УДК 621.77.016.3:539.374.2

В.Э. Меденцов¹, В.В. Столяров^{1, 2}

¹ Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН ² Московский государственный индустриальный университет

УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВА ВТ6 МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ

Аннотация. Показана возможность применения электропластической прокатки для получения листового проката с ультрамелкозернистой структурой и повышенными служебными и технологическими свойствами из высокопрочного титанового сплава ВТ6. Исследуется роль влияния степени истинной деформации на структуру и механические свойства сплава.

Ключевые слова: электропластическая прокатка, пластическая деформация, микроструктура, прочность, деформируемость.

HARDENING OF ALLOY VT6 BY ELECTROPLASTIC ROLLING

Abstract. The possibility of the application of electroplastic rolling in order to receive flat-rolled with the ultrafine structure and enhanced service and technological properties out of high strength alloy VT6 is shown. The influence of degree of true strain on the structure and mechanical properties of the alloy is investigated.

Keywords: electroplastic rolling, plastic deformation, microstructure, strength, deformability.

В последние два десятилетия большое внимание исследователей направлено на получение объемных наноматериалов методами интенсивной пластической деформации [1], такими как равноканальное угловое прессование (РКУП) [2, 3], кручение под давлением [4], всесторонняя изотермическая ковка [5] и др., среди которых практический интерес вызывает метод электропластической прокатки (ЭПП) [6]. Преимуществом метода ЭПП является интенсификация процесса прокатки с помощью введения импульсного тока в зону деформации, а также возможность формировать ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру и получать длинномерные полуфабрикаты с высокими прочностными свойствами [7]. В работе [8] рассматривается ЭПП с технологической точки зрения, при этом авторы не рассматривают процессы, происходящие в структуре прокатываемых сплавов.

Целью настоящей работы является изучение деформируемости, возможности получения УМЗ структуры и высоких механических свойств в полосах сплава ВТ6 методом ЭПП.

Выбор двухфазного (α + β)-сплава ВТ6 в качестве объекта исследования обусловлен его широким промышленным применением и одновременно низкой деформируемостью в процессах теплой и особенно холодной прокатки. Вместе с тем ЭПП труднодеформируемого сплава ВТ6 представляет также и особый научный интерес, поскольку в литературе отсутствуют данные по ЭПП многофазных сплавов. Изучение процесса формирования конечной структуры и механических свойств полуфабрикатов из сплава ВТ6 является особенно важной задачей для его дальнейшего применения в промышленности.

Для исследования использован промышленный сплав ВТ6 (основа титан; 6,5 % Al; 5,1 % V; 0,3 % Zr; 0,3 % Fe; 0,2 % O; 0,1 % C; 0,05 % N; 0,015 % H (по массе)). Образцы перед деформацией представляли собой полосы размерами 2,1×5×102 мм. Для получения исходной глобулярной структуры образцы были подвергнуты рекристаллизационному отжигу в лабораторной печи при 850 °C в течение 1 ч. Микроструктура, полученная после отжига, представляет собой преимущественно зерна рекристаллизованной α -фазы глобулярной формы средним размером 12 мкм, а также смесь α - и β -фаз.

Электропластическую прокатку полос выполняли в электромеханических вальцах, оборудованных генератором импульсного тока, при комнатной температуре (схема процесса приведена на рис. 1). Принцип действия: однонаправленный импульсный ток от отрицательного полюса генератора 4 подводится к транспортировочному столу 3 и через образец 2 передается на валки 1. От положительного полюса на валках ток передается обратно к генератору.

Скорость прокатки поддерживали постоянной 50 мм/с; регулируемое разовое обжатие по толщине составляло 25 мкм. Электропластическую прокатку



Рис. 1. Принципиальная схема ЭПП:

1 – валки; 2 – образец; 3 – транспортировочный стол; 4 – генератор импульсного тока (стрелками показаны направления вращения валков, направление прокатки (большая стрелка) и направление тока)

полос осуществляли при следующих параметрах: плотность тока 150 А/мм², длительность импульса 100 мкс, частота импульсов 1000 Гц. Параметры подобраны эмпирически и приняты как оптимальные, так как именно при этих условиях повышается деформируемость сплава. После каждого шага прокатки образцы охлаждали в воде, чтобы предотвратить возможный деформационный и Джоулев разогрев образца.

В процессе прокатки с воздействием и без воздействия тока деформируемость оценивали по истинной деформации (*e*) до разрушения:

$$e = \ln \frac{S_0}{S_{\kappa}},$$

где S_0 и S_{κ} – начальная и конечная площадь поперечного сечения образца.

Исследования микроструктуры проводили в продольном сечении центральной части ленты на глубине, равной половине толщины ленты, методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии.

