

В. В. Полякова, Н. Ф. Измайлова, И. П. Семенова, Л. А. Хазиева

ВЛИЯНИЕ ЛИНЕЙНОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СПЛАВЕ ВТ6

В данной работе представлены результаты исследования микроструктуры сварных соединений, полученных в образцах их сплава ВТ6 с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурой методом линейной сварки трением. Показаны особенности фазовых и структурных превращений в зонах контакта и термомеханического влияния сварки, а также распределение микротвердости по ширине сварного соединения. *Титановые сплавы; ультрамелкозернистая структура; линейная сварка трением*

Титановые сплавы широко применяются в качестве конструкционных материалов в авиастроении благодаря их высокой удельной прочности, малого удельного веса и коррозионной стойкости [1, 2]. Вращающиеся детали роторов авиадвигателей, изготовленные из титановых сплавов испытывают в полете колоссальную нагрузку. Им приходится работать в условиях высоких температур и динамических воздействий. От их надежности зависят безопасность самолета и жизни людей, поэтому материал, используемый в этих ответственных узлах, должен быть не просто прочным, а суперпрочным [2].

За последние десятилетия было продемонстрировано, что достижение высоких значений прочности в титановых сплавах возможно за счет формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [3]. Например, в сплаве Ti-6Al-4V, полученном комбинированной ИПД-обработкой, был достигнут предел прочности 1500 МПа и предел выносливости 740 МПа [4]. А за последние годы эти методы получили широкое развитие с ближайшей перспективой их применения в масштабном производстве полуфабрикатов из титановых сплавов [3, 5].

Контактная информация: 8-927-3347224

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 9.04.2010 г. «О мерах государственной поддержки развития кооперации российских высших учебных заведений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства»

В авиастроении при производстве газотурбинных двигателей для «наращивания» деталей вместо их обработки из заготовки, а также в ремонтном производстве успешно применяется технология линейной сварки трением (ЛСТ). В последнее время она становится ключевой технологией формирования сварных соединений из трудносвариваемых материалов, к которым относятся титановые сплавы, и признается быстрым процессом изготовления с низкой стоимостью для производителей на многих промышленных рынках, особенно при создании элементов ротора компрессора авиационных двигателей нового поколения [6]. Однако применение ЛСТ для соединения деталей из УМЗ материалов является весьма интересной, перспективной, но малоизученной задачей. В связи с этим целью данной работы является микроструктурные исследования сварных соединений образцов из сплава ВТ6 с крупнозернистой (КЗ) и УМЗ структурой.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования был выбран широко используемый в авиакосмическом машиностроении двухфазный титановый сплав ВТ6 (Ti-6Al-4V) (производства ВСМПО-АВИСМА, г. Верхняя Салда) стандартного химического состава, соответствующего ГОСТ 19807-91. Образцы с крупнозернистой структурой были получены по серийной технологии, включающей в себя продольную прокатку при температуре 890 °С и отжиг при 540 °С в течение 2 ч. УМЗ структура в образцах из сплава ВТ6 была сформирована методом всесторонней изотермическойковки в ($\alpha+\beta$)-области [7] со ступенчатым понижением температуры до 600 °С. Механические испытания на растяжение проводили при комнатной температуре на машине Instron в со-

ответствии с ГОСТ 1497-84 со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . Стандартные образцы $\varnothing 5 \text{ мм}$ были вырезаны из центральной части в продольном сечении прутка. Для каждого состояния было испытано не менее 3 образцов. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе фирмы «Olympus» и растровом электронном микроскопе «JSM 6390». Тонкая структура исследовалась на фольгах с помощью электронного просвечивающего микроскопа «JEM 2100». ЛСТ осуществляли путем возвратно-поступательного движения свариваемых частей с частотой порядка 60 Гц и амплитудой до 3 мм, сжимаемых для образования плотного контакта. Сваренная деталь с выделившимся гратом представлена на рис. 1.



Рис. 1. Внешней вид детали, полученной линейной сваркой трением

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Микроструктура и механические свойства КЗ и УМЗ сплава ВТ6

В исходном состоянии образцы из сплава ВТ6 характеризовались анизотропной смешанной структурой, состоящей из 45 % глобулярных зерен первичной α -фазы со средним размером $15 \pm 0,8 \text{ мкм}$ и β -превращенной структуры с линейным размером α колоний около 15 мкм (рис. 2, а).

