

Р. Р. Гринь, М. В. Караваева, В. М. Бычков, А. Ю. Медведев, А. В. Супов,  
И. В. Александров, В. В. Латыш, Ф. Ф. Мусин

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Исследованы структурные особенности соединений, полученных линейной сваркой трением, заготовок из титановых сплавов ВТ8-1 и ВТ6 в различных структурных состояниях. Получено и проанализировано распределение значений микротвердости по зонам термического и деформационно-термического влияния сварных соединений. Проведена оценка прочностных свойств сварных соединений. *Титановый сплав; линейная сварка трением; ультрамелкозернистое состояние; сварное соединение*

### ВВЕДЕНИЕ

Линейная сварка трением (ЛСТ) – инновационная технология, которая позволяет получать высококачественные соединения трудно-свариваемых материалов. При этом в отличие от своей предшественницы – ротационной сварки трением, – эта технология может применяться к деталям, не имеющим осевой симметрии [1].

Процесс формирования соединения при ЛСТ можно описать следующим образом [2]. Сначала интенсивный разогрев свариваемых поверхностей за счет трения при их относительном движении способствует пластификации материала. В объемах материала, непосредственно прилегающих к свариваемым поверхностям, за счет адгезионного схватывания и отрыва материала происходит перемешивание и измельчение исходной структуры. Осадка на заключающем этапе сварки обеспечивает формирование неразъемного соединения по всей поверхности свариваемых деталей. При этом в зоне соединения в условиях высокой температуры и интен-

сивной пластической деформации могут протекать фазовые превращения, а также процессы наклепа, динамического возврата и динамической рекристаллизации.

Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы привлекают внимание специалистов и исследователей в связи с их высокими механическими свойствами. Однако на сегодняшний день не было предпринято попыток получить сварные соединения УМЗ материалов методом ЛСТ. Прежде всего, это связано с интенсивным разогревом контактирующих поверхностей за счет трения, что может привести к росту зерна и потере преимуществ УМЗ состояния. Между тем, разогрев зоны контакта носит кратковременный характер, что позволяет предполагать возможность получения достаточно высокодисперсной структуры в зоне шва. Поэтому исследование особенностей изменения структуры при ЛСТ материалов с ультрамелкозернистой структурой является актуальной задачей, решение которой может позволить оптимизировать параметры процесса ЛСТ и получить конструкции, обладающие повышенным комплексом технологических свойств.

Целью настоящей работы явилось изучение влияния процесса ЛСТ на микроструктурные изменения и свойства титановых сплавов ВТ6 в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии и ВТ8-1 в мелкозернистом (МЗ) состоянии. Оба сплава: ВТ6 и ВТ8-1 относятся к двухфазным титановым сплавам и широко используются в газотурбинных двигателях летательных аппаратов для изготовления лопаток и диска компрессора.

Контактная информация: 8-917-739-95-07

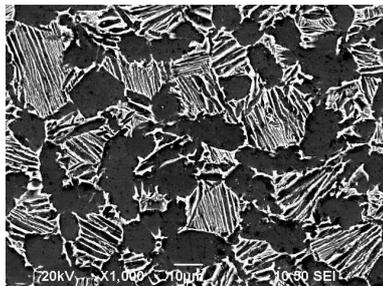
Работа выполнена в рамках проекта «Создание технологий и промышленного производства узлов и лопаток ГТД с облегченными высокопрочными конструкциями для авиационных двигателей новых поколений» (шифр 2010-218-01-133) в рамках реализации Постановления № 218 Правительства РФ от 09.04.2010 г. «О мерах государственной поддержки развития кооперации российских высших учебных заведений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства» совместно ОАО «УМПО» и ФГБОУ ВПО УГАТУ. Экспериментальные результаты получены с использованием оборудования НОЦ «Наноструктурные материалы и высокие технологии» ФГБОУ ВПО УГАТУ.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

В данной работе исследовались два различных опытных сварных соединения: 1 – соединение сплава ВТ6 с УМЗ структурой и ВТ8-1 с мелкозернистой структурой; 2 – соединение двух одинаковых заготовок сплава ВТ6 с УМЗ структурой. На рис. 1, *а, б* представлена исходная микроструктура титановых сплавов ВТ8-1 и ВТ6. Структура сплава ВТ6 получена ковкой с переменной осью нагружения, обладает выраженной металлографической текстурой в направлении, перпендикулярном оси поступательного движения при ЛСТ. Сплав ВТ8-1 имеет дуплексную структуру, состоящую из зерен первичной  $\alpha$ -фазы, расположенной в  $\beta$ - превращенной матрице. Средний размер  $\alpha$ -зерен составляет 14,3 мкм, толщина  $\alpha$ -пластин в  $\beta$ - превращенных зернах – 1,1 мкм.



