

О влиянии скорости деформирования на механическое поведение сплава титана Ti–3,5Al–1,1Zr–2,5V при растяжении

© 2020

Толмачев Тимофей Павлович^{1,2,4}, кандидат физико-математических наук,
научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений,
научный сотрудник кафедры «Физика конденсированного состояния и наноразмерных систем»
Института естественных наук и математики

Зайцев Дмитрий Викторович^{*2,3,5}, доктор физико-математических наук,
доцент кафедры «Физика конденсированного состояния и наноразмерных систем»,
ведущий научный сотрудник лаборатории «Медицинское материаловедение и биокерамика»

Якупов Ратмир Раильевич², младший научный сотрудник кафедры «Физика конденсированного состояния
и наноразмерных систем» Института естественных наук и математики

Панфилов Глеб Петрович^{2,6}, магистрант, лаборант кафедры «Физика конденсированного состояния
и наноразмерных систем» Института естественных наук и математики

Панфилов Петр Евгеньевич^{2,7}, доктор физико-математических наук,
профессор кафедры «Физика конденсированного состояния
и наноразмерных систем» Института естественных наук и математики

¹Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

²Уральский федеральный университет, Екатеринбург (Россия)

³Институт высокотемпературной электрохимии Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

*E-mail: dmitry.zaytsev@urfu.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9073-4507>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8045-5309>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5757-3374>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9068-049X>

Аннотация: Изучена скоростная зависимость деформационного поведения образцов круглого сечения, приготовленных из сплава Ti–3,5Al–1,1Zr–2,5V, в условиях одноосного растяжения при комнатной температуре. Образцы длиной 200 мм были разделены на три группы по пять штук в каждой. Первая группа образцов была испытана при скорости перемещения траверсы 0,05 мм/мин, вторая группа – при скорости 5 мм/мин, третья группа – при скорости 500 мм/мин. Аттестация микроструктуры титанового сплава в недеформированном состоянии показала, что средний размер зерен α -фазы титана был около 7 мкм, а межзеренные границы преимущественно больше угловые, т. е. соседние зерна разориентированы более чем на 15°. Проведение механических испытаний показало, что характер деформационного поведения титанового сплава не зависит от скорости нагружения. Несмотря на это, с увеличением скорости деформирования возрастали пределы текучести и прочности, тогда как величина полной деформации снижалась. В месте разрушения образцов наблюдалась шейка. Коэффициент сужения не зависел от скорости растяжения. Качественных изменений в характере механического поведения и в морфологии поверхности изломов образцов (присущий вязкому разрушению чашечный излом) не наблюдалось. Увеличение деформируемости образцов со снижением скорости растяжения подтверждается исследованиями микроструктуры образцов. Ширина дифракционных пиков образцов, испытанных с меньшей скоростью, была больше. Флуктуация полученных значений ширины дифракционных линий относительно аппроксимирующей прямой свидетельствует о скоростной чувствительности зерен «твердых» и «мягких» ориентировок. Это указывает на существование последовательности активации систем скольжения. Так, в первую очередь нагружаются «мягкие» зерна, благоприятно ориентированные для легкого призматического скольжения в плоскостях (100) и (110). Далее происходит их упрочнение, что способствует перераспределению нагрузки на «твердые» зерна с базисными нормальными, близкими к оси нагружения, которые на начальном этапе деформировались упруго.

Ключевые слова: титановый сплав; растяжение; разрушение; поверхности изломов; Ti–3,5Al–1,1Zr–2,5V.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 18-19-00217).

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Толмачев Т.П., Зайцев Д.В., Якупов Р.Р., Панфилов Г.П., Панфилов П.Е. О влиянии скорости деформирования на механическое поведение сплава титана Ti–3,5Al–1,1Zr–2,5V при растяжении // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 3. С. 38–45. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-3-38-45.

ВВЕДЕНИЕ

В связи с разработкой новых материалов конструкционного назначения на основе металлов, возникает необходимость аттестации физических механизмов, отвечающих за их деформационное поведение [1–3]. Понимание механизмов деформации открывает возможность получения материалов с заданными прочностными свойствами [4; 5]. Одним из наиболее действенных способов получения информации о механизмах деформации и разрушения новых металлических материалов является сравнение их деформационного поведения с поведением чистых металлов и классических сплавов, механизмы релаксации напряжений в которых хорошо известны и детально описаны [6; 7]. Одним из методов повышения эксплуатационных характеристик сплавов, предназначенных для работы при повышенных температурах, является введение в металлическую матрицу тугоплавких неметаллических частиц [8; 9]. Частицы упрочняют материал, но не снижают его способность сопротивляться коррозии [10–12]. Концентрация введенных частиц и их размеры в дисперсно-упрочненных (ДУ) металлических композитах определяют тип деформационного поведения, который может меняться от вязкого до хрупкого [13; 14]. Определить причины таких изменений можно, имея детальную информацию о макроскопическом поведении металлической матрицы без упрочняющих частиц. Хотя основные особенности поведения металлов и сплавов под нагрузкой давно известны [7; 10; 15], много деталей, имеющих большое значение для сравнения с ДУ материалами, восстановить из литературы практически невозможно. Поэтому возникает необходимость в проведении детального изучения деформационного поведения классических сплавов на современной испытательной технике с использованием современных методов исследования. Сплав Ti–3,5Al–1,1Zr–2,5V, который используется при производстве промышленных ДУ материалов на основе титана, был выбран в качестве модельного материала для такого рода работы.