По равномерному оптическому контрасту травленных образцов можно сказать, что интенсивная пластическая деформация методом всестороннейковки привела к образованию однородной микроструктуры (рис. 2, б). Количественный анализ изображений, полученных ПЭМ, показал, что в образцах формируется сильнофрагментированная УМЗ структура, характеризующаяся высокой плотностью дислокаций и средним размером зерна $680 \pm 70 \text{ нм}$. Азимутальное размытие рефлексов на картине микродифракции также свидетельствует о высоком уровне внутренних микронапряжений (рис. 2, в). Создание такой структуры привело к закономерному повышению прочностных свойств сплава ВТ6 ($UTS = 1155 \text{ МПа}$) при незначительной потере пластичности ($\delta = 12 \%$) (см. таблицу), что типично для материалов, полученных ИПД [3].

Механические свойства сплава ВТ6

Состояние	σ_b , (МПа)	$\sigma_{0.2}$ (МПа)	δ (%)
Исходное	970 ± 7	940 ± 5	$16,0 \pm 0,5$
УМЗ	1155 ± 10	1100 ± 15	$12,0 \pm 0,8$

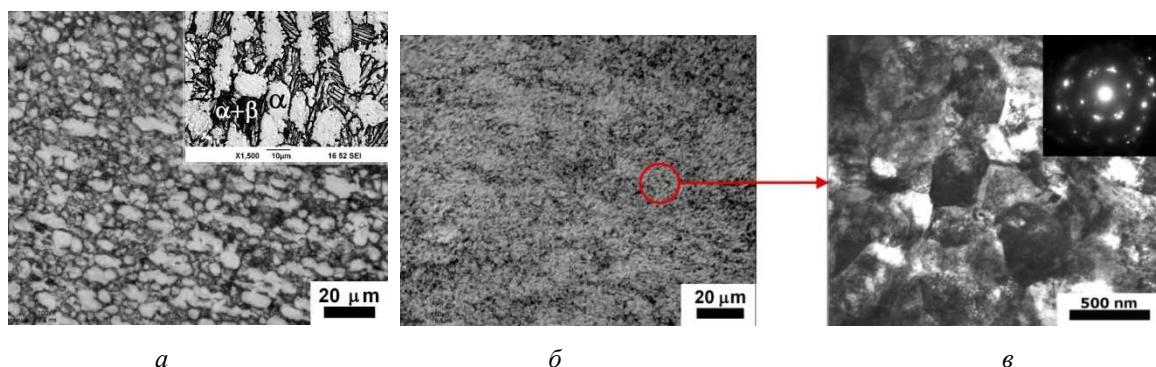


Рис. 2. Микроструктура сплава ВТ6: а – крупнозернистое состояние; б, в – УМЗ структура, а, б – оптическая микроскопия (ОМ), в – просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). Продольное сечение заготовки

