

**ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ СТАТИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ  
ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8М-1 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ  
СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ ПУТЕМ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ**

**Клевцов Г.В.<sup>1</sup>, Валиев Р.З.<sup>2</sup>, Семенова И.П.<sup>2</sup>, Клевцова Н.А.<sup>1</sup>, Мерсон Е.Д.<sup>1</sup>,  
Линдеров М.Л.<sup>1</sup>, Пигалева И.Н.<sup>1</sup>**

<sup>1)</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
Klevtsov1948@mail.ru

<sup>2)</sup> НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,  
rzvaliev@outlook.com

Объемные металлические материалы с УМЗ структурой, полученные путем интенсивной пластической деформации (ИПД), обладают высокой твердостью и прочностными характеристиками при растяжении [1, 2]. Это способствует внедрению их в различные области техники, в первую очередь, связанные с работой в экстремальных условиях. Кроме указанных прочностных свойств, важны и другие характеристики конструктивной прочности, в первую очередь, трещиностойкость материала.

Целью настоящей работы является установление закономерности влияния УМЗ структуры, полученной путем ротационной ковки (РК), на статическую трещиностойкость и механизм разрушения титанового сплава ВТ8М-1.

**Материал и методики исследования.** В качестве материала исследовали титановый сплав ВТ8М-1 (табл. 1). Прутки диаметром 70 мм и длиной 1000 мм подвергали термообработке (ТО) путем нагревания сплава до температуры 940°C, последующей закалки в воде, отжига в течение часа при 700°C и охлаждения на воздухе для получения глобулярно-пластинчатой структуры. УМЗ состояние было получено путем последующей ротационной ковки (РК) при температуре 750 °С,  $\epsilon \approx 1,7$ ,  $V_{\text{деф.}}$  выше 300 мм с<sup>-1</sup>.

Таблица 1 – Химический состав титанового сплава ВТ8М-1 (в % по массе)

Al	Mo	Zr	Sn	Fe	Ti
5,7	3,8	1,2	1,3	0,1	Основа

Исследование тонкой структуры сплава проводили с использованием растровой сканирующей электронной микроскопии (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) JEOL JEM-2100.

Испытания сплава на твердость проводили на твердомере ТН 300. Статическое растяжение цилиндрических образцов диаметром 3 мм при температурах 20 и -196 °С проводили на универсальной испытательной машине Н50КТ согласно ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 22706-77. Скорость растяжения составляла 5 мм/мин. Испытание сплава на статическую трещиностойкость ( $K_{1C}$ ) проводили на призматических образцах толщиной 10 мм по схеме трехточечного изгиба, согласно ГОСТ 25.506-85, в среде жидкого азота с помощью специально разработанного джара. Микрофрактографические исследования изломов проводили в РЭМ SIGMA фирмы «ZEISS», а также с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа (КЛСМ) Lext OLS4000.

**Результаты исследования и их обсуждение.** В исходном состоянии титановый сплав ВТ8М-1 имеет смешанную глобулярно-пластинчатую структуру. Средний размер первичной  $\alpha$ -фазы составляет 5 мкм, а толщина  $\alpha$  ламелей - 0,2 мкм.

Микроструктура после последующей термообработки (ТО) представляла собой глобулярно-пластинчатую структуру, состоящую из ламелей  $\alpha$ -фазы толщиной 0,12 мкм, разделенных  $\beta$ -фазными прослойками, и 25% глобулярной первичной  $\alpha$ -фазы со средним размером глобул 2,7 мкм. После ТО и ротационной ковки (РК) пластинчатая составляющая сплава ВТ8М-1 практически полностью трансформируется в глобулярную. При этом средний размер глобулярных зерен первичной  $\alpha$ -фазы после

деформации составил около 3 мкм. Исследование тонкой структуры сплава показало, что деформация структурных составляющих протекала неоднородно. В структуре образца после РК средний размер субзерен в результате деформации и фрагментации пластин  $\alpha$ -фазы был заметно меньше и варьировался от 0,2 до 0,3 мкм. При этом зерна первичной  $\alpha$ -фазы были фрагментированы новыми субзеренными границами.

