III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.295

Т. А. Коваленко[1], канд. техн. наук А. В. Овчинников[2]

[1] ОАО «Мотор Сич», [2] Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА

Исследовано влияние исходного состояния (литого и деформированного) на формирование субмикрокристаллической структуры в техническом титане ВТ1-0 после интенсивной пластической деформации методом винтовой экструзии. Показано, что в сплаве ВТ1-0 независимо от его исходного состояния после винтовой экструзии формируется однородная субмикрокристаллическая структура, повышаются прочностные характеристики и относительное сужение. Для сокращения технологической цепочки получения субмикрокристаллических α-титановых сплавов предложено в качестве исходной заготовки при винтовой экструзии использовать слитки взамен прутков.

Ключевые слова: *титан, винтовая экструзия, субмикрокристаллическая структура, прочность, отливка, пруток.*

1 Введение

Традиционные методы повышения механических свойств титановых сплавов, в том числе путем легирования и термообработки, в большинстве своем исчерпали свои возможности. Для существенного повышения механических свойств необходимы принципиально новые подходы. В связи с этим больший интерес представляют методы измельчения структуры до субмикрокристаллического (СМК) и наноразмерного состояний [1, 2].

Одним из наиболее эффективных методов получения СМК структуры является технология интенсивной пластической деформации (ИПД), которая позволяет получать объемные заготовки, достаточные для изготовления изделий [3]. Из ряда методов ИПД наибольшего внимания заслуживает винтовая экструзия (ВЭ) с применением противодавления [4, 5]. Микроструктурное измельчение при этом происходит за счет сдвиговой деформации.

На микроуровне пластический сдвиг зарождается в зонах структурных концентраторов напряжений и проявляется во взаимодействии дефектов кристаллического строения [6]. Формирование границ СМК зерен обусловлено объединением элементарно подобных фрагментов, в которых число «поверхностных» и «объемных» атомов сопоставимо. Такой «поверхностный эффект» является физической причиной специфического поведения СМК и наноразмерных материалов [7].

В публикациях, посвященных вопросам получения титана и его сплавов в субмикрокристаллическом состоянии, широко изучен комплекс механических свойств [8], различные технологические схемы ИПД [9, 10]. Однако в них практически отсутствуют данные о влиянии исходной структуры на формирование СМК структуры, о распределении элементов в сплаве, подвергнутом ИПД.

Учитывая, что использование в качестве исходной заготовки при ВЭ слитков взамен прутков может существенно сократить технологический процесс изготовления полуфабрикатов с СМК структурой, в работе исследовали титановый сплав ВТ1-0 после обработки ВЭ в литом и деформированном состоянии.

Целью данной работы явилось определение влияния исходной структуры (литой и деформированной) на формирование субмикрокристаллической структуры в сплаве ВТ1-0, механизмы его разрушения и комплекс механических свойств.

2 Материалы, методика исследования, оборудование

В работе использовали титан технической чистоты марки ВТ1-0 в литом (слиток вакуумно-дугового переплава диаметром 60 мм, высотой 70 мм) и деформированном (фрагмент прутка диаметром 60 мм, длиной 70 мм) состоянии. Химический состав сплава определяли спектральным анализом по ГОСТ 1 9863.1-19863.13.

© Т. А. Коваленко, А. В. Овчинников, 2010

СМК структуру получали интенсивной пластической деформацией методом винтовой экструзии (давление прессования 2400 МПа, противодавление 200 МПа, температура 350 °С) на установке, разработанной ДонФТИ им. А.А. Галкина [11]. Количество проходов при ВЭ изменялось от 1 до 7.