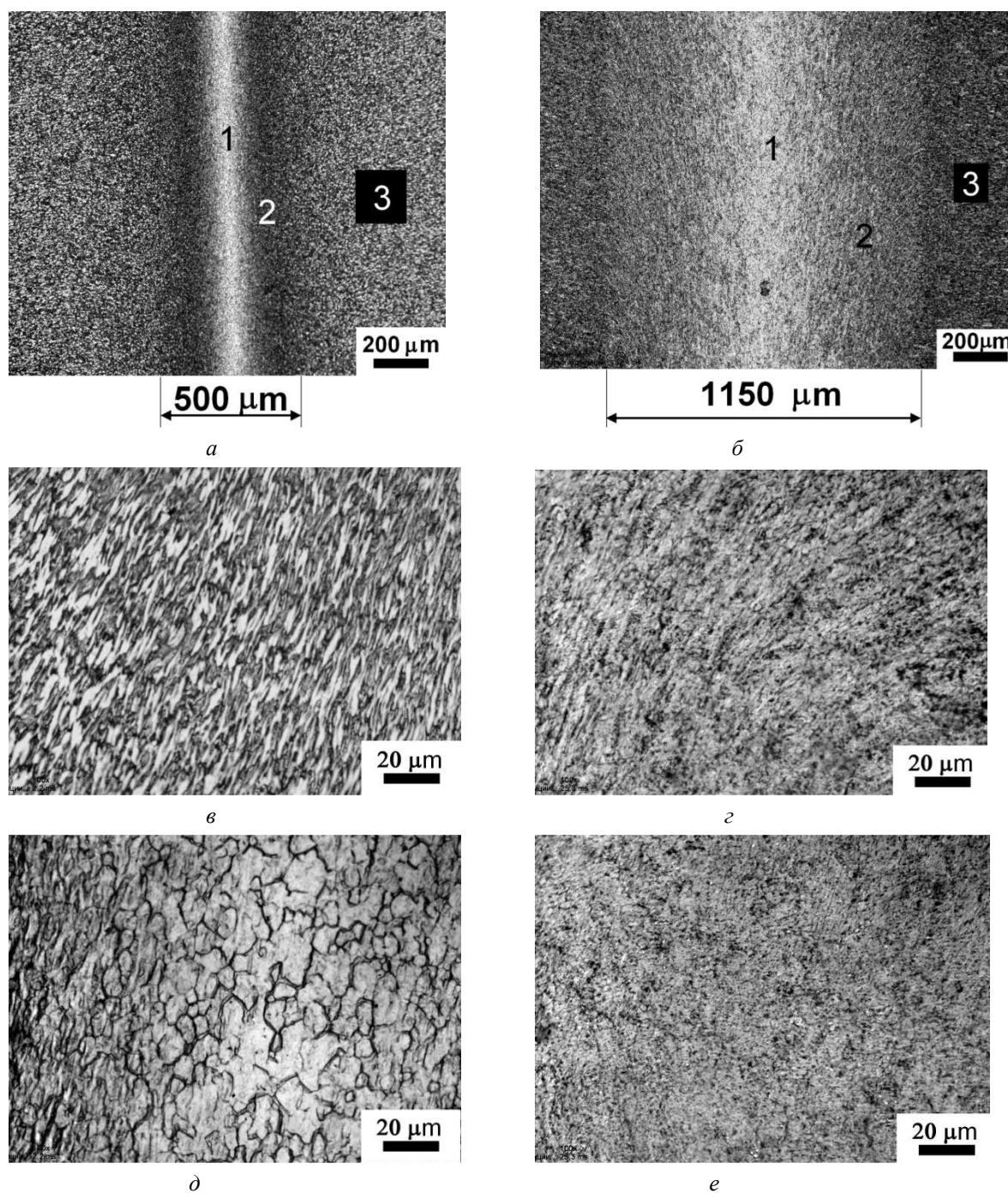


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения образцов из сплаве ВТ6. ОМ: *а, в, д* – КЗ; *б, г, е* – УМЗ; *а, б* – вид сечения сварного соединения; *в, г* – область термомеханического влияния сварки (2); *д, е* – область стыка (1) ОМ

Микроструктурные исследования сварных соединений образцов из сплава ВТ6

На рис. 3 представлено оптическое изображение структуры сварных соединений образцов из сплава ВТ6 в КЗ и УМЗ состоянии.

На металлографических изображениях сечения сварного соединения (рис 3, *а, б*) можно

выделить три характерные зоны. Зоне 3 соответствует исходная структура основного материала, которая не претерпевает изменений в процессе сварки трением. Особое внимание было уделено зонам течения материала (термомеханического влияния трения и температуры, зона 2, рис. 3, *в, г*) и зоне непосредственного контакта (зона 1, рис. 3, *д, е*). Следует отметить

границу между зонами 1 и 2 в КЗ образце, которая характеризуется четким контрастом после травления, что свидетельствует о структурной неоднородности после ЛСТ (рис. 3, *а*). Их суммарная ширина составляет 500 мкм, что в 2,3 раза меньше, чем в образце с УМЗ структурой, в котором, судя по контрасту, граница имеет «размытый характер» (рис. 3, *б*). В зоне 2 обоих образцов наблюдается выраженная металлографическая текстура, ориентированная по направлению деформационного течения материала, что, очевидно, связано с термомеханическим влиянием сварки трением.

