

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

- Раев А.В., Вальтер А.И.** Компьютерная модель для исследования газового режима пресс-формы при литье термопластов под давлением51
- Абдуллин М.Р., Быков Ю.А., Жидков А.С., Карпухин С.Д., Сапронов И.Ю., Тепаев С.В.** Структура и свойства титанового сплава BT64 после линейной сварки трением и последующего отжига 54

Кузнечно-штамповочное производство

- Шпунькин Н.Ф., Типалин С.А.** Малогабаритная профилегибочная машина 62
- Лавриненко В.Ю.** Расчет сил деформирования при холодной объемной штамповке ... 67
- Крук А.Т., Соков В.И.** Определение параметров типовых технологических графиков нагрузки кривошипных горячештамповочных прессов 74

Прокатно-волочильное производство

- Бутрим В.Н., Каширцев В.Н., Егоров М.В., Митрошенков А.В.** Технология изготовления капиллярных трубок из высокохромистого никелевого сплава 78

Материаловедение и новые материалы

- Щеренкова И.С., Гадалов В.Н., Шкатов В.В., Романенко Д.Н.** Влияние сверхтвердых частиц на повышение эксплуатационных свойств электрохимических покрытий ... 84
- Крушенко Г.Г.** Повышение механических свойств сплава Al-10 % Zn температурной обработкой и наномодифицированием расплава 91

Информация

- Кременский И.Г.** Современные технологии получения заготовок из изношенных деталей 94

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней, в базу данных Chemical Abstracts

Журнал выходит при содействии:

Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; АО "НПО "Сплав"

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2017

Председатель редакционного совета и главный редактор
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЕМИН В.А., д.т.н., проф.
КОЛЕСНИКОВ А.Г., д.т.н., проф.

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.
ГУН И.Г., д.т.н., проф.
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНКО В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
СУБИЧ В.Н., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ОЛУНД Э., Dr. Ir.
ТУТМАН Т., Dr. Yur.

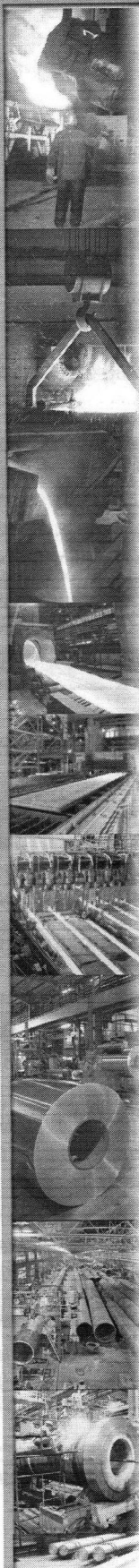
Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63952 от 09.12.2015

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" 81580, по Объединенному каталогу "Пресса России" 39205, по каталогу "Почта России" 60261) или непосредственно в издательстве.

Тел.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru



ИМ. Н. Э. БАУМАНА
БИБЛИОТЕКА

М.Р. Абдуллин, Ю.А. Быков*, А.С. Жидков*, С.Д. Карпухин*,
И.Ю. Сапронов**, С.В. Тепаев (ПАО "Туполев", г. Москва,

*Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,

**Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, г. Москва)

Структура и свойства титанового сплава ВТ6ч после линейной сварки трением и последующего отжига

Исследовано влияние процесса линейной сварки трением и последующего отжига на структуру и распределение микротвердости в сварном соединении промышленного титанового сплава ВТ6ч. Проведение последующей термической обработки позволило получить равноосную мелкозернистую структуру и стабилизировать значения твердости. Испытания на растяжение показали, что прочность сварного шва после термической обработки превышает прочность основного металла.

Ключевые слова: титановый сплав; линейная сварка трением; термическая обработка; микротвердость; рентгеновский спектральный микроанализ.

The influence of linear friction welding process and subsequent annealing on the structure and distribution of microhardness in welded joint of industrial titanium alloy VT6ch is studied. Conducting of subsequent heat treatment allowed to obtain equiaxed fine-grained structure and to stabilize the hardness value. Tensile tests showed that the weld strength after heat treatment is greater than the strength of the base metal.

Keywords: titanium alloy; linear friction welding; heat treatment; microhardness; x-ray spectral microanalysis.

Введение. *Линейная сварка трением* (ЛСТ) — это сварка с применением давления, при которой нагрев обуславливается трением, вызванным возвратно-поступательным перемещением одного элемента относительно другого по прямой с определенной частотой и амплитудой (рис. 1).