*а*



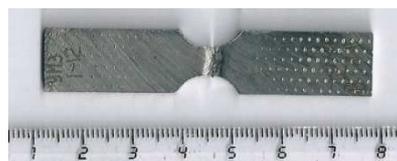
*б*

**Рис. 1.** Исходная микроструктура исследуемых сплавов: *а* – ВТ6 (УМЗ), ОМ; *б* – ВТ8-1, ОМ

Образцы для микроструктурных исследований были вырезаны из центральной зоны сварных соединений. Для выявления структуры, использовался водный раствор азотной и плавиковой кислот. Микроструктурные исследования проводились на оптическом микроскопе OLYMPUS GX-51 и растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV. Локальный химический анализ осуществлялся на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV,

оснащенным приставкой энерго-дисперсионного анализа INCA Oxford Instruments Ltd.

Для определения механических характеристик были проведены испытания на статическое растяжение плоских образцов сварного соединения сплавов ВТ6 и ВТ8-1 типа XXIV по ГОСТ 6996-66 (рис. 2). Плоскость сварного соединения в образце была перпендикулярна оси приложения нагрузки. Испытания на растяжение проводились на электромеханической машине INSTRON 5982 со скоростью нагружения 1 мм/мин.



**Рис. 2.** Образец после испытаний на статическое разрушение

Измерения микротвердости проводились на микротвердомере EmcoTest DuraScan 50. Нагрузка составляла 1 Н, время приложения – 10 с, шаг между измерениями – от 0,05 до 0,15 мм.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Проведенные микроструктурные исследования показали, что в зоне сварного соединения (СС) обоих образцов отсутствуют видимые дефекты в виде несплошностей, непроваров, пор (рис. 3, *а, б*).

Содержание основных легирующих элементов сплавах ВТ8-1 и ВТ6, приведено в табл. 1. Проведенный элементный анализ СС ВТ6 + ВТ8-1 по линии, проходящей перпендикулярно сварному шву, показал отсутствие перемешивания этих сплавов в зоне шва.

Таблица 1

**Содержание основных легирующих элементов в сплавах ВТ6 и ВТ8-1**

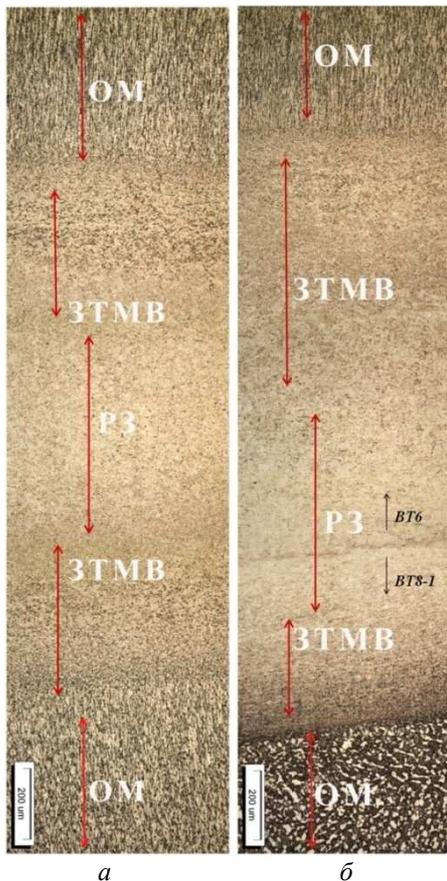
Сплав	Al	V	Zr	Mo	Sn
ВТ6	5,7	4,3	–	–	–
ВТ8-1	6,0	–	2,2	3,5	1,3

ЛСТ привела к формированию трех характерных зон в обоих сплавах: рекристаллизованной зоны (РЗ), зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) и недеформированной зоны основного материала (ОМ).