Полученные заготовки имели прямоугольное сечение 25×40 мм, длину 65 мм, из последних изготавливали цилиндрические образцы с размерами рабочей части ∅ 5×55 мм для определения механических свойств при испытании на растяжение. Испытания проводили на машине INSTRON-8801 при скорости перемещения захватов 15 мм/мин. Оценивали предел текучести ($\sigma_{0,2}$), предел прочности ($\sigma_в$), относительное удлинение (δ), относительное сужение (ψ). Механические характеристики определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Микротвердость измеряли на приборе ММ7Т фирмы «BUEHLER» при нагрузке индентора, равной 50 г в течение 10 с (ГОСТ 2999, ГОСТ 9450). Для замера микротвердости изготавливали продольные осевые микрошлифы, подвергавшиеся механическому полированию. На каждом образце ставили по 10 отпечатков алмазной пирамидки.

Структурный анализ проводили с использованием оптического микроскопа «NEOPHOT-32» при увеличении 500$^{\times}$ и растрового электронного микроскопа JSM-T300 фирмы JEOL (увеличение 2500$^{\times}$) при ускоряющем напряжении 20…30 кВ во вторичных электронах. Травление металлографических шлифов осуществляли в реактиве следующего состава: HF-10мл, HNO_3 – 25 мл, глицерин – 65 мл).

Качественное распределение химических элементов в сплаве ВТ1-0 определяли на электронном микроскопе JSM-6360LA, оснащенном системой для проведения энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа (РСМА)

Поверхности разрушения образцов исследовали при увеличении 16$^{\times}$ осмотром под тринокулярным микроскопом МСП-2 фирмы «ЛОМО», фрактографическое исследование проводили при увеличениях 1000$^{\times}$, 5000$^{\times}$ на микроскопе JSM -T300.

Размер структурных составляющих определяли методом секущих [12] при увеличениях 500-1000$^{\times}$ на 10 полях размером 0,1×0,1 мм, размер ямок в изломах измеряли на 5 полях (0,1×0,1 мм) фрактограмм каждого образца.

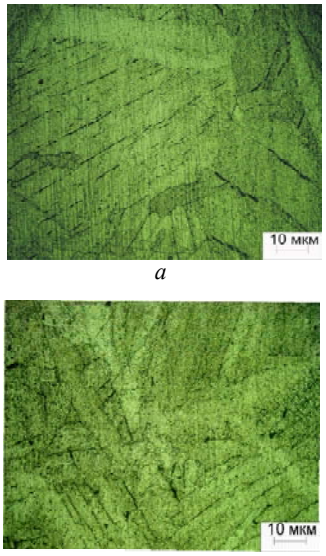
3 Результаты исследования и их обсуждение

Заготовки, подвергавшиеся ИПД методом ВЭ, имели различное исходное состояние: литое (слиток) и деформированное (пруток). Химический состав и механические свойства прутка и слитка приведены в таблице 1.

Микроструктура литого сплава ВТ1-0 представляла собой β-превращенные зерна размерами 150…200 мкм, состоящие из пачек параллельных α-пластин, толщина которых составляла 4…10 мкм, их длина соизмерима с размером первичного β-зерна (рис. 1, *а*).

Микроструктура прутка отличалась от литой нечеткими границами исходного β-зерна, большей разориентировкой колоний α-пластин и меньшими размерами последних: толщина α-пластин составляла 2…4 мкм, длина – 60…100 мкм (рис. 1, *б*).

Для сплава ВТ1-0 характерно наличие повышенной концентрации примесных элементов по границам зерен и между α-пластинами [13, 14], что отражается на механизмах его разрушения и на механических свойствах. Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что по границам α-пластин исходных литых и деформированных образцов в виде тонких прослоек располагаются примеси железа (рис. 2).



а

б

Рис. 1. Микроструктура исходных образцов из сплава ВТ1-0: *а* – слиток ; *б* – пруток

Проведение ИПД методом ВЭ титановых заготовок привело к измельчению структурных составляющих и более равномерному распределению примесей.