Из таблицы 2 видно, что термическая обработка + ротационная ковка по вышеуказанным режимам повышает твердость сплава ВТ8М-1 в 1,1 раза, прочностные свойства при растяжении – в 1,2 раза; при этом пластичность снижается в 1,4 раза. Понижение температуры испытания до  $-196^{\circ}\text{C}$  дополнительно повышает прочностные свойства сплава и незначительно снижает пластические свойства сплава в УМЗ состоянии.

Таблица 2 – Размер зерна и механические свойства сплава ВТ8М-1

Материал	Состояние	T, $^{\circ}\text{C}$	$d_{cp.}$ , мкм	НВ	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
ВК8М-1	Исходное (КЗ)	20	5	331	1017 $\pm$ 20	949 $\pm$ 25	15,7 $\pm$ 0,4
		-196	-	-	1613 $\pm$ 10	1505 $\pm$ 20	13,5 $\pm$ 1,7
	После РК (УМЗ)	20	0,2-0,3	352	1216 $\pm$ 10	1137 $\pm$ 15	11,0 $\pm$ 2,0
		-196	-	-	1802 $\pm$ 5	1685 $\pm$ 10	10,1 $\pm$ 0,8

Результаты испытаний образцов на  $K_{1C}$  показали (табл. 3), что статическая трещиностойкость УМЗ сплава ВК8М-1 (после РК) в 1,4 раза ниже по сравнению с исходным КЗ состоянием. При этом, согласно ГОСТ 25.506-85, независимо от состояния сплава, все образцы разрушились в условиях плоской деформации (ПД) (табл. 3). Ровная, однородная поверхность и незначительные губы среза на поверхности изломов (не более 5%) (рис. 1 а, г) также свидетельствует [2] о том, что разрушение образцов произошло в условиях ПД, хотя поверхность изломов УМЗ сплава наклонена в среднем на  $15-25^{\circ}$  (рис. 1 г).

Таблица 3 – Статическая трещиностойкость ( $K_{1C}$ ) сплава ВК8М-1 в различном состоянии и критерии реализации условий ПД по ГОСТ 25.506-85

Состояние	$K_{1C}$ , МПа $\sqrt{\text{м}}$	$t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$	$P_{max}/P_Q$	$\varphi_c$ , %
Исходное (КЗ) состояние	48 $\pm$ 0,66	9,8	1,0	0,5
После РК (УМЗ)	34 $\pm$ 0,68	24,6	1,0	0,0

Микрофрактографический анализ показал, что, независимо от состояния сплава, страгивание статической трещины (рис. 1 б, д) не сопровождалось формированием вязкой зоны сдвига  $\theta$  [3]. Микрорельеф статических изломов титанового сплава ВК8М-1, как в исходном КЗ состоянии, так и после РК (в УМЗ состоянии) состоит из хаотично расположенных сравнительно гладких гребней, причем микрорельеф УМЗ сплава более мелкий, чем микрорельеф КЗ сплава (рис. 1 в, е). Аналогичный микрорельеф авторы ранее наблюдали при статическом разрушении титанового сплава ВТ6 [4] и ударном разрушении титана Grade 4 (ГПУ решетка) [2]. Морфология поверхности изломов титанового сплава ВК8М-1 в исходном состоянии и после РК, наблюдаемая в КЛСМ в 3D-формате, сильная локализация пластической деформации у поверхности изломов при отсутствии утяжки, а также наличие одной пластической зоны под поверхностью изломов (как показали результаты рентгеновских исследований), указывают на иной механизм образования таких гребней по сравнению с механизмом образования гребней при ямочном микрорельефе.

