

УДК 669.15

Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров

ПРИНЦИПЫ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

R.R. Mulyukov, R.M. Imayev, A.A. Nazarov

Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS
39 Khalturin St., Ufa, 450001, Russia

PRINCIPLES OF FABRICATION OF ULTRAFINE GRAINED MATERIALS

В статье рассмотрены принципы получения однородной ультрамелкозернистой структуры в объемных и листовых полуфабрикатах методами равноканального углового прессования, всесторонней изотермическойковки и теплой прокатки.

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТАЯ СТРУКТУРА, ВСЕСТОРОННЯЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ КОВКА, ТЕПЛАЯ ПРОКАТКА, СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ, СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА.

The paper is devoted to principles of fabrication of homogeneous ultrafine-grained structures in bulk and sheet products by means of multiple isothermal forging, equal channel angular pressing and warm rolling techniques.

ULTRAFINE GRAINED STRUCTURE, MULTIPLE ISOTHERMAL FORGING, WARM ROLLING, DIFFUSION BONDING, SUPERPLASTIC FORMING.

Научные и прикладные задачи, связанные с обработкой металлов и сплавов с целью измельчения зерен, всегда находились в центре внимания специалистов Института проблем сверхпластичности металлов РАН (ИПСМ РАН, г. Уфа, Россия), поскольку, собственно, сам эффект сверхпластичности проявляется только в ультрамелкозернистых (УМЗ-) поликристаллах. Для получения объемных металлических полуфабрикатов с УМЗ-структурой в институте применялись методы горячей изотермической деформации. При этом температурно-скоростные условия деформации подбирались таким образом, чтобы обеспечить интенсивное развитие процесса динамической рекристаллизации [1]. Эта идея оказалась довольно плодотворной, поскольку привела к разработке метода всесторонней изотермическойковки, который позволяет относительно легко измельчать материалы в довольно больших объемах и формировать в них однородную, относительно изотропную УМЗ-структуру [2 – 7]. Благодаря повышенной технологической пластичности,

объемные УМЗ-заготовки поддаются последующей теплой прокатке [8 – 11]. При этом в листовом материале удается сохранить однородную УМЗ-структуру и добиться изотропности механических свойств в плоскости листа. Таким образом, для изготовления ультрамелкозернистого листового полуфабриката, годного для сверхпластической формовки, в институте был разработан метод, основанный на теплой прокатке заготовок с УМЗ-структурой.

В данной статье сделано обобщение полученных результатов и изложены принципы получения объемных и листовых УМЗ-полуфабрикатов металлов и сплавов. Проведен анализ методов равноканального углового прессования и всесторонней изотермическойковки с точки зрения эффективности использования ими энергии пластической деформации для измельчения микроструктуры. На примере лопатки вентилятора демонстрируется разработка новых технологий с использованием УМЗ-материалов для последующего их внедрения в промышленное производство.

Классификация деформационных методов измельчения микроструктуры металлов и сплавов

Большинство промышленных сплавов в литом состоянии состоит из относительно крупных зерен (размером $d > 100$ мкм). В промышленности для измельчения микроструктуры сплавов используются такие традиционные методы, как холодная обработка с последующим рекристаллизационным отжигом, термическая обработка, основанная на фазовых превращениях, и термомеханическая обработка, которые позволяют измельчить микроструктуру до уровня размера зерен $d \approx 1 - 10$ мкм. Как показали недавние исследования, это ограничение по предельному размеру зерен, достижимому традиционными методами, может быть преодолено применением больших пластических деформаций, которые позволяют измельчить микроструктуру до уровня $d \approx 10 - 100$ нм непосредственно в ходе деформации.

Часто, говоря о больших пластических деформациях, смешивают монотонные и циклические методы деформационной обработки материалов. Целесообразно их различать не только по признаку геометрии получаемых полуфабрикатов, но и по формируемой микроструктуре. К монотонным методам деформационной обработки относятся такие промышленные методы, как прокатка, экструзия, волочение и другие, ведущие при больших пластических деформациях к двумерным и одномерным полуфабрикатам. Спецификой указанных методов является большое контактное трение, возникающее между инструментом и заготовкой, которое создает значительное растягивающее напряжение. При относительно низких гомологических температурах это способствует формированию удлиненных фрагментов зерен (субзерен). При этом после накопления определенной критической фрагментированной структуры, еще далекой от равноосной УМЗ-структуры, часто происходит преждевременное разрушение материала. При повышенных гомологических температурах монотонная деформация способствует локальному развитию динамической рекристаллизации и проскальзыванию

нерекристаллизованных объемов друг относительно друга вдоль рекристаллизованных зерен; это также вызывает локализацию деформации и преждевременное разрушение. Самое существенное ограничение, которое налагается монотонными методами, — их неспособность обеспечить (несмотря на большие степени деформации), получение УМЗ-материала с высокой долей большеугловых границ зерен и относительно изотропными механическими свойствами. Это ограничение действует и при низких, и при высоких гомологических температурах.

Для расширения же возможностей применения УМЗ-материалов в качестве конструкционных и функциональных, для изготовления изделий с уникальными механическими и физическими свойствами необходимо разработать метод, который бы позволял получать полуфабрикаты с улучшенными характеристиками. К ним относятся большое сечение, однородная по размеру зерен равноосная УМЗ-структура в любом сечении, высокая доля большеугловых границ зерен, причем без острой текстуры и областей с кристаллографически близкой ориентировкой зерен. При этом новый метод должен учитывать заводские реалии, то есть быть легко адаптируемым к существующему прессовому оборудованию, оснащеному простой и недорогой технологической оснасткой, и иметь рыночный потенциал, что предполагает минимизацию внесенной энергии деформации на единицу массы УМЗ-продукта.

Такой метод, по-видимому, следует искать среди циклических методов деформационной обработки металлов и сплавов, к которым относятся всесторонняя изотермическая ковка, равноканальное угловое прессование, винтовая экструзия и другие, позволяющие в ходе деформационной обработки сохранять или восстанавливать исходную трехмерную форму заготовки вне зависимости от степени деформации. Максимальная степень деформации ϵ_{\max} , которой можно подвергнуть материал при применении этих методов, зависит от величины контактного трения между деформирующим инструментом и заготовкой, а также от величины возникающего при этом

растягивающего напряжения. При циклических деформационных методах обработки материалов, основанных на прессовании или экструзии, значительное контактное трение является причиной более быстрого разрушения образцов (если еще до этого не происходит разрушения деформирующего инструмента). В работе [12], например, при прессовании и экструзии меди значение ε_{\max} составило соответственно 29 и 14. Из всех перечисленных способов метод всесторонней изотермическойковки позволяет избежать значительного контактного трения и, как следствие этого, значительного растягивающего напряжения на боковой поверхности, которое может привести к образованию трещин. Благодаря этому, как было показано в работе [12] на примере меди, материал можно подвергнуть весьма большим пластическим деформациям ($\varepsilon = 50$) при комнатной температуре, не вызывая разрушения ни образцов, ни деформирующего инструмента.

Рассмотрим в следующих разделах особенности наиболее разработанных циклических методов обработки металлов и сплавов: равноканальное угловое прессование и всестороннюю изотермическуюковку.

