



РОЛЬ НАНОСТРУКТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МОНОКОЛЕСА КОМПРЕССОРА ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ

THE ROLE OF NANOSTRUCTURAL SUPERPLASTICITY IN BLISK MANUFACTURING

А.Ю.Медведев*, к.т.н., доцент, (ORCID: 0000-0003-0945-0270), В.В.Астанин*, д.ф.-м.н., профессор, (ORCID: 0000-0003-4342-2388), И.П.Семенова*, д.т.н., главный научный сотрудник, (ORCID: 0000-0002-1857-9909) / medvedev.ay@net.ugatu.su

A.Yu.Medvedev*, Cand. of Sc. (Engineering), Docent, (ORCID: 0000-0003-0945-0270), V.V.Astanin*, Doct. of Sc. (Physics and Mathematics), Prof., (ORCID: 0000-0003-4342-2388), I.P.Semenova*, Doct. of Sc. (Material Science), Chief Researcher (ORCID: 0000-0002-1857-9909)

DOI: 10.22184/1993-8578.2019.12.3-4.220.227

Получено: 24.04.2019 г.

На основании анализа данных о строении и свойствах сварных соединений и математического моделирования показана роль высокоскоростной сверхпластичности наноструктурного состояния в формировании сварного соединения при линейной сварке трением титановых сплавов

The role of high-speed superplasticity of the nanostructured state in welded joints formation by a linear friction welding of titanium alloys based on the mathematical modeling and the analysis of the structure and properties of a welded joint is shown.

ВВЕДЕНИЕ

Улучшение характеристик авиационных силовых установок во многом связано с повышением прочности материалов, применяемых для изготовления компрессорных лопаток. Одним из наиболее перспективных путей упрочнения является получение ультрамелкозернистых (УМЗ) и нанокристаллических структур за счет интенсивной пластической деформации [1].

В компрессорах современных ГТД все чаще применяются моноколеса, в которых лопатки и диск не имеют механических креплений, а составляют единое целое (рис.1а), но при этом сохраняется требование изготовления лопаток и диска из разных сплавов. Таким образом, задача распадается на две.

Первая задача представляет собой получение лопаток с повышенными показателями статической и циклической прочности и приемлемым уровнем ударной вязкости, что достигается

созданием в них УМЗ-структуры с размером зерна 600...800 нм. Такая структура сохраняется в лопатке и после штамповки в режиме низкотемпературной сверхпластичности (СП).

Второй задачей является соединение лопаток с диском. Единственным имеющим промышленное применение способом получения таких соединений является линейная сварка трением (ЛСТ). В этом способе свариваемый стык локально разогревается трением при возвратно-поступательном движении (рис.2б), после чего, в результате пластической деформации разогретой области, формируется твердофазное соединение. Метод осваивается отечественной промышленностью, к настоящему времени уже получены сварные моноколеса, в том числе и с лопатками из сплава ВТ6 в УМЗ-состоянии, изготовленными по описанной выше технологии [2, 6]. Полученные результаты

* Уфимский государственный авиационный технический университет / Ufa State Aviation Technical University.

представляют большой практический интерес, но оставляют открытыми вопросы о механизмах трансформации микроструктуры в процессе ЛСТ.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для определения механизмов трансформации микроструктуры был проведен анализ уже проведенных в [2, 4, 6] результатов исследований сварных соединений сплава ВТ6 со сплавом ВТ8-1. При этом были использованы данные об изменении параметров режима, записанные в ходе сварки, полученные с применением средств оптической и электронной металлографии, измерений микротвердости, а также результаты моделирования температурного поля и напряженно-деформированного состояния [3, 5].

РЕЗУЛЬТАТЫ

Внешний вид (рис.2а) и макроскопическое строение (рис.2б) сварных соединений двухфазных сплавов на основе титана являются отражением процессов пластической деформации металла сварного шва. На фотографиях хорошо виден

