

УДК 669.295:621.78

Д.А. Дзунович<sup>1</sup>, П.В. Панин<sup>1</sup>, Е.А. Лукина<sup>2</sup>, А.А. Ширяев<sup>1</sup>

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-7-7

*Изучено влияние температуры нагрева и скорости охлаждения на структурно-фазовое состояние и твердость основного металла и сварного шва, а также на механические свойства основного металла плиты толщиной 80 мм из титанового сплава VT23. Показано, что проведение двухступенчатой термической обработки, включающей отжиг при температуре на 100–130 °С ниже температуры полиморфного превращения с последующим охлаждением на воздухе и старением при температуре 625 °С, позволяет сформировать в полуфабрикате однородную структуру по сечению сварного соединения и получить уровень прочностных свойств основного металла >1100 МПа при ударной вязкости >0,3 МДж/м<sup>2</sup>.*

**Ключевые слова:** титановый сплав VT23, электронно-лучевая сварка, отжиг, крупногабаритный полуфабрикат, фазовый состав, структура, механические свойства.

D.A. Dzunovich<sup>1</sup>, P.V. Panin<sup>1</sup>, E.A. Lukina<sup>2</sup>, A.A. Shiryayev<sup>1</sup>

## HEAT TREATMENT EFFECT ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED LARGE-DIMENSIONED SEMI-FINISHED PRODUCTS FROM VT23 TITANIUM ALLOY

*The effect of heating temperature and cooling rate on phase composition, structure, and hardness has been studied for bulk metal and weld joint as well as the hereinbefore mentioned parameters influence on bulk metal mechanical properties for a 80 mm thickness plate of VT23 (Ti–5,5Al–2Mo–4,5V–1Cr–0,6Fe, wt.%) titanium alloy. It has been shown, that two-step heat treatment including annealing at a temperature 100–130 °C lower than polymorphic transformation temperature with a subsequent air cooling and ageing at 625 °C gives the opportunity both to form a homogeneous structure along the weld joint section and to obtain bulk metal tensile strength higher than 1100 MPa wherein impact toughness is more than 0,3 MJ/m<sup>2</sup>.*

**Keywords:** titanium alloy VT23, electron-beam welding, annealing, large-dimensioned semi-finished product, phase composition, structure, mechanical properties.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет)» [Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education «Moscow Aviation Institute (National Research University)»]; e-mail: mai@mai.ru; e-mail: mai@mai.ru

### Введение

В авиационном машиностроении широко применяются сборные металлоконструкции, к которым предъявляются повышенные требования по прочности и надежности. При этом наряду с механическими соединениями все чаще используются сварные, позволяющие значительно снизить массу конструкций вследствие отсутствия в них деталей крепления [1–5].

Титановые сплавы занимают одно из ведущих мест в перечне материалов, используемых для изготовления силовых элементов планера современной авиационной техники [6–8]. Особый интерес с данной точки зрения представляет класс высокопрочных сплавов, наиболее типичным представителем которого является сплав ВТ23. С конца 1990-х годов в рамках проекта «ПАК ФА» ОКБ им. П.О. Сухого осуществляло разработки по созданию многофункционального истребителя пятого поколения, в котором из титанового сплава ВТ23 предполагается изготовление силовых сборных конструкций с применением автоматической электронно-лучевой сварки (ЭЛС), которая является одним из наиболее востребованных методов, позволяющих соединять детали толщиной до 120 мм [9, 10].

К настоящему времени произошла практически полная замена механического соединения деталей больших сечений на сварные соединения [10]. При этом для крупногабаритных конструкций авиационного назначения из титановых сплавов, выполненных с помощью ЭЛС, наряду с возникновением остаточных напряжений часто имеет место снижение характеристик пластичности и ударной вязкости, что обуславливает необходимость проведения дополнительной термической обработки, позволяющей повысить эти показатели [11].

Наиболее распространенным режимом термической обработки сварных конструкций из титановых сплавов является отжиг для снятия напряжений при температуре 750°C [11–13]. Однако такая обработка не дает реализовать потенциальный запас прочности сплава ВТ23. Значения прочности основного металла после отжига при 750°C не превышают 1020–1040 МПа [14, 15], что не отвечает требованиям, предъявляемым к современным конструкциям авиационного назначения.