Принципы циклических методов обработки металлов и сплавов

Равноканальное угловое прессование (РКУП). Это метод многократной пластической деформации образцов, разработанный В.М. Сегалом и В.И. Копыловым с сотрудниками [13]. Его суть заключается в «продавливании» образцов через два пересекающихся канала равного диаметра. В области, близкой к плоскости пересечения каналов, происходит деформация, сходная по характеру к сингулярному простому сдвигу в этой плоскости [14]. Степень деформации, соответствующая этому сдвигу, составляет $\varepsilon = 1,15$ при значении угла между каналами в 90° [14]. Повторными проходами образца через каналы можно добиться накопления желаемой степени деформации и, соответственно, структурных изменений; при этом форма образца сохранится, за исключением некоторой области вблизи его концов. Первоначально равноканальное

угловое прессование и было создано как метод обработки металлов давлением, который позволяет подвергать металлы большим степеням пластической деформации преимущественно простым сдвигом, не изменяя существенно геометрической формы образцов. РКУП как таковое оказалось одним из методов получения УМЗ-структур, и в работе [15] было на примере меди впервые показано, что действительно с его помощью можно получать металлы с размером зерен в несколько сот нанометров.

Для РКУП используются, как правило, образцы в форме параллелепипеда с поперечными размерами до 20 мм. Комбинация РКУП с конформ-процессом может быть перспективна для эффективного производства длинномерных УМЗ-полуфабрикатов [16]. Однако существенным недостатком метода РКУП следует считать ограничение поперечных размеров этих полуфабрикатов. При увеличении поперечного сечения образцов резко возрастают требования к прочности оснастки, качеству смазки и мощности прессового оборудования.

Несмотря на большое количество микроструктурных исследований, закономерности деления зерен при РКУП до конца еще не выяснены. Однако общие черты этого процесса, позволяющие делать выводы о его эффективности, можно считать установленными.

Многочисленные исследования эволюции субструктуры металлов при монотонной деформации обычными методами (сдвиг, прокатка и т. п.) показывают, что основным механизмом деления зерен является образование микрополос, разориентированных по отношению к исходному зерну и лежащих в плоскостях, близких к плоскости наиболее высокого напряжения сдвига [12, 17]. РКУП представляет собой деформационный процесс с изменением пути деформации, а это позволяет на него влиять. Изменение пути деформации достигается поворотами образца между двумя последовательными проходами. После первого прохода образца через оснастку образуется система микрополос, параллельная плоскости пересечения каналов (плоскости сдвига) [18]. Дальнейшие проходы с поворотами об-

разца вокруг оси на 90° (маршруты B_A и B_C , согласно общепринятой классификации) приводят к формированию микрополосовых границ, лежащих в других плоскостях, которые, пересекаясь с исходными, приводят к образованию замкнутых, близких к равноосным, фрагментов. По этой причине использование маршрутов B_A и B_C приводит к наиболее быстрому формированию равноосной УМЗ-структуры [19]. Однако известно, что каждая субструктура возникает как отклик материала на конкретное монотонное нагружение; изменение пути деформирования приводит к разрушению старой субструктуры и созданию новой, характерной для новых условий [12]. Следовательно, при использовании маршрутов с поворотами происходит частичное разрушение ранее образованных границ, и накопление разориентировок происходит медленнее, чем при монотонной деформации. Поэтому маршруты B_A и B_C РКУП приводят к образованию равноосной УМЗ-структуры с преимущественно малоугловыми границами [20]. Наиболее отчетливо эта закономерность проявляется при сравнении двух крайних случаев, связанных с маршрутами A и C . В первом образец не поворачивается, а во втором поворот осуществляется на угол 180° . В первом случае структура развивается непрерывно, и формируются удлиненные зерна с большими разориентировками между ними, а во втором – равноосная субструктура с малоугловыми разориентировками [20].

С другой стороны, при деформации по маршруту A происходит эволюция одной и той же системы микрополос, и УМЗ-структура, образующаяся после многих проходов, состоит из зерен, удлиненных в направлении, близком к оси образца. Эффективность измельчения зерен при монотонной деформации, в том числе при использовании маршрута A РКУП, можно повысить за счет увеличения подвижности границ зерен, которое способствует локальной миграции продольных границ, образованию поперечных и формированию таким образом равноосной структуры [21]. Процессы возврата и рекристаллизации важны для трансформации субструктур деформации

в равноосную, низкоэнергетическую зеренную структуру, которая стабильна при последующей деформации. Исследования показывают, что в процессе РКУП в металлах с низкой точкой плавления (алюминий, медь) уже при комнатной температуре, а в металлах с высокой точкой плавления при умеренно высокой температуре происходит динамическая рекристаллизация [22]. Это означает, что в зависимости от температуры деформации формирование УМЗ-структуры при РКУП может происходить по одному из двух основных механизмов: либо путем образования границ деформационного происхождения за счет пересечения микрополос (при низких температурах), либо путем рекристаллизации (при высоких). По-видимому, эти механизмы и определяют, к какому процессу следует относить РКУП: при низких температурах это условно «интенсивная» пластическая деформация, а при относительно высоких – более «мягкая» деформационная обработка, использующая частично динамическую рекристаллизацию.

В связи с вышеизложенным, а также вследствие больших затрат на трение между образцом и оснасткой, метод РКУП относится к весьма энергоемким процессам получения УМЗ-структуры в материалах; при этом он неэффективно использует энергию пластической деформации. Существенно более эффективным в этом отношении является метод всесторонней изотермическойковки, который позволяет относительно легко получать УМЗ-заготовки существенно больших размеров, чем метод РКУП.

Всесторонняя изотермическая ковка. Основная идея данного метода заключается в наиболее полном использовании потенциала динамической рекристаллизации и других термоактивированных процессов для измельчения микроструктуры металлов и сплавов. Иными словами, метод основан на использовании соотношения между размером рекристаллизованных зерен d и условиями изотермической деформации (ее температура и скорость): $d = d(T, \dot{\epsilon})$. Для реализации метода необходимо решить следующие две основные задачи:

получение в объемных заготовках одно-

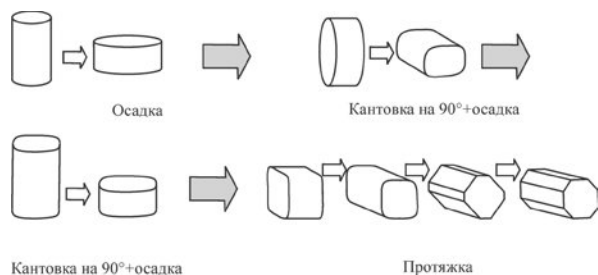


Рис. 1. Принципиальная схема всесторонней изотермическойковки

родной, равноосной мелкозернистой микроструктуры с высокой долей большеугловых границ зерен, не имеющей острой текстуры;

поэтапное уменьшение размера зерен вплоть до УМЗ-уровня.

Рассмотрим, как решаются эти две задачи на примере титанового сплава ВТ6. Для решения первой объемную заготовку (промышленный пруток) после предварительной закалки из β -области подвергают изотермической ковке в $(\alpha + \beta)$ -фазовой области со скоростью порядка 10^{-3} с^{-1} . При такой скорости деформации процесс перехода пластинчатой структуры в глобулярную в сплаве протекает благодаря развитию непрерывной динамической рекристаллизации. В пластинах фаз формируются поперечные малоугловые границы, которые постепенно перестраиваются в большеугловые границы зерен, а полукогерентные межфазные границы трансформируются в некогерентные.

