

Структура и свойства сварного соединения сплава Д16Т, полученного линейной сваркой трением

Киселева С.К.[†], Астанин Вас.В., Гареева Л.У., Караваева М.В., Бычков В.М.,
Медведев А.Ю., Александров И.В., Мусин Ф.Ф.

[†]nurieva_s@mail.ru

ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. К. Маркса 12, 450000, Уфа

Исследованы микроструктура и механические свойства твердофазного соединения, полученного линейной сваркой трением (ЛСТ) образцов сплава Д16Т системы Al-Cu-Mg. Обнаружено, что сварной шов, полученный в результате ЛСТ двух образцов прямоугольной формы, не содержит макроскопических дефектов и обладает высокой прочностью. Установлено, что в зоне сварного шва в ходе пластической деформации и деформационного разогрева, характерных для ЛСТ, происходит существенное преобразование микроструктуры.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, линейная сварка трением, микроструктура, механические свойства.

Structure and properties of welded joint of a D16T alloy obtained by linear friction welding

S.K. Kiseleva, Vas.V. Astanin, L.Y. Gareeva, M.V. Karavaeva, V.M. Bychkov,
A.Yu. Medvedev, I.V. Alexandrov, F.F. Musin

Ufa State Aviation Technical University, K. Marx str. 12, 450000, Ufa

Microstructure and mechanical properties in the welded zone formed by linear friction welding (LFW) in Al-Cu-Mg alloy D16T have been investigated. It has been revealed that the weld formed by LFW of two samples of rectangular shape does not possess any macroscopic defects and has high strength. It has been also revealed that the substantial transformation of the microstructure occurs in the weld zone during plastic deformation and deformation heating being characteristic for LFW.

Keywords: aluminum alloy, linear friction welding, microstructure, mechanical properties.

1. Введение

На сегодняшний день существует несколько технологических процессов, позволяющих получать соединения металлов без плавления зоны стыка. В их число входят различные виды сварки трением: ротационная, орбитальная и линейная. Линейная сварка трением (ЛСТ) является перспективной технологией с точки зрения ее применения в авиадвигателестроении для получения блисков. В этой связи в последние годы наблюдается повышение интереса к процессу ЛСТ жаропрочных титановых сплавов и сталей [1-4]. Наибольший прогресс достигнут при внедрении технологии ЛСТ применительно к титановым сплавам. Так, в работе [4] получено бездефектное сварное соединение образцов из разнородных титановых сплавов и показано, что качество сварного соединения определяется величиной осадки при ЛСТ. Авторы работы [5] представили результаты усталостных испытаний макетов сегментов блиска, содержащих сварное соединение титановых сплавов ВТ6 и ВТ8-1, полученное линейной сваркой трением.

ЛСТ алюминиевых сплавов представляет значитель-

ный интерес с точки зрения использования данной технологии при производстве вентилятора первой ступени газотурбинного двигателя. В работе [6] в основном представлены технологические аспекты реализации процесса ЛСТ на образцах из алюминиевого сплава АА6082-Т6. Авторы работ [7,8] представили результаты моделирования процесса ЛСТ образцов из сплава АА2024 [7] и сплава Al-Cu-Mg [8]. Однако в литературе отсутствуют исследования микроструктуры и механических свойств сварных соединений, полученных ЛСТ алюминиевых сплавов.

В связи с этим целью настоящей работы явилось изучение влияния процесса линейной сварки трением на микроструктурные изменения и механические свойства алюминиевого сплава Д16Т.

2. Материал и методики эксперимента

В качестве материала исследования использовали алюминиевый сплав Д16Т. Исходный полуфабрикат пред-

Таблица 1

Содержание основных легирующих элементов в исследуемом сплаве Д16Т, вес. %

	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn
текущее	4,1	1,5	0,7	0,2	0,2	0,25
ГОСТ 4784-97	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	0,5	0,5	0,25

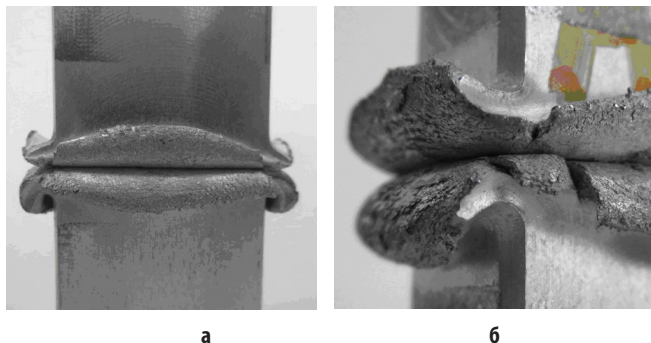


Рис. 1. Внешний вид образца после сварки.