Таким образом, цель данной работы состояла в изучении влияния режимов термической обработки сварных конструкций из крупногабаритных полуфабрикатов сплава ВТ23, обеспечивающих значения прочности основного металла не менее 1100 МПа.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [16, 17].

### Материалы и методы

Исследования проводили на плите из сплава ВТ23 толщиной 80 мм, полученной по промышленной технологии в условиях ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Химический состав полуфабриката представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав плиты из сплава ВТ23

| Сплав* | Класс сплава     | Полуфабрикат (толщина) | Содержание легирующих элементов, % (по массе) |     |     |     |     |
|--------|------------------|------------------------|-----------------------------------------------|-----|-----|-----|-----|
|        |                  |                        | Al                                            | Mo  | V   | Cr  | Fe  |
| ВТ23   | $\alpha + \beta$ | Плита ( $h = 80$ мм)   | 5,5                                           | 2,0 | 4,5 | 1,0 | 0,6 |

\* Основа – титан, примеси в соответствии с ОСТ 90013–81.

Из плиты вырезали заготовки размером 80×200×100 мм, которые затем подвергали электронно-лучевой сварке встык за один проход со скоростью  $3,75 \cdot 10^{-3}$  м/с при величине тока 147 мкА на промышленной установке типа «ЭЛУ». В результате формировали сварное соединение с «кинжальным» сварным швом, средняя ширина которого составляла 5 мм, а высота соответствовала толщине плиты. После сварки из заготовок вырезали образцы для исследований размером 25×40×15 мм таким образом, чтобы сварной шов всегда находился в центре образца (рис. 1).

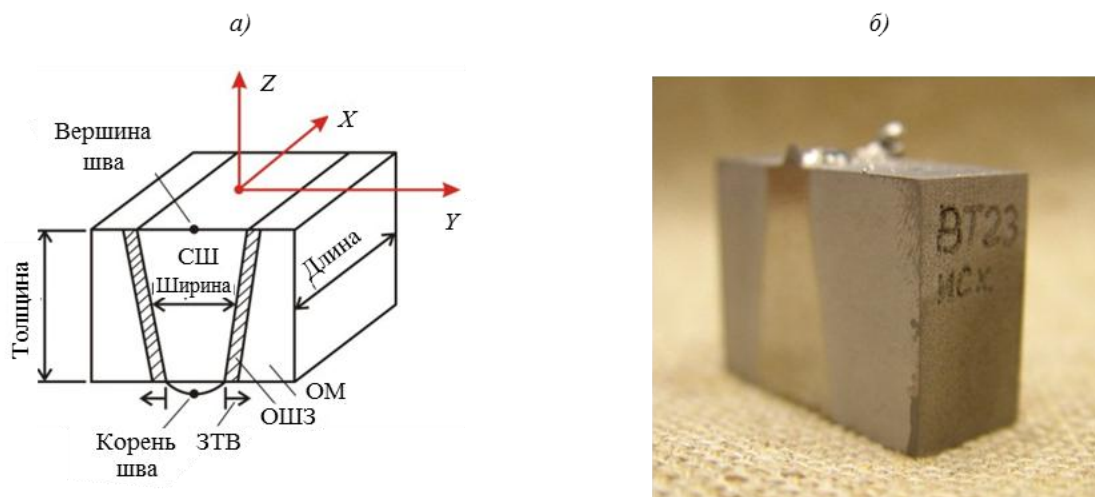


Рис. 1. Схематическое изображение (а) и внешний вид (б) исследуемых образцов, вырезанных из плиты сплава ВТ23 после электронно-лучевой сварки:

ОМ – основной металл; СШ – сварной шов; ОШЗ – околошовная зона; ЗТВ – зона термического влияния