Для деформационной обработки объемных заготовок используется схема всесторонней изотермическойковки, которая позволяет подавить локализацию деформации в объемах материала с уже рекристаллизованной микроструктурой (рис. 1). Эта схема представляет собой совокупность операций осадки, кантовки и протяжки, в результате выполнения которых заготовка в конце этапа приобретает форму и размеры, приблизительно совпадающие с исходными. Другими словами, схема обеспечивает цикличность деформационной обработки. Ввиду неравномерного распределения поля скоростей деформации в объеме заготовки при всесторонней изотермической

ковке, на каждом переходе со сменой оси деформации деформируются новые нерекристаллизованные объемы. В результате проведенных операций удается полностью рекристаллизовать микроструктуру практически любой объемной заготовки. Степень деформации ϵ на каждом переходе подбирается таким образом, чтобы, с одной стороны, обеспечить развитие динамической рекристаллизации ($\epsilon > \epsilon_{кр}$), а с другой – избежать значительного контактного трения и сохранить механическую устойчивость при следующем переходе. Благодаря цикличности описанный метод можно многократно воспроизводить, добиваясь полной проработки застойных зон и набирая необходимую степень деформации во всем объеме заготовки.

Трансформация пластинчатой структуры в глобулярную в ходе всесторонней изотермическойковки приводит к активизации в сплаве зернограницного проскальзывания, поскольку ковка ведется в температурно-скоростных условиях, при которых сплав ВТ6 демонстрирует сверхпластическое поведение. Активизация зернограницного проскальзывания способствует увеличению доли большеугловых границ зерен, размытию кристаллографической текстуры, формированию наиболее однородной равноосной микроструктуры в материале с

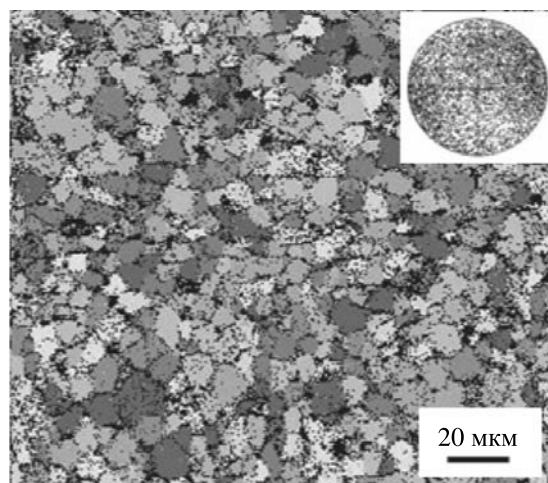


Рис. 2. EBSD-изображение микроструктуры объемной заготовки титанового сплава (на вставке) после всесторонней изотермическойковки в условиях сверхпластичности

размером зерен $d = 10 - 15$ мкм. Описанная микроструктура представлена на рис. 2, где EBSD (Electron BackScattering Diffraction) – дифракционная картина обратного рассеяния электронов. Это метод, разработанный в последние годы на базе растровой электронной микроскопии.

Задача поэтапного уменьшения размера зерен, вплоть до УМЗ-уровня, основана на поэтапном снижении температуры деформационной обработки заготовки. При этом она базируется на значительном повышении технологической пластичности металлов и сплавов, происходящем в результате измельчения микроструктуры, достигаемом на каждом предыдущем этапе. Если проводить каждую последующую деформацию, не меняя температурно-скоростных условий, то материал переходит в состояние сверхпластического течения, что повышает однородность микроструктуры, но препятствует дальнейшему ее измельчению. Вместе с тем снижение температуры деформации (с сохранением прежней скорости деформации) позволяет дальше измельчить микроструктуру. Повторное использование всесторонней изотермическойковки при пониженной температуре вновь позволяет получить полностью рекристаллизованную, однородную микроструктуру с высокой долей большеугловых границ зерен, но уже с существенно более мелким размером рекристаллизованных зерен. Допол-

нительное измельчение микроструктуры снова приводит к повышению технологической пластичности материала (переходу к сверхпластическому течению), что опять позволяет снизить температуру всесторонней изотермическойковки. Таким образом, всесторонняя изотермическаяковка с поэтапным снижением температуры дает возможность измельчить размер зерен в материале вплоть до наноструктурного диапазона, избегая при этом его разрушения. Конечная температура деформации выбирается на базе зависимости $d(T, \dot{\epsilon})$. Количество этапов, разницы температур ΔT_i между этапами, ΔT между первым и последним этапами, количество переходов на этапах зависят от типа материала и исходной микроструктуры. В качестве примера на рис. 3 показана микроструктура объемных заготовок сплава ВТ6 после предварительной закалки из β -области и последующей всесторонней изотермическойковки в два этапа при температурах $T_3 = 700^\circ\text{C}$ и $T_4 = 600^\circ\text{C}$ [23]. В результате такой обработки в заготовке диаметром 200 мм и длиной $L = 300$ мм (рис. 3,а) была получена однородная в любом сечении УМЗ-структура со средним размером зерен $d = 0,4$ мкм.

Ключевым моментом в вышеописанной схеме является необходимость достижения однородной рекристаллизованной микроструктуры с высокой долей большеугловых границ зерен на каждом этапе. Нерекри-

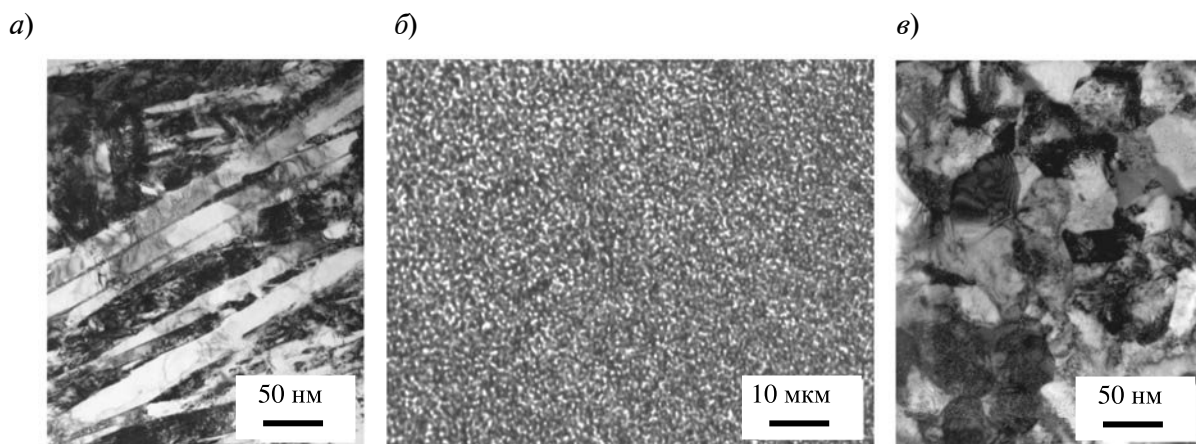


Рис. 3. Микроструктуры сплава ВТ6: а – тонкопластинчатая, после предварительной закалки из β -области при $T = 1010^\circ\text{C}$; б, в – УМЗ, после всесторонней изотермическойковки при температурах $T_3 = 700^\circ\text{C}$ и $T_4 = 600^\circ\text{C}$, размер зерен $d = 0,4$ мкм.