Анализ микроструктуры образцов (с исходным литым и деформированным состоянием) после каждого прохода показал, что после 1-2 проходов α-пластины изгибались и вытягивались вдоль направления

Таблица 1 – Химический состав и механические свойства исходных заготовок из сплава ВТ1-0

Исходная заготовка	Содержание элементов, (средние значения, % масс.)						Механические свойства (средние значения)			
	Ti	Fe	Si	O_2	N_2	H_2	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
							МПа		%	
пруток	основа	0,20	0,08	0,14	0,04	0,01	426	385	20	48
слиток	основа	0,25	0,10	0,10	0,04	0,01	350	300	17	37

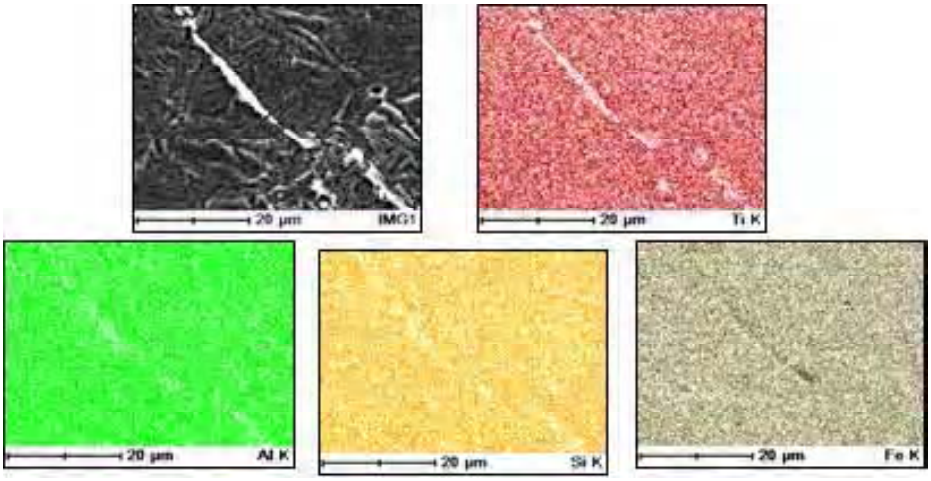


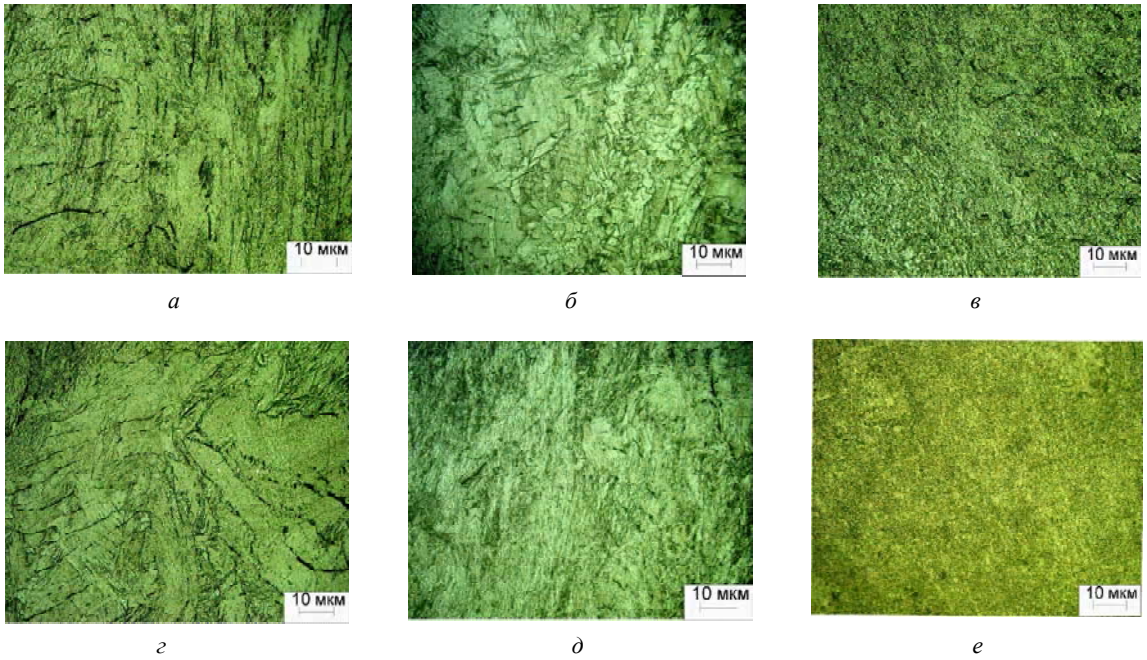
Рис. 2. Энергодисперсионный рентгеноспектральный качественный микроанализ распределения элементов в сплаве ВТ1-0 (исходное состояние)

