

СВАРИВАЕМОСТЬ СТОЙКОГО К ПОВРЕЖДЕНИЮ ТИТАНОВОГО СПЛАВА TC21 ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ

ЮАНЬ ХУН, ЧЖАН ГУО-ДУН, ВАН ЦЗИН-СЮ, ЙЮ ХУАЙ, ЧЖУ ЧЖИ-ШОУ

Пекинский институт авиационных материалов, 1000095, КНР. E-mail: hong.yuan@biam.ac.cn

Разработка стойких к повреждению титановых сплавов с высокой вязкостью разрушения и низкой скоростью роста усталостных трещин поддерживалась во всем мире. Применение электронно-лучевой сварки (ЭЛС) необходимо при сборке компонентов авиационных конструкций из стойкого к повреждению титанового сплава. В Китае сплав TC21 – это титановый $\alpha+\beta$ -сплав с пределом прочности на растяжение 1100 МПа, который характеризуется отличной стойкостью к повреждению при высокой вязкости разрушения и низкой скоростью развития трещин. Была изучена ЭЛС толстолистовых секций сплава TC21 и проведена оценка механических свойств. Исследования вязкости разрушения и стойкости к развитию усталостных трещин показали, что стойкость к повреждению соединений TC21, выполненных ЭЛС, сравнима с основным металлом. Высокоцикловая усталостная прочность соединений, выполненных ЭЛС, составляет 634 МПа, достигая 98,3 % прочности основного металла. Микроструктура металла шва состоит из крупных столбчатых дендритов, соответствующих исходным β -зернам деформированного сплава и мелкого игольчатого α -мартенсита, что объясняет разницу в скорости роста трещин и вязкости разрушения между основным металлом и соединениями. Эти результаты указывают на то, что титановый сплав TC21 имеет очень хорошую свариваемость при использовании ЭЛС. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, стойкость к повреждению, вязкость разрушения, распространение усталостных трещин

Титановые сплавы широко используются в авиационных конструкциях и в ответственных системах благодаря своей высокой удельной прочности, повышенному сопротивлению усталости, воздействию высокой температуры и окружающей среды [1]. Изменения в методах разработки оказало значительное влияние на создание титановых сплавов и ускорило процесс разработки титана с высокой стойкостью к повреждению, который имеет высокую вязкость разрушения и низкую скорость распространения трещин [2, 3].

В Китае сплав TC21 — это титановый $\alpha+\beta$ -сплав с пределом прочности на растяжение 1100 МПа, который имеет повышенную стойкость к повреждению и высокую вязкость разрушения, превышающую $90 \text{ МПа}\cdot\text{м}^2$ и низкой скорость распространения трещин da/dN — до $9\cdot 10^{-6}$ мм/цикл при $\Delta K = 11 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$ ($R = 0,1$). Сплав подвергали технологической обработке для оптимизации химического состава и очищения расплава, а также квази- β ковке и термообработке. Удельная прочность и вязкость разрушения не меньше, чем у Ti-1023, что указывает на то, что сплав можно использовать как материал первого класса для изготовления важных авиационных конструкций современных самолетов. Технология ЭЛС будет иметь особую важность при сборке элементов

авиационных конструкций из стойкого к повреждению титанового сплава.

В данной статье представлены результаты экспериментов теплового моделирования, в которых моделировались термические циклы ЭЛС при различной скорости сварки для определения влияния на свойства сварных соединений различной энергии сварки и скоростей охлаждения. Таким образом, мы смогли проанализировать свариваемость сплава TC21 ЭЛС с точки зрения чувствительности к влиянию тепла, подводимого во время сварки. Результаты исследования будут использованы для оптимизации диапазона параметров ЭЛС и термообработки после сварки. Сравнение механических свойств соединений, выполненных ЭЛС, и полученных при разной скорости сварки, которая отображает особенности тепловложения при сварки, соответствует экспериментам теплового моделирования. Были исследованы условия ЭЛС сплава TC21 толщиной 60 мм и оценены такие свойства соединения, как вязкость разрушения и стойкость к распространению усталостных трещин.