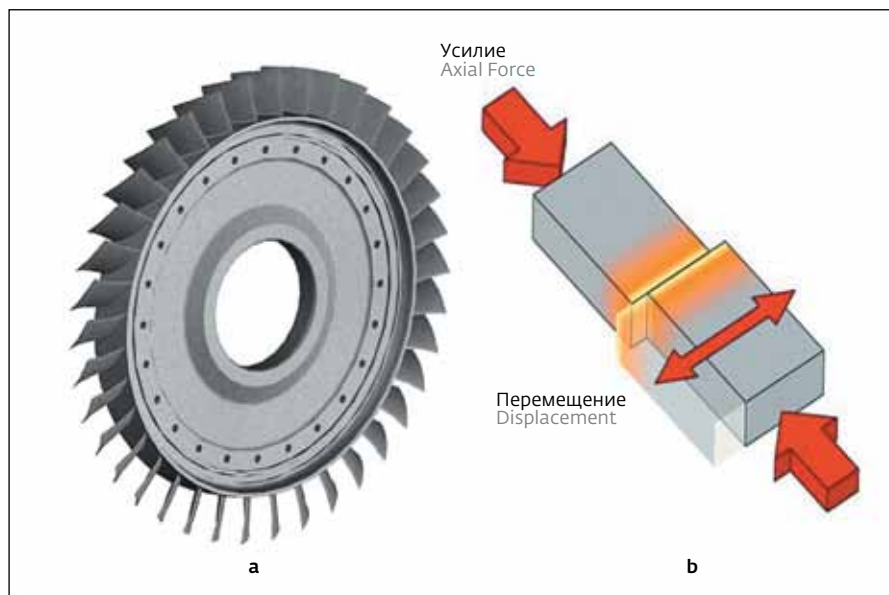


Рис.1. Рабочее колесо компрессора в конструктивном исполнении: моноколесо (а) и схема процесса линейной сварки трением (б)

Fig.1. Blisk (a) and the linear friction welding process scheme (b)

выдавленный за пределы формирующегося соединения в процессе осадки деталей грат.

Легко заметить, что грат формируется в виде тонкой полосы, являющейся продолжением сварного шва и состоящей из материала, выдавленного из обеих деталей.

Из представленной на рис.3 циклограммы процесса сварки видны временные характеристики

INTRODUCTION

Enhancement of the air propulsion units is to a large extent connected with strength improvement of the materials used for manufacturing the compressor's blades. One of the most prospective ways of hardening the materials is to manufacture the ultrafine grained (UFG) and nanocrystalline structures due to intensive plastic deformation [1].

Nowadays, compressors of the modern gas turbine engines (GTE) have blisks wherein blades and disk do not have mechanical fasteners but present a single (see Fig.1a), however, the requirement

is that blades and the disk are made of different alloys. Thus, the problem is divided into two tasks.

The first task is to manufacture the blades having high characteristics of static and cyclic strength and reasonable level of impact strength which is achieved by creating within them a UFG structure with a grain size of 600...800 nm. This structure is retained in a blade after punching in the low-temperature superplasticity (SP) mode as well.

The second task is to connect blades to a disk. The linear friction welding (LFW) is the only industrial method to make such

connections. This method provides for heating the joint to be welded by friction in the course of reciprocating motion (see Fig.2b) and afterwards the solid-phase connection is formed as a result of the heated area structural yielding. Now the method is being mastered by the domestic industry and the first welded blisks, including the blisks with blades made of ВТ6 alloy in UFG state, have been prepared by the technology described above [2, 6].

The obtained results are of a practical interest but leave open the questions concerning

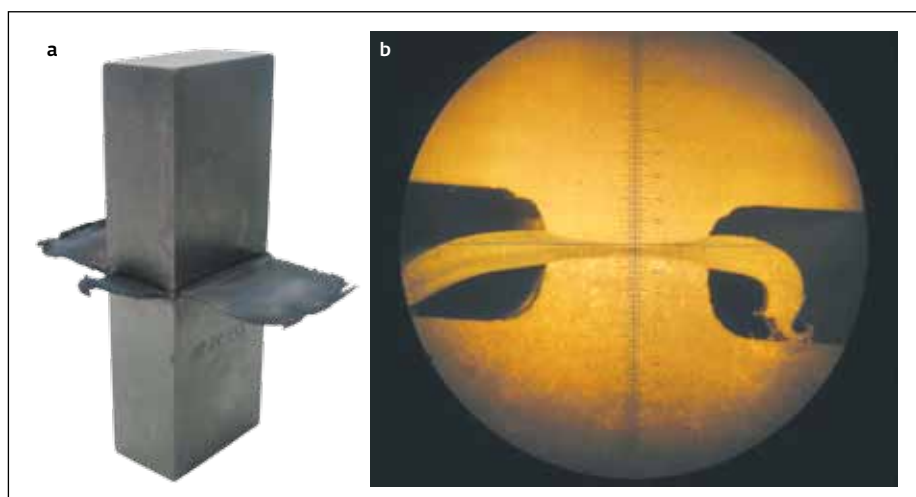


Рис.2. Внешний вид сваренных образцов (а) и макрошлиф соединения лопатки с диском (b)
 Fig.2. Appearance of the welded samples (a) and macro slice of the blade and disk joint cross section (b)