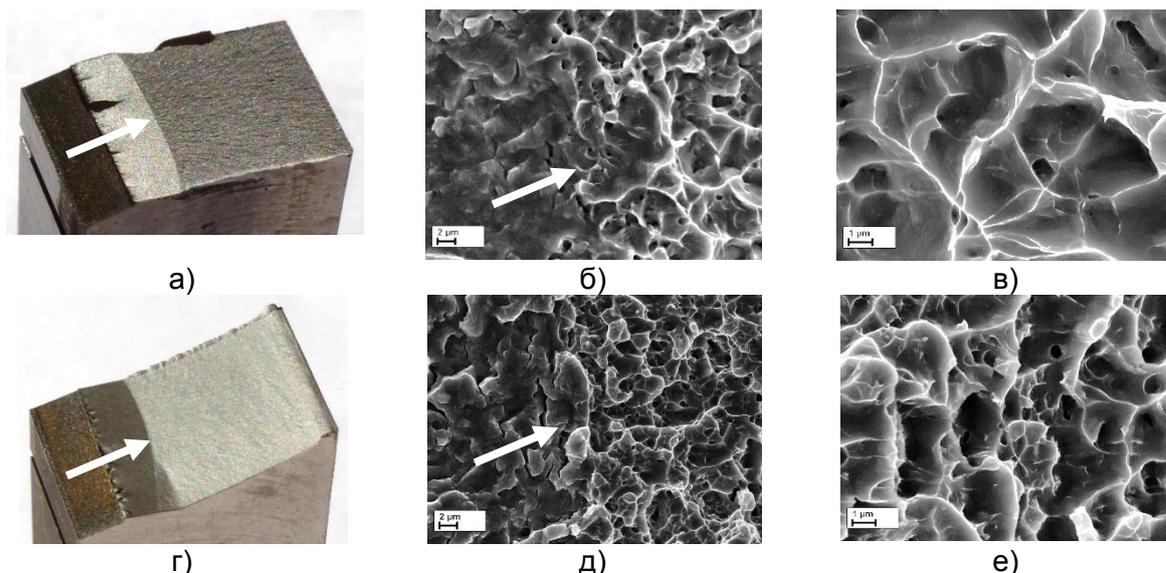


Рисунок 1 – Общий вид изломов образцов из VT8M-1 в исходном КЗ состоянии (а) и в УМЗ состоянии (г), а также соответствующий микрорельеф в области страгивания статической трещины (б, д) и в области статического разрушения (в, е). Стрелками показана область страгивания статической трещины. б, д- х3000; в, е- х8000 (РЭМ)

**Закключение.** Показано, что РК сплава VT8M-1 по предложенному режиму формирует глобулярную структуру со средним размером субзерен  $\alpha$ -фазы от 200 до 300 нм. При этом твердость сплава повышается в 1,1 раза, прочностные свойства при растяжении – в 1,2 раза, а пластичность снижается в 1,4 раза. Понижение температуры испытания до  $-196^{\circ}\text{C}$  дополнительно повышает прочностные и незначительно снижает пластические свойства сплава в УМЗ состоянии.

Результаты испытания образцов из сплава VT8M-1 на статическую трещиностойкость показали, что значение  $K_{1C}$  УМЗ сплава, полученного путем РК, в 1,4 раза ниже по сравнению с исходным КЗ состоянием. Микрорельеф статических изломов сплава как в КЗ, так и в УМЗ состоянии состоит из хаотично расположенных сравнительно гладких гребней. Морфология поверхности таких изломов, сильная локализация пластической деформации и наличие одной пластической зоны под поверхностью изломов указывают, по мнению авторов, на иной механизм образования таких гребней по сравнению с механизмом образования гребней при ямочном микрорельефе.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 18-08-00340\_ а).*

Список использованных источников

1. Ruslan Z. Valiev, Alexander P. Zhilyaev, Terence G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons (2014), 440 p.
2. Клевцов Г.В., Бобрук Е.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Валиев Р.З. Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных металлических материалов: учебное пособие. Уфа, РИК УГАТУ, 2016.- 240 с.
3. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов.- М: Наука, 1989.- 230 с.
4. Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Мерсон Е.Д., Пигалева И.Н., Линдеров М.Л. Прочность и механизм разрушения титанового сплава VT6 с ультрамелкозернистой структурой при однократных видах нагружения в широком интервале температур // Деформация и разрушение, 2017.- № 10.- С. 41-46.