Материалы и методика исследования. Основным металлом, который использовался для моделирования и экспериментов в данной статье, был титановый сплав TC21, прошедший квази- β ковку и термообработку (2 ч, 900 °С, охлаждение

на воздухе), соответственно. Химический состав материала (мас. %): 5,8 Al–2,0Sn–2,0Zr–2,8Mo–2,0Nb–1,7Cr–0,1Cr–0,1Si и титан.

Эксперименты по моделированию ЭЛС были выполнены на симуляторе Gleeble 1500 и заключались в наложении термических циклов на ряд образцов квадратного сечения. Образцы вырезали из ковок и механически обрабатывали до размера 10 мм×10 мм×55 мм. Эксперименты по моделированию проводили при очень высокой скорости нагрева 1000 °C/с до заранее установленной пиковой температуры 1200 °C/с при постоянном времени выдержки 40 с с последующими различными скоростями охлаждения 0,1, 0,5, 5, 25, 80 °C/с (охлаждение на воздухе) и 160 °C/с (охлаждение водой), в отдельных случаях. Размеры изотермической зоны (или рабочей зоны) составляют около 8...10 мм по середине образца. Смоделированные образцы были подвергнуты механической обработке для получения образцов для испытаний на растяжение и ударную вязкость при комнатной температуре в соответствии со стандартом ISO 9016:2001. Испытания на ударную вязкость по Шарпи выполняли на полномасштабном образце с U-образным надрезом.

Сварку с полным проплавлением выполняли на установке KL 106 EBW со средним ускоряющим напряжением 60 кВ, которая была поставлена из Института электросварки им. Е.О. Патона. В табл. 1 представлены параметры ЭЛС, которую использовали при изготовлении образцов. Скорость для сварки сплава TC21 толщиной 14 мм выбирали из диапазона 4...25 мм/с в соответствии с током пучка для получения разных значений тепловложения. После сварки выполнялся неразрушающий контроль для обнаружения возможных дефектов в сварных пластинах. Бездефектные пластины отбирали для изготовления образцов для металлографических испытаний и изучения механических свойств.

Образцы для металлографических исследований и испытаний на растяжение, вырезанные из соединений толщиной 14 мм, полученных ЭЛС, были подготовлены для проведения оценки влияния тепловложения при сварке на механические свойства и микроструктуру. Основной металл толщиной 60 мм и соединения, полученные ЭЛС,

Таблица 1. Параметры ЭЛС (ускоряющее напряжение 60 кВ, рабочее расстояние 150 мм)

Толщина пластины, мм	Ток пучка, мА	Скорость сварки, мм/с	Ток фокусирующей катушки, мА	Количество подводимого тепла, Дж/мм
14	165	25	830	396
	110	12	830	550
60	70	4	830	1050
	290	6	855	2900

были подвергнуты термообработке посредством двойного отжига (900 °C, 2 ч, охлаждение на воздухе + 590 °C, 4 ч, охлаждение на воздухе). Затем образцы для испытаний на растяжение, для испытаний по Шарпи с U-образным надрезом, испытаний на ударную вязкость, многоцикловую усталость и скорость распространения усталостных трещин обрабатывали согласно стандартов ISO для проведения оценки ухудшения свойств сопротивления повреждению сварных соединений, полученных ЭЛС, в сравнении с основным металлом. Вершина надреза всех образцов сварных соединений, выполненных ЭЛС, находилась в центре металла шва.

Поверхности образцов для металлургических испытаний были отшлифованы, отполированы, вытравлены, а затем при помощи оптического микроскопа Olympus GX51 была проведена оценка микроструктуры. Более детально микроструктурные изменения изучали при помощи растрового электронного микроскопа (РЭМ) FEI Quanta600.