Даны изображения ПЭМ (а, в) и ОМ (б)

сталлизованные объемы материала, а также субструктура, оставшиеся после обработки при повышенных температурах, наследуются при последующей обработке при более низких температурах, поскольку деформация локализуется преимущественно в мелкозернистой фракции, что в конечном счете приводит к бимодальной микроструктуре. Скорость деформации на первом и последующих этапах подбирается таким образом, чтобы уменьшить влияние деформационного разогрева и, соответственно, обеспечить равномерное развитие рекристаллизационных процессов. На каждом этапе по мере измельчения микроструктуры материал переходит в сверхпластическое состояние, способствующее, в конечном счете, формированию однородной УМЗ-структуры.

Изложенные выше принципы получения объемных полуфабрикатов с однородной УМЗ-структурой были успешно применены в ИПСМ РАН к десяткам различных металлов и сплавов. Среди них – титан и его сплавы; стали; алюминиевые, магниевые, медные, никелевые сплавы, включая труднодеформируемые никелевые жаропрочные и интерметаллидные (на основе соединений $TiAl$, Ti_3Al , Ti_2AlNb) [3, 5 – 7, 24 – 26].

Принципы получения и соединения листовых УМЗ-полуфабрикатов

Метод тепловой прокатки. Сущность метода изготовления ультрамелкозернистого титанового листового полуфабриката, разработанного в ИПСМ РАН [8, 9], заключается в теплой прокатке объемных УМЗ-заготовок, предварительно полученных посредством всесторонней изотермическойковки. Благодаря указанной обработке заготовки характеризуются исключительно высокой технологической пластичностью. Необходимость предварительного формирования УМЗ-структуры заготовок под прокатку, однородной по размеру зерен, определяется, главным образом, технической трудностью достичь при плоской прокатке больших (и тем более равномерных по величине в объеме всего листового материала) пластических деформаций.

Прокатку УМЗ-заготовки осуществля-

ют в регламентированном интервале температур. Верхняя граница интервала нагрева заготовки под прокатку определяется температурой заключительного этапа ее предварительной всесторонней изотермическойковки. Это означает, что в процессе промежуточных нагревов под прокатку будет сохраняться достигнутый предшествующей обработкой размер зерен в структуре прокатываемого листового полуфабриката. Нижняя граница температурного интервала прокатки будет ограничиваться пластичностью УМЗ-материала.

Рассмотрим получение и механические свойства УМЗ-листового материала на примере титанового сплава ВТ6. Для прокатки использовалась объемная УМЗ-заготовка (рис. 4, а), полученная методом всесторонней изотермическойковки. После заключительного этапаковки при температуре $T = 600^\circ\text{C}$ заготовка под прокатку имела однородную структуру с размером зерен $d = 0,4$ мкм. Теплая прокатка осуществлялась при температуре около $T = 600^\circ\text{C}$ и скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-2} - 10^{-1} \text{c}^{-1}$, с величиной обжатия 10 – 15 % за проход и промежуточными подогревами заготовки. Посредством описанного метода были изготовлены листы толщиной 2,0 и 0,8 мм (рис. 4, б, в) [10, 11].

Микроструктурные исследования показали, что полученный листовой полуфабрикат имеет однородную равноосную УМЗ-структуру в продольном, поперечном и параллельном плоскости прокатки сечениях (рис. 4, г). Ультрамелкозернистый листовой материал демонстрирует высокие сверхпластические характеристики при относительно низких температурах (см. таблицу). Так, при температуре $T = 700^\circ\text{C}$ и скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-3} - 10^{-2} \text{c}^{-1}$ отмечается высокая скоростная чувствительность напряжения течения ($m \approx 0,5$), величина относительного удлинения достигает $\delta = 900$ %. Высокий уровень сверхпластических свойств УМЗ листового материала при пониженных температурах деформации сочетается с их малой величиной плоскостной анизотропии. Следует также отметить, что напряжения течения величиной $\sigma \approx 30$ МПа, наблюдаемые в

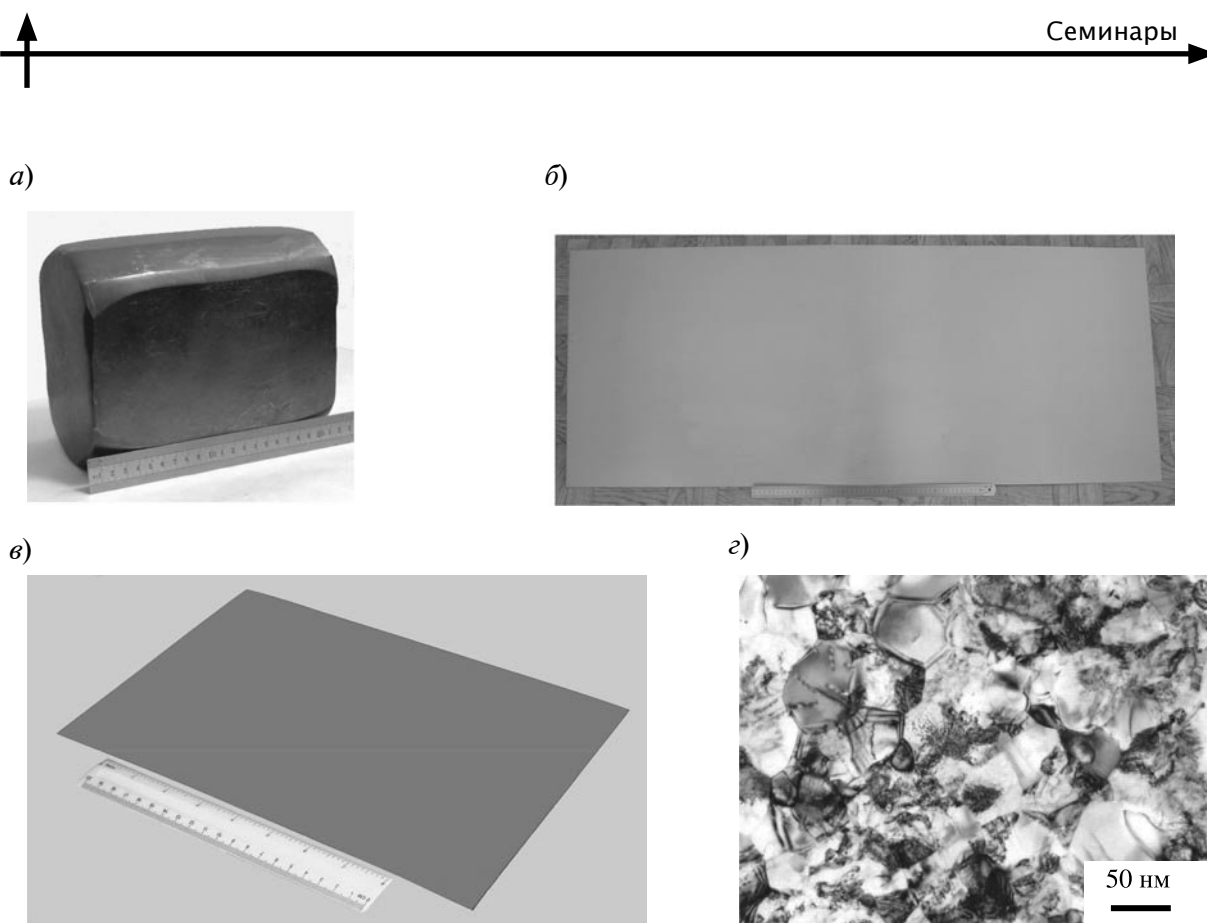


Рис. 4. Объемный (а) и листовой (б, в) УМЗ-полуфабрикаты из титанового сплава ВТ6, а также микроструктура (г) листового полуфабриката в. Размеры слябов под прокатку, мм: $200 \times 170 \times 100$ (а), $1500 \times 500 \times 2$ (б), $200 \times 300 \times 0,8$ (в)