Цель работы – изучение зависимости прочностных свойств титанового сплава Ti–3,5Al–1,1Zr–2,5V от скорости нагружения.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве модельного материала для исследования зависимости прочностных свойств от скорости нагружения образцов круглого сечения при комнатной температуре был выбран титановый сплав Ti–3,5Al–1,1Zr–2,5V. Пятнадцать образцов для испытаний изготовили из проволоки диаметром 3 мм, произведенной ВСМПО «Ависма» (Верхняя Салда, Свердловская область). Общая длина образцов была 200 мм при длине рабочей части 150 мм. Образцы были разделены на три группы по пять образцов в каждой. Первая группа образцов была испытана при скорости перемещения траверсы 0,05 мм/мин, вторая группа – при скорости 5 мм/мин, третья группа – 500 мм/мин. Испытания по схеме одноосного растяжения проводили на электромеханической разрывной машине Shimadzu AG-X 50kN без применения экстензометра. Фиксацию образцов на рамке машины осуществляли при помощи пневматических гу-

бочных захватов. Перед испытаниями образцы выпрямляли в испытательной машине Shimadzu AG-X 50kN и подвергали гомогенизационному отжигу на воздухе при 1100 К в течение 30 мин с остыванием в печи. При этом в процессе выпрямления деформация образцов не превышала 1,5 %. После отжига на образцах образовывался налет, который механически сошлифовывали и химически полировали в смеси азотной и плавиковой кислоты (HNO₃ (32 %)+HF (60 %) в течение 10 с, после чего их промывали в проточной воде и сушили на воздухе. Все образцы в исходном недеформированном состоянии были задокументированы.

Микроструктуру образцов аттестовывали в исходном и деформированном состоянии. Металлографическое исследование поверхности образцов проводили на оптическом микроскопе МИМ-8М и сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6390, оборудованном BSED- и EBSD-детекторами. От образцов отрезали кусочки около излома длиной 15 мм, которые сошлифовывали до середины диаметра на наждачных бумагах. Полученные таким образом поверхности образцов картировали в режиме дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD). EBSD-карты площадью 70×200 мкм² и шагом 0,2 мкм снимали с образцов в недеформированном (исходном) состоянии и с образцов после испытаний. На деформированных образцах методом рентгеноструктурного анализа при помощи дифрактометра Bruker D8 Advance (Cu K_α излучение, детектор LynxEye, шаг 0,020, 1 с, 2θ=34–115°) изучали участки, расположенные на расстояниях 1,3 мм и 2 мм от излома, соответствующие области шейки и области, в которой локализации деформации не происходит.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Кривые «напряжение – деформация», наиболее близкие к средним для образцов сплава Ti–3,5Al–1,1Zr–2,5V, полученные при испытаниях по схеме одноосного растяжения при скоростях 0,05 мм/мин, 5 мм/мин и 500 мм/мин, приведены на рис. 1. Морфология поверхности изломов проволочных образцов (чашечный излом, характерный для вязкого разрушения металлов при растяжении) в условиях данного эксперимента показана на рис. 2. Как и следовало ожидать, характер (тип) деформационного поведения этого титанового сплава, включая морфологию излома, не зависит от скорости приложения нагрузки [4; 7; 10]. На начальном этапе нагружения образцы деформировались упруго, на что указывала линейная зависимость напряжения от деформации (рис. 1). Далее, после достижения предела текучести, происходило деформационное упрочнение в образцах, а ход деформационной кривой становился нелинейным. После достижения максимального напряжения (предел прочности), при дальнейшем удлинении образца, происходило снижение напряжения, что соответствовало локализации деформации, или, другими словами, образованию шейки. Несмотря на то, что деформационное поведение образцов не меняется с изменением скорости нагружения, с ростом скорости нагружения наблюдается увеличение предела прочности и предела текучести, но снижается величина полной деформации (деформации при максимальном напряжении или пределе прочности).