Образцы на растяжение и на ударную вязкость по Шарпи с U-образным надрезом испытывали на универсальной машине для испытаний Instron-5887 и машине для испытаний на удар ANS ZBC2302, соответственно. Испытание на вязкость разрушения при плоской деформации (K_{1C}) выполняли на электрогидравлической установке MTS-370, используя компактные образцы для испытаний (КОР) на растяжение толщиной 25 мм и шириной 60 мм. Испытания на многоцикловую усталость с контролем амплитуды напряжения проводили с использованием синусоидальных колебаний при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,06$. Плоские цилиндрические образцы испытывали на резонансной электромагнитной установке для испытаний QBG-50 при частоте 115 Гц. Окончательным этапом испытаний было разрушение, либо его отсутствие при достижении цикла 10^7 . Испытания на рост усталостных трещин (РУТ) проводили при постоянной асимметрии цикла $R = 0,06$ с частотой 10 Гц. Испытания РУТ проводили на компактных образцах для испытаний на растяжение (КОР) размером 62,5 мм (длина) × 50 мм (ширина) × 12,5 (толщина).

Результаты и обсуждение. Термическое моделирование. Процесс моделирования был стабильным и его повторяли до получения более трех образцов при одинаковых условиях термического моделирования. На рис. 1 показаны ударные свойства и свойства растяжения образцов, прошедших термическое моделирование на установке Gleeble при различных скоростях охлаждения. Значения прочности увеличиваются с ростом скорости охлаждения, тогда как пластичность и ударная вязкость меняются в противоположную сторону. Образцы при скорости охлаждения 0,1 и

0,5 °C/c имеют высокую пластичность и ударную вязкость, тогда как прочность на растяжение относительно низкая. Механические свойства демонстрируют значительное изменение с ростом скорости охлаждения от 0,5 до 4 °C/c, в особенности это касается ударной вязкости, значение которой снизилось с 42 до 9 Дж/см². В частности, при росте скорости охлаждения с 5 до 160 °C/c ухудшение пластичности и ударной вязкости не является очевидным.

Очевидно, что для получения высоких механических свойств при сварочной обработке установленную скорость охлаждения регулируют с шагом меньше 0,5 °C/c. Тогда как на практике для методов сварки плавлением невозможно использовать скорость охлаждения меньше 0,5 °C/c. Таким образом, был сделан вывод о том, что сплав TC21 нечувствителен к сварочному тепловложению и скоростям охлаждения после сварки, в особенности при технологии ЭЛС — методе сварки с высокой плотностью энергии. Очевидно, микроструктура и механические свойства соединений не могут быть усовершенствованы посредством улучшения сварочных параметров и энергии сварки, например, такими, как решение проблемы возобновления пластичности и вязкости и т.д.

Влияние тепловложения на механические свойства и макроструктуру соединений, выполненных ЭЛС. Микроструктура и механические свойства соединений в основном определяются результатами фазового превращения, такими, как расположение, объемная доля и индивидуальные свойства двух фаз при условии учета термических циклов сварки. В экспериментах по обработке ЭЛС ток пучка для трех групп скоростей сварки сравнивали при условии постоянного фокусного расстояния, уровня вакуума и ускоряющего напряжения. Ток пучка составлял 65, 110 и 165 мА в соответствии со скоростью сварки 4, 12 и 25 мм/с. Энергия сварки составляет 1050η, 550η и 396η Дж/мм, соответственно (η — коэффициент эффективности, определенный тем же условием). На рис. 2 показаны макроснимки поперечного сечения сварных соединений, полученных ЭЛС при различ-

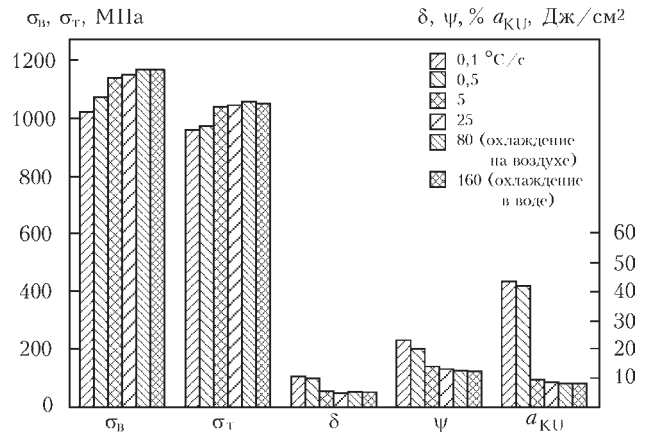


Рис. 1. Ударные свойства и свойства растяжения образцов, прошедших термическое моделирование на установке Cleeble, при различных скоростях охлаждения