Оптические изображения структуры КЗ образца в области контакта (зона 1) характеризуются рекристаллизованными зернами β -фазы с размерами в диапазоне от 2 до 20 мкм, что связано с локальным разогревом до температур выше температуры полиморфного превращения сплава ВТ6. На оптических изображениях свар-

ного стыка УМЗ образцов после травления не были выявлены структурные параметры. Для их анализа проводили исследования тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии (рис. 4).

Во всем объеме сварного стыка образцов с КЗ структурой (зона 1) в рекристаллизованных зернах β фазы наблюдаются дисперсные пластины α' мартенсита шириной до 150 нм с характерными для него двойниками превращения и высокой плотностью дислокаций (рис. 4, *а, б*). Образование такой структуры в титановых сплавах характерно при закалке с температур, соответствующих однофазной β -области. Вероятно, при завершении процесса линейной сварки трением ускоренное охлаждение было реализовано за счет быстрого теплообмена между узкой, нагретой в процессе трения зоной и прилегающими областями металла с комнатной температурой.

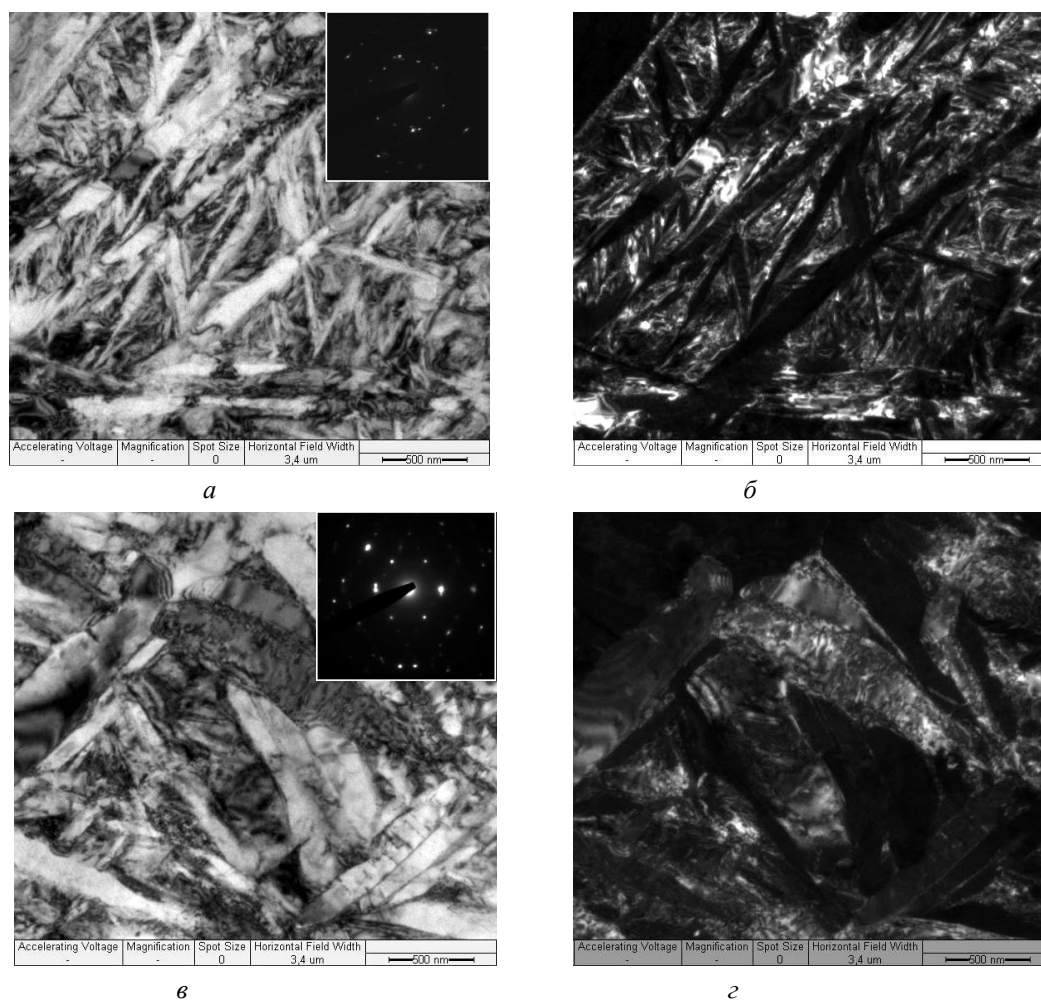


Рис. 4. Тонкая структура сплава ВТ6 в зоне сварного соединения образцов с крупнозернистой (*а, б*) и с УМЗ структурой (*в, г*); *а, в* – светлопольное, *б, г* – темнопольное изображение. ПЭМ

Сварной стык (зона 1) образцов с УМЗ структурой также характеризуется преимущественно пластинчатой структурой (рис. 4, в, з). Она представляет собой смесь пакетов α' мартенсита и пластин α фазы шириной до 500 нм. Возможной причиной отличий фазового состава и размера структурных элементов является меньшая скорость охлаждения после сварки в УМЗ образце по сравнению с образцами в КЗ состоянии. Известно, что формирование УМЗ структуры методами ИПД приводит к образованию в ней высокой плотности дефектов всех видов размерности, от вакансий