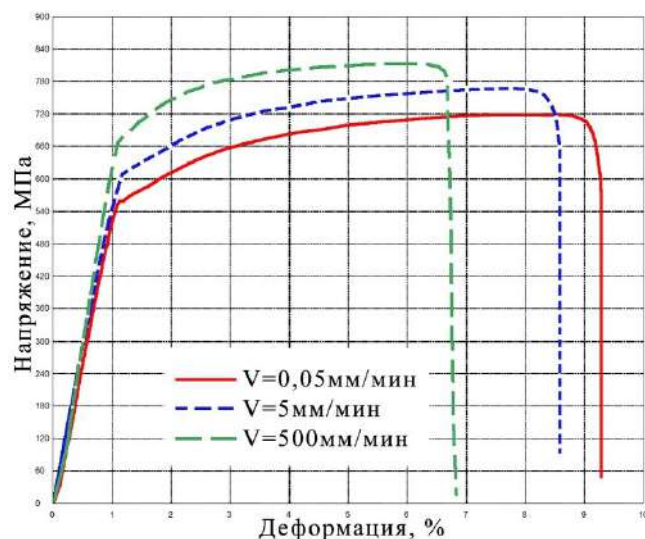


Рис. 1. Кривые «напряжение – деформация» проволочных образцов сплава $Ti-3.5Al-1.1Zr-2.5V$, полученные при растяжении со скоростями 0,05 мм/мин, 5 мм/мин и 500 мм/мин
Fig. 1. “Strain – deformation” curves of wire specimens of the $Ti-3.5Al-1.1Zr-2.5V$ alloy obtained under tension at the rates of 0.05 mm/min, 5 mm/min, and 500 mm/min

Коэффициент утонения в шейке практически не зависит от скорости деформации (таблица 1). Повышение прочностных и снижение пластических свойств с увеличением скорости нагружения объясняется уменьшением вклада термоактивационных механизмов деформации в общий процесс деформации.

Аттестация микроструктуры титанового сплава до проведения механических испытаний показала, что средний размер зерен составляет 7 мкм, а соседние зерна разориентированы между собой на углы свыше 15° (рис. 3). Кристаллографическая текстура проволоки аксиального типа, т. е. ось гексогена в кристалликах α -фазы титана ориентирована преимущественно ортогонально оси проволоки. На дифрактограмме присутствуют линии α - и β -фазы титана. Дифракционные линии α -фазы острые, с разделением на $K\alpha_1-K\alpha_2$ дублет, что свидетельствует о том, что металл находится в рекристаллизованном состоянии, т. е. текстура прокатки, характерная для титановых проволок, была унаследована образцами после отжига.

В процессе растяжения происходит формирование текстуры независимо от скорости приложения нагрузки, близкой к текстуре прокатки, на что указывает уширение линий на дифрактограммах образцов (рис. 4). При этом чем меньше скорость деформации, тем больше ширина пиков на дифрактограммах. Флуктуация полученных значений ширины дифракционных линий относительно аппроксимирующей прямой свидетельствует о скоростной чувствительности зерен «твердых» и «мягких» ориентировок. Это доказывает существование последовательности активации систем скольжения. Так, в первую очередь нагружаются «мягкие» зерна, благоприятно ориентированные для легкого призматического скольжения в плоскостях (100) и (110) [10; 16; 17]. Далее происходит их упрочнение, что способствует перераспределению нагрузки на «твердые» зерна с базисными нормаль-

ми, близкими к оси нагружения, которые на начальном этапе деформировались упруго.

На рис. 5 даны построения графика Вильямсона – Холла для титанового образца в исходном состоянии и после деформации для скоростей нагружения 0,05 мм/мин и 500 мм/мин [18]. Полученные данные по ширинам рентгеновских линий аппроксимировались линейными зависимостями типа $y=ax+b$ в координатах Вильямсона – Холла, в которых пересечение с осью ординат определяет размер кристаллитов ($D=1/b$), а наклон прямой – микроискажения кристаллической решетки. Наклон аппроксимирующих прямых различен. Это соответствует различной величине микроискажений кристаллической решетки. Чем больше угол наклона, тем больше микроискажения кристаллической решетки. Для образцов после деформации аппроксимирующая прямая не проходит через ноль, величина b имеет отрицательное значение. Это значит, что измельчения области когерентного рассеяния до величин меньше 0,1 мкм не происходит, а основной вклад в уширение дифракционных линий дают микроискажения кристаллической решетки [5; 9; 19].

Полученные графические зависимости уширения дифракционных линий деформированных образцов не дают линейной зависимости Вильямсона – Холла, наблюдается разброс значений. Это также свидетельствует о существовании последовательности активации систем скольжения, обеспечивающих рост дефектности в соответствующих плоскостях. Деформация зерен с «твердой» ориентировкой происходит преимущественно пирамидальным скольжением в плоскостях (101) и (112) вдоль направления 113 [20]. У исследованных деформированных образцов видно, что у образца, нагружаемого с меньшей скоростью деформации, ширина всех дифракционных линий больше, чем у образца с более высокой скоростью нагружения, что свидетельствует о большей плотности дислокаций и большей разориентации кристаллической решетки.