ном тепловложении. Ширина основного металла увеличивается с ростом количества подводимого тепла от 396 до 1050 Дж/мм. Видно, что все зоны сплавления состоят из крупных столбчатых зерен дендрита, перпендикулярных границе зоны сплавления. Причиной этого является то, что при кристаллизации металла зоны сплавления рост зерна наблюдается в направлении максимального отвода тепла.

На рис. 3 представлено влияние количества подводимого тепла на механические свойства. Результаты испытаний показывают, что обычные механические свойства не имеют больших различий, несмотря на то, что параметры сварки отличаются по количеству подводимого тепла и скоростям охлаждения. Взаимосвязь между механическими свойствами соединений из титанового сплава, полученных ЭЛС, и количеством подводимого тепла незначительна. При условии высокой плотности энергии ЭЛС отличается способностью моментально ограничивать нагретую область. Скорость роста температуры и охлаждения имеет четкие различия, несмотря на изменяющиеся параметры сварки. Таким образом, отличные свойства сварных соединений из сплава TC21, полученные ЭЛС, могут основываться на широком диапазоне параметров ЭЛС. Это соответствует результатам термического моделирования Gleeble.

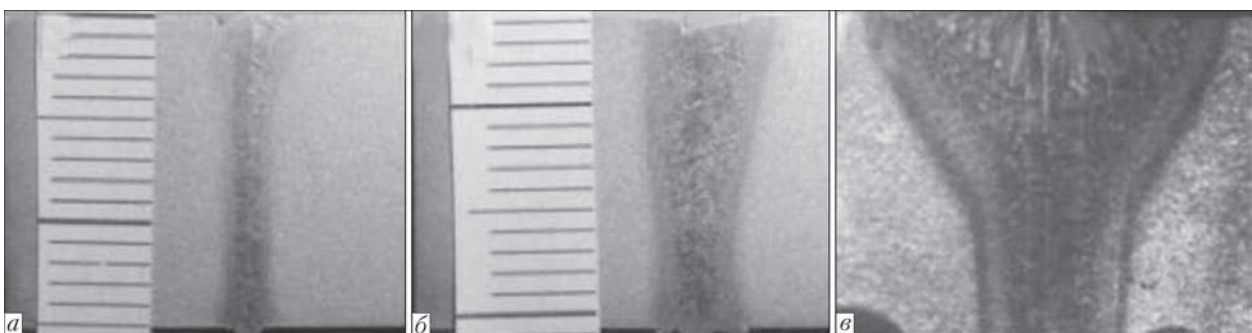


Рис. 2. Макроснимки поперечного сечения соединений, выполненных ЭЛС, при подводимом количестве тепла 396η (а), 550η (б), 1050η Дж/мм (в)

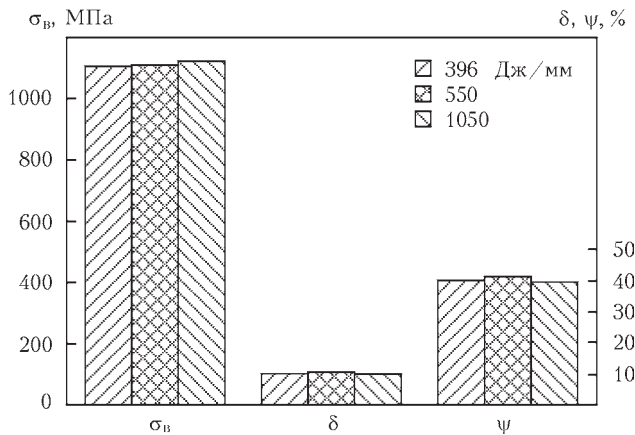


Рис. 3. Механические свойства соединений, выполненных ЭЛС, в зависимости от количества подводимого тепла