Металлографический анализ проводили по методу светлого поля на оптическом микроскопе ZEISS Axio Observer.A1m с помощью программного комплекса для анализа изображений NEXSYS ImageExpertPro 3. Образцы для металлографического анализа готовили по стандартной методике, включающей последовательное выполнение следующих операций: удаление газонасыщенного слоя, образовавшегося на образцах, подвергнутых термической обработке в воздушной среде, с помощью точильного круга и грубой шлифовки; тонкая шлифовка на шлифовальных кругах различной зернистости; электролитическая полировка в растворе электролита из смеси уксусной «ледяной» и хлорной кислот (4 части уксусной «ледяной» кислоты ( $\text{CH}_3\text{COOH}$ ) плотностью  $1,05 \text{ г/см}^3$  и 1 часть выпаренной хлорной кислоты ( $\text{HClO}_4$ ) плотностью  $1,6 \text{ г/см}^3$ ); химическое травление при комнатной температуре в растворе плавиковой и азотной кислот с добавлением дистиллированной воды (3 мл плавиковой кислоты ( $\text{HF}$ )+6 мл азотной кислоты ( $\text{HNO}_3$ )+141 мл дистиллированной воды ( $\text{H}_2\text{O}$ ) или в более мягком растворе на основе глицерина (5 мл плавиковой кислоты ( $\text{HF}$ )+45 мл азотной кислоты ( $\text{HNO}_3$ )+50 мл глицерина) путем смачивания поверхности микрошлифа (время выдержки выбирали в зависимости от величины конкретного образца – в среднем в течение 5–10 с).

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили в фильтрованном  $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 ADVANCE. Подготовку образцов к рентгеноструктурному анализу также проводили по стандартной методике, включающей шлифовку до образования гладкой ювенильной поверхности; химическое травление на глубину  $\sim 0,01 \text{ мм}$  в реактиве из смеси плавиковой и азотной кислот (1 часть плавиковой кислоты ( $\text{HF}$ ) и 3 части азотной кислоты ( $\text{HNO}_3$ )).

Измерение твердости по методу Роквелла (шкала С) проводили на автоматизированном приборе Qness Q150R в соответствии с ГОСТ 9013–59.

Кратковременные испытания на растяжение проводили на испытательной машине TIRA-test 2300 в соответствии с ГОСТ 1497–84 (скорость перемещения траверсы составляла  $2 \text{ мм/мин}$ ). Для динамических испытаний на ударный изгиб из плиты вырезали образцы в виде стержней с квадратным сечением  $10 \times 10 \text{ мм}$ , в центр которых наносили поперечный U-образный надрез в области сварного шва (согласно ГОСТ 9454–78).

## Результаты

Известно, что вследствие температурно-временных условий сварочного процесса формирующаяся в сварном шве и околошовной зоне структура оказывает неблагоприятное влияние на механические и эксплуатационные свойства – в частности, вызывает резкое снижение пластичности и ударной вязкости [18]. Кроме того, в сварном соединении возникают значительные по величине остаточные напряжения [11, 13, 18]. Наиболее эффективным способом комплексного влияния на фазово-структурное состояние и свойства металлов является термическая обработка [11, 19]. В данной работе представлены результаты проведенных исследований по изысканию наиболее рациональных режимов термической обработки сварных крупногабаритных полуфабрикатов из сплава ВТ23 с целью обеспечения требуемого уровня механических свойств.

Достаточно однородная и хорошо проработанная структура исходного полуфабриката претерпевает значительные изменения в процессе ЭЛС, когда происходит локальное расплавление небольшого объема металла с последующей кристаллизацией и быстрым охлаждением. В результате в сварном шве и зоне термического влияния образуются крупные  $\beta$ -зерна с дисперсными выделениями  $\alpha$ -частиц внутри них (рис. 2). По мере удаления от зоны сварного шва размер частиц  $\alpha$ -фазы постепенно увеличивается. Так, если на расстоянии 3 мм от сварного шва размер частиц  $\alpha$ -фазы не превышает 1 мкм, а «размытость» межфазных  $\alpha/\beta$ -границ свидетельствует о неполной потере их когерентности, то на расстоянии 6 мм от сварного шва размер частиц  $\alpha$ -фазы увеличивается до 4 раз, контуры межфазных границ становятся более четкими и вдоль исходных  $\beta$ -зерен идет формирование « $\alpha$ -оторочки».