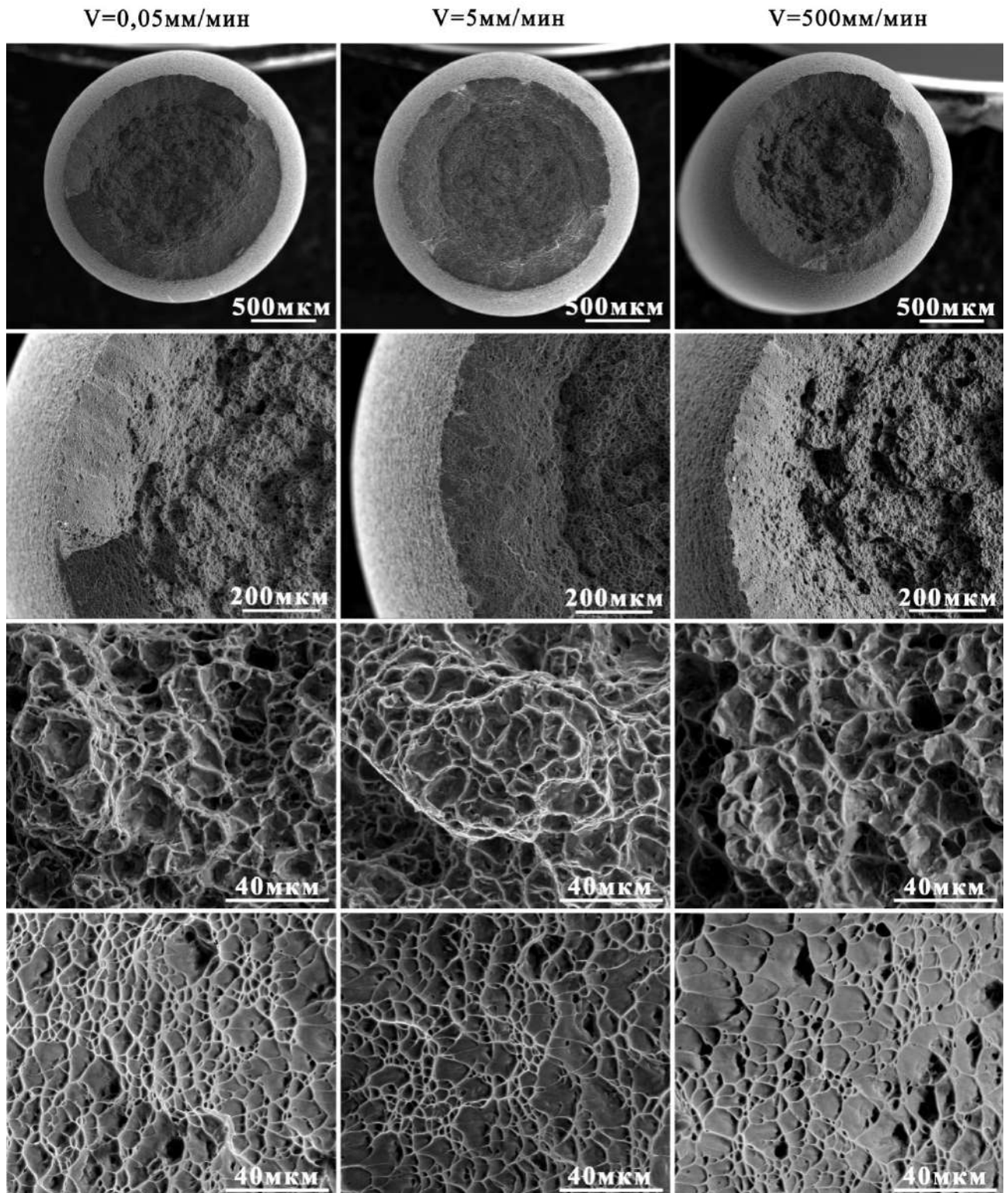


Рис. 2. Морфология поверхности изломов образцов сплава Ti-3,5Al-1,1Zr-2,5V при испытании на растяжение со скоростями 0,05 мм/мин, 5 мм/мин и 500 мм/мин
Fig. 2. The morphology of fracture surface of the Ti-3.5Al-1.1Zr-2.5V alloy specimens under the tensile tests at the rates of 0.05 mm/min, 5 mm/min, and 500 mm/min

Таблица 1. Механические свойства титанового сплава Ti-3,5Al-1,1Zr-2,5V при растяжении с разными скоростями

Table 1. Mechanical properties of the Ti-3.5Al-1.1Zr-2.5V titanium alloy under tension at different rates