ЭЛС титанового сплава TC21 толщиной 60 мм. Оптимальные параметры ЭЛС для титанового сплава толщиной 60 мм были получены при помощи соответствующих швов с изменяющимися параметрами, включая такие, которые влияют на характер шва и дефекты. Фокусное положение пучка $0,6t$ под поверхностью и круговые колебания с частотой 400 Гц оказались наиболее подходящими для скорости сварки 5 мм/с, сопровождающиеся увеличением тока пучка и регулированием угла наклона ввода-вывода. Провалы корня шва были предотвращены [4]. Было получено удовлетворительное соединение с полным проплавлением. Макроснимки поперечного сечения показаны на рис. 4. Обе стороны границы шва параллельны друг другу, а соотношение глубины к ширине больше 20:1.

Для контроля швов, выполненных ЭЛС, использовали новый передовой метод ультразвукового контроля С-скан, преимуществами которого является высокая скорость обнаружения и высокая чувствительность к дефектам, таким как недостаточное проплавление, неполное расплавление и поры. Направление С-скана и его изображение представлены на рис. 5. Можно видеть, что качество швов было удовлетворительным за исключением таких дефектов, как кратер в конце шва и поверхностное упрочнение.

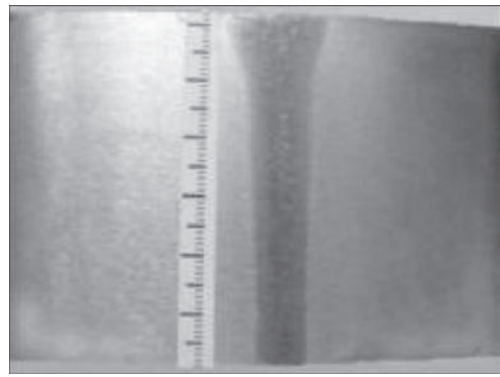


Рис. 4. Макроснимки поперечного сечения сварного соединения толщиной 60 мм, полученного ЭЛС

На рис. 6 показаны свойства растяжения, ударной нагрузки и вязкости разрушения соединений из дуплексных отпущенных сталей и основного металла. Результаты показывают, что прочность сварного соединения выше прочности основного металла, тогда как пластичность, ударная нагрузка и вязкость разрушения немного ниже, чем у основного металла. Заметно, что соединения, выполненные ЭЛС, демонстрируют хорошую вязкость разрушения. Вязкость разрушения соединений, выполненных ЭЛС, составляет $88,6 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$, достигая 92,5 % основного металла.

В данном исследовании многоцикловую усталостную прочность определяли при помощи ступенчатого метода, а затем посредством группировки методов контроля получали кривые напряжение — число циклов ($S-N$). На рис. 7 представлены кривые напряжение — число циклов для вероятности разрушения 0,5 и разброс экспериментальных данных. Экспериментальные результаты описываются как максимальная амплитуда напряжений по отношению к числу циклов. Основной металл и соединение демонстрируют одинаковую тенденцию к росту усталостной долговечности при уменьшении амплитуды напряжений. Усталостная долговечность сварных соединений оказалась немного выше, чем у основного металла при высокой амплитуде напряжений ($\sigma_{\text{max}} > 690 \text{ МПа}$), тогда как ситуация меняется при низкой амплитуде напряжений ($\sigma_{\text{max}} < 690 \text{ МПа}$). Видно, что условная усталостная прочность ($N_f = 10^7$) сварного соединения составляет