В настоящее время линейная сварка трением находит применение в авиационной промышленности, в частности, для сварки лопаток с диском ротора турбины, т.е. создания блисков компрессора низкотемпературной части газотурбинного двигателя (ГТД). Блиски, созданные этим методом, гораздо технологичнее, имеют меньшую массу и лучшую ремонтопригодность. Данный метод в настоящее время активно внедряют и применяют в производстве крупнейшие изготовители ГТД: Pratt & Whitney, ПАО "Уфимское моторостроительное производственное объединение" и "Объединенная двигателестроительная корпорация. Пермские моторы" для нового российского двигателя ПД-14 [1].

Качество ЛСТ-соединения деталей блиска невозможно определить на самом изделии,

но такие характеристики материала в зоне ЛСТ-соединения, как его микроструктура, микротвердость и интегральная прочность соединения доступны изучению на элементарных образцах. Для блисков компрессора высокого давления применяют титановые сплавы, поэтому изучение структуры и свойств

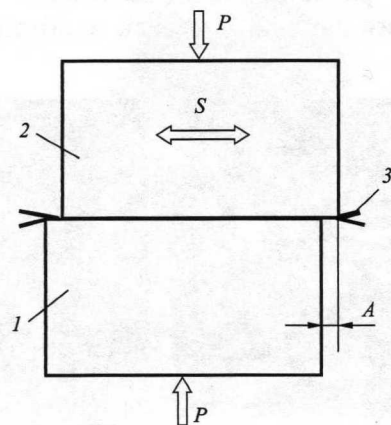


Рис. 1. Схема линейной сварки трением:

1 — неподвижный элемент; 2 — подвижный элемент; 3 — грат; A — амплитуда колебаний (перемещений); S — колебания подвижного элемента; P — сила сжатия, вызывающая давление между элементами

ЛСТ-соединения сплава ВТ6ч, является актуальной задачей.

Подробные исследования ЛСТ-соединения были проведены в работах [2–5], где показано, что процессы нагрева и деформации при ЛСТ титановых сплавов ВТ6 и ВТ8-1 приводят к образованию характерных зон измененной структуры.

Однако авторы работы [2] ошибочно относят структуру сварочного шва к мартенситной. Представленная в этом исследовании микроструктура имеет характерное строение, при котором пластинки α -фазы имеют параллельную ориентацию в пределах одного β -зерна. Такое строение сплава соответствует видманштеттовой структуре [5] для сплава Ti–6Al–4V. Подобная структура обладает пониженными механическими свойствами, что хорошо согласуется с приведенным в работе [2] графиком твердости. Образование видманштетта свидетельствует о недостаточной скорости охлаждения сплава из β -области [5].

В работе [3] показано образование α' -мартенсита в зоне сварки сплава ВТ6 с твердостью, превышающей твердость α -фазы (см. кн.: Вульф Б.К. Термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия, 1969. 376 с.).

Таким образом, результаты исследований указанных работ, противоречивы.

Изучение напряженного состояния сварного соединения сплава Ti–6Al–4V в работах [6, 7] показало наличие больших остаточных напряжений растяжения в зоне шва. Наличие указанных напряжений, а также нестабильность мартенситной структуры могут привести к изменению эксплуатационных характеристик конструкции, полученной ЛСТ. В работах [8, 9] в качестве окончательной термической обработки сварных соединений (не ЛСТ) рекомендован отжиг в диапазоне температур 720...800 °С для сплава ВТ6, в результате которого происходит не только снятие остаточных напряжений, но и стабилизация структуры.

Для ЛСТ-технологии подобные рекомендации сделаны в работе [4], где на примере термической обработки разнородного ЛСТ-соединения сплавов ТС4 и ТС17 показано снижение твердости околошовных зон, но при этом не представлена четко структура отожженного соединения.

В данной работе проведено детальное изучение структуры и свойств ЛСТ-соединения

сплава ВТ6ч, а также влияния на эти характеристики последующего отжига.

Методика исследования. Заготовки из сплава ВТ6ч вырезали из горячекатаной плиты толщиной 25 мм, изготовленной по ТУ 1-805-391–2015, и до сварки имели форму параллелепипеда с размерами 80×50×25 мм. Линейную сварку трением проводили на оборудовании MDS30 (Франция) по следующему режиму: амплитуда колебаний ± 2 мм; частота колебаний 40 Гц; давление в зоне сварки 90 МПа; осадка 3 мм; время сварки 2,7 с. Циклограмма процесса приведена на рис. 2.

В результате сварки получили две ЛСТ-заготовки в форме параллелепипеда с размерами 80×97×25 мм. В зоне сварки по контуру ЛСТ-заготовок наблюдали грат — характерный объем металла, выдавленный силой сжатия (рис. 3).