УМЗ-материале при $T = 700^\circ\text{C}$ и низких скоростях деформации ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-4} \text{c}^{-1}$), являются типичными для титанового сплава ВТ6 с обычной мелкозернистой структурой ($d = 3 - 6$ мкм) (но при более высоких температурах деформации $T = 900 - 925^\circ\text{C}$ [27]) и приемлемыми для использования УМЗ-листового полуфабриката в технологиях сварки давлением (СД) и сверхпластической формовки (СПФ).

Сварка давлением (СД). По сравнению с обычной сваркой плавлением, этот метод является более перспективной технологией соединения конструкционных материалов при создании различных тонкостенных и полых конструкций [28], поскольку обеспечивает более высокое качество сварного соединения. При этом качество соединения существенным образом зависит от режимов сварки: ее температуры и давления. Исследования, выполненные в последние годы в ИПСМ РАН, показали, что СД в условиях сверхпластичности существенно

ускоряет процесс формирования твердофазного соединения, по сравнению с классической диффузионной сваркой [29 – 33]. «Залечивание» пор в твердофазном соединении стимулируется развитием зернограничного проскальзывания – основного механизма сверхпластической деформации [29, 30]. В многочисленных работах показано, что диффузионная сварка промышленных листов из титанового сплава ВТ6 (или его зарубежного аналога Ti-6Al-4V) с размером зерен $d = 5 - 10$ мкм осуществляется при температурах $T = 900 - 950$ °C, соответствующих оптимальным температурным условиям проявления в материале эффекта сверхпластичности.

Уменьшение размера зерен увеличивает суммарную протяженность их границ в материале, что приводит к повышению доли зернограничного проскальзывания в осуществлении всей деформации [34]. Как показано экспериментально, при соединении наноструктурных листовых заготовок

Сверхпластичность УМЗ листового полуфабриката из сплава ВТ6 при пониженных температурах

Температура испытания, °С	Направление растяжения относительно прокатки	Напряжение течения, МПа ($\epsilon \approx 50\%$)			Удлинение, %		Коэффициент m	
		при скорости деформации, 10^{-3} с^{-1}						
		0,3	0,7	7	0,7	7		7
650	Вдоль	48	70	179	780	720	0,36	
	Поперек	–	71	184	810	680	0,34	
700	Вдоль	30	44	110	900	890	0,47	
	Поперек	–	46	118	900	900	0,47	

Примечание. Размер зерен материала $d = 0,3$ мкм.

из титанового сплава ВТ6 под действием нормального давления, соответствующего напряжению сверхпластического течения, температура сварки может быть существенно снижена [29]. Так, при исходном размере зерен $d = 0,4$ мкм качественное твердофазное соединение было получено при температуре $T = 650$ °С, а при $d = 0,1$ мкм – при $T = 600$ °С. Практический интерес представляет возможность соединения между собой при пониженных температурах (в интервале $T = 650\text{--}700$ °С) не только наноструктурных листовых заготовок друг с другом, но и с промышленными листовыми заготовками с размером зерен $d = 5\text{--}8$ мкм [35, 36]. Пример такого соединения показан на рис. 5.

Получение полых конструкций с использованием УМЗ-листовых материалов

Использование ультрамелкозернистого листового полуфабриката существенно об-

легчает изготовление полых конструкций посредством технологий СД/СПФ. Рассмотрим это на примере титановой ширококордной полый лопатки вентилятора. Применение УМЗ листового материала в качестве наполнителя позволяет создать существенную разницу в пределе текучести материалов обшивок и наполнителя и осуществить качественное соединение компонентов лопатки сваркой давлением при относительно низких температурах за счет локализации деформации в зоне соединения и обеспечить требуемый ресурс пластичности для формирования ребер жесткости при последующей сверхпластической формовке.

Предполагается, что полая лопатка вентилятора, полученная с использованием УМЗ-листового наполнителя, играющего роль армирующего элемента, по качеству и технологичности изготовления превзойдет существующий аналог (лопатку фирмы Роллс-Ройс) по конструкционной прочности (за счет более высокой прочности

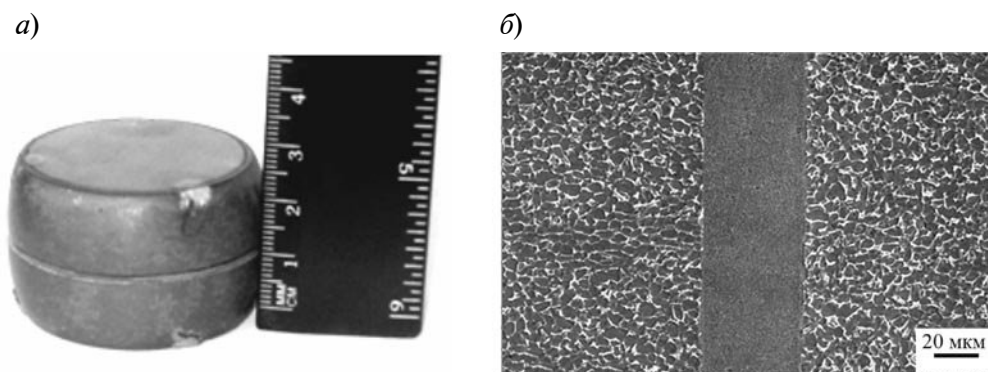


Рис. 5. Цилиндрический образец (а), полученный сваркой давлением двух промышленных заготовок из сплава ВТ6 ($d = 5$ мкм) через тонкую прокладку из УМЗ-материала ($d = 0,4$ мкм), а также микроструктура зоны соединения (б)