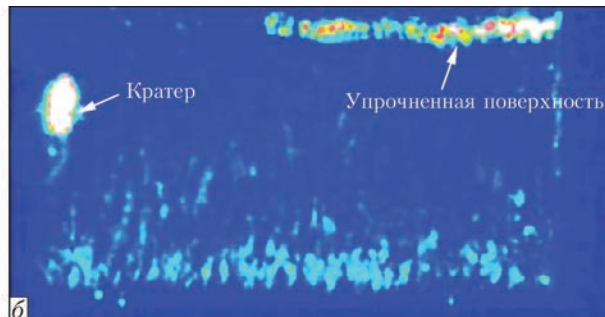
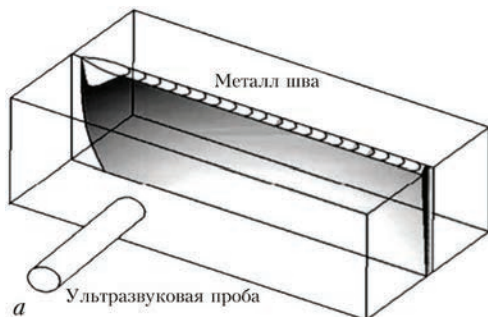


Рис. 5. Ультразвуковой С-скан соединения из сплава TC21 толщиной 60 мм, полученного ЭЛС: а — схема направления ультразвукового сканирования; б — изображение С-скан

643 МПа, что соответствует приблизительно 98,3 % основного металла (654 МПа), указывая на то, что сварные соединения имеют достаточно высокую усталостную долговечность.

График da/dN - ΔK на рис. 8 показывает, что наличие чешуйчатой структуры в основном металле и соединении, выполненном ЭЛС, увеличивает распространение внутренних трещин. Скорость роста трещин усталости (da/dN , мм/цикл) по отношению к кривым диапазона коэффициента интенсивности напряжения (ΔK , МПа $\cdot\sqrt{м}$) соединений, выполненных ЭЛС, и основного металла, показаны на рис. 9. Очевидно, что кривые da/dN - ΔK имеют три области: пороговую, линейную и нестабильную область разрушения. Если $\Delta K < 21$ МПа $\cdot\sqrt{м}$, скорость роста трещин усталости соединений, выполненных ЭЛС, будет ниже, чем у основного металла при таком же значении ΔK . При высоком ΔK эта тенденция меняется.

На рис. 9 показана микроструктура дуплексного отпускаемого сплава TC21 и металла шва. Для титанового сплава TC21 при квази- β ковке и обработке отпуском характерна шахматная микроструктура. Из-за высоких скоростей нагрева и охлаждения, основной металл состоит преимущественно из крупного столбчатого дендрита исходного β -зерна, которое укомплектовано тонким игольчатым α -мартенситом.

По сравнению со структурой основного металла с относительно толстыми α -пластинами, тонкий игольчатый α -мартенсит в зоне сплавления имеет повышенную стойкость к образованию трещин при низком ΔK (< 21 МПа $\cdot\sqrt{м}$), что хорошо согласуется с указанным в работе [5]. При высоком ΔK толстостенные α -пластины и большая зернограничная область в основном металле обеспечивают большую стойкость к росту усталостных трещин. Причиной этого является разветвление или отклонение трещин, а вторичные трещины легко появляются при ламелярной фазе и на границах зерна. Отклонение пути роста трещины приводит к изменению направления поверхности трещины перпендикулярно направлению внешнего усилия, что уменьшает коэффициент концентрации напряжений в вершине трещины и увеличивает траекторию роста трещины. Разветвление трещины или ее отклонение и появление вторичных трещин делают поверхность разлома более вязкой, а смыкание трещины возникает при низкой нагрузке, что повышает сопротивление росту усталостных трещин [6–8].

Различие в многоцикловой усталостной прочности и вязкости разрушения основного металла и соединений, выполненных ЭЛС, также можно объяснить, используя приведенное выше описание.

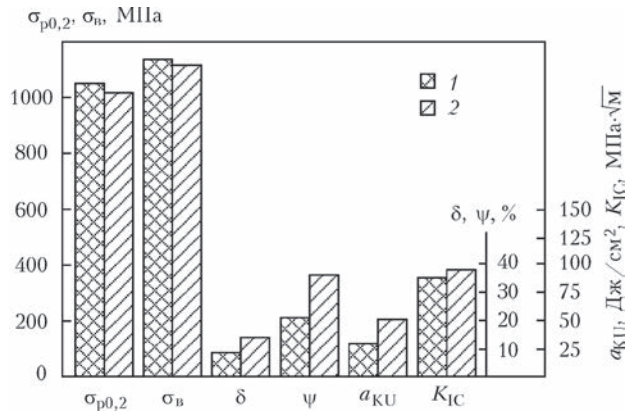


Рис. 6. Свойства растяжения, ударной нагрузки и вязкости разрушения соединений из дуплексных отпускаемых сталей, выполненных ЭЛС (1), и основного металла (2)