течения металла. Наибольшее формоизменение испытывали пластины, расположенные перпендикулярно этому направлению, однако изменение структуры произошло не во всем объеме заготовки (рис. 3, *а*, *г*).

После 3-го прохода в образцах с исходным деформированным состоянием наблюдалось дробление внутризеренной структуры (рис. 3, *б*). В структуре сплава с исходным литым состоянием после 3-го прохода длина пластин уменьшилась до 5…10 мкм, толщина существенно не изменилась (рис. 3, *д*). Дробление α-пластин на отдельные вытянутые фрагменты, вероятно, связано с перерезанием и разделением их в местах сильной локализации сдвиговой деформации.

После 4-го прохода толщина и длина α-пластин становились примерно одной величины: 3…5 мкм – в образцах с исходной литой структурой и 2…3 мкм – в структуре образцов, изготовленных из прутка. Таким образом, уже после 4-х проходов в сплаве ВТ1-0 происходит переход от микроструктуры пластинчатого типа к равноосной.

Пятый проход при ВЭ вызывал дальнейшее дробление структурных составляющих до СМК размеров (0,4…1 мкм). Микроструктура образцов становилась гомогенной, практически идентичной независимо от их исходного состояния (рис. 3, *в*, *е*). Последующая ИПД нецелесообразна, т. к. не приводила к видимым изменениям в микроструктуре сплава.



а *б* *в*

г *д* *е*

Рис. 3. Изменение микроструктуры сплава ВТ1-0 при ВЭ:

а, *б*, *в* – образцов с исходным литым состоянием; *г*, *д*, *е* – образцов с исходным деформированным состоянием

По мере изменения структуры в результате ИПД заготовок изменялись и свойства сплава ВТ1-0.

Об упрочнении сплава ВТ1-0 за счет накопления деформаций свидетельствовало повышение микротвердости с увеличением количества проходов при ВЭ по сравнению со значениями исходных образцов (рис. 4).

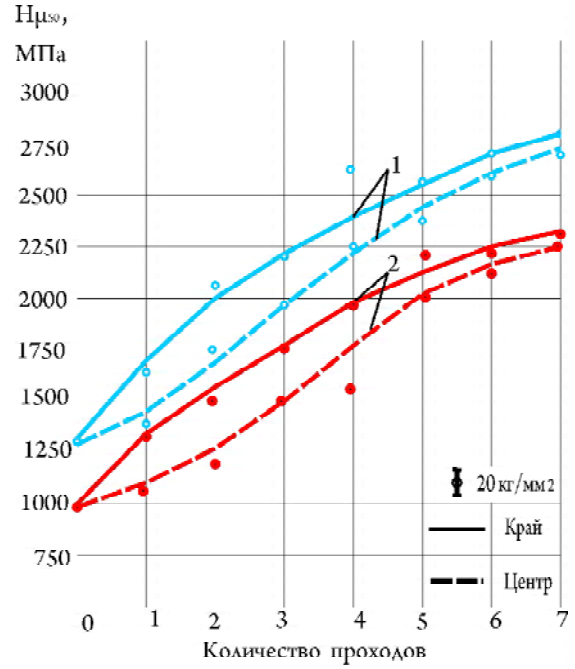


Рис. 4. Зависимость микротвердости образцов из сплава ВТ1-0 от количества проходов при ВЭ:

