОМ наблюдается неравномерное распределение частиц  $\alpha$ -фазы в зерне (рис. 6, *б*). В основном металле в большом количестве присутствует дисперсная  $\alpha$ -фаза, размер  $\alpha$ -частиц составляет 1...2 мкм и меньше. Количество  $\beta$ -фазы в основном металле составляет 31 %.

Металл шва соединения, выполненного ТИГ-сваркой на режиме №2 (см.табл.1), состоит из равноосных и вытянутых в направлении теплоотвода зерен  $\beta$ -фазы, волосовидные границы которых проявляются на фоне дендритной структуры (рис. 7, *a*). Количество  $\beta$ -фазы на этом участке составляет 74 %.

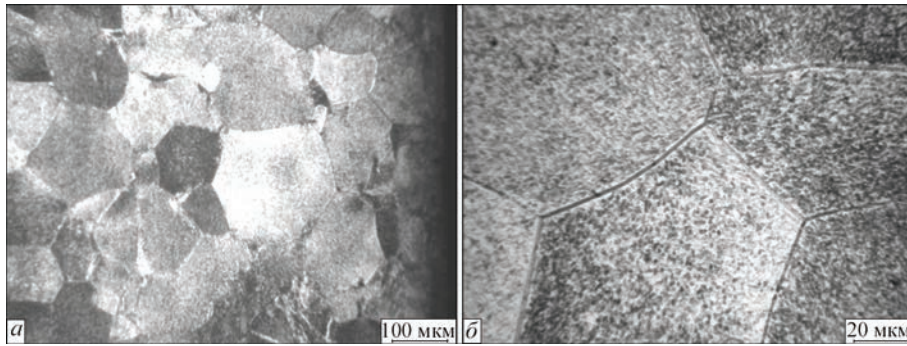


Рис. 6. Микроструктура приповерхностного слоя основного металла ВТ19

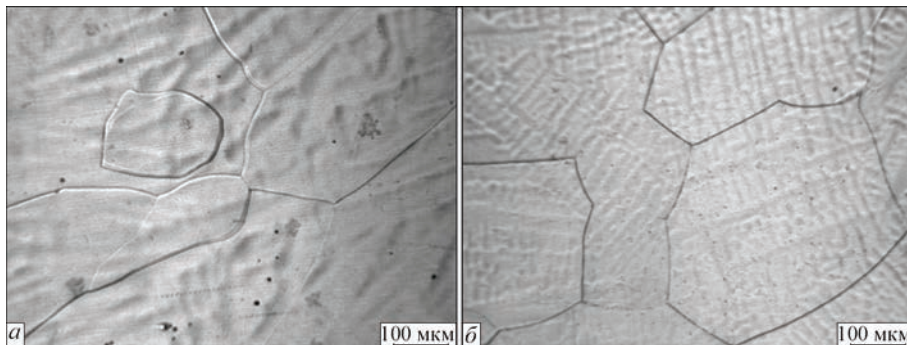


Рис. 7. Микроструктура металла шва сварного соединения псевдо- $\beta$ -титанового сплава ВТ19, выполненного ТИГ-сваркой: *a* – режим № 2; *б* – № 4.