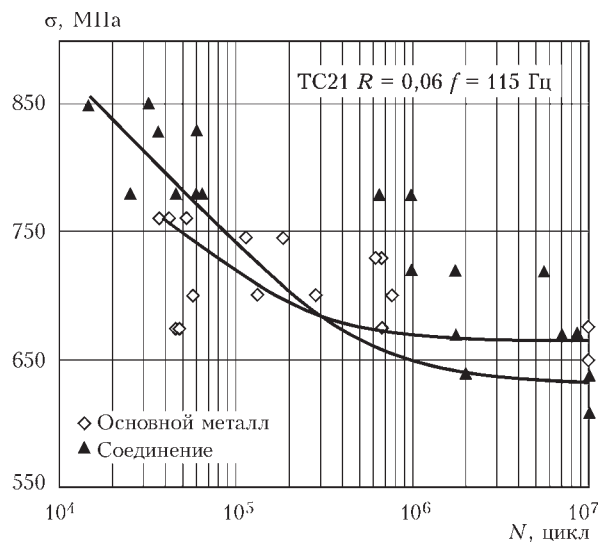


Рис. 7. Результаты оценки усталости и $S-N$ кривые соединений и основного металла

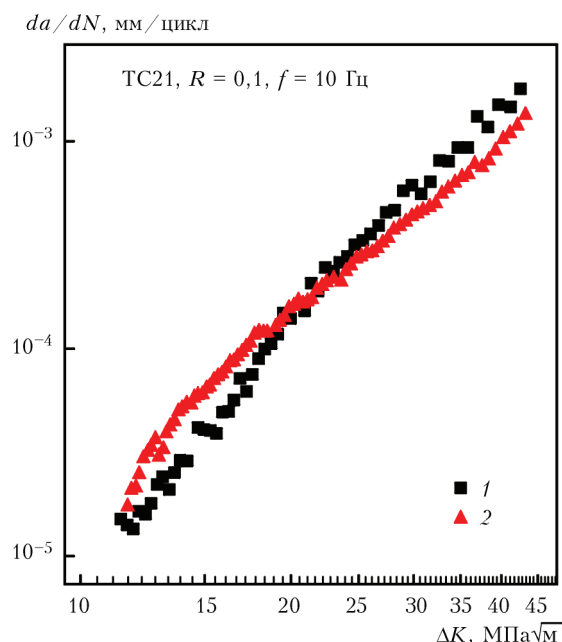


Рис. 8. Кривые da/dN - ΔK для сварного соединения (1) и основного металла (2)

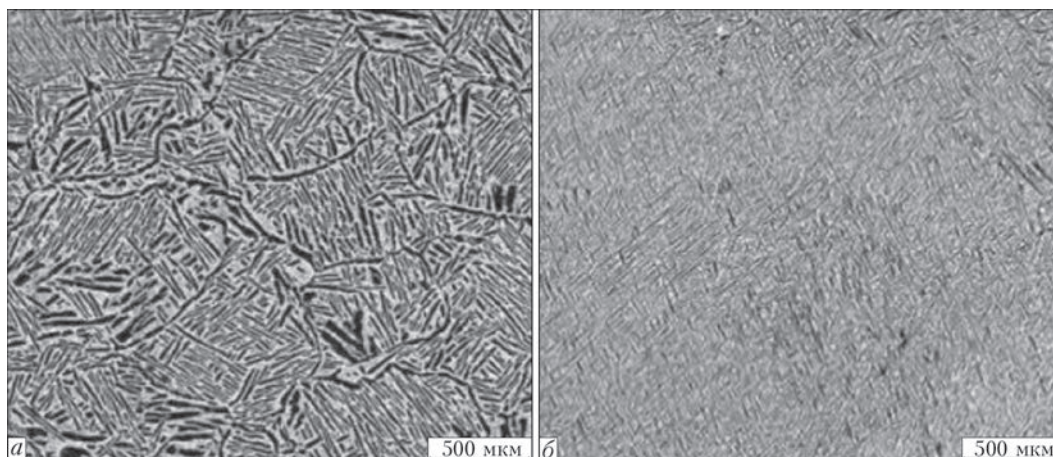


Рис. 9. Микроструктура основного металла (а) и зоны шва (б)