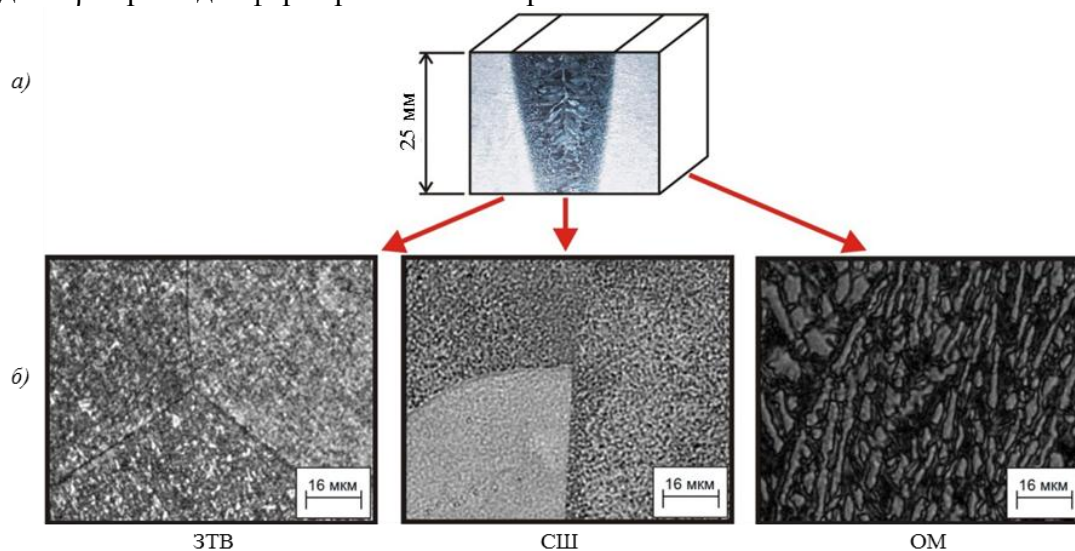


Рис. 2. Макро- (а) и микроструктуры (б) зоны термического влияния (ЗТВ), сварного шва (СШ) и основного металла (ОМ) образцов, вырезанных из плиты сплава ВТ23 после электронно-лучевой сварки

Формирование такой структуры приводит к резкому повышению твердости сварного шва и околошовной зоны – до 46 HRC, которая постепенно снижается по мере удаления от сварного шва до значений 32–34 HRC, соответствующих значениям твердости основного металла в отожженном состоянии. Кроме того, после ЭЛС сварные образцы с дисперсной структурой в сварном шве и зоне термического влияния обладают низкой ударной вязкостью ( $KCU \leq 0,05$  МДж/м<sup>2</sup>).

Наиболее распространенным режимом термической обработки сварных конструкций из титановых сплавов является отжиг в среднем температурном интервале

( $\alpha+\beta$ )-области. Как показали проведенные исследования, нагрев до  $750^{\circ}\text{C}$  приводит к существенному росту частиц  $\alpha$ -фазы в области сварного шва, что сопровождается падением твердости до 37 HRC. Снижение температуры отжига до  $700^{\circ}\text{C}$  приводит к торможению роста образовавшихся при охлаждении частиц, что не дает существенного понижения твердости. В то же время нагрев до температур  $700\text{--}750^{\circ}\text{C}$  практически не оказывает влияния на количественное соотношение  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз в основном металле, так как при этих температурах  $\beta$ -фаза имеет высокую термодинамическую стабильность и не претерпевает распада при последующем охлаждении. Этим объясняются неизменные значения твердости (32–33 HRC) и относительно низкая прочность (1040–1050 МПа) при сохранении высокой ударной вязкости (0,42–0,45 МДж/м<sup>2</sup>).

В работе [14] показано, что для получения в крупногабаритном полуфабрикате прочности не менее 1100 МПа в зависимости от его вида (поковка или плита) необходимы предварительный нагрев до температур  $830\text{--}860^{\circ}\text{C}$ , ускоренное охлаждение на воздухе и последующее старение при температурах 575 или  $625^{\circ}\text{C}$ .

Проведение термической обработки сварного соединения в верхнем температурном интервале ( $\alpha+\beta$ )-области при температурах  $830\text{--}860^{\circ}\text{C}$  с изотермической выдержкой в течение 3 ч и последующим охлаждением на воздухе позволяет приблизить внутризеренную структуру сварного шва и зоны термического влияния к структуре основного металла. Основное отличие заключается в наличии в области сварного шва и зоны термического влияния « $\alpha$ -оторочки» по границам исходных  $\beta$ -зерен (рис. 3), устранить которую в процессе термической обработки невозможно. О формировании однородной структуры по сечению сварного соединения свидетельствует и небольшое различие в значениях твердости сварного шва и основного металла (1–2 единицы HRC).