На электронно-микроскопических снимках микроструктуры шва обоих исследуемых образ-

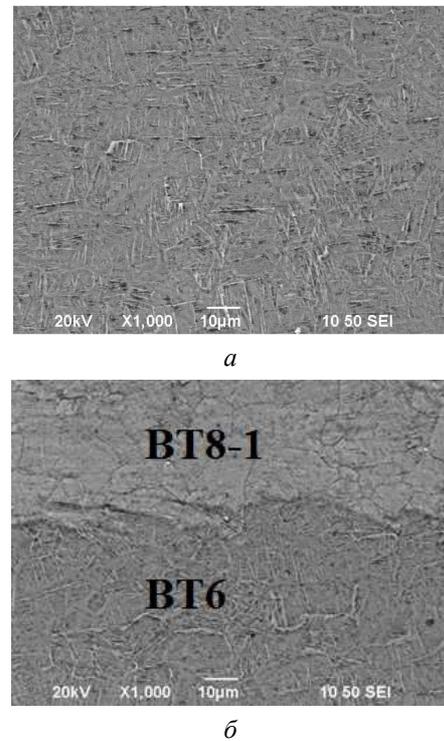
цов, видны границы исходных  $\beta$ -зерен (средний размер 15,0 мкм), внутри которых расположены тонкодисперсные пластины мартенсита (рис. 3, а, б). Толщина пластин не превышает 400...500 нм (рис. 4). В образце 1, содержащем соединение ВТ6 + ВТ8-1, отчетливо различима линия стыка двух сплавов, в отличие от образца 2, где в зона соединения явно не выявляется.

Так как в РЗ наблюдается структура мартенсита, то можно сделать выводы о том, что в зоне контакта во время сварки трением температура превысила температуры полиморфного превращения обоих сплавов. Обычно мартенситное превращение в титановых сплавах наблюдается при ускоренном охлаждении с температуры  $\beta$ -области, например при закалке в воду. В случае ЛСТ ускоренное охлаждение может обеспечиваться за счет того, что узкая зона нагретого трением материала остывает благодаря теплообмену с прилегающими слоями металла, имеющими температуру окружающей среды [1].



**Рис. 3.** Микроструктура сварного соединения сплавов: а – ВТ6+ВТ6; б – ВТ6+ВТ8-1

Подобные микроструктурные изменения наблюдались ранее в работе [3] при сварке образцов из титановых сплавов ВТ6 и ВТ8-1 в мелкозернистом состоянии. В образце, полученном сваркой разных титановых сплавов (рис. 3, б) протяженность зон со стороны заготовок из ВТ8-1 и ВТ6 отличается: ширина РЗ в сплаве ВТ6 (около 650...700 мкм) в четыре раза больше, чем в сплаве ВТ8-1 (160...180 мкм). Вероятно, это связано с тем, что сплав ВТ8-1 имеет более низкую температуру полиморфного превращения по сравнению со сплавом ВТ6, а термическому воздействию при сварке трением подвергается только узкая околосварочная область. Таким образом, область нагрева в однофазной  $\beta$ -области шире для сплава ВТ6. Поэтому общая протяженность РЗ в образце 2 больше, чем в образце 1.



**Рис. 4.** Микроструктура области соединения (рекристаллизованная зона)

Измеренная протяженность ЗТМВ в ВТ6 больше, чем в ВТ8-1 (550...600 мкм и 300...330 мкм соответственно). Следует отметить, что в ЗТМВ сплава ВТ6 металлографическая текстура, свойственная исходному состоянию заготовок, не сохранилась, частицы  $\alpha$ -фазы распределены более равномерно.

В сплаве ВТ8-1 наблюдается резкий переход от ЗТМВ к ОМ (рис. 3, б). В ЗТМВ в результате деформации  $\alpha$ -пластины раздробились на от-

дельные частицы, окруженные рекристаллизованными  $\beta$ -зернами.

Распределение микротвердости (рис. 5) по сечению образцов после ЛСТ хорошо согласуется с расположением зон сварного соединения. В образце, сваренном из заготовок ВТ6 (УМЗ) и ВТ8-1 (рис. 5, а), распределение микротвердости со стороны сплава ВТ8-1 менее однородное, чем со стороны ВТ6. В ЗТМВ сплава ВТ8-1 наблюдается некоторое (на 40...60 Нv) повышение микротвердости. Это, по-видимому, связано с тем, что рассматриваемые области материала подверглись значительной пластической деформации в процессе ЛСТ. Пластины  $\alpha$ -фазы подверглись дроблению на отдельные мелкие части, равномерно распределенные в объеме  $\beta$ -фазы. В РЗ сплава ВТ8-1 также наблюдаются повышенные (в среднем 415 Нv) относительно ОМ (в среднем 340 Нv) значения микротвердости. Это объясняется тем, что эта область претерпела мартенситное превращение с образованием тонкоигольчатых пластин.