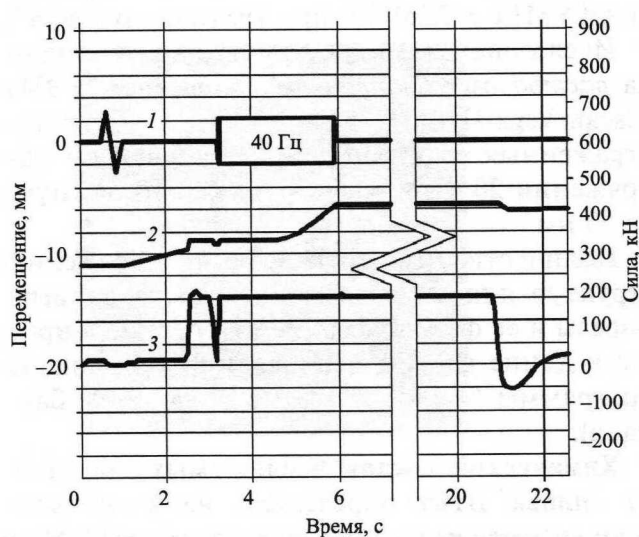


Рис. 2. Циклограмма линейной сварки трением заготовок сплава ВТ6ч:

- 1 — колебания заготовки в горизонтальной плоскости;
- 2 — движение заготовки в вертикальной плоскости;
- 3 — сила сжатия

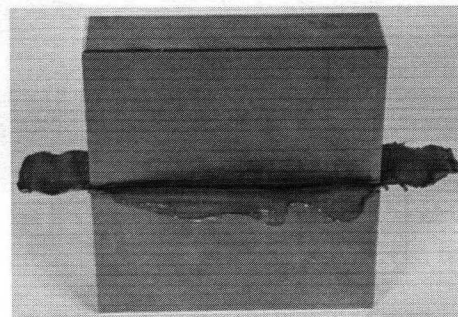


Рис. 3. ЛСТ-заготовка из сплава ВТ6ч после сварки

После сварки одну из ЛСТ-заготовок подвергли отжигу при температуре 750 °С в течение 2 ч в окислительной атмосфере. Последующим фрезерованием на глубину 1 мм удалили окалину и альфированный слой — твердый и хрупкий газонасыщенный слой под поверхностью окалины титанового сплава.

Для изучения макро- и микроструктуры, измерения микротвердости сплава ВТ6ч в зоне соединения из ЛСТ-заготовок вырезали образцы в виде пластин сечением 97×23 мм и толщиной ~2 мм перпендикулярно сварному шву, из которых были изготовлены шлифы. Шлифы протравливали в 1%-ном водном растворе плавиковой кислоты.

Для проведения испытаний на растяжение из отожженных ЛСТ-заготовок вырезали плоские образцы типа XIII в соответствии с ГОСТ 6996—66 (рис. 4).

Макроструктуру исследовали на микроскопе OLYMPUS SZ61 TR при увеличениях до 4^х.

Исследования микроструктуры выполняли на *растровом электронном микроскопе* (РЭМ) Tescan Vega II LMN во вторичных и обратно-отраженных электронах при ускоряющем напряжении 20 кВ и размере электронного пучка 60 нм.

Количественную обработку изображений структур для определения среднего размера β -фазы и ее форм-фактора (отношение ширины к длине частицы) проводили с помощью программы "Колобок" (МГТУ им. Н.Э. Баумана).

Химический состав исследуемых образцов из сплава ВТ6ч определяли на *рентгеновском спектральном микроанализаторе* (РСМА) INCA 350 Oxford Instruments в составе РЭМ. Регистрацию характеристического рентгеновского излучения осуществляли кремний-литиевым детектором.

Общий химический состав сплава ВТ6ч определяли по площади 200×200 мкм в 15 об-

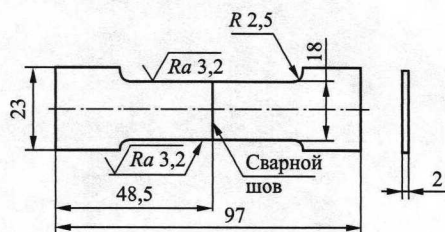


Рис. 4. Эскиз образца для проведения испытаний на растяжение

ластях, расположенных в разных частях сварного соединения.

Энергодисперсионный детектор в составе INCA 350 определяет химические элементы, начиная с Na, поэтому легкие элементы, присутствующие в сплаве согласно ТУ 1-805-391—2015, не учитывались.