процесса – общее время нагрева составляло около 1,4 с, а продолжительность осадки 0,65...0,68 с. За это время со скоростью 6,5...6,8 мм/с происходит деформирование материала в зоне сварки и формирование грата. Средняя скорость деформации металла в направлении перпендикулярном плоскости шва составляла 5 с^{-1} , при этом максимальная скорость деформации и температура достигаются

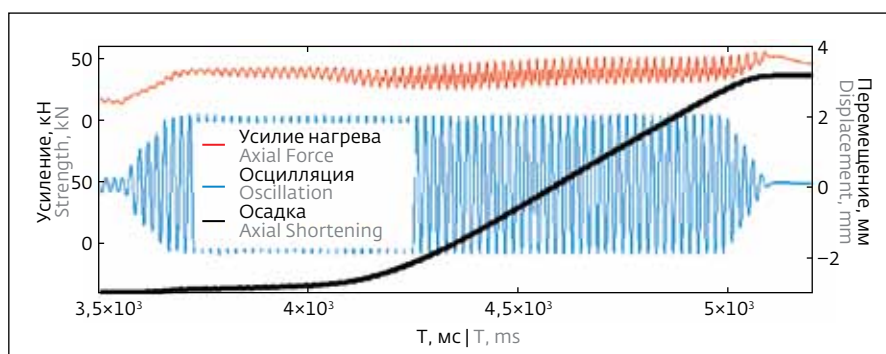


Рис.3. Циклограмма процесса, записанная в ходе приварки лопатки к диску
 Fig.3. The welding process cyclogram (blade being welded to disk)

microstructure transformation mechanisms during the LFW.

MATERIALS AND METHODS OF STUDY

The obtained research results [2, 4, 6] of welded joints made of VT6 and VT8-1 alloys were analyzed in order to identify the microstructure transforming mechanisms. In so doing, the dynamics of the parameters recorded in the welding process with the use of optical and electronic metallography tools, micro-hardness measurements and results

of temperature field and stress-strain behaviour modeling were used [3, 5].

RESULTS

Appearance (see Fig.2a) and macro structure (see Fig.2b) of two-phase alloys welded joints based on titanium reflect the processes of the weld metal structural yielding. The photos vividly show the upsetted burr extruded out of the joint being formed.

It is easy to see that burr is formed as a thin strip which is a continuation of the weld and

в плоскости стыка и, как видно из рис.4, могут составлять 16 с^{-1} и 1500 К соответственно. Накопленная в процессе выдавливания в грат степень деформации может превышать 450%.

При том, что такие характеристики, как продолжительность нагрева и скорость установившейся осадки, в случае приварки лопаток в МЗ- и УМЗ-состояниях, практически не различаются – микроскопическое строение сварных соединений УМЗ-лопаток имеет ряд особенностей. Для деталей в МЗ-состоянии граница сварного шва и зоны

consists of the material extruded from both parts.

Fig.3 presents a cyclogram of the welding process illustrating such temporary characteristics of the process like general heating time (1.4 s) and an upset time 0.65...0.68 s. During this time the material in the welding area is being strained at a speed of 6.5...6.8 mm/s and the burr is being formed.

An average strain rate of the metal in the direction perpendicular to the weld plane was 5 с^{-1} with the maximum strain rate and temperature reached in the joint plane, and, as it can be