Выводы

Механические свойства титанового сплава TC21 с термомеханическими свойствами, смоделированными на установке Gleeble, были протестированы для определения изменения механических свойств в металле ЗТВ при ЭЛС. Было оценено влияние тепловложения на макроструктуру и механические свойства сварных соединений. Исследована вязкость разрушения, усталость, скорость роста усталостных трещин соединений, дуплексного отпущенного титанового сплава, выполненных ЭЛС, и основного металла. На основании исследования могут быть сделаны следующие выводы.

1. Сплав TC21 нечувствителен к тепловложению при сварке и скоростям охлаждения после сварки. Микроструктура и механические свойства соединений, выполненных ЭЛС, очевидно, не могут быть усовершенствованы посредством улучшения параметров сварки и сварочной энергии. Высокие механические свойства соединений сплава TC21, выполненных ЭЛС, могут базироваться на широком диапазоне параметров сварки.

2. Предел прочности при растяжении соединения равен пределу прочности основного металла. Свойства стойкости к повреждению соединений, такие как вязкость разрушения и сопротивление распространению усталостных трещин, находятся на высоком уровне. Характер усталости соединений, выполненных ЭЛС, сравним с основным металлом.

3. Шахматная структура двухфазного $\alpha+\beta$ -титанового сплава компенсирует возможность улуч-

шения сопротивления зарождению трещин или росту коротких трещин и отклоняет траекторию ее распространения на границе зерна, очевидно, на стадии распространения макротрещины или длинной трещины, что снижает скорость распространения трещины и улучшает вязкость разрушения и усталостную прочность. Толщину распространения слоистой микроструктуры и размеры зерна объясняют различием скорости роста трещины между основным металлом и соединениями.

1. Ji-kui Zhang, Hiao-quan Cheng, Zheng-neng Li. Total fatigue life prediction for Ti-alloys airframe structure based on durability and damage-tolerant design concept // *Materials and Design*. – 2010. – **31**. – P. 4329–4335.
2. Research and application of damage tolerance titanium alloys for aeronautical use / Zhi-shou Zhu, Xin-nan Wang, Lu Tong et al. // *Materials China*. – 2010. – **29**, № 5. – P. 14–17.
3. Chun-xiao Cao. Change of material selection criterion and development of high damage-tolerant titanium alloy // *Acta Metallurgica Sinica*. – 2002. – **38**. – P. 4–11.
4. Schiller Siegfried, Heisig Ullrich, Panzer Siegfried. Electron beam technology. John Wiley, 1982. – P. 315–318.
5. The influence of forging processing on fatigue crack propagation rate of damage-tolerant titanium alloy / Xin-nan Wang, Zhi-shou Zhu, Lu Tong et al. // *Rare Metals Letters*. – 2008. – **27**(7). – P. 12–16.
6. Nakajima K., Terao K., Miyata T. The effect of microstructure on fatigue crack propagation of $\alpha+\beta$ titanium alloys in-situ observation of short fatigue crack growth // *Materials Sci. and Eng. A*. – 1998. – **243**(1-2). – P. 176–181.
7. Xiong Y., Hu X.X. The effect of microstructures on fatigue crack growth in Q345 steel welded joint // *Fatigue & fracture of Engineering Material & Structure*. – 2012. – **35**(6). – P. 500–512.
8. Leyens C., Peters M. Titanium and titanium alloys // Wiley-Vch GmbH & Co. KGaA. – 2003. – P. 160–161.

Поступила в редакцию 26.11.2015