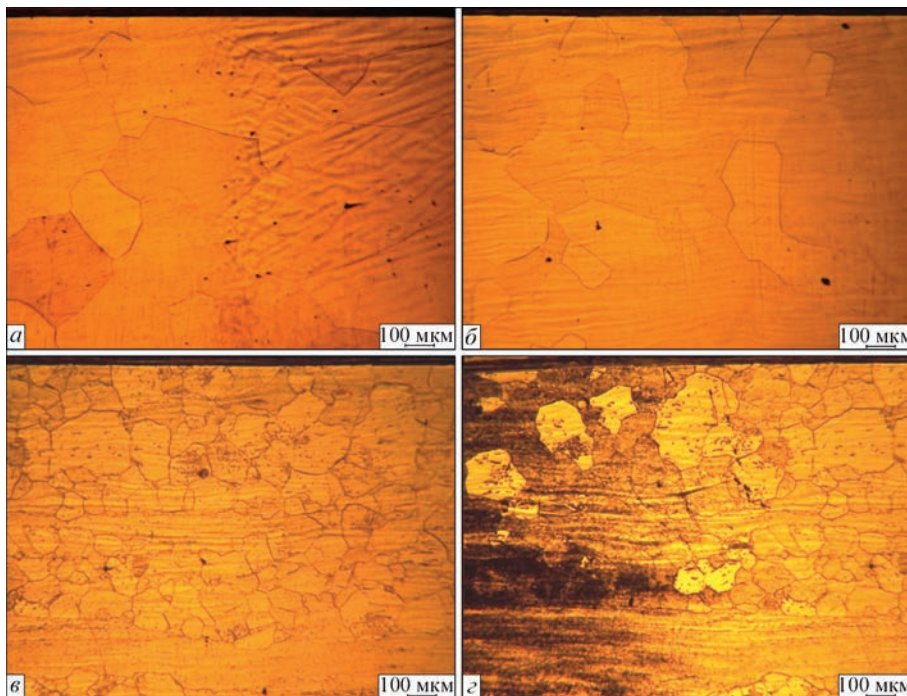


Рис. 8. Микроструктура металла ЗТВ сварного соединения псевдо- $\beta$ -титанового сплава ВТ19, выполненного ТИГ-сваркой без применения присадочной проволоки, режим №1: *a* – зона сплавления; *б* – участок полного полиморфного превращения; *в* – зона неполного полиморфного превращения; *г* – граница между зоной неполного полиморфного превращения и основным металлом

Металл шва и ЗТВ соединения, выполненного ТИГ-сваркой на режиме №4 (см.табл.1), отличаясь параметрами и конфигурацией зон, направлением роста кристаллитов, имеет идентичную микроструктуру, состоящую из зерен β-фазы, соединению, выполненному ТИГ-сваркой на режиме № 2 (рис. 7, б).

Зона сплавления (рис. 8, а) располагается на расстоянии 5,4 мм от оси шва, справа на фото – зерна шва на фоне дендритной структуры, слева – равноосные β-зерна участка ЗТВ у зоны сплавления. Количество β-фазы на этом участке составляет 81 %. Непосредственно в зоне сплавления видно частично оплавленные зерна, принадлежащие одновременно как металлу ЗТВ, так и металлу шва.

Участок ЗТВ, где произошло во время сварки полное полиморфное превращение, состоит из равноосных β-зерен (рис. 8, б), имеет ширину 4,75 мм. Здесь количество β-фазы находится на уровне 80 %.

Участок ЗТВ, где наблюдается неполное полиморфное превращение, имеет ширину 2,5 мм (рис. 8, в), здесь в β-зернах присутствуют частицы других фаз, которые встречаются в основном металле, в частности, α-фазы. Количество β-фазы – 75 %.

На рис. 8, г показан переход от участка неполного полиморфного превращения ЗТВ к основному металлу. На границе перехода от участка неполного полиморфного превращения к основному металлу

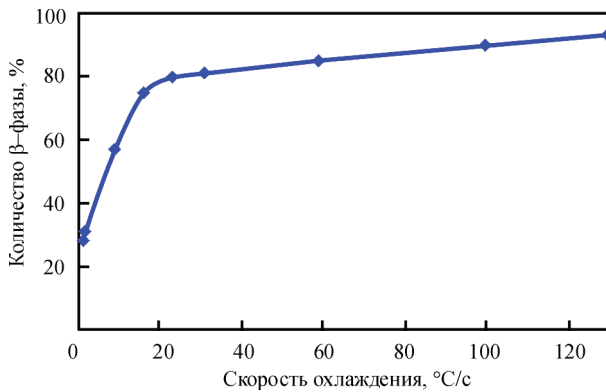


Рис. 9. Зависимость количества β-фазы в металле сварного соединения псевдо-β-титанового сплава ВТ19 от максимальных скоростей охлаждения при температуре конца полиморфного превращения (800 °С)

Т а б л и ц а 2. Количество β-фазы и максимальные значения скоростей охлаждения в разных участках сварного соединения

Параметр	Центр шва	Зона сплавления	Участок полного полиморфного превращения	Участок неполного полиморфного превращения	Граница между зоной неполного полиморфного превращения и основным металлом	Основной металл
Расстояние от середины шва L, мм	0	5,43	7,8	14,5	15,8	17
Количество β-фазы, %	74	81	80	75	57	31
Максимальные скорости охлаждения при T=800 °C, °C/c	59	31	23	16	9	1,5
Максимальные скорости охлаждения при T=500 °C, °C/c	16	11	11	1,5	1,5	1,5

количество β-фазы составляет 57 %. В основном металле количество β-фазы составляет 31 %.