С помощью РСМА определяли химический состав α - и β -фаз. При РСМА энергетический детектор исследует рентгеновское излучение с участка сплава площадью около 1 мкм², поэтому большое среднеквадратическое отклонение (σ) количества химических элементов (V, Al, Ti) в β -фазе связано с малым размером β -фазы (табл. 1). Однако все полученные значения количества химических элементов лежат в интервале 3 σ , в связи с этим средние значения количества химических элементов считаем достоверными.

Микротвердость измеряли на приборе Emcotest DuroScan 50 по методу Виккерса с нагрузкой 0,981 Н (100 гс) и временем нагружения 10 с. Отпечатки располагали в виде дорожки с шагом 0,1 мм на поперечном шлифе перпендикулярно плоскости сварки. Относительная ошибка измерения по результатам из пяти дорожек не превышала 9 %.

Испытания на растяжение проводили на сервогидравлической разрывной машине MTS 5. Среднее значение предела прочности σ_b определяли по результатам растяжения трех образцов. Относительная ошибка среднего значения σ_b составила 24 МПа.

Результаты исследования и их обсуждение. Макроструктуры сварного соединения заготовки, подвергшейся отжигу и без него, принципиально не отличаются друг от друга (рис. 5). Линия соединения имеет волнистую

1. Результаты количественной обработки изображений структур сплава ВТ6ч

Зона сварного соединения	Доля площади β -фазы, %	Средняя площадь частиц β -фазы, мкм ²	Форм-фактор
До отжига			
I (основной металл)	9	3,31	0,11
После отжига			
I (основной металл)	9	3,12	0,10
III (зона сварки)	9	0,35	0,46

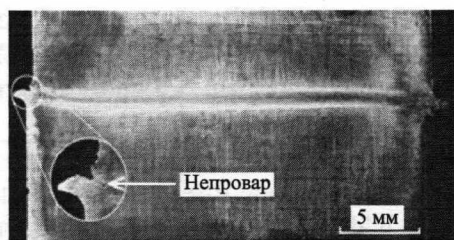


Рис. 5. Макроструктура сварного образца (после отжига)

форму, а также ярко выраженные участки измененной травимости.

Выявлены следующие характерные зоны соединения: темная зона в середине шва толщиной ~1 мм и две светлые зоны по краям от темной толщинами от 0,4 до 1 мм.

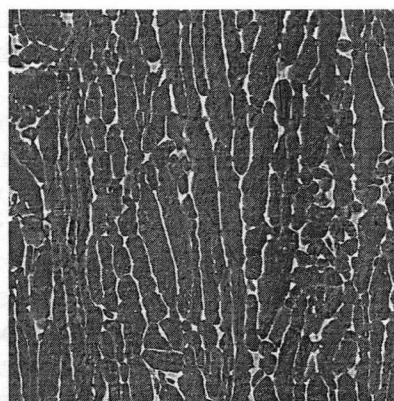
Таким образом, толщина сварного соединения относительно равномерна по плоскости всего шва и составляет примерно 2 мм.

В зоне выхода грата виден небольшой линейный дефект (непровар), глубина которого

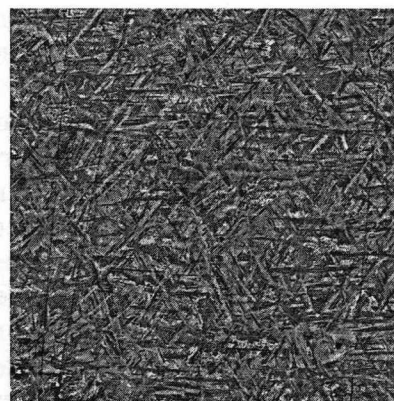
составляет менее 1 мм. Этот дефект был удален при последующем фрезеровании после отжига.

Размер грата для сваренных частей заготовки разный: у нижней части слева — больше, а с противоположной стороны образца размер грата больше для верхней половины (см. рис. 5). Неравномерность размера грата с разных сторон одной части заготовки связана с отсутствием симметричности в расположении частей заготовки перед ЛСТ: верхняя часть смещена относительно нижней вправо примерно на 0,7 мм (см. рис. 5). Этим объясняется и появление непровара около поверхности заготовки.

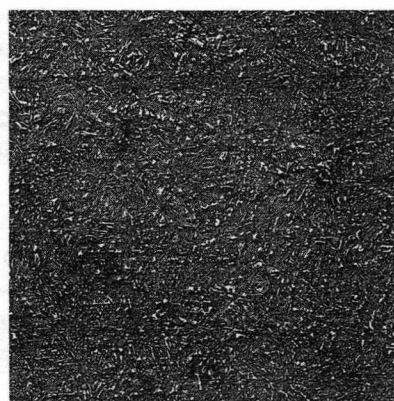
Микроанализ сварного соединения позволяет более отчетливо дифференцировать его строение. Можно выделить три характерные зоны с различной структурой в зависимости от термической обработки ЛСТ-заготовки (рис. 6).



