

PACS: 81.40.Ef, 81.40.-z

Я.Е. Бейгельзимер¹, Б.М. Эфрос¹, Д.В. Орлов²,
Т.П. Заика¹, С.Г. Сынков¹

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ТИТАНА ПРИ ВИНТОВОМ ПРЕССОВАНИИ

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
83114, г. Донецк, ул. Р. Люксембург, 72

²Донецкий государственный технический университет
83000, г. Донецк, ул. Артема, 58

Статья поступила в редакцию 15 марта 2001 года

Исследовано влияние винтового прессования (ВП) на структуру и упрочнение металлов и сплавов на примере поликристаллического титана. Установлены оптимальные режимы ВП для формирования ультрамикроструктурной (УМК) структуры.

УМК-материалы, к которым можно отнести нанокристаллические (НК) материалы со средним размером зерен ~ 10 нм и субмикроструктурные (СМК) со средним размером зерен ~ 100 нм, вызывают повышенный интерес исследователей в связи с их уникальными физико-механическими свойствами [1–3]. В частности, УМК-металлы и сплавы характеризуются сочетанием высокой прочности и пластичности. В них, по сравнению с крупнокристаллическими аналогами, на несколько порядков повышаются коэффициенты диффузии, изменяются электрические и магнитные свойства, снижаются температуры полиморфных превращений, изменяются такие фундаментальные параметры, как температуры Кюри и Дебая. Однако, несмотря на многочисленные проводимые исследования, однозначная интерпретация такого поведения УМК-металлов и сплавов отсутствует.

Одним из эффективных методов формирования УМК-структур с размером зерен порядка 100 нм и меньше является интенсивная пластическая деформация (ИПД). Сущность данного метода заключается в формировании за счет пластических сдвиговых деформаций высокодисперсной сильно фрагментированной структуры [4,5]. ИПД по достигаемому размеру кристаллитов несколько уступает методу компактирования нанокластеров, конденсированных из газовой среды, и методу шарового размола [3], но позво-

ляет получать практически беспористый УМК-материал.

В настоящее время пристальное внимание исследователей в области физического материаловедения привлекают специальные методы ИПД, являющиеся мощным инструментом преобразования структуры материалов [5–7]. Наиболее применимы кручение дисковых заготовок на наковальнях Бриджмена, равноканальное угловое прессование цилиндрических и призматических заготовок, всесторонняя изотермическая ковка. Данные методы используют для ИПД различных металлов и сплавов с целью получения массивных УМК-образцов, которые имеют большие перспективы для практического применения.

В настоящей работе основное внимание уделено новому методу ИПД – винтовому прессованию [8].

Величина деформации сдвига Λ , накопленная материалом при одном переходе ВП, рассчитывается по формуле [8]:

$$\Lambda = 2 \frac{r}{R} \operatorname{tg} \gamma_{\max},$$

где r – расстояние от точки до оси прессования; R – расстояние от оси прессования до контура сечения канала по лучу, проходящему через рассматриваемую точку; $\gamma_{\max}$ – максимальное значение угла наклона винтовой линии к оси прессования.

На рис. 1 приведена матрица с винтовым каналом прямоугольного сечения для ВП. В общем случае можно использовать матрицы с винтовыми каналами, имеющими сечения произвольной формы, в том числе без центра симметрии.

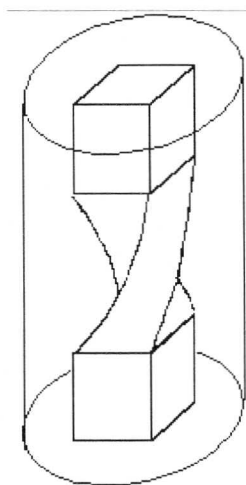


Рис. 1. Матрица с винтовым каналом для ВП

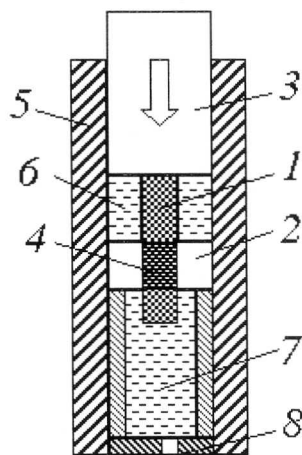


Рис. 2. Схема процесса ВП (обозначения см. в тексте)

Схема установки для процесса ВП изображена на рис. 2. При прессовании заготовка 1 продавливается через винтовую матрицу 2 с помощью плунжера 3. Канал матрицы схематически показан в виде заштрихованного прямоугольника 4. Матрица и заготовка размещаются в контейнере 5, имеющем две соединенные между собой камеры 6 и 7. В этих камерах находится жидкость под высоким ($\sim 500\text{--}1000$ МПа) давлением, которое создается путем сжатия жидкости плунжером. В камере 7 имеется клапан 8, позволяющий поддерживать постоянное давление жидкости. В результате одного цикла прессования заготовка перемещается из камеры 6 в камеру 7. При этом плунжер достигает матрицы, после чего он поднимается, а матрица с заготовкой переворачиваются так, что заготовка опять оказывается сверху матрицы, т.е. в камере 6. Далее циклы прессования повторяются. Высокое гидростатическое давление жидкости повышает технологическую пластичность металла и позволяет накопить большие деформации без разрушения.