ставлял собой горячепрессованный пруток, полученный по серийной технологии.

Химический состав сплава приведен в табл.1. Линейной сварке трением подвергали образцы в состоянии поставки.

Образцы в форме параллелепипедов для ЛСТ были вырезаны вдоль направления прутка. Параметры сварки были выбраны исходя из возможностей оборудования.

Микроструктурный анализ сплава проводили с помощью оптического микроскопа Olympus GX51. Травление полированной поверхности проводили в реактиве Келлера.

Измерение микротвердости проводили на твердомере «Struers Duramin-2» при приложении нагрузки 1 Н в течение 10 сек по линии, перпендикулярной линии сварного соединения с шагом 0,5 мм.

Статические испытания на растяжение проводили при комнатной температуре на плоских образцах типа XII толщиной 2 мм по ГОСТ 6996 с помощью универсальной машины «Instron 5982».

Испытания на статический изгиб проводили по методике, изложенной в ГОСТ 6996.

3. Результаты и их обсуждение

Фотографии образца после сварки представлены на рис.1. Как видно, на образце образуется массивный грат, имеющий на поверхности поры и трещины (рис.1б).

После удаления грата микроструктурные исследования не выявили дефектов в виде несплошностей, непроваров и пор в зоне сварного шва.

Анализ микроструктуры шва и околошовной зоны позволил выявить три характерных участка, отличающихся морфологией зерен: зона основного металла (рис.2а), зона термомеханического влияния (рис.2б) и зона сварного шва (рис.2в). Такое строение шва и околошовной зоны является типичным для ЛСТ и наблю-

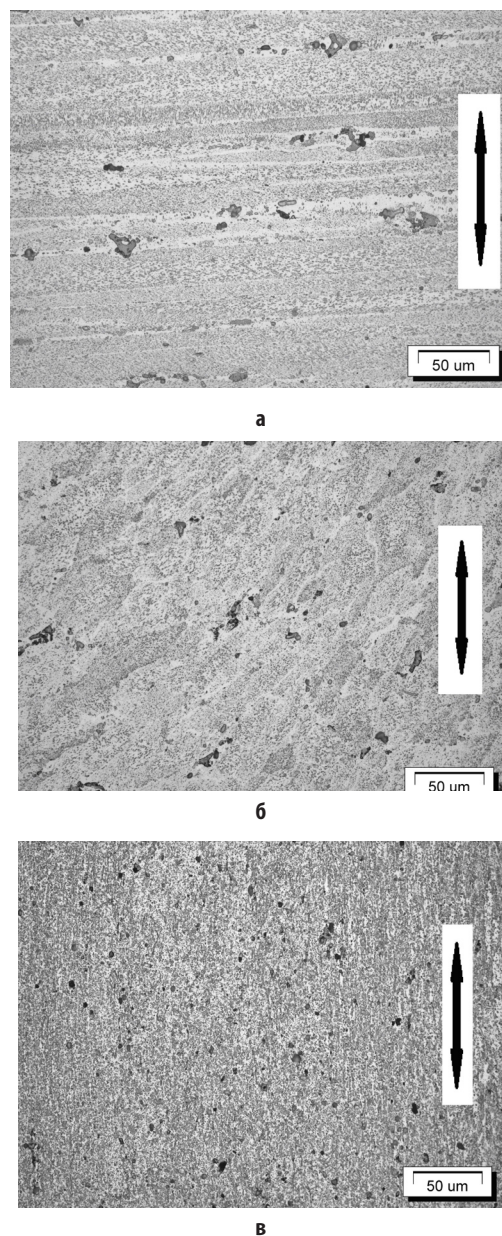


Рис. 2. Микроструктура сплава после линейной сварки трением (а) основной металл, (б) зона термомеханического влияния, (в) зона шва. Стрелкой указана плоскость соединения.

далось ранее на образцах из углеродистой стали 45 [1], коррозионностойкой стали 08Х18Н10Т [2], титанового сплава Ti-6Al-4V [3], а также разнородных материалов, таких как титановые сплавы ВТ6 и ВТ8М-1 [4].