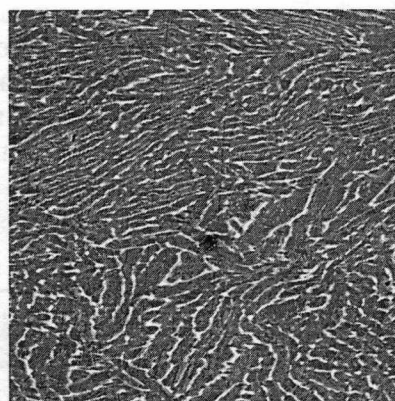
а)



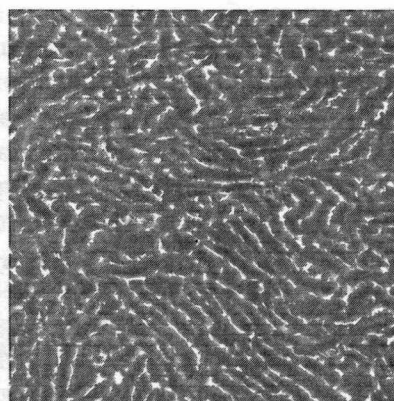
б)



в)



г)



д)

Рис. 6. Структура образца сплава ВТ6с:

а — зона основного металла (I), $\times 3000$; б — зона сварки (III) без отжига, $\times 5000$; в — зона сварки (III) после отжига, $\times 3000$; г, д — переходная зона (II) без отжига и после отжига соответственно, $\times 3000$

Зона I (зона основного металла). В этой зоне отсутствует влияние температуры и давления при проведении ЛСТ на структуру сплава, поэтому сохраняется исходное (до ЛСТ) строение. Структура не зависит от последующего отжига и представляет собой длинные вытянутые частицы светлой β -фазы по границам темных α -зерен (см. рис. 6, а). Средняя площадь частиц β -фазы в этой зоне $\sim 3,2$ мкм², а их форм-фактор составил 0,10 (см. табл. 1).

В зоне III (зоне сварки) образца без отжига после ЛСТ образуется мартенсит с характерной игольчатой структурой (см. рис. 6, б). Размер игл мартенсита 1...8 мкм. Такая структура является результатом высокотемпературного нагрева (выше температуры полиморфного превращения сплава ВТ6ч) локальных объемов сплава в месте контакта заготовок в процессе ЛСТ и последующего охлаждения нагретых объемов с высокой скоростью прежде всего за счет отвода тепла в массивное тело холодной части заготовки. Аналогичная структура рассмотрена в работе Б.К. Вульфа.

В результате ЛСТ происходит не только нагрев, но и значительная деформация титанового сплава, поэтому между зонами I и III располагается *переходная зона (зона II)*. В этой зоне нагрев от ЛСТ недостаточен для прохождения полного полиморфного превращения в сплаве, однако интенсивно проходят процессы пластической деформации, приводящие к образованию деформированной структуры, что проявляется в виде измельченных частиц β -фазы, вытянутых в направлении вектора амплитуды колебаний (см. рис. 6, д). Такая структура (зона II) характерна только для заготовки, не прошедшей отжига после ЛСТ.

Отжиг после ЛСТ обеспечивает получение стабильной структуры титанового сплава, которая не будет изменяться в процессе экс-

плуатации блиска ГТД. При отжиге сварного соединения в сплаве проходят различные структурные изменения, каждое из которых характерно для своей зоны.

В зоне сварки (зона III) происходит распад мартенсита с образованием мелкодисперсной смеси α - и β -фаз (см. рис. 6, в). Средняя площадь частиц β -фазы 0,35 мкм², форм-фактор 0,46 (см. табл. 1). Площадь частиц β -фазы по сравнению с исходной структурой уменьшилась почти в 10 раз, а форм-фактор увеличился в 4 раза, т.е. частицы β -фазы стали дисперснее, а их форма приблизилась к равноосной.

В переходной зоне (зоне II) происходит рекристаллизация наклепанного металла с образованием мелкозернистой равноосной структуры ($\alpha + \beta$) (см. рис. 6, д).

Структура основного металла (зона I) не изменяется.

Таким образом, проведение окончательно отжига позволяет сформировать в сварном соединении равновесную мелкодисперсную структуру, обеспечивающую стабильность свойств.