Деформируемость. На образцах, прокатанных без воздействия тока (табл. 1), первые микротрещины наблюдаются уже при e = 0,14; затем трещины распространяются, растут и при e = 0,55 образец разрушается. При прокатке под воздействием тока тормозится процесс образования и роста микротрещин, которые появляются только при e = 1,4. С увеличением деформации (е = 1,76) микротрещины начинают расти, однако разрушения образца не наблюдается даже при максимально возможной деформации в этом опыте (e = 1,95). Отметим, что при ЭПП визуально наблюдали залечивание части трещин под воздействием электрического тока, что согласуется с результатами для аустенитных сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т [9]. По-видимому, повышенная деформируемость при ЭПП может быть связана как с прямым действием свободных электронов на образующиеся при пластической деформации скопления дислокаций [6], так и с локальным тепловым эффектом тока под воздействием электрических импульсов. ОдТаблица 1

Деформируемость образцов

Число циклов	Толщина, мм	е	Примечание			
Прокатка с током						
0	2,10	0	_			
22	1,05	0,69	_			
34	0,50	1,44	Появление микротрещин			
38	0,35	1,79	Рост трещин			
42	0,30	1,95	Без разрушения			
Прокатка без тока						
0	2,08	0	_			
12	1,80	0,14	Появление микротрещин			
24	1,50	0,33	_			
36	1,20	0,55	Макроразрушение			

нако известно, что разогрев образца, например, из сплава Ni_{50 7}Ti_{49 3} при этом не превышает 150 °C [10].

Одной из важных особенностей ЭПП является релаксация напряжений в процессе прокатки, что позволяет достичь гораздо большей степени деформации в отличие от прокатки без воздействия тока. Таким образом, применение ЭПП позволяет в четыре раза повысить истинную деформацию до разрушения. Это подтверждает исследование эволюции микротвердости в процессе ЭПП. Установлено, что для некоторых интервалов деформации может происходить не только традиционное деформационное упрочнение при *e*, равном 0,7, 1,0 и 1,8, но и разупрочнение при *e*, равном 0,9, 1,4 и 2,0 (рис. 2, кривая *l*).

Микротвердость образца, прокатанного без воздействия тока (рис. 2, кривая 2), вследствие деформационного упрочнения в интервале $e = 0 \div 0,33$ также, как и при ЭПП, возрастает.

Микроструктура. Поскольку при исследовании эволюции микротвердости при деформации были обнаружены стадии упрочнения и разупрочнения, то были выполнены структурные исследования в двух



Рис. 2. Зависимость микротвердости сплава ВТ6 от истинной деформации при ЭПП (1) и в случае прокатки без воздействия тока (2)

характерных точках по деформации (e = 0,7 и e = 2,0), в которых наблюдали упрочнение и разупрочнение в результате ЭПП.

Установлено, что после ЭПП при e = 0,7 структура сплава измельчена по сравнению с исходной (рис. 3). Структурные элементы (зерна, межфазные границы) вытянуты вдоль направления прокатки (показано светлой стрелкой на рис. 3, δ), а строение межфазных участков (ввиду их повышенной травимости и сильного измельчения) плохо различимо. Микроструктура представлена α - и β -фазами. Зерна α -фазы имеют слегка вытянутую в направлении прокатки форму с поперечным размером 5 ± 1 мкм. Темные участки на микрофотографии (рис. 3) размером 2 ± 1 мкм, по-видимому, являются пластинчатой α -фазой, окруженной β -фазой.

Результаты ПЭМ подтверждают формирование субмикрокристаллической структуры в результате ЭПП. За счет неоднородности накопленной деформации и локального действия импульсного тока субмикрокристаллическая структура при e = 0,7 (рис. 4, *a*, *б*) является сильно фрагментированной, размеры фрагментов α- и β-фаз составляют 250 – 500 нм. В ряде участков наблюдаются повышенная плотность дислокаций, «размытие» субграниц и субструктура. Эти особенности микроструктуры связаны преимущественно с деформационным наклепом без существенного влияния теплового эффекта ($T_{\text{деф}} < T_{\text{рекр}}$, где $T_{\text{деф}}$ и *T*_{рекр} – температура деформации и рекристаллизации), который мог бы привести к динамической рекристаллизации, как и в работе [11]. Структура при e = 2,0 (в отличие от структуры при e = 0,7) является частично рекристаллизованной, видны единичные зерна, свободные от дислокаций (рис. 4, в). Такая структура может быть следствием теплой деформации, когда температура деформации близка к температуре рекристаллизации. Известно, что при теплой деформации титана формирование субмикрокристаллической структуры определяется совместным протеканием процессов динамической рекристаллизации и фрагментации [12].

Тип электронограмм и их кольцевой вид с неравномерно расположенными по окружности рефлексами



Рис. 3. Микроструктура сплава ВТ6 в исходном (после отжига) состоянии (a) и после ЭПП при e = 0,7 (δ)

свидетельствуют о формировании преимущественно большеугловых границ и двухфазном характере структуры (рис. 4).

По приведенным микрофотографиям можно сделать вывод, что для получения более однородной структуры необходима большая (e >> 2) степень деформации [5].