Детальное исследование микротвердости образца, сваренного из заготовок ВТ6 (рис. 5, б) по сечению сварного соединения, выявило ее уменьшение на ~30 Нv относительно показателей для основного материала в ЗТМВ. Микротвердость РЗ сплава ВТ6 близка к значениям, полученным в ЗТМВ, но непосредственно в области сварного соединения наблюдается повышение микротвердости до 420 Нv.

Таким образом, оба сварных соединения демонстрируют максимум микротвердости в непосредственной близости к сварному шву.

Проведенные механические испытания растяжения показали, что значения предела текучести и предела прочности соединения сплавов ВТ6 и ВТ8-1 составляют 1118 МПа и 1120 МПа, соответственно, и приближаются к уровню характеристик исходных титановых сплавов ( $\sigma_b = 1150$  МПа для ВТ8-1 и  $\sigma_b = 1122$  МПа для ВТ6 в УМЗ состоянии). При этом величина пластической деформации составила 2 %.

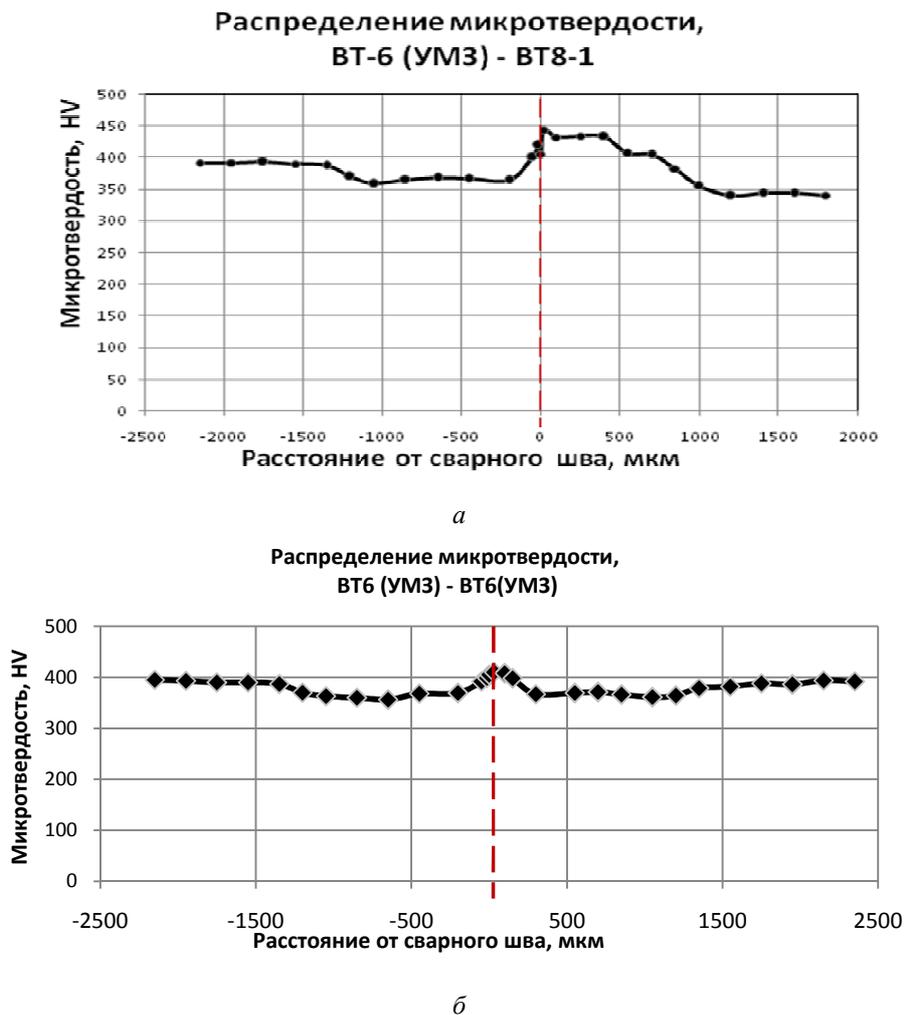


Рис. 5. Распределение микротвердости по сечению сварных образцов: а – ВТ6+ВТ8-1; б – ВТ6+ВТ6

## ВЫВОДЫ

Таким образом, при ЛСТ титановых сплавов с УМЗ структурой в зоне сварного соединения происходит разогрев до температуры выше температуры полиморфного превращения, что в сочетании с последующим быстрым охлаждением вызывает формирование тонкодисперсной мартенситной структуры. Благодаря незначительному времени протекания процесса средний размер рекристаллизованных  $\beta$ -зерен составляет 15,0 мкм.