Оценка возможности применения ВП для получения УМК-структур в металлах и сплавах проводилась на примере поликристаллического титана марки ВТ1-0 стандартного химического состава [9]. Образцы из данного металла с размером зерна ≈ 25 μm (исходное состояние) после предварительной деформационно-термической обработки подвергали формоизменению посредством трех переходов методом ВП через прямоугольную матрицу сечением 14×16 мм при комнатной температуре с расчетными степенями деформации сдвига Λ до 6. Перед прессованием на заготовки наносили подмазочное покрытие (оксид титана), а также смазку на основе пчелиного воска ($\approx 80\%$) и индустриального масла И-20 ($\approx 20\%$). Структуру анализировали с помощью оптической микроскопии (увеличение до 2000) на приборе «Neophot-32» (наблюдение структуры при больших увеличениях осуществляли с помощью иммерсионного объектива). Средний размер зерен рассчитывали методом секущих. ДюрOMETрические измерения проводили по методу Виккерса на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 0.98 Н.

На рис. 3 приведены экспериментальные результаты структурной эволюции поликристаллического титана марки ВТ1-0 в условиях низкотемпературной ИПД ($T_d \leq 0.2 T_m$) методом ВП. Металлографический анализ показал, что как в поперечном, так и в продольном сечениях образца титана с ростом количества переходов при ВП (увеличением степени деформации сдвига Λ) размер зерен d резко уменьшается. Если в структуре титана в исходном состоянии размер зерна d составлял ≈ 25 μm , то после первого перехода (расчетная величина $\Lambda \approx 2$) размер зерна d уменьшается до значения ≤ 10 μm , а после трех переходов ($\Lambda \approx 6$) значение $d \leq 1$ μm .

Микротвердость металлов, являясь функцией деформации $H_\mu = H_\mu(\Lambda)$, возрастает монотонно с ростом степени деформации сдвига Λ . Если в исходном состоянии среднее значение H_μ составляло ≈ 1715 МПа, то после первого перехода при ВП ($\Lambda \approx 2$) средняя микротвердость H_μ увеличивалась

до ≈ 1985 МПа, а после трех переходов ($\Lambda \approx 6$) значение H_μ достигало 3135 МПа и выше. При этом скорость упрочнения $\partial H_\mu / \partial \Lambda$ постепенно уменьшалась, и при больших значениях деформации величина $\partial H_\mu / \partial \Lambda$ практически стремилась к нулю.

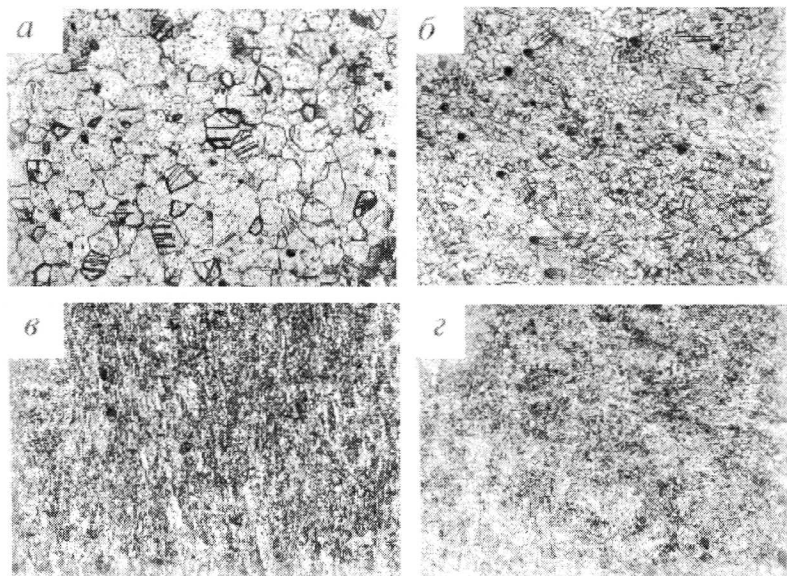


Рис. 3. Изменение структуры образцов титана при ВП (поперечное сечение – *а–б*, продольное сечение – *в, г*, $\times 100$): *а* – $\Lambda = 0$; *б* – $\Lambda = 2$; *в, г* – $\Lambda = 6$

Необходимо заметить, что использованная относительно невысокая степень деформации (расчетные значения $\Lambda \leq 6$) еще не позволила полностью сформировать необходимые микрокристаллиты (≤ 100 nm) с преобладающими большеугловыми границами (нанозерно).