Зона основного металла характеризуется ярко выраженной металлографической текстурой, унаследованной сплавом после прессования. Средняя длина зерен составила 460 мкм, средняя толщина зерен 20 мкм. Средний коэффициент формы зерен составил $K=23\pm1$. Вытянутые зерна направлены перпендикулярно линии шва. Границы зерен имеют в основном прямолинейную форму, возле тройных стыков наблюдается волнистость границ. Вблизи продольных границ зерен наблюдаются строчечные выделения первичных фаз. Объемная доля фаз составила $15,0\pm0,5\%$.

В зоне термомеханического влияния (рис.2б) наблю-

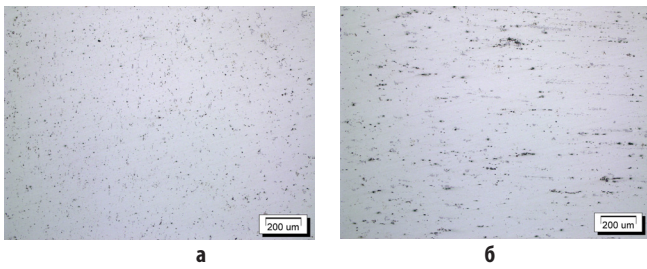


Рис. 3. Полированная поверхность образца после ЛСТ (а) основной металл, (б) зона шва.

дается поворот исходных вытянутых зерен в направлении течения материала при ЛСТ. Наличие такой структуры свидетельствует о значительной пластической деформации материала. Наряду с разворотом зерен в структуре наблюдается появление равноосных зерен. Средний размер зерен составил $5,0 \pm 0,5$ мкм. По мере приближения к сварному шву размер зерен уменьшается до $1,0 \pm 0,5$ мкм. Появление равноосных зерен в этой зоне связано с прохождением процессов рекристаллизации.

Зона шва сильно отличается по травимости от остальных зон (рис.2в). В этой зоне не выявляются границы зерен. Здесь практически отсутствуют частицы первичных фаз (рис. 3а), которые наблюдались в основном металле (рис.3б).

Таким образом, ЛСТ повлияла на фазовый состав сплава. Если в исходном состоянии в микроструктуре наблюдались первичные фазы, которые располагались вблизи продольных границ зерен, то после сварки в зоне шва эти фазы отсутствовали. По-видимому, произошло их растворение в результате деформационно-термического воздействия на материал заготовок.

Результаты измерения микротвердости поперек шва представлены на рис.4. Среднее значение микротвердости в зоне сварного соединения составляет $HV140 \pm 3$ и мало зависит от расстояния от сварного шва.

Несмотря на существенные микроструктурные изменения в результате линейной сварки трением, микротвердость образцов в зоне сварного шва не отличается от микротвердости зоны основного металла (рис.4).

При трении заготовок друг о друга произошел зна-

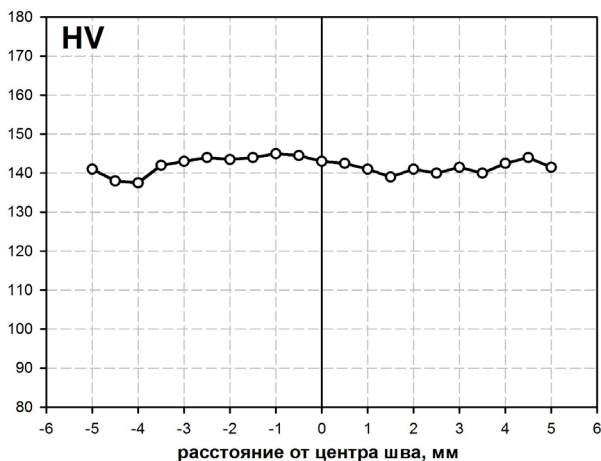


Рис. 4. Распределение микротвердости в образце после линейной сварки трением.

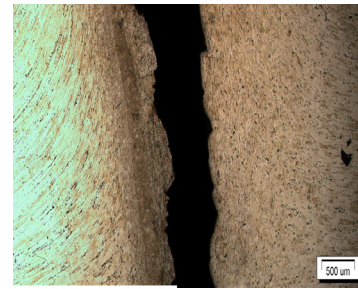


Рис. 5. Характер разрушения сваренного образца после механических испытаний на растяжение. Стрелкой указан сварной шов.