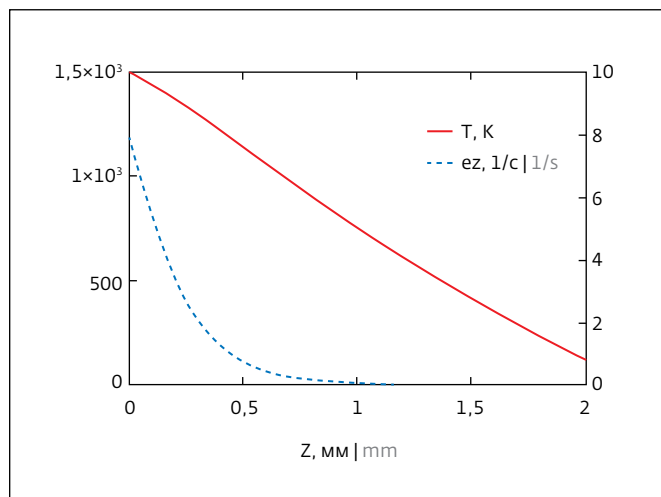


Рис.4. Условия в зоне формирующегося сварного соединения сплава VT6, определенные расчетом в соответствии с [3, 5]. Z=0 соответствует плоскости стыка
 Fig.4. Temperature and strain rate distribution over the weld zone of VT6, calculated according to [3, 5]. Z=0 corresponds to the welded interface

термомеханического влияния (ЗТМВ) является достаточно четкой и легко выявляется средствами оптической металлографии. В случае же сварки деталей в УМЗ-состоянии протяженность ЗТМВ существенно больше, а ее границы размыты (рис.5).

В случае пары VT8-1/МЗ VT6 микроструктура зоны сварного шва состоит из микроигольчатого мартенсита, характерного для быстрого охлаждения сплава из β-области. В варианте УМЗ исходной заготовки микроструктуру центрального слоя шва образуют мартенситные пластины со средней длиной порядка 800 нм и толщиной 30...75 нм (рис.6). В стороне от средней линии сформировался наноструктурный мартенсит почти неразличимый при данном увеличении. Наряду с мартенситом в структуре шва наблюдаются округлые зерна остаточной α-фазы размером около 100 нм (рис.7).

Распределение микротвердости (рис.5а) соответствует распределению фаз в сварных соединениях. Максимальное значение HV соответствует зоне стыка, а по мере удаления от него снижается до значений основного материала. Распределение микротвердости вне сварного шва со стороны VT8-1 практически не зависит от структуры второй детали. Со стороны VT6 микротвердость в сплаве с исходной УМЗ-структурой снижается более плавно, чем в случае МЗ-материала. Подобные различия наблюдали ранее для сварного соединения образцов из МЗ- и УМЗ-сплава VT6 [4, 7].

ОБСУЖДЕНИЕ

В зоне контакта трущихся поверхностей происходит нагрев со скоростью тысяч градусов в секунду и в сочетании с высокой скоростью и