Рентгеновский спектральный микроанализ (РСМА) позволил установить, что химический состав сплава ВТ6ч соответствует ТУ 1-805-391—2015, средние значения которого приведены в табл. 2.

Большой разброс количества примесей (Fe, Si) связан с тем, что энергодисперсионный детектор с приемлемой точностью (до 0,1 %) определяет количество химического элемента, если его количество в сплаве более 1 %. Полученные значения количества примесей в образцах позволяют судить о том, что примеси присутствуют, но в малых количествах.

С помощью РСМА определяли химический состав α - и β -фаз ЛСТ-образцов без отжига и с отжигом в зонах сварного соединения (табл. 3).

2. Химический состав сплава ВТ6ч, % мас.

Сплав	Ti	Al	V	Fe	Si	O ₂	C	N ₂	H ₂
				Не более			Не более		
Сплав по ТУ 1-805-391—2015	Остальное	5,50...6,75	3,50...4,50	0,4	0,07	0,07...0,2	0,1	0,05	0,1
Исследованный сплав	89,81 ± 0,13	5,79 ± 0,05	4,24 ± 0,05	0,11 ± 0,09	0,05 ± 0,03	—	—	—	—

3. Химический состав α - и β -фаз сплава ВТ6ч

Химический элемент		Зона III, основной металл		Зона I, сварной шов (после отжига)
		без отжига	после отжига	
Ti	α -фаза	91,02 \pm 0,19	91,15 \pm 0,17	90,63 \pm 0,27
	β -фаза	87,25 \pm 1,16	84,52 \pm 1,16	88,60 \pm 1,02
Al	α -фаза	6,36 \pm 0,11	6,48 \pm 0,17	5,82 \pm 0,10
	β -фаза	4,45 \pm 0,22	3,91 \pm 0,31	5,38 \pm 0,38
V	α -фаза	2,62 \pm 0,28	2,30 \pm 0,18	3,46 \pm 0,22
	β -фаза	7,82 \pm 1,70	10,87 \pm 1,45	5,60 \pm 1,12
Fe	α -фаза	0,00	0,00	0,00
	β -фаза	0,42 \pm 0,07	0,64 \pm 0,08	0,31 \pm 0,17
Si	α -фаза	0,00	0,00	0,09 \pm 0,08
	β -фаза	0,06 \pm 0,04	0,06 \pm 0,08	0,11 \pm 0,07

Дополнительный отжиг после ЛСТ приводит к увеличению разницы легирующих элементов в α - и β -фазах в зоне основного металла:

— количество ванадия V в β -фазе увеличивается от 7,82 до 10,87 %, а в α -фазе уменьшается с 2,62 до 2,30 %;

— количество алюминия Al в β -фазе уменьшается с 4,45 до 3,91 %, а в α -фазе увеличивается от 6,36 до 6,48 % (см. табл. 3).

В зоне сварки ЛСТ-образца после отжига, в которой происходили процессы мартенситного превращения, распада мартенсита, рекристаллизации и образовалась мелкодисперсная структура, наблюдается обратный процесс — выравнивание распределения легирующих элементов в α - и β -фазах:

— количество ванадия V в α -фазе увеличивается от 2,62 до 3,46 %, а в β -фазе уменьшается с 7,82 до 5,60 %;

— количество алюминия Al в β -фазе увеличивается от 4,45 до 5,38 %, а в α -фазе уменьшается с 6,36 до 5,82 % (см. табл. 3).

В зоне сварки ЛСТ-образца без отжига микротвердость возросла на ~50 HV по сравнению с зоной основного металла: до 330 HV (рис. 7). Повышение микротвердости связано с образованием мартенсита в зоне сварки и увеличением плотности дефектов кристаллического строения, образовавшихся в переходной зоне II в результате интенсивной пластической деформации.

Распределение микротвердости в сварном соединении образца после отжига имеет принципиально другой характер. В этом случае абсолютные значения твердости не превышают 270 HV (см. рис. 7). Исключения составляют локальные области в зоне III, где отдельные значения микротвердости достигают ~320 HV. Это можно объяснить двумя причинами. Во-первых, образованием мелкодисперсной структуры ($\alpha + \beta$)-фаз в результате распада α' -мартенсита, во-вторых, увеличением количества растворенного в α -фазе ванадия (см. табл. 3).

Таким образом, механические характеристики ЛСТ-соединения превышают свойства основного металла до отжига и не уступают после окончательной термической обработки.

Испытания на растяжение также подтвердили сделанный вывод. По результатам испытаний отожженного образца предел прочности $\sigma_B = 930$ МПа. Согласно ТУ 1-805-391—2015 для плит из титанового сплава ВТ6ч толщиной 11...25 мм в аналогичном направлении σ_B составляет 883 МПа.