Полученные с помощью математического моделирования расчетные максимальные скорости охлаждения при температурах начала полиморфного превращения β→α (810 °С) сопоставили с экспериментально полученными данными о содержании β-фазы в рассмотренных участках сварного соединения, выполненного на режиме № 1 ( $I_{св}=310$  А,  $v_{св}=10$  м/ч), для точек на расстоянии L от середины шва (табл. 2).

На основании сопоставленных данных получена зависимость количества β-фазы от максимальной скорости охлаждения при температуре начала полиморфного превращения β→α (810 °С) в сплаве ВТ19 (рис. 9).

Также, сопоставляя полученные расчетные данные формы металла шва, ЗТВ и основного металла, скоростей охлаждения, и экспериментальные данные количества β-фазы на разных участках сварного соединения, было получено распределение фаз в поперечном сечении сварного соединения, выполненного на режиме №2 (рис. 10) и №4 (рис. 11) (см. табл. 1).

Как видно из полученных результатов, в середине шва после сварки на режиме № 2 образуется преимущественно β-фаза. Метастабильные α'- и α''-фазы в сварном соединении отсутствуют. Согласно количественному подсчету распределения фаз в сечении сварного соединения площадь β-фазы составляет 78 мм<sup>2</sup>, α-фазы – 58 мм<sup>2</sup> (табл. 3).

При сварке на режиме № 4 в центре шва фиксируется β- и метастабильная α''-фаза (рис. 11). В ЗТВ и основном металле преобладает β-фаза. Это обусловлено большим градиентом скоростей охлаждения в разных диапазонах температур. Площадь β-фазы в сечении сварного соединения составляет 113 мм<sup>2</sup>. Площадь метастабильной α''-фазы – 23 мм<sup>2</sup> (табл. 3).

**Влияние термического цикла при АДС на механические свойства сварных соединений псевдо-β-сплава ВТ19.** Проводились механические испытания основного металла и сварных со-

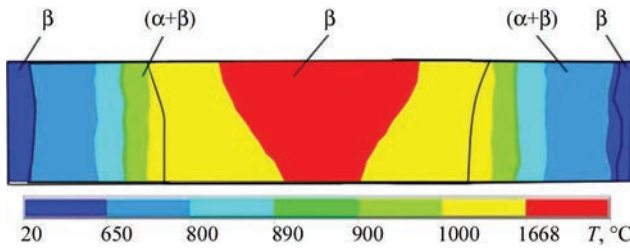


Рис. 10. Распределение фаз в сечении сварного соединения, полученного на следующем режиме:  $I = 310 \text{ A}$ ,  $v_{св} = 10 \text{ м/ч}$ ;

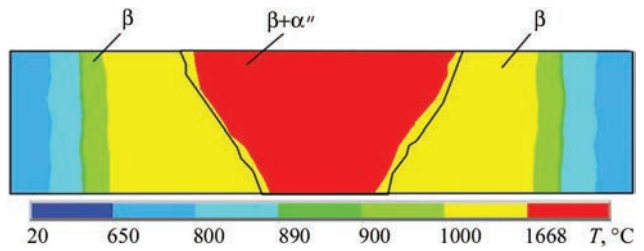


Рис. 11. Результат расчета зоны проплавления при сварке. ( $I = 620 \text{ A}$ ,  $v_{св} = 16 \text{ м/ч}$ );

**Т а б л и ц а 3. Площадь выделения метастабильных фаз в поперечном сечении соединения при АДС псевдо-β-титанового сплава ВТ19**

Номер режима	Параметры режима			Площадь выделения фаз, мм <sup>2</sup>		
	Ток сварки, А	Скорость сварки, м/ч	Погонная энергия, кДж/см	β	α	α''
2	310	10	803	78	58	–
4	620	16	1004	113	–	23

**Т а б л и ц а 4. Количество β-фазы и механические свойства основного металла и сварного соединения псевдо-β-сплава ВТ19**

Участок исследований, номер режима	Количество β-фазы, %	Временное сопротивление разрыву $\sigma_B$ , МПа	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	Относительное удлинение $\delta_s$ , %	Относительное сужение $\Psi$ , %	Ударная вязкость KCV, Дж/см <sup>2</sup>
ОМ	56	887	958	12	42	22
Шов, режим № 2	74	860	839	13,3	60	19
Шов, режим № 4	98	836	801	12	50	15

единений псевдо-β-сплава ВТ19, выполненных на режимах № 2 и 4. Анализ механических свойств показывает снижение показателей прочности и ударной вязкости в сварном соединении в сравнении с основным металлом (табл. 4). Это объясняется большим содержанием β-фазы в металле шва в сварном соединении. Метастабильная β-фаза имеет низкую прочность и большую пластичность, поэтому сварные соединения имеют низкие показатели прочности. Прочность и ударная вязкость сварного соединения, выполненного на режиме № 4, имеет более низкие показатели, в сравнении с соединением на режиме № 2. Это позволяет сделать вывод, что увеличение погонной энергии и скорости сварки (табл. 3) имеет отрицательное влияние на прочность и ударную вязкость сварных соединений из псевдо-β-титанового сплава ВТ19, а только способствует увеличению содержания β-фазы в металле шва за счет увеличения скоростей охлаждения металла шва по мере остывания образца.

Таким образом, сварные соединения методом АДС неплавящимся электродом титанового сплава ВТ19 целесообразно выполнять на режимах с меньшей погонной энергией и скоростью сварки.

**Выводы**

1. Для изучения тепловых процессов ТИГ-сварки псевдо-β титановых сплавов, методом конечных элементов, построена трехмерная математическая модель, с помощью которой получены тепловые поля в наплавляемом изделии, определено распределение максимальных температур и

скоростей охлаждения в сечении сварных соединений при разной погонной энергии.

2. Установлено, что наибольшие скорости охлаждения при высоких температурах (1000 °C и более) зафиксированы на режиме с малой погонной энергией. При понижении температуры (менее 1000 °C) максимальные скорости охлаждения фиксируются в сварном соединении, выполненном с большей погонной энергией. При этом темп изменения скоростей охлаждения на этом режиме также большой.

3. Высокие скорости охлаждения в диапазоне температур начала и конца полиморфного превращения обуславливают содержание β-фазы в металле шва сварного соединения, выполненного на режиме № 2, на уровне 90 %. Снижение скоростей охлаждения ведет к уменьшению количества β-фазы в металле шва и зоне термического влияния.

4. Полученная зависимость количества β-фазы от скоростей охлаждения позволяет сделать вывод, что наибольший распад β-фазы происходит на границе зоны термического влияния и основного металла, что может привести к образованию метастабильных фаз в этой зоне сварного соединения и ухудшению механических свойств соединения.

5. Механические свойства сварного соединения, выполненного на режиме № 2, ниже аналогичных показателей для основного металла. Это объясняется большим содержанием β-фазы в металле шва в сварном соединении. Метастабильная β-фаза имеет низкую прочность, поэтому сварные соединения имеют низкие показатели прочности.

Сварное соединение, выполненное на режиме №4, имеет более низкие механические свойства, в сравнении с основным металлом и соединением на режиме №2, что объясняется увеличением содержания  $\beta$ -фазы в металле шва за счет увеличения скоростей охлаждения металла по мере остывания образца.

### Литература

1. Анташев В. Г. Н. А., Ширяев, А. А., Изотова А. Ю. (2011) Перспективы разработки новых титановых сплавов. *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение*, **SP2**, 60–67
2. Моисеев В. Н. (1998) Бета-титановые сплавы и перспективы их развития. *Металловедение и терм. обработка металлов*, **12**, 11–14.
3. Хорев А. И. (2009) Разработка конструкционных титановых сплавов для изготовления деталей узлов авиакосмической техники. *Сварочное производство*, **3**, 13–23.
4. Гуревич С. М. Куликов Ф. Р., Замков В. Н. и др. (1975) *Сварка высокопрочных титановых сплавов*. М., Машиностроение.
5. Хорев А. И. (2007) Теоретические и практические основы повышения конструкционной прочности современных титановых сплавов. *Технология легких сплавов*, **2**, 144–153.
6. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Мужиченко А. Ф., Селин Р. В. (2013) Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава VT23 при сварке ТИГ. *Автоматическая сварка*, **3**, 26–29.