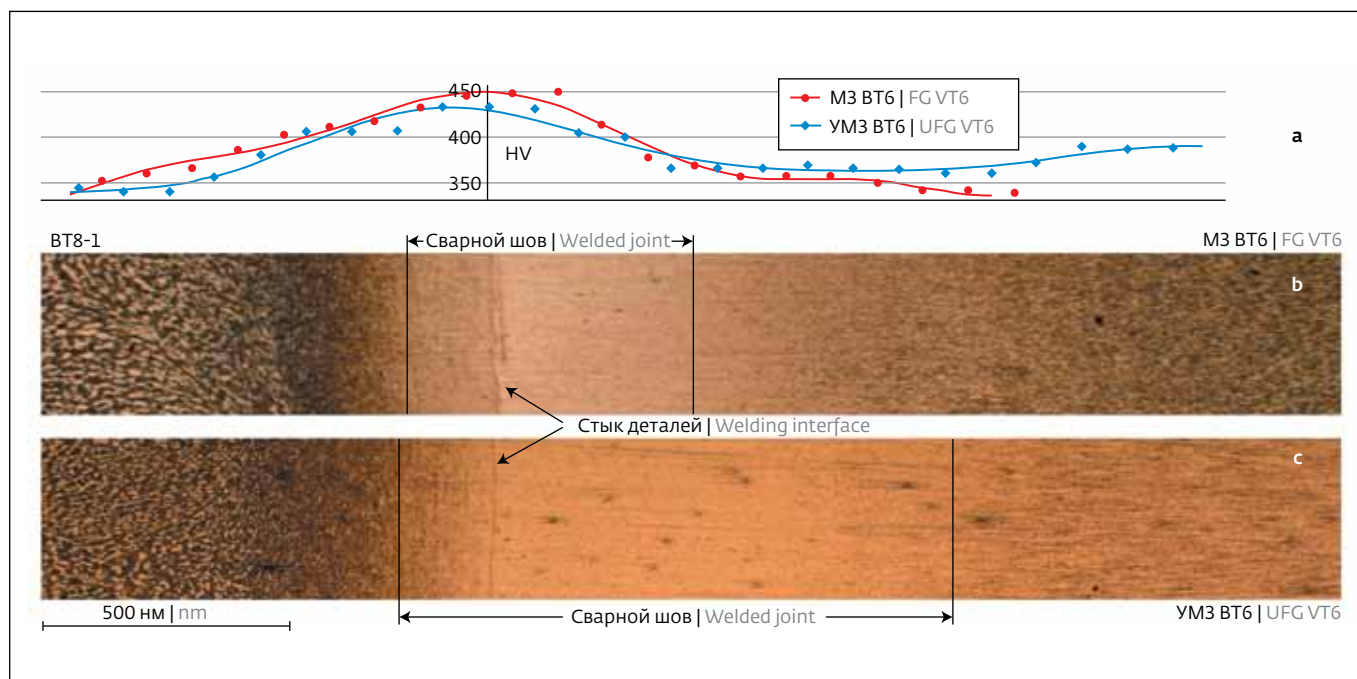


Рис.5. Микротвердость (а) и микроструктура (b, c) соединения VT8-1 с VT6
 Fig.5. Welded joint VT6/VT8-1 microhardness (a) and microstructure (b, c)

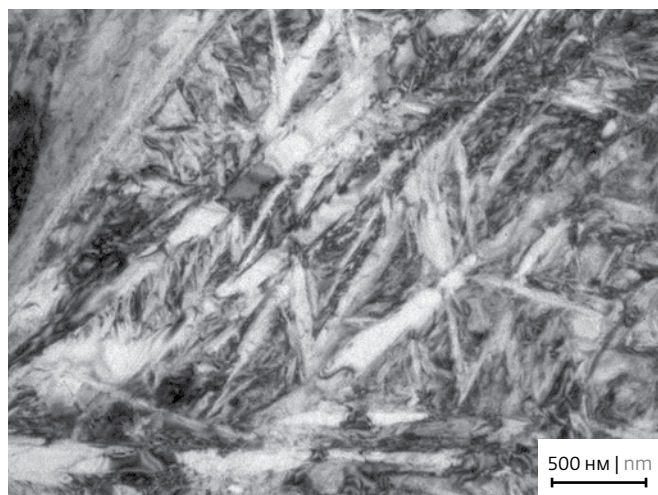


Рис.6. Мартенсит в микроструктуре сварного шва сплава VT6 в МЗ-состоянии

Fig.6. Martensite in the weld zone of the fine grained VT6 alloy

интенсивностью сдвиговой деформации на фоне сжимающей нагрузки приводит к уменьшению размера зерна и формированию УМЗ- или нанокристаллической структуры. Пластическая деформация металлических материалов, происходящая в виде сдвига, реализуется двумя основными деформационными механизмами – внутризерненным дислокационным скольжением и зернограничным проскальзыванием. В наноструктурных материалах внутризерненное дислокационное скольжение затруднено

ограничениями генерации и перемещения дислокаций, в то время как зернограничное проскальзывание становится приоритетным благодаря увеличению удельной площади границ. Это создает предпосылку для возникновения эффекта сверхпластичности. Согласно современным представлениям, СП осуществляется действием полос кооперированного сдвига, с преобладающим участием зернограничного проскальзывания [8, 9, 10]. Скорость деформации в этом случае определяется скоростью сдвига по каждой полосе и числом действующих полос. Скорость сдвига по полосе в значительной степени зависит от температуры, приложенных напряжений и размера зерна: с понижением температуры скорость зернограничного проскальзывания снижается, а с уменьшением размера зерна – возрастает. Максимальное возможное число действующих полос зависит от размера зерна – чем мельче зерно, тем больше полос может сформироваться между ними. Таким образом, выполняется зависимость скорости деформации, отмеченная в большинстве теорий СП [11]:

$$\dot{\epsilon} \sim \left(\frac{\sigma}{d}\right)^2,$$

где σ – напряжение течения; d – размер зерна.

В случае УМЗ- и наноструктурных материалов сверхпластичность приобретает две уникальные разновидности – низкотемпературную и высокоскоростную. Низкотемпературная сверхпластичность – сочетание низкой скорости сдвига

seen from Fig.4, they can be 16 s^{-1} and $1,500 \text{ K}$, respectively. The accumulated strain level during extrusion may exceed 450%.

The heating time and upset time in case of blades welding in FG and UFG states do not differ practically because the microscopic structure of UFG blade welding joints has a number of features. The boundary of the weld joint and thermo-mechanical affected zone (TMAZ) in the FG state parts is quite clear and may be easily detected by optical metallographic methods. However, in case the parts are welded in the UFG state, the TMAZ length

is sufficiently greater and its boundary is blurred (see Fig.5).

In case of the VT8-1/FG VT6 pair the welding joint microstructure zone consists of microneedle martensite which is characteristic of rapid cooling of the alloy in the β -area. If the initial blank is of UFG type, the central layer microstructure of the joint is formed by martensite plates with an average length of about 800 nm and thickness of 30...75 nm (see Fig.6). At this magnification the nanostructured martensite is formed aside of the centre line and is practically invisible. In parallel with

martensite, the joint structure contains visible rounded grains of residual α -phase of about 100 nm (see Fig.7). Distribution of microhardness (see Fig.5a) corresponds to the distribution of phases in the welded joints. The maximum value of HV corresponds to the joint zone and decreases to the base material values as the distance from the welding joint increases. Distribution of microhardness outside the welding joint on the VT8-1 side does not practically depend on the second part structure. Microhardness on the VT6 side in the alloy with initial UFG structure decreases

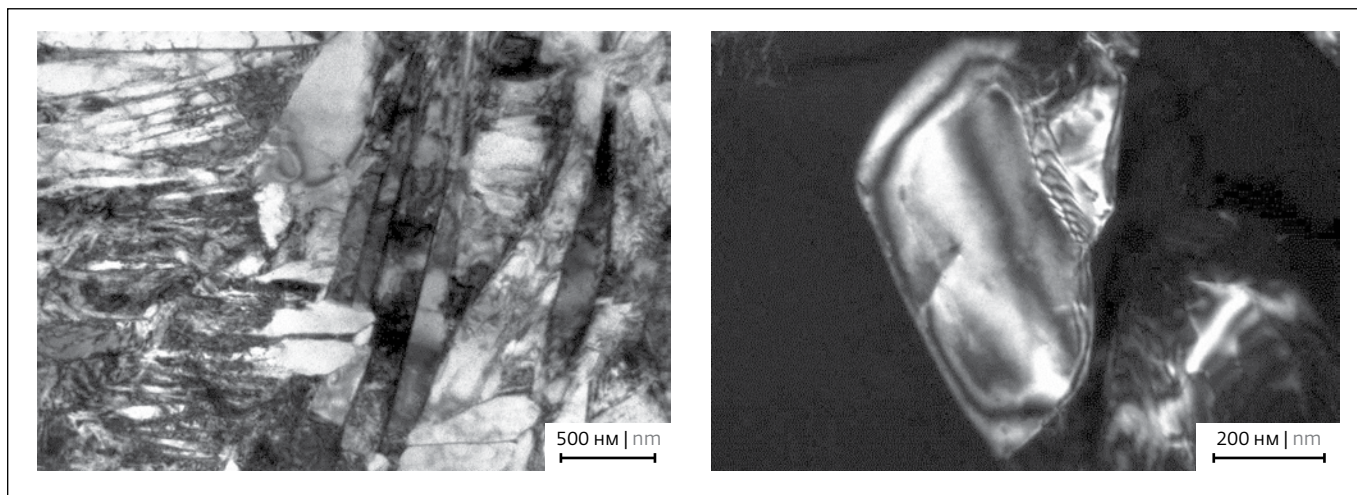


Рис. 7. Мартенсит и α -фаза в микроструктуре сварного шва сплава VT6 в УМЗ-состоянии
 Fig. 7. Martensite and α -phase in the weld zone of the ultrafine grained VT6 alloy

в каждой полосе и большого числа полос в УМЗ структуре – достаточно хорошо изучена [12]. Во введении упомянуто изготовление лопаток с применением низкотемпературной СП. Сведений о применении высокоскоростной СП практически нет, поскольку для ее реализации требуются, казалось бы, взаимоисключающие условия – УМЗ-структура и высокая температура. Реализация обоих условий возможна при ЛСТ, когда время нагрева и деформации исчисляются долями секунды.

В процессе осадки течение металла шва в режиме высокоскоростной сверхпластичности обеспечивает удаление нагретого металла в грат,

плотное смыкание поверхностей и стабилизирует температурное поле. О том, что в этом процессе действительно имеет место высокоскоростная СП свидетельствует форма и размеры грата, выдавленного из зоны сварки, степень деформации, превышающая 450%, отсутствие трещин, пор и других нарушений сплошности.