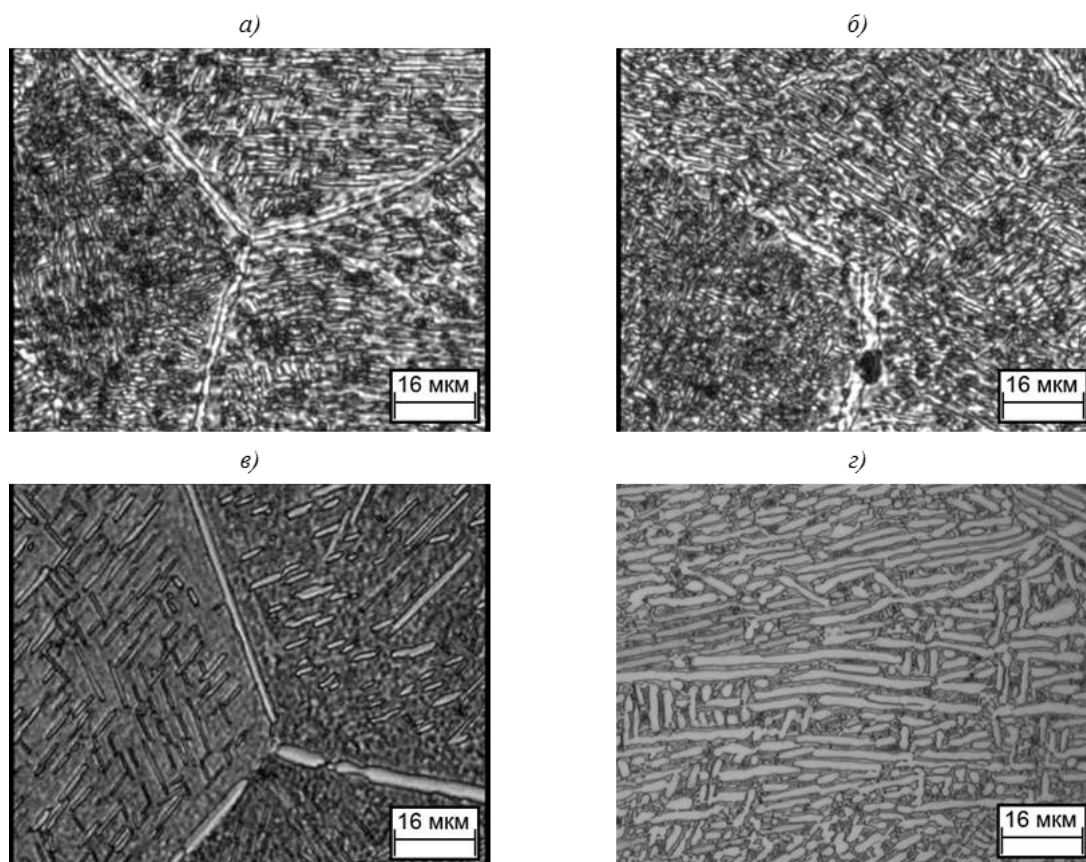


Рис. 3. Микроструктуры сварного шва (а, в) и основного металла (б, з) образцов из сплава ВТ23 после охлаждения на воздухе с температур 830 (а, б) и  $860^{\circ}\text{C}$  (в, з)

Следует отметить, что повышение на 30°C (до 860°C) температуры нагрева увеличивает на 10% количество  $\beta$ -фазы в структуре (до 50%). Поэтому последующее охлаждение на воздухе приводит к формированию более неравновесной структуры после нагрева до 860°C, чем после нагрева до 830°C, что, в свою очередь, обуславливает и получение более высоких значений твердости: 36 (ОМ)–37 (СШ) и 42 (ОМ)–44 (СШ) единицы HRC после отжига при температурах 830 и 860°C соответственно.

Охлаждение на воздухе с 860°C позволяет получить метастабильную структуру, содержащую ~50%  $\beta$ -фазы. В процессе последующего старения при температуре 625°C происходит распад  $\beta$ -фазы и значительное упрочнение материала.

Последующее старение при 625°C приводит к распаду метастабильной  $\beta$ -фазы (рис. 4) и повышению твердости до 39,5 (ОМ)–42 (СШ) и 42 (ОМ)–44 (СШ) единиц HRC после отжига при температурах 830 и 860°C, увеличению значений прочности и ударной вязкости (табл. 2).