Известно [5,6,10], что на начальных этапах пластической деформации различных металлов и сплавов, как и при ИПД поликристаллического титана [11,12] (Λ до ~ 1.2), в структуре происходит существенное увеличение плотности дислокаций. При деформации $\Lambda \geq 1.8$ кардинально изменяется структура, при этом не удастся определить расположение первоначальных границ зерен. Деформация $\Lambda > 2$ ведет к дроблению зеренной структуры на фрагменты, на электронно-микроскопических фотографиях которой (светлопольное изображение) обнаруживаются многочисленные размытые контуры экстинкции равного наклона, в то время как на темнопольных изображениях наблюдается разбиение исходной структуры на относительно мелкие фрагменты с большеугловыми разориентациями. В интервале $4 < \Lambda < 5$ в исследованном металле формируется УМК- (в основном СМК-) структура, образованная из фрагментов размером ≤ 1 μm с большеугловыми границами разориентировки. При дальнейшей деформации микрокристаллиты практически не меняют своих размеров d и практически не содержат

дислокаций, давая равноосные точечные рефлексy на электронограммах.

Сформированная СМК-структура, предельно насыщенная дефектами, является устойчивой по отношению к дальнейшему пластическому течению при ВП. Необходимо отметить, что данная структура деформируется по специфическим механизмам, сходным с механизмами высокотемпературной сверхпластической деформации, доминирующим механизмом которой выступает зернограничное проскальзывание [5,13].

Одной из причин более высокого упрочнения поликристаллического титана после ВП может являться схема напряженно-деформированного состояния при ИПД, задаваемая механикой процесса деформирования. Как отмечается в работах [4,7], традиционные методы пластической деформации (прокатка, волочение, ковка, кручение) позволяют достичь достаточно высокой степени обжатия за счет многократной обработки, но не обеспечивают в отличие от ИПД однородного распределения параметров напряженного состояния.

Таким образом, в данной работе показано, что ИПД методом ВП металлов и сплавов на примере поликристаллического титана в отличие от пластической деформации традиционными способами приводит к более резкому увеличению прочностных характеристик (оценка выполнялась по замерам микротвердости). Это связано как с особенностями напряженно-деформированного состояния при ИПД, так и преимущественно с особенностями формирования более равновесной микрокристаллической структуры в процессе ВП.

Полученные результаты свидетельствуют, что ИПД методом ВП при реализации оптимальных режимов и условий процесса формоизменения может быть достаточно эффективным для получения УМК-структур в различных металлах и сплавах.

1. R. Birringer, H. Gleiter, in: Encyclopedia of Materials. Sci. and Eng. Suppl.1., R.W. Cahn (ed.), Pergamon Press, New York (1988).
2. R.W. Siegel, H. Hahn, in: Current Trends in the Physics of Materials, M. Yussouff (ed.), World Scientific, Singapore (1987).
3. И.Д. Морохов, Л.И. Трусков, В.И. Лаповок, Физические явления в ультрадисперсных средах, Наука, Москва (1984).
4. В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др., Процессы пластического структурообразования металлов, Наука и техника, Минск (1994).
5. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
6. В.В. Рыбин, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
7. Структура и свойства нанокристаллических материалов, Г.Г. Талуц, Н.И. Носкова (ред.), УрО РАН, Екатеринбург (1999).
8. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, В.Г. Сынков, С.Г. Сынков, ФТВД 10, № 1, 24 (2000).

9. Б.Б. Чечулин, С.С. Ушаков, И.Н. Разуваева и др., Титановые сплавы в машиностроении, Машиностроение, Ленинград (1977).
10. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Б.М. Эфрос, Физическая механика гидростатической обработки материалов, ДонФТИ НАН Украины, Донецк (2000).
11. Г.И. Рааб, Р.З. Валиев, МиТОМ № 9, 27 (2000).
12. Б.М. Эфрос, Я.Е. Бейгельзимер, В.И. Юшков, в сб.: Обработка металлов давлением, УПИ, Екатеринбург, вып. 12, 45 (1991).
13. О.А. Кайбышев, Сверхпластичность промышленных сплавов, Металлургия, Москва (1984).

Ya.E. Beygelzimer, B.M. Efros, D.V. Orlov, T.P. Zaika, S.G. Synkov

PECULIARITIES OF FORMATION OF TITANIUM ULTRAMICROCRYSTALLINE STRUCTURE UNDER TWIST EXTRUSION

The influence of twist extrusion (TE) on structure and hardening of metals and alloys has been investigated with the example of single-crystalline titanium. Optimal regimes of TE for the formation of ultramicrocrystalline (UMC) structure have been determined.

Fig. 1. Twist-channel die for TE

Fig.2. Scheme of TE process (for designation see the text)

Fig. 3. Change in the structure of titanium samples under TE ($\times 100$): a - σ – cross section, z – longitudinal section; $a - \Lambda = 0$, $\sigma - \Lambda = 2$, $\sigma, z - \Lambda = 6$