Линия разрушения всех трех испытанных образцов находится по центру рабочей части образца под углом 45° и не начинается в сварном шве (рис. 8). В области сварного шва практически отсутствует поперечное сужение, что свидетельствует о его более высокой прочности по отношению к основному металлу и подтверждает результаты измерения микротвердости.

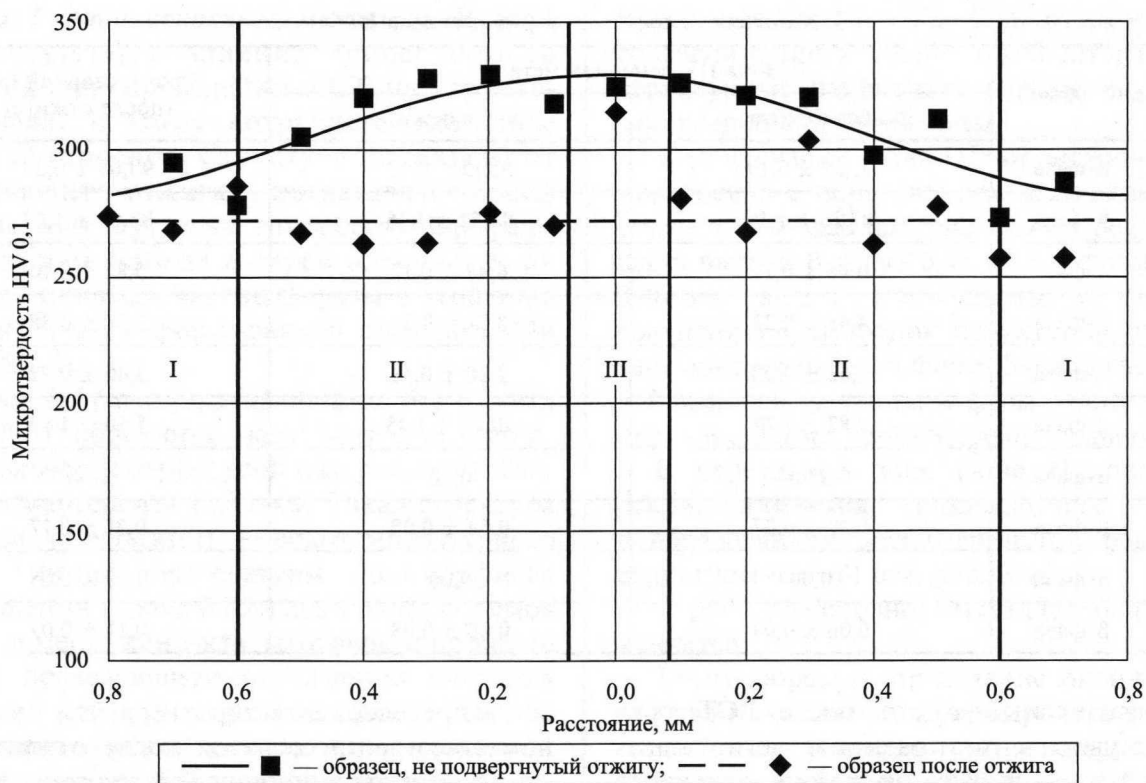


Рис. 7. Распределение микротвердости в сварном соединении:

I — зона основного металла; II — переходная зона; III — зона сварки

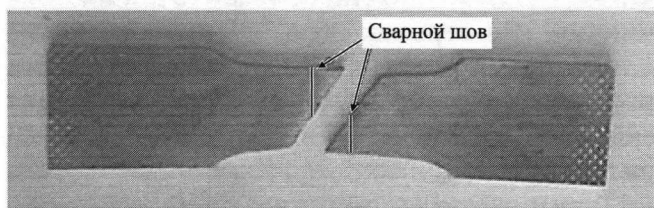


Рис. 8. Образец после испытания на растяжение

Выводы

1. В сварном шве после линейной сварки трением отсутствуют дефекты сварки: окисные пленки, поры, непровары, трещины.

2. В области сварного шва обнаружены три зоны, различающиеся структурой материала:

— зона основного металла, сохранившая исходную структуру до линейной сварки трением;

— переходная зона, подвергшаяся термопластическому воздействию линейной сварки трением и последующей рекристаллизации при отжиге;

— зона сварки, в которой после термопластического воздействия линейной сварки трением с максимальной температурой и максимальной степенью деформации образуется мартенсит, а последующий отжиг приводит к распаду мартенсита и рекристаллизации.