до границ зерен, что приводит к неизбежным искажениям кристаллической решетки и изменению ее параметров. При этом в [3] было показано, что это может привести к изменению фундаментальных физических характеристик материала. Теплообмен в кристаллических материалах осуществляется за счет переноса внутренней энергии, осуществляемый хаотически движущимися частицами тела, такими как фононы, электроны и т. д. При теплообмене в УМЗ материалах происходит частичное рассеивание внутренней энергии на дефектах структуры, что может объяснить их меньшую теплопроводность по сравнению с КЗ материалами [8]. По-видимому, в нашем случае после ЛСТ в УМЗ сплаве охлаждение происходило с меньшей скоростью по причине его более низкой теплопроводности. Возможно, следствием пониженной скорости охлаждения в УМЗ образце является формирование достаточной широкой зоны с «размытой» структурой в сварном соединении (рис. 3, б).

На рис. 5 представлено распределение микротвердости по сечению сварного шва образцов с КЗ и УМЗ структурой. В целом результаты хорошо согласуются с ранее выявленными микроструктурными зонами. В области термомеханического влияния трения (область 2) кривая микротвердости КЗ образца монотонно возрастает и достигает ярко выраженного пика (4500 МПа) в зоне контакта (область 1), величина которого на 100 МПа превышает уровень твердости в основном материале (область 3). Повышение твердости в области 2 связано с дислокационными механизмами упрочнения при деформации трением во время сварки, так как чем ближе к очагу, тем больше степень деформации. Максимум твердости в области 1 обеспечивается также за счет формирования в ней тонкодисперсной мартенситной α' структуры, двойниками превращения и высокой плотностью кристаллических дефектов.

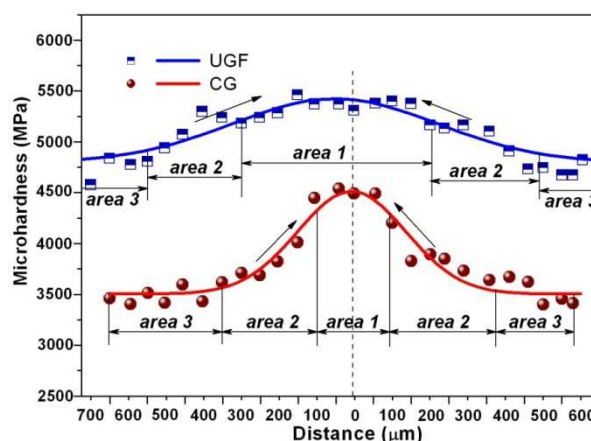


Рис. 5. Распределение микротвердости по сечению сварного шва в УМЗ и КЗ сплаве ВТ6