7. Хорев А. И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав VT19. *Технология машиностроения*, **6**, 5–8.
8. Akhonin S.V., Belous V. Y., Berezos V. A., Selin R. V. (2018) Effect of TIG-Welding on the Structure and Mechanical Properties of the Pseudo- $\beta$  Titanium Alloy VT19 Welded Joints, *Materials Science Forum*, 927, pp. 112–118,

### References

1. Antashev, V.G., Nochovnaya, N.A., Shiryayev, A.A. Izotova, A.Yu. (2011) Perspectives of development of new titanium alloys. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Seriya Mashinostroenie*, **SP2**, 60-67 [in Russian].
2. Moiseev, V.N. (1998)  $\beta$ -titanium alloys and perspectives of their development. *MiTOM*, **12**, 11-14 [in Russian].
3. Khorev, A.I. (2009) Development of structural titanium alloys for manufacture of components of aerospace engineering. *Svarochn. Proizvodstvo*, **3**, 13-23 [in Russian].
4. Gurevich, S.M., Kulikov, F.R., Zamkov, V.N. et al. (1975) *Welding of high-strength titanium alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. Khorev, A.I. (2007) Theoretical and practical fundamentals for improvement of structural strength of modern titanium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **2**, 144-153 [in Russian].
6. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Muzhichenko, A.F. et al. (2013) Mathematical modeling of structural transformations in HAZ of titanium alloy VT23 during TIG welding. *The Paton Welding J.*, **3**, 24-27.
7. Khorev, A.I. (2012) Titanium superalloy VT19. *Tekhnologiya Mashinostr.*, **6**, 5-8 [in Russian].
8. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Berezos, V.A. Selin, R.V. (2018) Effect of TIG-welding on the structure and mechanical properties of the pseudo- $\beta$  titanium alloy VT19 welded joints. *Mat. Sci. Forum*, Vol. 927, 112-118.

## ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ АРГОНОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ПСЕВДО- $\beta$ -ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

С. В. АХОНІН, В. Ю. БІЛОУС, Р. В. СЕЛІН

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, г. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Конструкційні псевдо- $\beta$ -титанові сплави знайшли широке застосування у виробках авіа- і ракетобудування. Однак, при отриманні зварних з'єднань псевдо- $\beta$ -сплавів методом зварювання плавленням виникають труднощі, пов'язані зі зміною структури і утворенням метастабільних фаз в зварному з'єднанні. У даній роботі, за допомогою розробленої математичної моделі процесу АДЗ неплавким електродом, досліджено вплив термічного циклу зварювання на форму шва, швидкості охолодження і структуру металу зварного з'єднання з псевдо- $\beta$ -титанового сплаву VT19. Встановлено кількість фаз в металі шва, зоні термічного впливу і основному металі, спрогнозований фазовий склад і його вплив на механічні властивості зварних з'єднань. Бібліогр.8, табл. 4, рис. 11

*Ключові слова:* аргонодугове зварювання, високоміцні титанові сплави, математичне моделювання

## INFLUENCE OF THE THERMAL CYCLE OF TIG-WELDING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF PSEUDO- $\beta$ -TITANIUM ALLOYS

AKHONIN S.V., BELOUS V.Yu., SELIN R.V.

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine,

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The structural pseudo- $\beta$ -titanium alloys found a wide application in aircraft and rocket building. However, while producing welded joints of pseudo- $\beta$ -alloys applying method of fusion welding, the difficulties arise connected with change in the structure and formation of metastable phases in welded joint. In this paper, using the developed mathematical model of the TIG-welding process, the influence of thermal welding cycle on the weld shape, cooling rate and structure of welded joint metal of the pseudo- $\beta$ -titanium alloy VT19 was investigated. A number of phases in the weld metal, heat-affected zone and base metal was established, the phase composition and its effect on the mechanical properties of welded joints were predicted.

*Keywords:* argon-arc welding, TIG-welding, high-strength titanium alloys, mathematical modeling

Поступила в редакцію 23.08.2018