V , мм/мин	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\epsilon_{\text{впр}}$, %	$\epsilon_{\text{пл}}$, %	δ , %	ψ , %
0,05	539±27	719±21	0,95±0,14	6,43±1,58	7,39±1,68	32,9±2,0
5	533±31	758±9	0,88±0,07	6,29±1,15	7,17±1,19	34,9±2,4
500	653±16	797±22	1,07±0,06	4,50±0,84	5,58±0,86	34,0±2,7

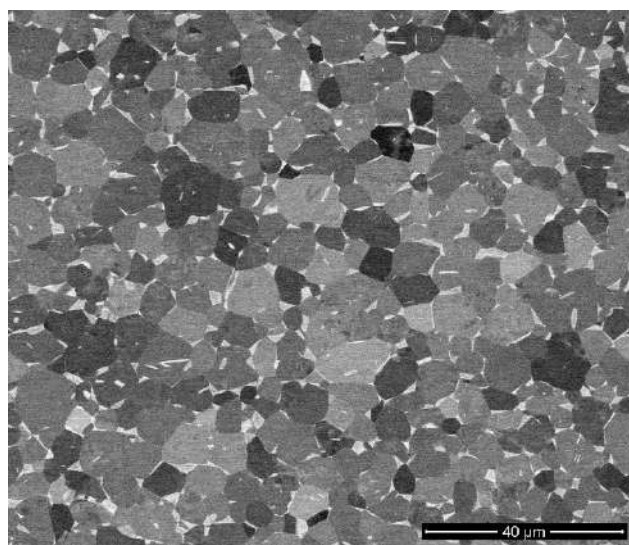


Рис. 3. Микроструктура сплава Ti-3,5Al-1,1Zr-2,5V в исходном состоянии (SEM BSED)

Fig. 3. Microstructure of Ti-3.5Al-1.1Zr-2.5V alloy in the initial state (SEM BSED)

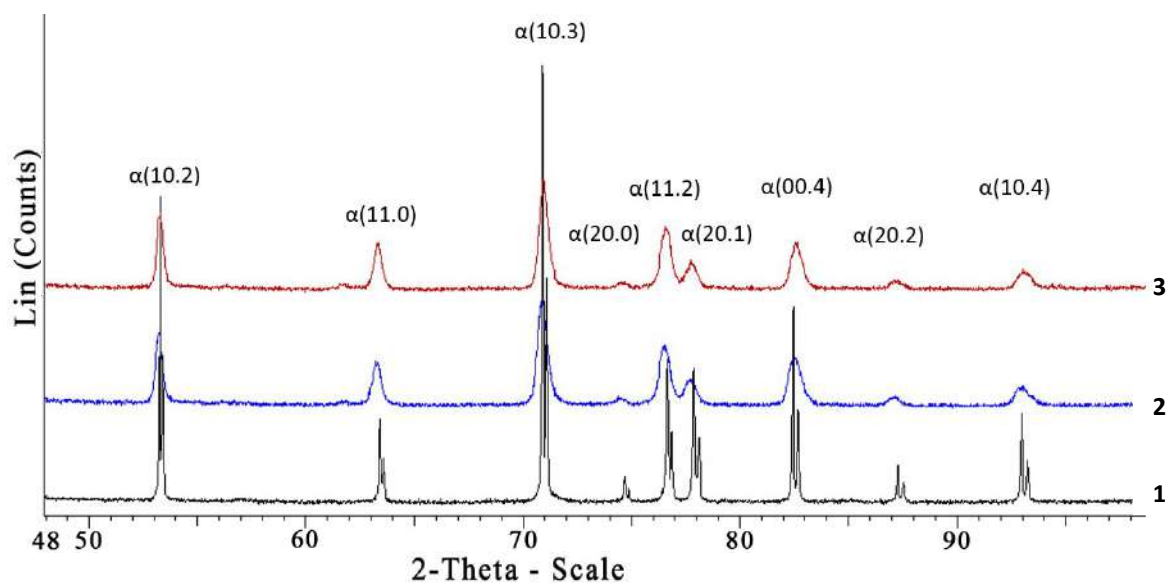


Рис. 4. Дифрактограммы образцов сплава Ti-3,5Al-1,1Zr-2,5V:

1 – исходное состояние; 2 – после деформации со скоростью 0,05 мм/мин;

3 – после деформации со скоростью 500 мм/мин

Fig. 4. X-ray diffraction patterns of the Ti-3.5Al-1.1Zr-2.5V alloy specimens:

1 – initial state; 2 – after deformation at the rate of 0.05 mm/min; 3 – after deformation at the rate of 500 mm/min