Однако сложные сварные конструкции в ряде случаев невозможно подвергнуть последующей после термической обработки в воздушной атмосфере механической и химической обработкам. Такие сварные конструкции необходимо обрабатывать в вакуумных печах или в печах с защитной атмосферой, скорость охлаждения в которых значительно ниже, чем на воздухе.

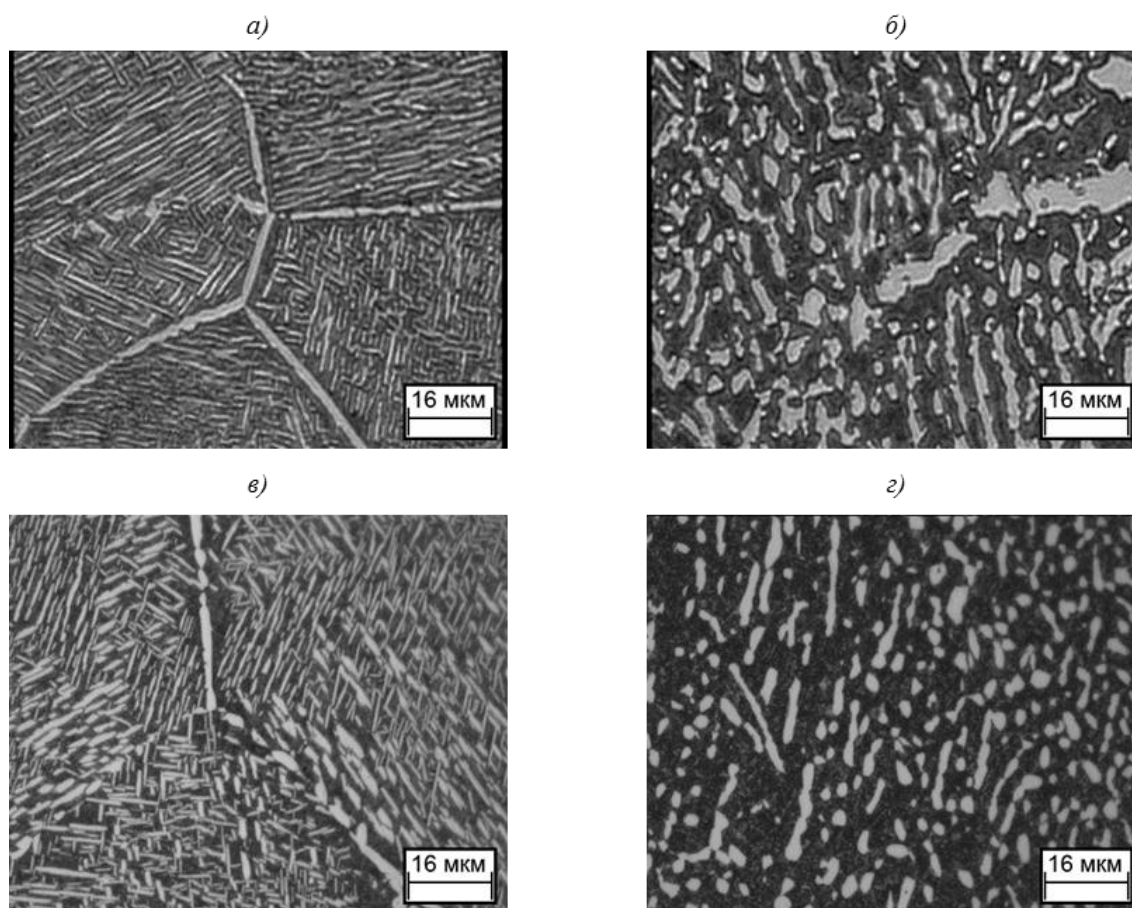


Рис. 4. Микроструктуры сварного шва (а, в) и основного металла (б, г) образцов из сплава VT23 после старения при 625°C и предварительного отжига при температурах 830 (а, б) и 860°C (в, г)