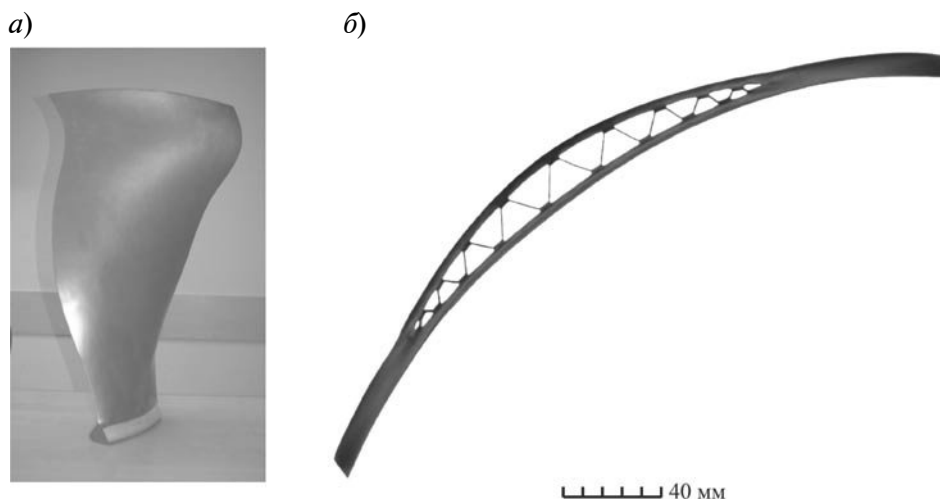


Рис. 6. Полая лопатка вентилятора, изготовленная из титанового сплава ВТ6 с применением УМЗ листового наполнителя: *а* – общий вид, *б* – поперечное сечение

наполнителя и сварных соединений) и демпфирующим свойствам. Кроме того, благодаря относительно низким температурам технологических переделов, снизится вероятность появления усталостных трещин, связанных с газонасыщением поверхности обшивок при повышенных температурах и микрорельефом поверхности ребер жесткости, возникающим при формовке. Наконец, этот же фактор понизит себестоимость изделия и повысит производительность его изготовления, поскольку удастся избежать образования хрупкого альфирированного слоя на поверхности лопатки и исключить трудоемкие и экологически опасные операции, связанные с его удалением. Кроме того, снижение температуры уменьшит износ штамповой оснастки, энергозатраты и трудоемкость производства. На рис. 6 показан опытный образец полую лопатки вентилятора, изготовленный из титанового сплава ВТ6 по технологии, максимально приближенной к технологии производства серийной полую лопатки.

Разработанный в ИПСМ РАН метод всесторонней изотермическойковки является универсальным для измельчения микроструктуры металлов и сплавов, позволяющим получать УМЗ-полуфабрикаты, однородные по размеру зерен и содержащие преимущественно большеугловые границы зерен. Такие полуфабрикаты обладают существенно большими геометрическими

размерами, чем те, которых удастся достичь другими методами, например методом равноканального углового прессования.

Основанный на наиболее полном использовании потенциала динамической рекристаллизации и других термоактивированных процессов, разработанный метод имеет рыночный потенциал, поскольку предполагает минимизацию внесенной энергии деформации на единицу массы УМЗ-продукта и учитывает заводские реалии; его можно легко адаптировать к существующему прессовому оборудованию, оснащеному простой и недорогой технологической оснасткой.

УМЗ-заготовки из титанового сплава ВТ6 отличаются исключительно высокой технологической пластичностью. Это позволяет получать из них методом теплой прокатки УМЗ-листовой полуфабрикат, проявляющий эффект сверхпластичности при температурах на 250 – 300 °С ниже, чем промышленный.

На примере титановой лопатки показано, что использование УМЗ-листового полуфабриката в качестве наполнителя позволяет изготовить широкохордную полую лопатку вентилятора для перспективного авиационного двигателя методами сварки давлением и сверхпластической формовки при относительно низких температурах.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №12-08-90407-Укр_а.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Кайбышев О.А.** Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Metallurgy, 1984. 276 с.
2. **Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Салищев Г.А.** Механические свойства титанового сплава VT8 с субмикроструктурной структурой (краткое сообщение) // Физика металлов и металловедение. 1990. № 10. С. 204 – 206.
3. **Imayev R.M., Imayev V.M.** Mechanical Behavior of the Submicrocrystalline Intermetallic TiAl Compound at Elevated Temperatures // Scripta Met. 1991. Vol. 25. P. 2041–2046.
4. **Salishchev G.A., Valiakhmetov O.R., Galeev R.M.** Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties // J. Mater. Sci. 1993. Vol. 28. Iss. 11. P. 2898 –2902.
5. **Imayev R.M., Imayev V.M., Salishchev G.A.** Formation of submicrocrystalline structure in TiAl intermetallic compound // J. Mater. Sci. 1992. Vol. 27. Iss. 16. P. 4465–4471.
6. **Мулюков Р.Р.** Развитие принципов получения и исследование объемных наноструктурных материалов с ИПСМ РАН // Российские нанотехнологии. 2007. Т. 2. № 7-8. С. 38 –53.
7. **Mulyukov R.R., Imayev R.M., Nazarov A.A.** Production, properties and application prospects of bulk nanostructured materials // J. Mater. Sci. 2008. Vol. 43. Iss. 23-24. P. 7257 –7263.
8. **Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Кайбышев О.А., Салищев Г.А.** Способ изготовления листовых полуфабрикатов из титановых сплавов // Патент РФ № 2224047. 05.06. 2004. 18 с.
9. **Галеев Р.М.** Субмикроструктурный лист из титанового сплава VT6 для низкотемпературной сверхпластической формовки // Металлы. 2005. № 6. С. 19–24.
10. **Salishchev G.A., Galeev R.M., Valiakhmetov O.R., Safiullin R.V., Lutfullin R.Ya., Senkov O.N., Froes F.H., Kaibyshev O.A.** Highly superplastic Ti-6Al-4V sheet, Materials Technology & Advanced Performance Materials // Mater. Techn. & Adv. Perf. Mater. 2000. Vol. 15. No. 2. P. 133–135.
11. **Salishchev G.A., Galeev R.M., Valiakhmetov O.R., Safiullin R.V., Lutfullin R.Ya., Senkov O.N., Froes F.H., Kaibyshev O.A.** Development of Ti-6Al-4V sheet with low temperature superplastic properties // J. of Mater. Process. Techn. 2001. Vol. 116. P. 265–268.
12. **Добаткин С.В., Салищев Г.А., Кузнецов А.А., Решетов А.В., Сынков А.С., Конькова Т.Н.** Сравнительный анализ структуры и свойств бескислородной меди после различных способов интенсивной пластической деформации // Физика и техника высоких давлений. 2006. Т. 16. № 4. С. 23 –35.
13. **Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский Ф.Е., Копылов В.И.** Пластическая обработка металлов простым сдвигом // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115–123.
14. **Segal V.M.** Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation // Mater. Sci. Eng. A. 1999. Vol. 271. P. 322–333.
15. **Ахмадеев Н.А., Валиев Р.З., Копылов В.И., Мулюков Р.Р.** // Металлы. 1992. № 5. С. 96 –101.
16. **Raab G.J., Valiev R.Z., Lowe T.C., Zhu Y.T.** Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform // Mater. Sci. Eng. 2004. Vol. A382. P. 30–34.
17. **Hughes D.A., Hansen N., Bammann D.J.** Geometrically necessary boundaries and geometrically necessary dislocations // Scripta Mater. 2003. Vol. 48. P. 147–153.
18. **Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G.** The process of grain refinement in equal-channel angular pressing // Acta Mater. 2008. Vol. 46. № 9. P. 3317–3331.
19. **Zhu Y.T., Lowe T.C.** Observations and issues on mechanisms of grain refinement during ECAP process // Mater. Sci. Eng. 2000. Vol. A291. P. 46– 53.
20. **Gholinia A., Prangnell P.B., Markushev M.V.** The effect of strain path on the development of deformation structures in severely deformed aluminium alloys processed by ECAE // Acta Mater. 2000. Vol. 48. P. 1115–1130.
21. **Driver J. H.** Stability of nanostructured metals and alloys // Scripta Mater. 2004. Vol. 51. P. 819–823.
22. **Zhao G., Xu S., Luan Y., Guan Y., Lun N., Ren X.** Grain refinement mechanism analysis and experimental investigation of equal canal angular pressing for producing pure aluminum ultrafine grained materials // Mater. Sci. Eng. 2006. Vol. A437. P. 281–292.
23. **Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeev R.M., Valiakhmetov O.R., Mironov S.Yu., Semiatin S.L.** Production of submicrocrystalline structure in large scale Ti-6Al-4V billet by warm severe deformation processing // Scr. Mater. 2004. Vol. 51. P. 1147–1151.
24. **Utyashev F.Z., Kaibyshev O.A., Valitov V.A.** Method for processing billets from multiphase alloys // European Patent EP 0.909.339 B1. 2001. 19 p.
25. **Imayev R.M., Salishchev G.A., Senkov O.N., Imayev V.M., Gabdullin N.K., Shagiev M.R., Kuznetsov A.V., Froes F.H.** Low-temperature superplasticity of titanium aluminides // Mat. Sci. Eng. 2001. Vol. 300. P. 263–277.