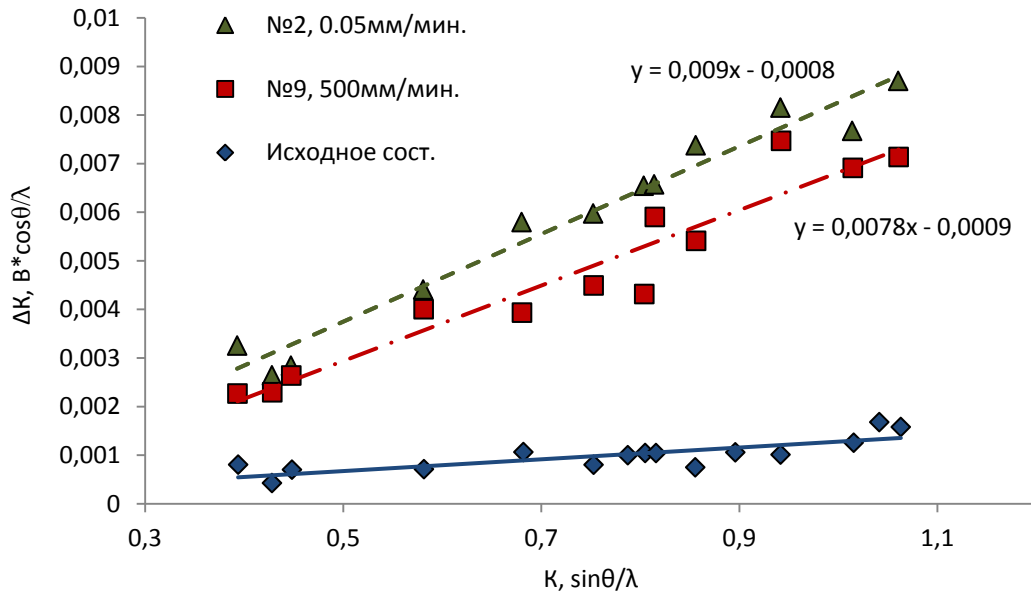


Рис. 5. График Вильямсона – Холла для исходного состояния и после деформации
Fig. 5. Williamson – Hall diagram for the initial state and after deformation

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Получено детальное описание деформационного поведения сплава Ti–3,5Al–1,1Zr–2,5V в условиях одноосного растяжения при комнатной температуре.

Показано, что с ростом скорости деформирования возрастает предел текучести и предел прочности, но снижается величина полной деформации. Качественных изменений в характере механического поведения (вязкое поведение) и в морфологии поверхности изломов образцов (чашечный излом, характерный для вязкого разрушения) не происходит.

Наблюдается скоростная чувствительность зерен «твердых» и «мягких» ориентировок, что свидетельствует о существовании последовательности активации систем скольжения. Так, в первую очередь нагружаются «мягкие» зерна, благоприятно ориентированные для легкого призматического скольжения в плоскостях (100) и (110). Далее происходит их упрочнение, что способствует перераспределению нагрузки на «твердые» зерна с базисными нормальными, близкими к оси нагружения, которые на начальном этапе деформировались упруго.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Singh G., Ramamurty U. Boron modified titanium alloys // Progress in Materials Science. 2020. Vol. 111. P. 100653.
- Wu Z., Zhang Y.-W., Jhon M.H., Gao H., Srolovitz D.J. Nanowire Failure: Long = brittle and short = ductile // Nano Letters. 2012. Vol. 12. № 2. P. 910–914.
- Hémery S., Villechaise P. Investigation of Size Effects in Slip Strength of Titanium Alloys: α Nodule Size Dependence of the Critical Resolved Shear Stress // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 2018. Vol. 49. № 10. P. 4394–4397.
- Zhang J., Li X., Xu D., Yang R. Recent progress in the simulation of microstructure evolution in titanium alloys // Progress in Natural Science: Materials International. 2019. Vol. 29. № 3. P. 295–304.
- Patnaik S.N., Hopkins D.A. Strength of materials: a unified theory. Amsterdam: Elsevier, 2004. 750 p.
- Smallman R.E., Bishop R.J. Modern physical metallurgy and materials engineering. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1999. 438 p.
- Campbell J. Castings. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2003. 335 p.
- Thompson R.P., Clegg W.J. Predicting whether a material is ductile or brittle // Current Opinion in Solid State and Materials Science. 2018. Vol. 22. № 3. P. 100–108.
- Falodun O.E., Obadele B.A., Oke S.R., Okoro A.M., Olubambi P.A. Titanium-based matrix composites reinforced with particulate, microstructure, and mechanical properties using spark plasma sintering technique: a review // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. Vol. 102. № 5-8. P. 1689–1701.
- Argon A.S. Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity. Oxford: Oxford University Press, 2007. 207 p.
- Anderson P.M., Rice J.R. Dislocation Emission from Cracks in Crystals or along Crystal Interfaces // Scripta Metallurgica. 1986. Vol. 20. № 11. P. 1567–1472.
- Eylon D., Fujishiro S., Postans H.J., Froes F.H. High-temperature titanium alloys – A Review // JOM. 1984. Vol. 36. № 11. P. 55–62.
- Swinburne T.D., Dudarev S.L., Sutton A.P. Classical Mobility of Highly Mobile Crystal Defects // Physical Review Letters. 2014. Vol. 113. № 21. P. 215501.
- Ohr S.M. An electron-microscopy study of crack tip deformation and its impact on the dislocation theory of