Таблица 2

**Механические характеристики сварных образцов из сплава ВТ23  
после различных видов термической обработки**

| Режим термической обработки                                                                                                                                          | $\sigma_b$ | $\sigma_{0,2}$ | КСУ,<br>МДж/м <sup>2</sup> |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------------|----------------|----------------------------|
|                                                                                                                                                                      | МПа        |                |                            |
| Отжиг в воздушной атмосфере при температуре 830°C, охлаждение на воздухе до комнатной температуры и последующее старение в воздушной атмосфере при температуре 625°C | 1100       | 1060           | 0,47                       |
| Отжиг в воздушной атмосфере при температуре 860°C, охлаждение на воздухе до комнатной температуры и последующее старение в воздушной атмосфере при температуре 625°C | 1230       | 1160           | 0,35                       |
| Отжиг в вакууме при температуре 860°C, охлаждение в вакууме до температуры 625°C и последующее старение в вакууме при температуре 625°C                              | 1050       | 1015           | 0,63                       |
| Отжиг в вакууме при температуре 860°C, охлаждение в вакууме до температуры 450°C и последующее старение в вакууме при температуре 450°C                              | 1120       | 1030           | 0,56                       |

С учетом с вышеприведенного опробовали режим двухступенчатой термической обработки в вакууме при температуре 860°C с последующим медленным охлаждением (0,1 К/с) до температуры 625°C и старением в течение 4 ч. Применение такого режима приводит к формированию однородной структуры по сечению (рис. 5), однако твердость материала не превышает 37,5 HRC. Это приводит к тому, что прочность сварного соединения понижается до 1050 МПа, а ударная вязкость возрастает до 0,63 МДж/м<sup>2</sup> (табл. 2).

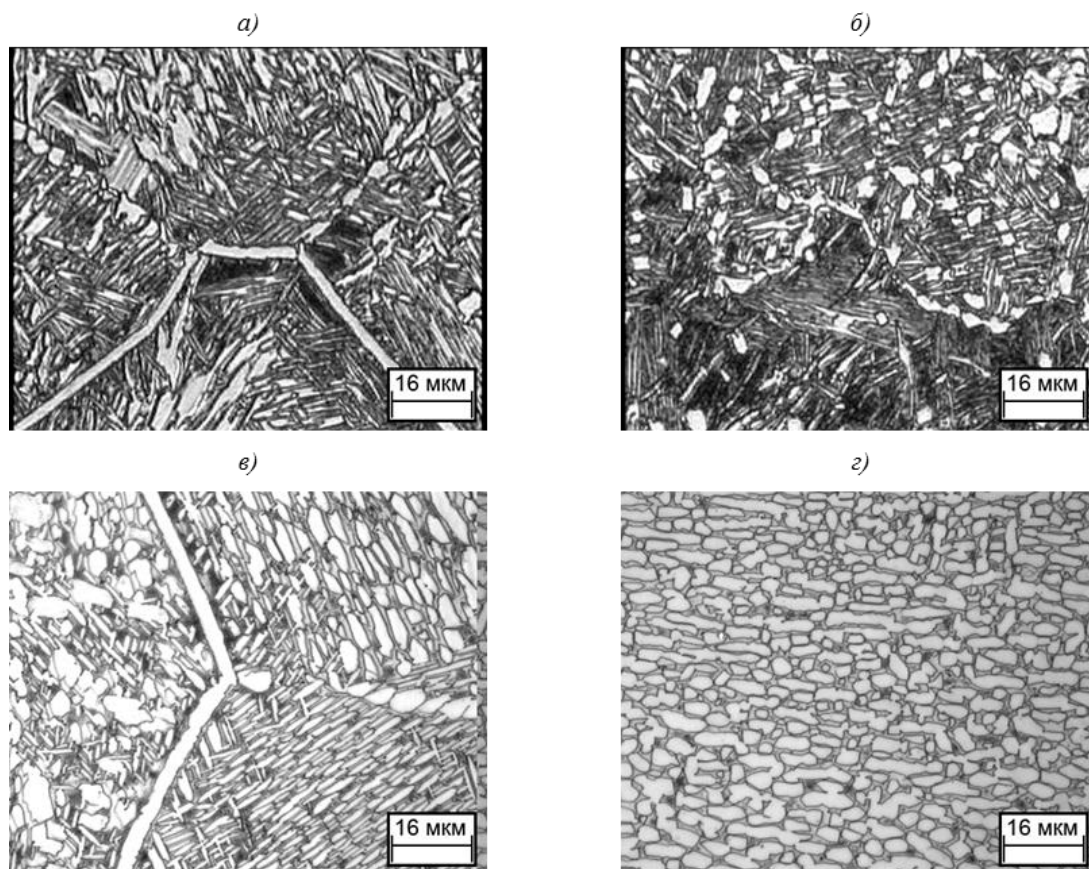


Рис. 5. Микроструктуры сварного шва (а, в) и основного металла (б, г) после термической обработки в вакууме: отжиг при температуре 860°C и последующее старение при температурах 625 (а, б) и 450°C (в, г)

Для повышения прочности необходимо сформировать более дисперсную вторичную  $\alpha$ -фазу, выделяющуюся в процессе старения. В связи с этим температура второй ступени обработки понижена до 450°C, а так как с понижением температуры уменьшается диффузионная подвижность легирующих элементов, то время старения увеличили до 10 ч, что позволило повысить прочность сварного соединения до 1120 МПа (табл. 2).