На кривой микротвердости сварного соединения образцов с УМЗ структурой также можно выделить аналогичные области. Видно, что за счет формирования УМЗ структуры уровень твердости основного материала составляет 4700 МПа, что на 120 МПа выше по сравнению с КЗ образцом (см. область 3). В области 2 и 1 можно наблюдать некоторое повышение твердости за счет увеличения плотности дислокаций и частичного мартенситного превращения при ЛСТ. Однако следует отметить, что в области сварного соединения размер структурных элементов (ширина пластин α -фазы) близок к размеру зерен α -фазы в основном материале, что, вероятно, способствовало более однородному распределению микротвердости по ширине сварного соединения. Как известно, равнопрочность сварного соединения является одним из важных критериев его качества [6]. Однако оценка перспективы применения технологии линейной сварки трением для соединения деталей из объемных ультрамелкозернистых материалов требует дальнейших исследований. В частности, необходима оптимизация параметров процесса ЛСТ применительно к таким сплавам с целью уменьшения размера первичной β -фазы в зоне контакта за счет снижения температуры локального разогрева поверхности.

ВЫВОДЫ

Выявлены основные характерные зоны по сечению сварного соединения полученных образцов из сплава ВТ6. В УМЗ сплаве в отличие от КЗ, четкая граница между зоной контакта и зоной термомеханического влияния сварки практически отсутствует.

Показано, что ЛСТ в обоих состояниях сплава сопровождается мартенситным превращением, однако в УМЗ сплаве микроструктура зоны соединения состоит преимущественно из пластин α -фазы, что может быть следствием более низкой скорости охлаждения после сварки.

Микротвердость основного материала сварного соединения из УМЗ образцов заметно выше, чем из образцов с КЗ структурой. При этом распределение значений микротвердости по ширине сварного соединения в УМЗ сплаве более равномерно по сравнению с КЗ сплавом, что характеризует баланс по прочностным характеристикам в соединении образцов с УМЗ структурой.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Колачев Б. А., Польшкин И. С., Талалаев В. Д.** Титановые сплавы разных стран: Справочник. М.:ВИЛС, 2000. 316 с.
2. **Гецов Л. Б.** Материалы и прочность деталей газовых турбин. Л.: Машиностроение. Ленингр.отд-ние, 1973. 296 с.
3. **Валиев Р. З., Александров И. В.** Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
4. Nanostructuring of Ti-alloys by SPD processing to achieve superior fatigue properties / I. P. Semenova [et al.] // International Joint Materials Research (formerly Z. Metallk.). 2009. Vol. 100, 12. P. 1691–1696.
5. Объемные наноструктурные металлы и сплавы с уникальными механическими свойствами для перспективных применений / Р. З. Валиев [и др.] // Вестник УГАТУ. 2006. Т. 7, № 3(16). С. 23–35.
6. Solid State joining of metals by linear friction welding: a literature review / I. Bhamji [et al.] // Materials Science & Technology. 2011. Vol. 27, No 1.
7. Формирование субмикроструктурной структуры в титановых сплавах интенсивной пластической деформацией / С. В. Жеребцов [и др.] // Кузнечно-штамповочное производство. 1999. № 7. С. 17–22.
8. Thermal Conductivity: Theory, Properties, and Applications (Physics of Solids and Liquids). Terry M. Tritt. Springer. 2005. P. 290.

ОБ АВТОРАХ

Полякова Вероника Васильевна, мл. науч. сотр. Ин-та физики перспективных материалов. Дипл. инженер-физик (УГАТУ, 2008). Иссл. в обл. наноструктурн. титановых сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией.

Семенова Ирина Петровна, ст. науч. сотр. того же ин-та. Дипл. инженер-металлург (УПИ, г. Екатеринбург, 1981). Д-р техн. наук (Ю-УрГУ, г. Челябинск, 2011). Иссл. в обл. наноструктурн. титановых сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией.

Измайлова Наиля Федоровна, нач. бюро отдела гл. металлурга ОАО УМПО. Дипл. инженер-механик. Иссл. в обл. ионно-имплантационных и вакуумно-плазменных технологий.

Хазиева Лия Анваровна, нач. бюро КОИН ОАО УМПО. Дипл. инженер по авиац. двиг. (УГАТУ, 1999). Иссл. в обл. надежности деталей авиадвигателей.