- fracture // *Materials Science and Engineering*. 1985. Vol. 72. № 1. P. 1–35.
15. Rajadurai M., Raja Annamalai A. Effect of various sintering methods on microstructures and mechanical properties of titanium and its alloy (Ti–Al–V–X): A review // *Russian Journal of Non-ferrous Metals*. 2017. Vol. 58. № 4. P. 434–448.
 16. Lee T.C., Robertson I.M., Birnbaum H.K. TEM in situ deformation study of the interaction of lattice dislocations with grain boundaries in metals // *Philosophical Magazine A: Physics of Condensed Matter, Structure, Defects and Mechanical*. 1990. Vol. 62. № 1. P. 131–153.
 17. Kacher J., Robertson I.M. In situ and tomographic analysis of dislocation / grain boundary interactions in α -titanium // *Philosophical Magazine*. 2014. Vol. 94. № 8. P. 814–829.
 18. Moussa C., Bernacki M., Besnard R., Bozzolo N. Statistical analysis of dislocations and dislocation boundaries from EBSD data // *Ultramicroscopy*. 2017. Vol. 179. P. 63–72.
 19. Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А., Уманский Я.С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
 20. Niezgodna S.R., Kanjarla A.K., Beyerlein I.J., Tome C.N. Stochastic modeling of twin nucleation in polycrystals: an application in hexagonal close-packed metals // *International Journal of Plasticity*. 2014. Vol. 56. P. 119–138.
 7. Campbell J. *Castings*. Oxford, Butterworth-Heinemann, 2003. 335 p.
 8. Thompson R.P., Clegg W.J. Predicting whether a material is ductile or brittle. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2018, vol. 22, no. 3, pp. 100–108.
 9. Falodun O.E., Obadele B.A., Oke S.R., Okoro A.M., Olubambi P.A. Titanium-based matrix composites reinforced with particulate, microstructure, and mechanical properties using spark plasma sintering technique: a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 102, no. 5-8, pp. 1689–1701.
 10. Argon A.S. *Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity*. Oxford, Oxford University Press, 2007. 207 p.
 11. Anderson P.M., Rice J.R. Dislocation Emission from Cracks in Crystals or along Crystal Interfaces. *Scripta Metallurgica*, 1986, vol. 20, no. 11, pp. 1567–1472.
 12. Eylon D., Fujishiro S., Postans H.J., Froes F.H. High-temperature titanium alloys – A Review. *JOM*, 1984, vol. 36, no. 11, pp. 55–62.
 13. Swinburne T.D., Dudarev S.L., Sutton A.P. Classical Mobility of Highly Mobile Crystal Defects. *Physical Review Letters*, 2014, vol. 113, no. 21, pp. 215501.
 14. Ohr S.M. An electron-microscopy study of crack tip deformation and its impact on the dislocation theory of fracture. *Materials Science and Engineering*, 1985, vol. 72, no. 1, pp. 1–35.
 15. Rajadurai M., Raja Annamalai A. Effect of various sintering methods on microstructures and mechanical properties of titanium and its alloy (Ti–Al–V–X): A review. *Russian Journal of Non-ferrous Metals*, 2017, vol. 58, no. 4, pp. 434–448.
 16. Lee T.C., Robertson I.M., Birnbaum H.K. TEM in situ deformation study of the interaction of lattice dislocations with grain boundaries in metals. *Philosophical Magazine A: Physics of Condensed Matter, Structure, Defects and Mechanical*, 1990, vol. 62, no. 1, pp. 131–153.
 17. Kacher J., Robertson I.M. In situ and tomographic analysis of dislocation / grain boundary interactions in α -titanium. *Philosophical Magazine*, 2014, vol. 94, no. 8, pp. 814–829.
 18. Moussa C., Bernacki M., Besnard R., Bozzolo N. Statistical analysis of dislocations and dislocation boundaries from EBSD data. *Ultramicroscopy*, 2017, vol. 179, pp. 63–72.
 19. Ivanov A.N., Rastorguev L.N., Skakov Yu.A., Umansky Ya.S. *Kristallografiya, rentgenografiya i elektronnaya mikroskopiya* [Crystallography, radiography and electron microscopy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 632 p.
 20. Niezgodna S.R., Kanjarla A.K., Beyerlein I.J., Tome C.N. Stochastic modeling of twin nucleation in polycrystals: an application in hexagonal close-packed metals. *International Journal of Plasticity*, 2014, vol. 56, pp. 119–138.