Однако, микротвердость сплава ВТ6 в РЗ и ЗТМВ ниже на 30 Нv, чем микротвердость основного материала с УМЗ структурой, следовательно, зона соединения может быть ослаблена по сравнению с основным материалом. Возможно, последующая термическая обработка приведет к выравниванию твердости в околошовной зоне. В сплаве ВТ8-1, напротив, в этих зонах наблюдается некоторое (на 40...60 Нv) повышение микротвердости, что связано с деформационным воздействием при ЛСТ в ЗТМВ и с фазовым превращением РЗ. Оба сварных соединения демонстрируют максимальную микротвердость в непосредственной близости к сварному шву (до 420...430 Нv).

Установлено, что прочность соединения сплавов ВТ6 + ВТ8-1, определенная при испытаниях на статическое растяжение близка к уровню прочности основных материалов, входящих в соединение:  $\sigma_b = 1120$  МПа – сваренные образцы,  $\sigma_b = 1150$  МПа – ВТ8-1,  $\sigma_b = 1122$  МПа – ВТ6 в УМЗ состоянии.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Гнюсов С. Ф.** Структура и свойства соединений сталей перлитного класса, полученных сваркой трением в температурном интервале сверхпластичности // Сварочное производство. 2005. № 1. С. 23–24.
2. **Mitchell L. A.** A Theory of friction and wear based on a new characterization of asperity interactions // Mat. Sci. 1999. № 40. P. 75–78.
3. Влияние величины осадки на формирование сварного соединения при линейной сварке трением / М. В. Караваева [и др.] // Письма о материалах. 2012. Т. 2. С. 40–44.
4. **Vairis A., Frost M.** High frequency linear friction welding of a titanium alloy // Wear 217 (1998). P. 117–131.

## ОБ АВТОРАХ

**Гринь Регина Равиловна**, инженер каф. материаловедения и физики металлов. Дипл. магистр техники и технологии (УрФУ, 2012). Иссл. в обл. линейной сварки трением.

**Караваева Марина Владимировна**, доц. той же каф. Дипл. инженер-механик по машинам и технологиям обработки металлов давлением (УАИ, 1987). Канд. техн. наук (ИПСМ РАН, 1997). Иссл. в обл. объемных наноструктурных материалов.

**Бычков Владимир Михайлович**, доц. каф. оборудования и технологии сварочн. производства. Дипл. инженер-механик (УАИ, 1976). Канд. техн. наук по машинам и технологии сварочн. производства (Уральск. политехн. ин-т, 1980). Иссл. в обл. физики и техники дуговых и плазменных процессов в сварочном производстве.

**Медведев Александр Юрьевич**, доц. той же каф. Дипл. магистр техники и технологий по машинам и технологии сварочного производства (УГАТУ, 1999). Канд. техн. наук по машинам и технологии сварочного производства (Тольяттинск. гос. ун-т, 2003). Иссл. в обл. моделирования нагрева при сварке, аргонодуговой сварки, сварки трением.

**Супов Андрей Владимирович**, нач. технологическ. бюро ООО «Уфимское моторостроительное производственное объединение». Дипл. инженер-техник (УГАТУ, 2009). Иссл. в обл. в области линейной сварки трением.

**Александров Игорь Васильевич**, проф., гл. науч. сотр., зав. каф. физики. Дипл. физик (БГУ, 1976). Д-р физ.-мат. наук по физике твердого тела (ИФМ УрНЦ РАН, 1997). Иссл. в обл. физики прочности и пластичности материалов.

**Латыш Владимир Валентинович**, высш. науч. сотр., директор ИНТ НП «Технопарк Авиационных Технологий». Дипл. инженер-механик (УАИ, 1976). Канд. техн. наук (УГАТУ, 2000). Иссл. в обл. деформационной обработки металлов и сплавов, эволюции микроструктуры и механических свойств металлических материалов.

**Мусин Фаниль Фанусович**, доц. каф. материаловедения и физики металлов, техн. директор НОЦ «Наноструктурные материалы и высокие технологии». Дипл. инженер-механик по машинам и технологиям обработки металлов давлением (УАИ, 1988). Канд. физ.-мат. наук (ИПСМ РАН, 1994). Иссл. в обл. материаловедения алюминиевых, титановых сплавов и сталей.