Таблица 2

Результаты механических испытаний

Номер образца	σ_B , МПа	α , град	HV_{cp}
1	490	24	143
2	493	10	138
3	499	18	140
4	504	14	142
5	473	20	140
6	501	16	143

чительный разогрев узкой контактной зоны материала заготовок. После окончания трения и собственно останки всего процесса ЛСТ узкая приконтактная область шва резко охлаждается на воздухе, что приводит, по всей видимости, к закалке структуры материала. Закалка алюминиевых сплавов, как известно, должна сопровождаться уменьшением микротвердости по сравнению с закаленно-состаренным состоянием. Однако в нашем случае падение микротвердости в зоне шва не наблюдалось (рис.3).

Линейная сварка трением – это также процесс, связанный с пластической деформацией материала, сопровождающийся наклепом в зоне шва. Наложение двух эффектов в зоне шва (первого от наклепа материала во время ЛСТ и второго от закалки структуры материала при последующем охлаждении после ЛСТ) вероятно привело к тому, что микротвердость не изменилась в этой зоне по сравнению основным материалом.

Результаты статических испытаний на растяжение показали, что исследуемое сварное соединение, обладает высокими прочностными свойствами. Максимальная прочность образцов составила $\sigma_B = 504$ МПа, минимальная - 473 МПа. При статических испытаниях разрушение сваренных образцов происходило в зоне термомеханического влияния (рис.5).

При испытаниях сварных соединений на статический изгиб разрушение происходило по сварному шву. В большинстве случаев разрушение начиналось на поверхности. Угол загиба образцов составил 10-24 градусов.

Результаты испытаний образцов суммированы в табл.2.

4. Выводы

Проведенные исследования показали, что линейная сварка трением образцов из алюминиевого сплава Д16Т

привела к созданию бездефектного сварного соединения.

Установлено, что в зоне сварного шва в ходе пластической деформации и деформационного разогрева происходит существенное преобразование микроструктуры. В ходе термомеханического воздействия в сплаве происходит динамическая рекристаллизация, приводящая к формированию рекристаллизованной структуры вблизи и в зоне шва.

Показано, что при линейной сварке трением образцов происходит растворение неравновесных первичных фаз.

1. Результаты работы были получены в ходе выполнения совместного проекта ФГБОУ ВПО УГАТУ и ОАО «УМПО» «Разработка и промышленное освоение координируемых технологий высокоточного формообразования и поверхностного упрочнения ответственных деталей из Al- сплавов с повышенной конструкционной энергоэффективностью», реализуемого в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года.

2. Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВПО «УГАТУ» <http://nanotech.ugatu.ac.ru/>

Литература

1. W.-Y. Li, T.J. Ma, S.Q. Yang, Q.Z. Xu, Y. Zhang, J.L. Li, H.L. Liao. *Materials Letters*. **62**, 293 (2008).
2. А.А. Закирова, М.И. Нагимов, А.М. Хуснуллин, Р.М. Кашаев. *Перспективные материалы*. 155 (2011).
3. M. Karadge, M. Preuss, C. Lovell, P.J. Withers, S. Bray. *Mat. Sci. Eng. A*. **459**, 182 (2007).
4. М.В. Караваева, С.К. Киселева, В.М. Бычков, А.Ю. Медведев, А.В. Супов, Ф.Ф. Мусин, И.В. Александров, В.В. Латыш. *Письма о материалах*. **2**, 40 (2012).
5. Р.Р. Гринь, М.В. Караваева, Б.О. Большаков, Н.Ф. Измайлова, Р.Р. Мухаметшин, Ф.Ф. Мусин. *Вестник УГАТУ*. **16** (7), 108.
6. L. Fratini, G. Buffa, M. Cammalleri, D. Campanella. *Manufacturing Technology*. **62**, 295 (2013).
7. X. Song, M. Xie, F. Hofmann, T.S. Jun, T. Connolley, C. Reinhard, R. C. Atwood, L. Connor, M. Drakopoulos, S. Harding, A. M. Korsunsky. *Materials and Design*. **50**, 360 (2013).
8. L. Qinghua, L. Fuguo, L. Miaoquan, W. Qiong, F. Li. *JMEPEG*. **15**, 627 (2006).