REFERENCES

1. Singh G., Ramamurty U. Boron modified titanium alloys. *Progress in Materials Science*, 2020, vol. 111, pp. 100653.
2. Wu Z., Zhang Y.-W., Jhon M.H., Gao H., Srolovitz D.J. Nanowire Failure: Long = brittle and short = ductile. *Nano Letters*, 2012, vol. 12, no. 2, pp. 910–914.
3. Hémerly S., Villechaise P. Investigation of Size Effects in Slip Strength of Titanium Alloys: α Nodule Size Dependence of the Critical Resolved Shear Stress. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2018, vol. 49, no. 10, pp. 4394–4397.
4. Zhang J., Li X., Xu D., Yang R. Recent progress in the simulation of microstructure evolution in titanium alloys. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2019, vol. 29, no. 3, pp. 295–304.
5. Patnaik S.N., Hopkins D.A. *Strength of materials: a unified theory*. Amsterdam, Elsevier, 2004. 750 p.
6. Smallman R.E., Bishop R.J. *Modern physical metallurgy and materials engineering*. Oxford, Butterworth-Heinemann, 1999. 438 p.

Concerning the influence of deformation rate on the mechanical behavior of the Ti–3.5Al–1.1Zr–2.5V titanium alloy under tension

© 2020

Timofey P. Tolmachev^{1,2,4}, PhD (Physics and Mathematics), researcher of High Pressure Physics Laboratory, researcher of Chair “Condensed-Matter Physics and Nanosized Systems” of the Institute of Natural Sciences and Mathematics

Dmitry V. Zaytsev^{2,3,5}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),
assistant professor of Chair “Condensed-Matter Physics and Nanosized Systems”,
leading researcher of the Laboratory “Medical Materials Science and Bioceramics”

Ratmir R. Yakupov², junior researcher of Chair “Condensed-Matter Physics and Nanosized Systems”
of the Institute of Natural Sciences and Mathematics

Gleb P. Panfilov^{2,6}, graduate student, laboratory assistant of Chair “Condensed-Matter Physics and Nanosized Systems”
of the Institute of Natural Sciences and Mathematics

Petr E. Panfilov^{2,7}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),
professor of Chair “Condensed-Matter Physics and Nanosized Systems”
of the Institute of Natural Sciences and Mathematics

¹*Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)*

²*Ural Federal University, Yekaterinburg (Russia)*

³*Institute of High Temperature Electrochemistry of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)*

*E-mail: dmitry.zaytsev@urfu.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9073-4507>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8045-5309>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5757-3374>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9068-049X>

Abstract: The authors studied the rate dependence of the deformation behavior of the circular section samples prepared from the Ti–3.5Al–1.1Zr–2.5V alloy under the uniaxial tension at room temperature. Samples 200 mm long were divided into three groups of five pieces each. The authors tested the first group of samples at a traverse rate of 0.05 mm/min, the second group – at a rate of 5mm/min, and the third group – at a rate of 500 mm/min. The evaluation of the titanium alloy microstructure in the undeformed state showed that the average grain size of the titanium α -phase was about 7 μm , and the grain boundaries were mostly angular, i.e. the neighboring grains were disordered by more than 15°. The mechanical tests showed that the nature of the titanium alloy deformation behavior did not depend on the loading rate. Despite this, the yield and strength limit increased with an increase in the strain rate, while the total strain value decreased. At the place of sample fracture, a neck was observed. The contraction coefficient did not depend on the tensile speed. The authors did not observe any qualitative changes in the mechanical behavior nature and the morphology of the surface of sample fractures (a cup fracture typical for viscous fracture). The study of samples microstructure justifies an increase in the deformability of samples with a decrease in the tensile rate. The width of the diffraction peaks of the samples tested at a lower speed was greater. The fluctuation of the obtained values of the diffraction lines' width relative to the approximating straight line indicates the speed sensitivity of the grains of “hard” and “soft” orientations. This indicated the existence of the slip system activation sequence. Thus, first of all, “soft” grains are loaded, which are favorably oriented for easy prismatic sliding in the (100) and (110) planes. Then they harden, which contributes to the redistribution of the load on the “hard” grains with basic normals close to the axis of loading, which, at the initial stage, were deformed elastically.

Keywords: titanium alloy; tension; destruction; fracture surfaces; Ti–3.5Al–1.1Zr–2.5V.

Acknowledgements: This work was financially supported by the Russian Science Foundation (grant No. 18-19-00217).

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Tolmachev T.P., Zaytsev D.V., Yakupov R.R., Panfilov G.P., Panfilov P.E. Concerning the influence of deformation rate on the mechanical behavior of the Ti–3.5Al–1.1Zr–2.5V titanium alloy under tension. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 3, pp. 38–45. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-3-38-45.