В ходе проведения термической обработки с низкими скоростями охлаждения обнаружен эффект глобуляризации частиц первичной  $\alpha$ -фазы в сварном шве и зоне термического влияния, который обусловлен тем, что при сварке в зонах сварного шва и термического влияния возникают сжимающие и растягивающие напряжения величиной порядка 300 МПа. Последующий нагрев до 860°C приводит к их релаксации и обуславливает протекание процесса полигонизации.

### Обсуждение и заключения

Проведенные исследования показали, что для получения однородной структуры по сечению сварного соединения крупногабаритных полуфабрикатов из титанового сплава ВТ23 необходимо проведение двухступенчатой термической обработки. Температура первой ступени обработки должна быть на 100–130°C ниже температуры полиморфного превращения. Охлаждение заготовок необходимо проводить на воздухе, чтобы зафиксировать при комнатной температуре максимальное количество метастабильной  $\beta$ -фазы, распад которой при последующем нагреве до температуры 625°C позволяет получить прочность >1100 МПа при ударной вязкости >0,3 МДж/м<sup>2</sup>.

### Благодарности

Авторы выражают благодарность академику РАН А.А. Ильину и д.т.н., профессору С.В. Скворцовой за помощь в получении и интерпретации экспериментальных результатов, обсуждение и критические замечания.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
2. Фролов В.А. Технология сварки плавлением и термической резки металлов: учеб. пособие. М.: Альфа М, Инфра-М. 2011. 447 с.
3. Воздвиженский В.М., Жуков А.А., Постнова А.Д., Воздвиженская М.В. Сплавы цветных металлов для авиационной техники. Рыбинск: РГАТА, 2002. 219 с.
4. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран. М.: ВИЛС, 2000. 318 с.
5. Колачев Б.А., Бецофен С.Я., Бунин С.Я., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструкционных материалов. М.: Металлургия, 1995. 442 с.
6. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. №6. С. 520–530.
7. Братухин А.Г., Колачев Б.А., Садков В.В. и др. Технология производства титановых самолетных конструкций. М.: Машиностроение, 1995. 448 с.
8. Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №2. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.11.2017).
9. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
10. Фролов В.А., Пешков В.В., Саликов В.А. и др. Технологические основы сварки и пайки в авиастроении: учебник для студентов вузов. 2-е изд. М.: Интернет Инжиниринг, 2004. 576 с.

11. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. М.: Экомет, 2003. 352 с.
12. Коллеров М.Ю., Ильин А.А., Филатов А.А., Мамаев В.С. Упрочняющая термическая обработка крупногабаритных полуфабрикатов и изделий из высокопрочных титановых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. №5. С. 14–17.
13. Ночовная Н.А., Панин П.В. Анализ остаточных макронапряжений в сварных соединениях титановых сплавов разных классов // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №5. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.11.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-5-2-2.
14. Ильин А.А., Скворцова С.В., Попова Ю.А., Куделина И.М. Влияние термической обработки на формирование структуры и свойств крупногабаритных полуфабрикатов из сплава ВТ23 // *Титан*. 2010. №4. С. 48–53.
15. Скворцова С.В., Попова Ю.А., Панин П.В. и др. Влияние термической обработки на структуру и свойства сварных соединений из титанового сплава ВТ23 // *Титан*. 2011. №2. С. 16–21.
16. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
17. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // *Интеллект и технологии*. 2016. №2 (14). С. 16–21.
18. Моисеев В.Н., Куликов Ф.Р., Кириллов Ю.Г., Васькин Ю.В. Сварные соединения титановых сплавов (структура и свойства). М.: Металлургия, 1979. 248 с.
19. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: учебник для вузов. 3-е изд., испр. и доп. М.: Металлургия, 1978. 392 с.