Механические свойства. Измельчение микроструктуры в процессе ЭПП приводит к повышению микротвердости до 4850 МПа, увеличению пределов прочности и текучести до 1420 и 1340 МПа, что больше на 24, 74 и 74 % по сравнению с показателями образца в исходном состоянии соответственно (рис. 2, табл. 2).

Относительное удлинение образцов при этом незначительно уменьшается за счет склонности сплава к локализации деформации, когда зарождение и движение дислокаций затруднены в условиях ультрамелкого зерна [13], а также за счет уменьшения количества β-фазы, в которой пластическое течение локализуется в большей мере, чему способствует ее ОЦК решетка. В работе [15] показано, что в сплаве ВТ6 после РКУП



Рис. 4. Микроструктура и электронограмма сплава ВТ6, подвергнутого ЭПП при e = 0,7 (a, δ) и e = 2,0 (e). Стрелками указаны фрагментированные (a, δ) и рекристаллизованные (e) области

Таблица 2

Механические свойства при растяжении сплава ВТ6 после различных обработок

Обработка	<i>d</i> , мкм	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %		
Отжиг, 850 °С в течение 1 ч (исходное состояние)	12,0	819	772	8		
ЭПП, $e = 0,7$	0,5	1422	1338	6		
Традиционная (ОСТ 1 90173 – 75)	30,0	900	700	10		
РКУП + экструзия [15]	0,2-0,5	1510	1480	7		
Π рименание d_{-} размер зерен σ_{-} предел прочнос-						

П р и м е ч а н и е. d – размер зерен; $\sigma_{\rm B}$ – предел прочнос ти; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести; δ – удлинение.

при достижении предела текучести быстро начинается стадия локализации деформации в шейке и разрушение. Пластические характеристики сплава после ЭПП в этом случае позволяют этого избежать.

Значения механических свойств сплава ВТ6 после ЭПП (табл. 2) незначительно уступают значениям свойств сплава после применения РКУП [15, 16, 17], при этом технологическим преимуществом ЭПП является использование традиционного оборудования без специального нагрева заготовок.

Выводы. При электропластической прокатке в исследованных режимах воздествия импульсного тока и деформации формируется субмикрокристаллическая структура с размером зерен (фрагментов) менее 500 нм и повышаются микротвердость, пределы прочности и текучести до 4850, 1420 и 1340 МПа соответственно. В процессе ЭПП с увеличением деформации сплав подвергается как упрочнению, так и разупрочнению, которые вызываются фрагментацией структуры или динамической рекристаллизацией соответственно. При электропластической прокатке как минимум в четыре раза повышается истинная деформация до разрушения высокопрочного ($\alpha + \beta$)-сплава ВТ6 по сравнению с прокаткой без использования тока.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
- 2. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. // Известия АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115.
- **3.** Рааб Г.И., Валиев Р.З. // Цветная металлургия. 2000. № 5. С. 50 53.
- Жорин В.А., Шашкин Д.П., Еникопян Н.С. // Доклады АН СССР. 1984. Т. 278. С. 144.
- 5. Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeyev R.M. et al. // Scripta Materialia. 2004. № 51. P. 1147 1151.
- 6. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. М.: Наука, 1985. 160 с.
- Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубицына И.Б. и др. // Физика и техника высоких давлений. 2006. Т. 4. № 16. С. 48 – 51.
- 8. Сигалов Ю.М., Троицкий О.А., Сташенко В.И. и др. // Производство проката. 2010. № 2. С. 39 42.
- 9. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. – Вкн.: Физические основы и технологии обработки современных материалов. Теория, технология, структура и свойства. В 2-х т. Т. 1. – М. – Ижевск: Ин-т компьютерных исследований, 2004. С. 268 – 275.
- Угурчиев У.Х., Пантелеев И.А., Плехов О.А. и др. – В кн.: Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов. Москва, 27 – 29 октября 2009 г. Тезисы семинара. – М.: изд. МИСиС, 2009. С. 143.
- 11. Цвиккер У. Титан и его сплавы / Пер. с нем. М.: Металлургия, 1979. 512 с.
- Tricot R. Thermomechanical processing of titanium alloys.
 France: Memoires at etudes scientifiques revue de metallurgie, 1989. P. 31.
- Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. – М.: Наука, 2002. – 438 с.
- **14.** Столяров В.В. // Машиностроение и инженерное образование. 2010. № 2. С. 30 36.
- Semenova I.P., Saitova L.R., Raab G.I., Valiev R.Z. // Materials Science and Engineering. 2004. A 387 – 389. P. 805 – 808.
- Саитова Л.Р., Семенова И.П., Рааб Г.И., Валиев Р.З. // Деформация и разрушение материалов. 2005. № 3. С. 27 – 30.
- Семенова И.П., Саитова Л.Р., Исламгалиев Р.К. и др. // Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 100. № 1. С. 1 – 8.

© 2013 г. В.Э. Меденцов, В.В. Столяров Поступила 17 декабря 2012 г.