26. **Imayev R.M., Gabdullin N.K., Salishchev G.A., Senkov O.N., Imayev V.M., Froes F.H.** Effect of grain size and partial disordering on ductility of Ti₃Al in the temperature range of 20–600°C // *Acta Mater.* 1999. Vol. 47. P. 1809–1821.

27. **Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeev R.M.** Dynamic recrystallization of titanium and Ti–6Al–4V two-phase titanium alloy // First Joint International Conference “Recrystallization and Grain Growth” (Aachen, Germany, August 27–31, 2001); G. Gottstein and D. Molodov (eds.), Springer–Verlag. 2001. Vol. 1. P. 961–966.

28. **Каракозов Э.С.** Соединение материалов в твердой фазе. М.: Металлургия, 1976. 264 с.

29. **Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Руденко О.А., Сафиуллин Р.В.** Средний размер зерен в титановом сплаве VT6 и выбор рациональной схемы интегрального процесса сверхпластической формовки сварки давлением // *Перспективные материалы.* 2005. № 6. С. 79–85.

30. **Кайбышев О.А.** Пластичность и сверхпластичность металлов. М.: Металлургия, 1975. 280 с.

31. **Кайбышев О.А., Лутфуллин Р.Я., Бердин В.К.** Механизм формирования твердофазного соединения в состоянии сверхпластичности // *ДАН СССР.* 1991. Т. 319. № 3. С. 615–618.

32. **Kaibyshev O.A., Safiullin R.V., Lutfullin R.Ya. and Astanin V.V.** On the model of solid state

joint formation under superplastic forming conditions // *J. Mater. Eng. Perform.* 1999. Vol. 8. No. 2. P. 205–210.

33. **Лутфуллин Р.Я.** Сверхпластическая деформация – основа для разработки структурно-контролируемых технологических процессов соединения материалов в твердом состоянии // *Тр. Междунар. научн. конф. «Современное состояние теории и практики сверхпластичности материалов».* Уфа, 2000. С. 67–74.

34. **Астанин В.В.** Масштабный фактор и сверхпластичность сплава Al–6 % Cu–0,4%Zr // *Физика металлов и металловедение.* 1995. Т. 79. Вып. 3. С. 166–172.

35. **Mukhametrakhimov M.Kh., Lutfullin R.Ya., Galimov K.A.** Pressure welding of VT6 titanium alloy under conditions of low temperature superplasticity // *International Symposium. Bulk Nanostructured materials: from fundamentals to innovations.* Ufa State Aviation Technical University. Ufa. Russia. 2007. P. 270–271.

36. **Мухаметрахимов М.Х., Лутфуллин Р.Я.** Влияние промежуточных прокладок на механические свойства соединенного в условиях низкотемпературной сверхпластичности титанового сплава VT6 // В кн.: *XVII Петербургские чтения по проблемам прочности.* Санкт-Петербург, 10–12 апреля 2007 г. Сб. матер. Ч. 1. СПб, 2007. С. 199–200.

REFERENCES

1. **Kaibyshev O.A.** Sverkhplastichnost' promyshlennyykh splavov. Moscow, Metallurgiya, 1984. 276 p. (rus)

2. **Valiakhmetov O.R., Galeev R.M., Salishchev G.A.** Mekhanicheskie svoystva titanovogo splava VT8 s submikrokristallicheskoj strukturoj (kratkoe soobshchenie). *Fizika metallov i metallovedenie*, 1990, No. 10, pp. 204–206. (rus)

3. **Imayev R.M., Imayev V.M.** Mechanical Behavior of the Submicrocrystalline Intermetallic TiAl Compound at Elevated Temperatures. *Scripta Met.* 1991, Vol. 25, pp. 2041–2046.

4. **Salishchev G.A., Valiakhmetov O.R., Galeev R.M.** Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties. *J. Mater. Sci.* 1993, Vol. 28. Iss. 11. R. 2898–2902.

5. **Imayev R.M., Imayev V.M., Salishchev G.A.** Formation of submicrocrystalline structure in TiAl intermetallic compound. *J. Mater. Sci.* 1992, Vol. 27. Iss. 16, pp. 4465–4471.

6. **Mulyukov R.R.** Razvitie printsipov polucheniya i issledovanie ob“emnykh nanostrukturnykh materialov s IPSM RAN. *Rossiiskie nanotekhnologii*, 2007, Vol. 2, No. 7–8, pp. 38–53. (rus)

7. **Mulyukov R.R., Imayev R.M., Nazarov A.A.** Production, properties and application prospects of bulk nanostructured materials. *J. Mater. Sci.* 2008, Vol. 43. Iss. 23–24, pp. 7257–7263.

8. **Valiakhmetov O.R., Galeev R.M., Kaibyshev O.A., Salishchev G.A.** Sposob izgotovleniya listovykh polufabrikatov iz titanovykh splavov. Patent RF № 2224047. 05.06, 2004. 18 p. (rus)

9. **Galeev R.M.** Submikrokristallicheskiy list iz titanovogo splava VT6 dlya nizkotemperaturnoi sverkhplasticheskoi formovki. *Metally*, 2005, No. 6, pp. 19–24. (rus)

10. **Salishchev G.A., Galeev R.M., Valiakhmetov O.R., Safiullin R.V., Lutfullin R.Ya., Senkov O.N., Froes F.H., Kaibyshev O.A.** Highly superplastic Ti–6Al–4V sheet, Materials Technology & Advanced Performance Materials. Mater. Techn. & Adv. Perf. Mater. 2000, Vol. 15. No. 2, pp. 133–135.

11. **Salishchev G.A., Galeev R.M., Valiakhmetov O.R., Safiullin R.V., Lutfullin R.Ya., Senkov O.N., Froes F.H., Kaibyshev O.A.** Development of Ti–6Al–4V sheet with low temperature superplastic properties. *J. of Mater. Process. Techn.* 2001, Vol. 116. R. 265–268.