3. Обнаружено выравнивание растворимости легирующих элементов V и Al в α - и β -фазах в зоне сварки после отжига, что связано с процессами двойного фазового превращения (образование и распад мартенсита) и рекристаллизации, приводящими к образованию мелкодисперсной структуры ($\alpha + \beta$)-фаз.

4. Предел прочности титанового сплава ВТ6ч после линейной сварки трением и отжига сохраняется на исходном уровне. Сварной шов не является источником образования и распространения трещин.

5. Ввиду измельчения структурных составляющих сварного шва, а также повышения растворимости V в α -фазе в результате отжига после ЛСТ его прочность выше основного металла, поэтому разрушение образца происходит по основному металлу.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. URL: <http://www.umpo.ru/Page646.aspx> (дата обращения: 30.11.2016 г.).
2. Структура и свойства соединений титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой, полученных линейной сваркой трением / Р.Р. Гринь, М.В. Караваева, В.М. Бычков, А.Ю. Медведев, А.В. Супов, И.В. Александров, В.В. Латыш, Ф.Ф. Мусин // Вестник УГАТУ. Сер. Машиностроение. 2012. Т. 16. № 7 (52). С. 43—47.
3. Влияние линейной сварки трением на структурно-фазовые превращения в ультрамелкозернистом сплаве ВТ6 / В.В. Полякова, Н.Ф. Измайлова, И.П. Семенова, Л.А. Хазиева // Вестник УГАТУ. Сер. Машиностроение. 2012. Т. 16. № 7 (52). С. 53—58.
4. Effects of heat treatment on microstructure and microhardness of linear friction welded dissimilar Ti alloys / С. Zhang, Т. Zhang, Y. Ji, J. Huang // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2013. № 23. С. 3540—3544.
5. Solid state joining of metals by linear friction welding: a literature review / I. Bhamji, M. Preuss, P. Threadgill, A. Addison // Materials Science & Technology. 2010. Vol. 27. No. 1. Jan. 2011. P. 2—12.

6. Daymond M.R., Bonner N.W. Measurement of strain in a titanium linear friction weld by neutron diffraction // Physica B-Condensed Matter. 2003. 325 (1—4). P. 130—137.
7. Исследование остаточных напряжений в соединениях, полученных линейной сваркой трением / А.Ю. Медведев, В.М. Бычков, Е.Е. Тарасенко, Н.Ф. Измайлова, А.И. Дубин // Вестник УГАТУ. Сер. Машиностроение. 2012. Т. 16. № 7 (52). С. 59—62.
8. Титановые сплавы в машиностроении / Б.Б. Че-чулин, С.С. Ушков, И.Н. Разуваева, В.Н. Гольдфайн. Л.: Машиностроение, 1977. С. 133—151.
9. Сварка и свариваемые материалы: в 3 т. Т. 1. Свариваемость материалов / под ред. Э.Л. Макарова. М.: Металлургия, 1991. С. 352—361.

Марат Равильевич Абдуллин, канд. техн. наук;
Юрий Александрович Быков, д-р техн. наук,
 lab@bmstu.ru;
Александр Сергеевич Жидков;
Сергей Дмитриевич Карпунин, канд. техн. наук;
Илья Юрьевич Сапронов, канд. техн. наук;
Сергей Владимирович Тепаев



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

М. Н. СТЕПНОВ, А. В. ЗИНИН

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ
ХАРАКТЕРИСТИК
СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ
МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ
КОНСТРУКЦИЙ

ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ

Степнов М.Н., Зинин А.В.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

М.: Инновационное машиностроение, 2016. 392 с.

ISBN 978-5-9907308-0-9

Монография содержит систематическое изложение существующих расчетных методов оценки характеристик сопротивления усталости традиционных конструкционных и новых композитных материалов на основе полимерной матрицы, а также методов расчета выносливости типовых элементов высоконагруженных конструкций.

Методология расчетных методов определения характеристик выносливости основана на использовании статистических данных о характеристиках механических свойств материалов при кратковременном нагружении и экспериментально обоснованных моделях учета влияния различных факторов на несущую способность конструкций при циклическом нагружении. Показано, что применение предлагаемых расчетных методов обеспечивает достаточно высокую точность оценки характеристик сопротивления усталости, не уступающую показателям точности экспериментальных исследований. Особое внимание уделено вопросам возможности оценки характеристик усталости полимерных композитных материалов в зависимости от их структурных параметров и особенностей механического поведения и механизмов усталостного разрушения.

Для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, конструкторских и технологических бюро, лабораторий механических испытаний, научных сотрудников, аспирантов и студентов механических специальностей.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
 Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru