

В. К. БЕРДИН

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ДВУХКОМПОНЕНТНЫМ НАГРУЖЕНИЕМ

Представлены результаты исследования влияния горячей пластической деформации в условиях сложного 2-компонентного (кручение + растяжение) нагружения на формирование микрокристаллической структуры в 2-фазном α - β -титановом сплаве ВТ6 с исходной крупнокристаллической структурой, с пластинчатой морфологией фаз. *Титановый сплав; горячая деформация; сложное нагружение; микрокристаллическая структура, конечно-элементное моделирование*

Эффективность процесса трансформации исходной крупнокристаллической структуры в микрокристаллическую в титановых сплавах зависит от различных параметров деформационной обработки материала, наиболее важными из которых традиционно считаются: температура, скорость и величина накопленной деформации [1].

Другим не менее важным фактором, отвечающим за формирование регламентированной структуры в объеме образцов при их деформации, является механическая схема нагружения. Она включает в себя совокупность и последовательность способов деформирования, обеспечивающих достижение во всем деформируемом объеме критической величины накопленной деформации, которая необходима для развития динамической рекристаллизации и образования необходимого структурного состояния.

В работах [2–8] представлены результаты исследований влияния различных схем одно- и двухкомпонентного нагружения на трансформацию крупнокристаллической пластинчатой структуры в микрокристаллическую, равноосную. Было установлено, что рассмотренные схемы позволяют решать задачу получения регламентированной микроструктуры в образцах на лабораторном уровне.

В тоже время возможность использования сложных видов горячей деформации для получения полуфабрикатов с необходимым типом структуры в опытном и серийном производстве может быть определена при выполнении масштабного эксперимента. Основой этого эксперимента является сравнительный анализ напряженного и деформированного состояний и их связь с формированием микрокристаллической структуры в объектах, с неременной оценкой механических свойств материала после известных и новых видов деформационной и термической обработки.

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Формирование напряженного и деформированного состояния в образцах, деформированных различными видами нагружения, было определено на основе конечно-элементного анализа типовых процессов нагружения: одноосного растяжения, кручения и сочетания одноосного растяжения с кручением. Математический анализ этих операций выполняли в среде программного продукта DEFORM-3D. При выполнении вычислительного эксперимента использовали механическую модель материала, которая учитывала влияние эволюции микроструктуры на механическое поведение материала [6].

Было установлено, что с точки зрения получения однородного распределения величины накопленной деформации в объеме деформированного материала, наилучшими являются схемы одноосного растяжения или сжатия при отсутствии влияния на процесс течения материала инструмента, а также условий на поверхности контакта между инструментом и заготовкой. Однако в реальных процессах при растяжении цилиндрического образца уже при степени деформации $\epsilon = 0,2 \dots 0,4$ пластическое течение материала локализуется, что приводит к образованию в рабочей зоне образца «шейки» (рис. 1, а), в которой и сосредотачиваются в дальнейшем, как показывают физические эксперименты, микроструктурные изменения [2–5]. При этом, если распределение эквивалентной деформации вдоль оси образца (рис. 1, в) носит неравномерный характер, то в радиальном направлении (рис. 1, б) деформация распределена равномерно.

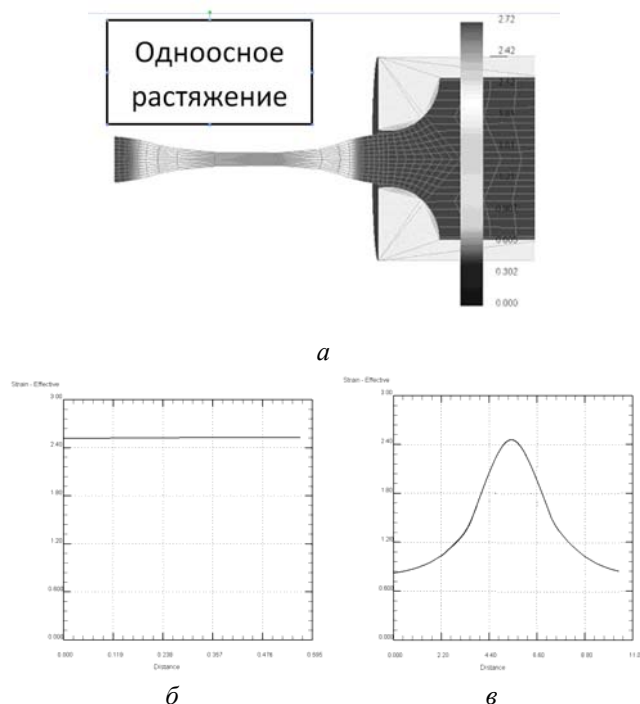


Рис. 1. Распределение деформаций при растяжении: *a* – эпюра деформаций, *б* – распределение экв. деформаций в радиальном направлении, *в* – распределение экв. деформаций вдоль оси образца (½ часть образца)

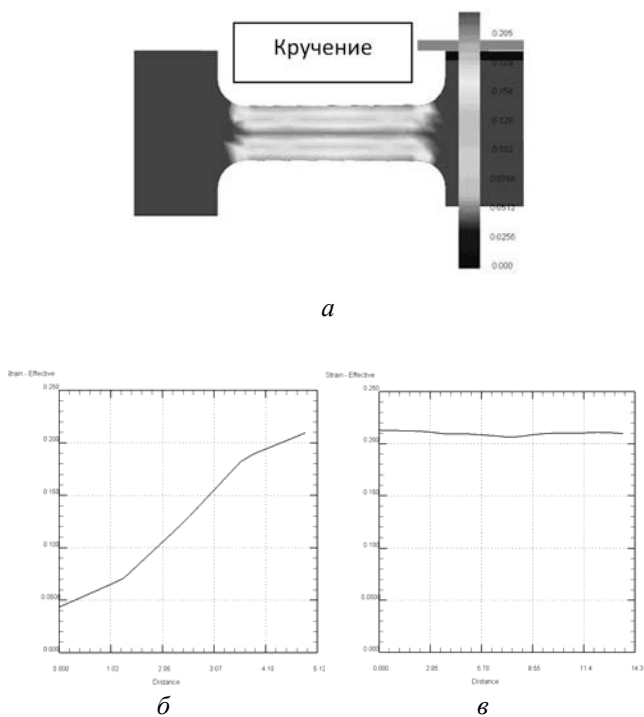


Рис. 2. Распределение деформаций при кручении: *a* – эпюра экв. деформаций, *б* – распределение экв. деформаций в радиальном направлении, *в* – распределение экв. деформаций вдоль оси образца

При деформировании цилиндрического образца кручением величина накопленной деформации в рабочей зоне образца также неоднородна (рис. 2, *a*, *б*, *в*). Вместе с тем характер локализации деформации в корне отличается от одноосного растяжения. В направлении оси образца степень деформации остается неизменной. В то же время в поперечном направлении, вдоль радиуса образца, степень деформации нелинейно возрастает от 0 в центре до максимума на боковой поверхности [7, 8]. Соответствующим образом в образце развиваются и микроструктурные изменения: в центре изменения незначительны, тогда как на периферии наблюдается существенное измельчение исходной крупнокристаллической структуры [5].

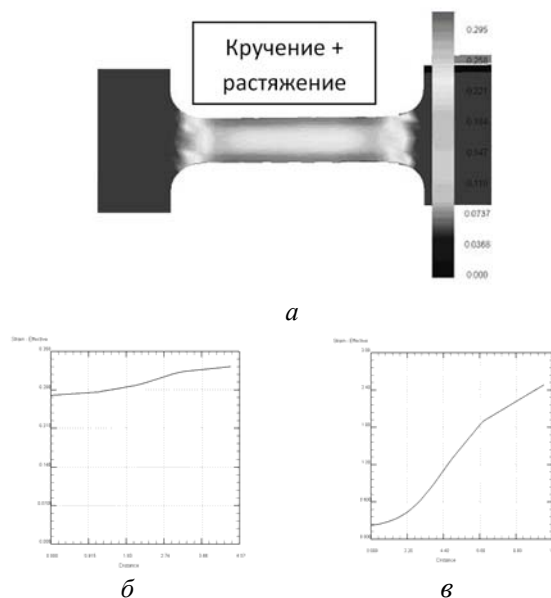


Рис. 3. Распределение деформаций при кручении с одновременным растяжением: *a* – эпюра экв. деформаций, *б* – распределение экв. деформаций в радиальном направлении, *в* – распределение экв. деформаций вдоль оси образца

При двухкомпонентном (кручение + растяжение) (рис. 3, *a*, *б*, *в*), пропорциональном нагружении градиент степени деформации в объеме образца не исчезает, однако он становится несколько меньше, чем при чистом кручении. Увеличение значения растягивающей компоненты при неизменной крутящей составляющей не приводит к появлению локализации деформации подобно случаю растяжения.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ

В работах [4, 5] было показано, что добавление к компоненте кручения небольшой доли осевой деформации повышает равномерность развития процессов трансформации крупнокристаллической микроструктуры в поперечном

сечении образца. Интересно отметить, что повторное деформирование образцов одноосным растяжением полностью выравнивает средний размер зерен и фазовый состав по всему деформированному объему [2–4].

Выполненные лабораторные эксперименты [2–5] доказали наличие принципиальной возможности использования двухкомпонентного нагружения в качестве метода формирования регламентированной микрокристаллической структуры в цилиндрических образцах из двухфазных титановых сплавов, в исходном состоянии имеющих крупнокристаллическую структуру с пластинчатой морфологией фаз. В процессе выполнения исследований были определены следующие режимы деформирования образцов: схема нагружения – кручение, совмещенное с растяжением (или сжатием) с последующим одноосным растяжением (или сжатием, или протяжкой) в области температур $T = T_{\text{мн}} - 50$ °С и интервале скоростей деформации $\dot{\xi} = 10^{-3} \dots 10^{-2}$ с⁻¹ до значений итоговой степени деформации $e > 2,0$.

Приведенная схема обработки была взята в качестве базовой схемы при выполнении масштабного эксперимента по изучению возможности получения микрокристаллической структуры в крупногабаритных заготовках, при горячем деформировании длинномерных цилиндрических полуфабрикатов кручением с одновременным растяжением [8].

В качестве исходного материала использовали слиток из сплава ВТ6. Перед началом деформирования для выравнивания химического состава слитка проводили гомогенизирующий отжиг при температуре $T = 1100$ °С в течение 5 часов. Для получения заданной формы заготовки была проведена ковка исходного слитка на гидравлическом прессе в изотермическом штамповом блоке при температуре однофазной β -области: нагрев заготовки до $T = 1100$ °С, температура бойков – $T = 900$ °С. Заготовку протягивали на квадрат 200×200 мм, затем охлаждали на воздухе. Далее осуществляли повторный нагрев заготовки до $T = 1100$ °С с последующей протяжкой квадратной заготовки на круг диаметром 130 мм. После протяжки заготовку снова охлаждали на воздухе.

В результате такой обработки размер β -превращенного зерна материала заготовки составил 1,5...2,0 мм. Внутри первичных β -зерен в процессе последующего охлаждения из однофазной области была сформирована микроструктура пластинчатого типа с толщиной пластин α -фазы 2...3 мкм (рис.4, а) и выраженной α -оторочкой по границам исходных

β -зерен. Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг показало, что в α -пластинах отмечается как присутствие отдельных дислокаций, так и некоторое количество дислокационных стенок (рис. 4, б).

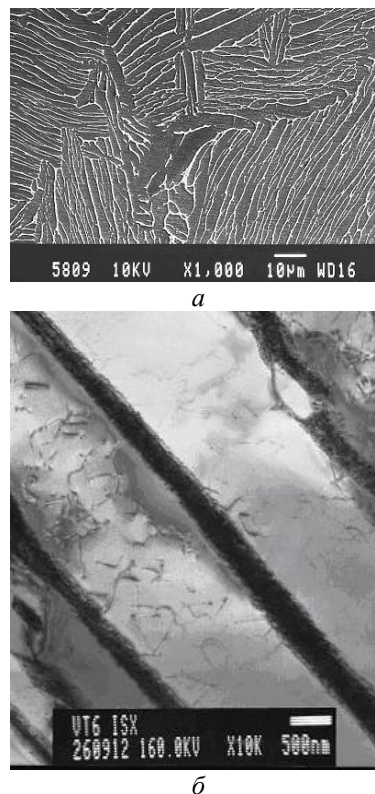


Рис. 4. Микроструктура заготовки после деформации в β -области: а – сканирующая электронная микроскопия, б – просвечивающая электронная микроскопия

Для уточнения режимов масштабного эксперимента провели пробную деформационную обработку образцов кручением в сочетании с растяжением на машине сложного нагружения [9]. Образцы с диаметром рабочей зоны – 10,0 мм и длиной 40,0 мм изготавливали из того же слитка, прошедшего первичную обработку, из которого был изготовлен масштабный образец. Режим обработки был следующим: температура деформации $T = 920$ °С ($T_{\text{мн}} - 50$ °С); скорость кручения подвижной траверсы испытательной машины $\omega = 1,0$ об/мин, количество оборотов 6, скорость осевого деформирования 0,5 мм/мин [2–5].

Оценку применимости выбранного режима для последующей обработки крупногабаритной заготовки оценивали на основе анализа макроструктуры в продольном сечении образца.

На макротемплете продольного сечения образца (рис.5) хорошо видны различия макроструктуры головок и рабочей зоны образца. В головках образца присутствует исходная литая,

рекристаллизованная крупнокристаллическая структура. В тоже время в рабочей зоне образца макроструктура практически не выявлялась. Однако вблизи оси образца присутствует тонкая полоса со следами остатков крупнозернистой структуры. Эта непроработанная крупнокристаллической структура является следствием неоднородности распределения накопленной деформации в материале заготовки при кручении, о котором говорилось выше. Непроработанный объем центральной зоны с крупнокристаллической структурой не превышал 5–10% от общего объема рабочей зоны образца.

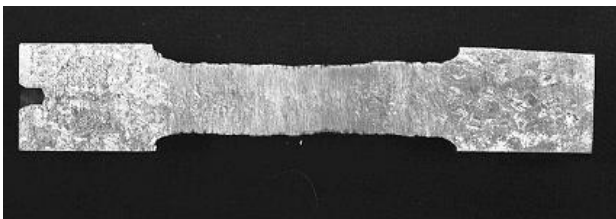


Рис. 5. Макроструктура образца сплава ВТ6 после кручения с одновременным растяжением

Таким образом, результат эксперимента подтвердил возможность использования кручения в качестве основной компоненты нагружения при выполнении последующего масштабного эксперимента. Для его проведения из обработанных слитков были изготовлены цилиндрические заготовки с диаметром рабочей части 120 мм и длиной 300 мм.

Горячее деформирование заготовок выполняли по следующей схеме нагружения: кручение с одновременным растяжением, последующая однократная осадка с протяжкой заготовки на исходный размер на горячих бойках за один нагрев.

Заготовки деформировали на раскатном стане СРД 800, в доработанной для этой цели нагревательной печи. Заготовку загружали в печь таким образом, что ее рабочая часть располагалась при температуре обработки, а торцевые части в холодной зоне. Заготовку деформировали на степень итоговой деформации равной $e = 4,3$ ($N = 6$ оборотов и $\Delta L = 35$ мм). Расчет величины деформации осуществляли применительно к ее боковой поверхности.

Внешний вид обработанной заготовки представлен на рис. 6. Из рисунка видно, что на рабочем участке заготовки следы локализации пластического течения отсутствуют. Угол закручивания волокон на боковой поверхности деформированной части заготовки постоянен на всей ее длине, что свидетельствует о равномерном характере развития пластического течения материала на этом участке.

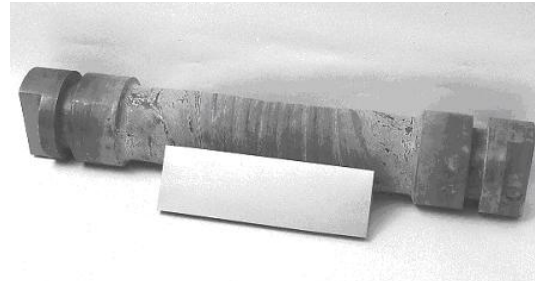
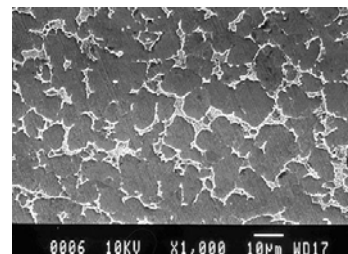


Рис. 6. Внешний вид крупногабаритной заготовки из сплава ВТ6

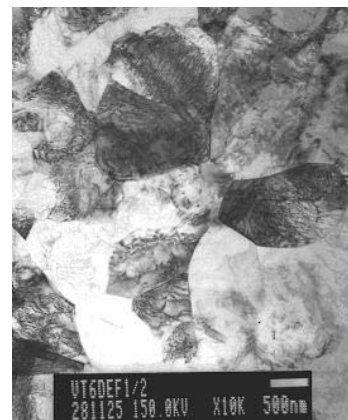
После первого этапа обработки заготовку охлаждали на воздухе. Затем из нее вырезали деформированную часть для последующей обработки. Полученную заготовку повторно нагревали в печи до температуры $T = 920$ °С и деформировали сжатием до степени высотной деформации 40–50% с последующей протяжкой на исходный размер вдоль оси заготовки на плоских бойках в изотермическом штамповом блоке гидравлического пресса.

На рис. 6 представлена макроструктура заготовки, после деформационной обработки по схеме 2-компонентное нагружение / осадка / протяжка на исходный размер. Как видно, макроструктура в продольном сечении заготовки характеризуется высокой степенью однородности, без присутствия не рекристаллизованных β -зерен.

На рис. 7 а и б представлена микро- и тонкая структура деформированного материала.



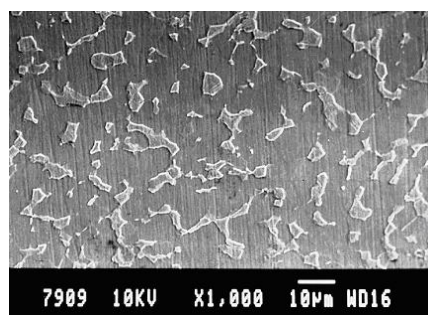
а



б

Рис. 7. Микроструктура крупногабаритной заготовки из сплава ВТ6 после деформационной обработки:
а – сканирующая электронная микроскопия,
б – просвечивающая электронная микроскопия

При выполнении микроструктурных исследований было установлено, что заметной разницы в размере зерен и морфологии компонентов микроструктуры в центральной и периферийной областях заготовки в поперечном сечении нет. Исходная грубозернистая микроструктура с пластинчатой морфологией фаз в процессе деформационной обработки полностью трансформировалась в микрокристаллическую, равноосную с коэффициентом формы зерен α -фазы $K_\alpha \approx 2,0$. Размер зерен α -фазы, подсчитанный по межфазным границам, составил величину $d \approx 10,0$ мкм.



а



б

Рис. 9. Микроструктура крупногабаритной заготовки из сплава ВТ6 после деформационной обработки + отжиг: а – сканирующая электронная микроскопия, б – просвечивающая электронная микроскопия

Исследования тонкой структуры в просвечивающем электронном микроскопе показали, что зерна α -фазы разделены на фрагменты внутри которых наблюдаются дислокационные скопления высокой плотности (рис. 8, б).

После деформационной обработки заготовки подвергали термической обработке по режиму: $T_1 = 850^\circ\text{C}$ – выдержка 60 мин.; охлаждение с печью до $T_2 = 750^\circ\text{C}$ – выдержка 30 мин.; охлаждение на воздухе до комнатной температуры.

Было установлено, что последующая термическая обработка заготовок способствует завершению развития рекристаллизационных процессов, что сопровождается образованием структуры микродуплексного типа (рис. 9, а).

Анализ тонкой структуры обнаружил присутствие повышенного количества межзеренных и межфазных границ плоского типа с углами при вершине в тройных стыках, близких 120 градусам. При этом зерна α -фазы становились практически свободными от дислокаций (рис. 9, б).

После термической обработки деформированных заготовок средний размер зерен фаз, подсчитанный по межзеренным границам на фотографиях, сделанных на просвечивающем электронном микроскопе, составил величину, равную $\sim 2,0$ мкм. При этом значительной разницы в среднем размере зерен в продольном и поперечном сечении заготовки не отмечалось.

Анализ кристаллографической текстуры был выполнен на образцах, вырезанных в направлении, совпадающим с осью симметрии исходной заготовки. Результаты показали, что предпочтительной ориентировки какой-либо плоскости по отношению к оси заготовки также не наблюдается.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Механические свойства материала с полученной микрокристаллической структурой были определены в результате проведения статических и динамических испытаний при комнатной температуре с использованием стандартных образцов, вырезанных из заготовки таким образом, что ось образцов совпадала с осью заготовки. Образцы для одноосного растяжения имели диаметр рабочей части $5,0$ мм и длину $25,0$ мм, а для испытаний на динамический изгиб в расчетном сечении имели размеры $10,0 \times 8,0$ мм. Результаты механических испытаний представлены в таблице.

Механические свойства материала крупногабаритной заготовки из сплава ВТ6 после горячей деформацией по схеме 2-компонентного нагружения

Параметры	Источник информации	
	Данное исследование*	[10]
σ_B , (МПа)	1024,0	962,0
$\sigma_{0,2}$, (МПа)	965,1	910,0
δ , %	17,3	15,4
ψ , %	44,0	29,8
KCU, (Дж/см ²)	43,2	35,0
HRC ₃	35,0	-

Анализ результатов механических испытаний показал, что уровень полученных механических свойств в материале заготовки полностью удовлетворяет требованиям, предъявляемым к поковкам валов диаметром свыше 50,0 мм, и не уступает механическим свойствам для этого же сплава с микрокристаллической структурой и средним размером зерен 10,0 мкм, обработанного методом всестороннейковки [10].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполненные исследования показали, что горячая пластическая деформация с применением сложных схем нагружения, например такой, как кручение с одноосным растяжением, могут успешно применяться для получения в крупногабаритных длинномерных заготовках из двухфазного титанового сплава ВТ6 микроструктуры регламентированного типа, обеспечивающей необходимые механические свойства.

Использование на первом этапе деформационной обработки в качестве основной компоненты нагружения кручения позволяет интенсифицировать процессы преобразования грубозернистой структуры в микрокристаллическую в периферийных областях заготовки, пластифицируя их. После чего могут использоваться типовые операции деформирования (одноосное сжатие или растяжение и т.д.) либо для дополнительной проработки застойных зон заготовки, либо как формообразующие операции, либо в их сочетании.

Дополнительно можно отметить, что учет механической схемы нагружения, наряду с температурно-скоростными режимами деформационной обработки, позволяет существенно снизить стоимость получения крупногабаритных длинномерных заготовок с заданными структурой и свойствами, а также повысить их качество за счет исключения использования ручного труда и возможности для последующей автоматизации процесса в целом.

БЛАГОДАРНОСТИ

Автор выражает благодарность коллегам: кандидату технических наук М. В. Караваевой и С. К. Нуриевой за методическую помощь.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Кайбышев О. А., Лутфуллин Р. Я., Салищев Г. А.** Влияние условий сверхпластической деформации на трансформацию пластинчатой микроструктуры в титановом сплаве ВТ9 // ФММ. 1988. Т.66. вып.6. С.1163–1171.

2. **Kaibyshev O. A.** Effect of Hot Deformation under Complex loading on the Transformation of Lamellar Type Microstructure in Ti-6.5Al-3.5Mo-1.6Zr-0.27Si Alloy / Kaibyshev O. A., Berdin V. K., Karavaeva M. V., Kashaev R. M. and Syutina L. A. // Superplasticity in Advanced Materials ICSAM-2000, Proceedings of the International Conference, Orlando, USA, Aug. 1-4, 2000. Materials Science Forum. -Vols. 357-359 (2001). 2001. P.225–230.

3. **Kaibyshev O. A.** Relation between mechanical properties, microstructures and loading conditions in Ti-6.5Al—3.5Mo-1.67Zr-0.27Si Alloy / Kaibyshev O. A., Berdin V. K., Karavaeva M. V., Kashaev R. M., Syutina L. A. // The 9th World Conference on Titanium, 7-11 June 1999, Saint Petersburg, Russia. St.Petersburg. 2000. P.156–164.

4. **Бердин В. К., Караваева М. В., Нуриева С. К.** Влияние вида монотонного нагружения на трансформацию пластинчатой микроструктуры в микродуплексную в титановом сплаве ВТ9 // М и ТОМ. 2001. № 7. С.16–20.

5. **Бердин В. К., Караваева М. В.** Эволюция пластинчатой микроструктуры и механические свойства при горячей деформации кручением титанового сплава ВТ9 // Металлы. 2001. №3. С.35–40.

6. Определяющее соотношение, учитывающее микроструктурные превращения в двухфазных титановых сплавах при горячей пластической деформации / В. К. Бердин, М. В. Караваева, Л. А. Сютин, С. К. Нуриева // Науч.-практ. конф. «Инженерные системы 2005», 28–29 апреля 2005. С.51–53.

7. **Колмогоров В. Л.** Механика обработки металлов давлением // УПИ. 2001. С.836.

8. Патент РФ. 2203975 RU, C2 7 C 22 F 1/18 Способ обработки заготовок из металлов и сплавов / О. А. Кайбышев, В. К. Бердин.

9. Установка для изучения больших пластических деформаций материалов в условиях сложного нагружения / О. А. Кайбышев, Р. А. Васин, В. К. Бердин, Р. М. Кашаев // КШП. 1999. № 4. С.8–11.

10. **Salishev G. A.** Fine Grain Processing of Titanium Alloys / Salishev G. A., Galeev R. M., Valiahmetov O. R., Zherebtsov S. V., Gigliotti, Salishev G. A., Galeev R. M., Valiahmetov O. R., Zherebtsov S. V., Gigliotti M. F. X., Bewlay B. P. // In: Titanium'99: Science and Technology. 1999. V.1. P.1563–1568.

ОБ АВТОРАХ

Бердин Валерий Кузьмич, доцент кафедры материаловедения и физики металлов. Дипл. инж.-мех. (УАИ, 1977). Канд. техн. наук по материаловедению в машиностроении (ИПСМ, 1993). Иссл. в обл. эволюции микроструктуры в Ti-сплавах при горячей деформации в условиях сложного нагружения.