После окончания нагрева и осадки проходит рекристаллизация и рост зерен β -фазы, а затем, в условиях охлаждения со скоростями в сотни градусов за секунду, – мартенситное превращение.

При сварке сплавов титана в УМЗ-состоянии исходная заготовка содержит подготовленную

slower than in case of FG materials. Earlier the similar differences in welding joint of samples made of FG and UFG VT6 alloy have been observed [4, 7].

DISCUSSION

In the contact zone of friction surfaces the heating rate is about thousands degrees per second, and the high rate and intensity of shearing strain together with a compressive load lead to reduction of grain size and forms the UFG or nanocrystalline structure. Structural yielding of metallic materials takes place as a shear between two basic strain

mechanisms (intragranular sliding and grain-boundary slippage). In nanostructured materials an intragranular sliding is hindered by generation and dislocation movement restrictions, while grain-boundary slippage becomes a priority because of growth of the specific area of boundaries. This is a background for appearance of superplasticity. According to modern concepts, superplasticity results due to action of the cooperated shear strips with the predominant role of the grain-boundary slippage [8, 9, 10]. In this case the strain rate is determined by the shear rate of each

strip and a number of the involved strips. The shear rate of the strip is determined by temperature, applied stresses and grain size – when temperature is decreased the grain boundary slippage becomes lower, but it increases with a grain growth. The maximum possible number of acting strips depends on the grain size, when a grain becomes less, the number of strips formed between it increases. Thus, the dependence of strain rate in case of superplasticity noted in most works [11] is satisfied:

$$\dot{\epsilon} \sim \left(\frac{\sigma}{d}\right)^2,$$



Рис.8. Усталостная трещина в лопатке из сплава VT6, приваренной к диску из сплава VT8-1 [2]

Fig.8. Fatigue crack in a blade made of VT6 alloy welded to a disk made of alloy VT8-1 [2]

УМЗ-структуру с размером зерна 600 нм. В этом случае реализуется тот же механизм трансформации микроструктуры структуры, но, вследствие более высокой деформационной способности УМЗ-материала, зона интенсивной деформации становится шире по сравнению с вариантом МК-структуры. В итоге, горячая зона становится менее локализованной, а максимальная температура ниже. Сплав сохраняет двухфазное состояние, что наиболее благоприятно для реализации высокоскоростной сверхпластичности.

Строение сварного соединения, в этом случае, отличается наличием остаточной α -фазы в сварном шве, более мелкой и однородной структурой, размытой границей между швом и ЗТМВ, плавным изменением микротвердости по поперечному сечению сварного соединения. Все это положительно сказывается на свойствах соединения: прочность соответствует основному материалу, как при статическом, так и при циклическом нагружении (рис.8). Разрушение образцов и реальных изделий происходило только по основному материалу.

ВЫВОДЫ

Описанные механизмы определяют особенности строения сварных соединений сплавов титана и их исключительные механические характеристики. Высокоскоростная сверхпластичность обеспечивает выдавливание в грат имеющихся на свариваемых поверхностях загрязнений, отсутствие перегрева в зоне сварки и высокую степень деформации, необходимую для создания физического контакта и образования сварного соединения. Сварные соединения лопаток с диском равнопрочны основному металлу, причем соединения деталей в УМЗ-состоянии обладают существенно меньшим уровнем структурной и механической неоднородности.

Описанные механизмы будут действовать не только при переходе с микронного на субмикронный уровень, но и при дальнейшем уменьшении размеров зерна свариваемых деталей, в

where s is a flow stress, d – grain size.

Superplasticity acquires two unique varieties in the case of UFG and nanostructured materials – low temperature superplasticity and high rate superplasticity. Low temperature superplasticity is a combination of low shear rate in each strip and a great number of strips in UFG structure, and has been studied quite well [12]. We mentioned manufacturing of blades using low temperature superplasticity in the introduction. There is practically no information about high rate

superplasticity application due to the fact that its realization needs to combine two different conditions: UFG structure and high temperature. It is possible to combine both conditions with LFW when the heating time and strain are fractions of a second. In the high rate superplasticity mode the metal flow during upsetting provides for removal of the heated metal to a burr, and for tight closure of surfaces and stabilization of the temperature field. The shape and size of the flash extruded from the welding zone, strain degree exceeding 450% and absence of

cracks, pores and other defects of continuity confirm presence of high rate superplasticity. After heating and upsetting come to an end, re-crystallization and β -phase grain growth take place, then the martensite transformation occurs while cooling at hundreds degrees per second. The initial blank contains the prepared UFG structure with grain size of 600 nm when welding titanium alloys in UFG state. In this case the same mechanism of microstructure transformation of the structure takes place, however, due to the higher strain

связи с чем ЛСТ следует признать перспективным методом для сварки объемных наноструктурированных материалов.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCE

1. **Валиев Р.З., Александров И.В.** Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ "Академкнига", 2007.
2. **Medvedev A.Y., Vyckov M.V., Atroshenko V.V., Ismailova N. F., Supov A.V.** Fatigue Strength of Blade with Disk Joins, Obtained by Linear Friction Welding // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 253 (2017) 012003, p. 1-5, doi:10.1088/1757-899X/253/1/012003.
3. **Medvedev A., Vairis A., Nikiforov R., Supov A.** Energy Balance of the Linear Friction Welding Process. JOURNAL OF Engineering Science and Technology Review Volume 5, Issue 3, 2012, p. 20-24.
4. **Полякова В.В., Измайлова Н.Ф., Семенова И.П., Хазиева Л.А.** Влияние линейной сварки трением на структурно-фазовые превращения в ультрамелкозернистом сплаве ВТ6 // Вестник УГАТУ. 2012. Т. 16. № 7(52). С. 53-58.
5. **Медведев А.Ю.** Построение модели процесса линейной сварки трением на основе совместного рассмотрения тепловой и деформационной задач // Вестник УГАТУ. 2012 Т. 16. № 7(52). С. 139-144.
6. **Гринь Р.Р., Караваева М.В., Бычков В.М., Медведев А.Ю., Супов А.В., Александров И.В., Латыш В.В., Мусин Ф.Ф.** Структура и свойства соединений титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой, полученных линейной сваркой трением // Вестник УГАТУ. 2012. Т. 16. № 7(52). С. 43-47.
7. **Polyakova V., Gabitova S., Semenova I., Yakushina E., Rosochowski A.** Study of ultrafine grained Ti-6Al-4V linear friction welds. Paper presented at and International Conference on Recent Trends in Structural Materials, COMAT 2012, Plzen, Czech Republic.
8. **Astanin V.V., Kaibyshev O.A., Faizova S.N.** Cooperative grain boundary sliding under superplastic flow // Scripta Met. at Mater. 1991. V. 25, 12, p. 2663-2668 (1991).
9. **Жилыев А.П., Пшеничнюк А.И.** Сверхпластичность и границы зерен в ультрамелкозернистых материалах. - М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008. 320 с.
10. **Муллюков Р.Р.** и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии /- М.: Наука, 2014. 284 с.
11. **Кайбышев О.А.** Сверхпластичность промышленных сплавов. - М.: Металлургия, 1984. 256 с.
12. **Слобода А.А., Круглов А.А., Астанин В.В.** Комбинированное выдавливание защитной накладки для углепластиковой лопатки из ультрамелкозернистого титанового сплава // КШП-ОМД. 2014. № 12. С. 21-25.

capacity of UFG of the material, the zone of intensive strain becomes larger as compared with the FG structure case. As a result, the hot zone becomes less localized and the maximum temperature decreases. The alloy preserves a two-phase state that favours the high rate superplasticity. In this case the weld composition has the residual α -phase and more uniform and smaller structure and blurred border between welding joint and TMAZ as well as a smooth change of microhardness over the welded joint cross section. These factors are

positive for improvement of the joint properties: the strength corresponds to the base material both at static and cyclic loading (see Fig.8). Destruction of samples and real parts occurred in the basic material only.

CONCLUSIONS

The described mechanisms determine the structural peculiarities of welded joints of titanium alloys and their exceptional mechanical characteristics. High-temperature superplasticity provides for extrusion of pollutants present on the welded surfaces to a flash, absence of overheating in

the welding zone and a high level of strain required to form a physical contact of the surfaces and prepare a welding joint. Welded joints of blades and disk have the same strength as the base metal, and the joints of parts in the UFG state demonstrate a significantly lower level of the structural and mechanical heterogeneity. These mechanisms will act not only on a micro- and submicron level, but also when the grain sizes of the welded parts continue to decrease, therefore, it is necessary to consider LFW a promising method for welding bulky nanostructured materials. ■