12. **Dobatkin S.V., Salishchev G.A., Kuznetsov**

A.A., Reshetov A.V., Synkov A.S., Kon'kova T.N. Sravnitel'nyi analiz struktury i svoystv beskislorodnoi medi posle razlichnykh sposobov intensivnoi plasticheskoi deformatsii. *Fizika i tekhnika vysokikh davlenii*, 2006, Vol. 16, No. 4, pp. 23–35. (rus)

13. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevskii F.E., Kopylov V.I. Plasticheskaya obrabotka metallov prostym sdvigom. *Izv. AN SSSR. Metall*, 1981, No. 1, pp. 115–123. (rus)

14. Segal V.M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. *Mater. Sci. Eng. A*, 1999, Vol. 271, pp. 322–333.

15. Akhmadeev N.A., Valiev R.Z., Kopylov V.I., Mulyukov R.R. *Metally*, 1992, No. 5, pp. 96–101. (rus)

16. Raab G.J., Valiev R.Z., Lowe T.C., Zhu Y.T. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform. *Mater. Sci. Eng.*, 2004, Vol. A382, pp. 30–34.

17. Hughes D.A., Hansen N., Bammann D.J. Geometrically necessary boundaries and geometrically necessary dislocations. *Scripta Mater*, 2003, Vol. 48, pp. 147–153.

18. Iwahashi Y., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. The process of grain refinement in equal-channel angular pressing. *Acta Mater*, 2008, Vol. 46, No. 9, pp. 3317–3331.

19. Zhu Y.T., Lowe T.C. Observations and issues on mechanisms of grain refinement during ECAP process. *Mater. Sci. Eng.*, 2000, Vol. A291, pp. 46–53.

20. Gholinia A., Prangnell P.B., Markushev M.V. The effect of strain path on the development of deformation structures in severely deformed aluminium alloys processed by ECAE. *Acta Mater*, 2000, Vol. 48, pp. 1115–1130.

21. Driver J. H. Stability of nanostructured metals and alloys. *Scripta Mater*, 2004, Vol. 51, pp. 819–823.

22. Zhao G., Xu S., Luan Y., Guan Y., Lun N., Ren X. Grain refinement mechanism analysis and experimental investigation of equal canal angular pressing for producing pure aluminum ultra-fine grained materials. *Mater. Sci. Eng.*, 2006, Vol. A437, pp. 281–292.

23. Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeyev R.M., Valiakhmetov O.R. Mironov S.Yu., Semiatin S.L. Production of submicrocrystalline structure in large scale Ti–6Al–4V billet by warm severe deformation processing. *Scr. Mater*, 2004, Vol. 51, pp. 1147–1151.

24. Utyashev F.Z., Kaibyshev O.A., Valitov V.A. Method for processing billets from multiphase alloys. European Patent EP 0.909.339 B1, 2001. 19 p.

25. Imayev R.M., Salishchev G.A., Senkov

O.N., Imayev V.M., Gabdullin N.K., Shagiev M.R., Kuznetsov A.V., Froes F.H. Low-temperature superplasticity of titanium aluminides. *Mat. Sci. Eng.*, 2001, Vol. 300, pp. 263–277.

26. Imayev R.M., Gabdullin N.K., Salishchev G.A., Senkov O.N., Imayev V.M., Froes F.H. Effect of grain size and partial disordering on ductility of Ti3Al in the temperature range of 20–600°C. *Acta Mater*, 1999, Vol. 47, pp. 1809–1821.

27. Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeyev R.M. Dynamic recrystallization of titanium and Ti–6Al–4V two-phase titanium alloy. First Joint International Conference “Recrystallization and Grain Growth” (Aachen, Germany, August 27–31, 2001); G. Gottstein and D. Molodov (eds.), Springer–Verlag, 2001, Vol. 1, pp. 961–966.

28. Karakozov E.S. Soedinenie materialov v tverdoi faze. Moscow, Metallurgiya, 1976. 264 p. (rus)

29. Kruglov A.A., Lutfullin R.Ya., Mukhametrakhimov M.Kh., Rudenko O.A., Safiullin R.V. Srednii razmer zeren v titanovom splave VT6 i vybor ratsional'noi skhemy integral'nogo protsessa sverkhplasticheskoi formovki svarki davleniem. *Perspektivnye materialy*, 2005, No. 6, pp. 79–85. (rus)

30. Kaibyshev O.A. Plastichnost' i sverkhplastichnost' metallov. Moscow, Metallurgiya, 1975. 280 p. (rus)

31. Kaibyshev O.A., Lutfullin R.Ya., Berdin V.K. Mekhanizm formirovaniya tverdogaznogo soedineniya v sostoyanii sverkhplastichnosti. *DAN SSSR*, 1991, Vol. 319, No. 3, pp. 615–618. (rus)

32. Kaibyshev O.A., Safiullin R.V., Lutfullin R.Ya. and Astanin V.V. On the model of solid state joint formation under superplastic forming conditions. *J. Mater. Eng. Perform.*, 1999, Vol. 8, No. 2, pp. 205–210.

33. Lutfullin R.Ya. Sverkhplasticheskaya deformatsiya – osnova dlya razrabotki strukturno-kontroliruemyykh tekhnologicheskikh protsessov soedineniya materialov v tverdom sostoyanii. Tr. Mezhdunar. nauchn. konf. «Sovremennoe sostoyanie teorii i praktiki sverkhplastichnosti materialov». Ufa, 2000, pp. 67–74. (rus)

34. Astanin V.V. Masshtabnyi faktor i sverkhplastichnost' splava Al–6 % Su–0,4%Zr. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1995, Vol.79, No. 3, pp. 166–172. (rus)

35. Mukhametrakhimov M.Kh., Lutfullin R.Ya., Galimov K.A. Pressure welding of VT6 titanium alloy under conditions of low temperature superplasticity. International Symposium. Bulk Nanostructured materials: from fundamentals to innovations. Ufa State Aviation Technical University. Ufa. Russia, 2007, pp. 270–271.

36. Mukhametrakhimov M.Kh., Lutfullin R.Ya.



Vliyanie promezhutochnykh prokladok na mekhanicheskie svoystva soedinennogo v usloviyakh nizkoterperaturnoi sverkhplastichnosti titanovogo splava

VT6. V kn.: XVII Peterburgskie chteniya po problemam prochnosti. St. Petersburg, 2007. Sb. mater. Ch. 1. SPb, 2007, pp. 199–200. (rus)

МУЛЮКОВ Радик Рафикович — доктор физико-математических наук, директор Института проблем сверхпластичности металлов РАН.
450001, г. Уфа, ул. Халтурина, 39
radik@anrb.ru

ИМАЕВ Ренат Мазитович — доктор технических наук, заместитель директора по научной работе Института проблем сверхпластичности металлов РАН.
450001, г. Уфа, ул. Халтурина, 39
renat_imatev@mail.ru

НАЗАРОВ Айрат Ахметович — доктор физико-математических наук, заместитель директора по научной работе Института проблем сверхпластичности металлов РАН.
450001, г. Уфа, ул. Халтурина, 39
aanazarov@mail.ru