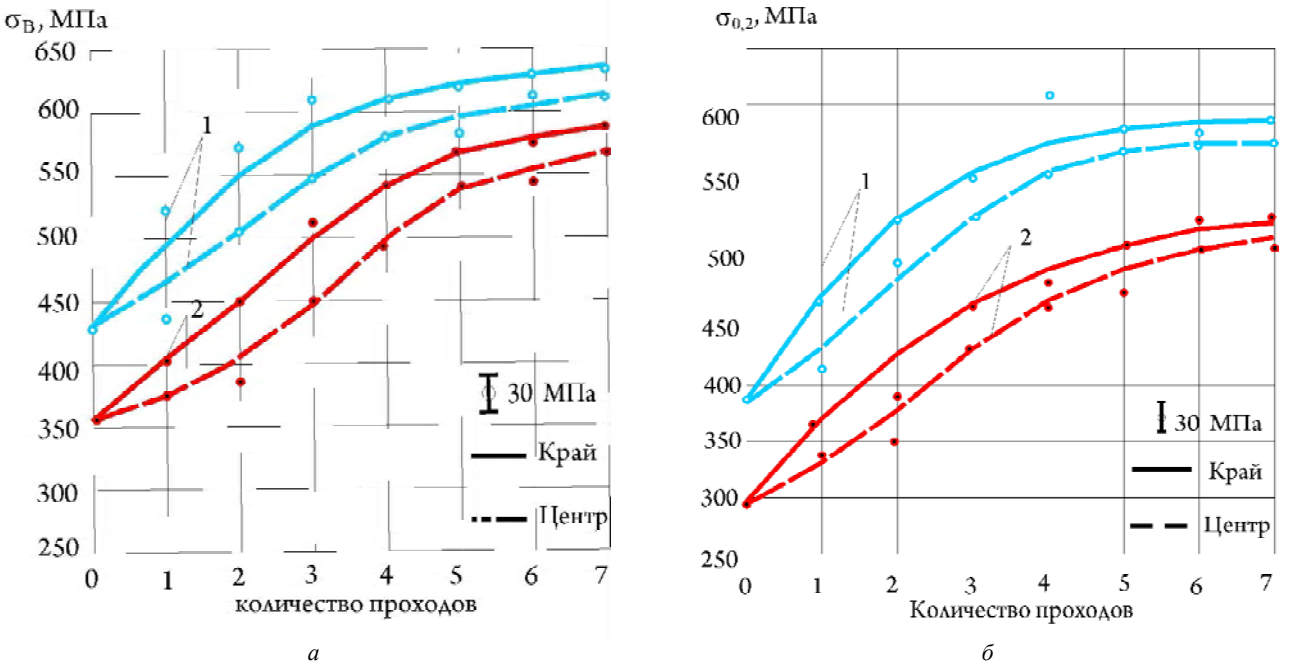
1 – исходная заготовка – пруток;
2 – исходная заготовка – отливка

Из представленной зависимости следует, что с увеличением количества проходов при ВЭ микротвердость сплава ВТ1-0 возрастает в ~2,5 раза. При этом уже после первого прохода отмечается разница в уровне свойств между образцами, изготовленными из центральных и периферийных (краевых) зон полученной заготовки. Это связано с неравномерной деформацией (проработкой) материала образцов на первых проходах. После 2…3 проходов разница в значениях микротвердости краевой и центральной областей заготовки составляла 14 %, по мере увеличения количества проходов разница в значениях микротвердости сократилась до 5 %, из чего следует, что после 5-7 проходов деформация осуществлялась равномерно по сечению заготовки и структура ее становилась проработанной во всем объеме.

Тенденция, аналогичная изменению микротвердости, прослеживалась и для пределов прочности (рис. 5, *а*), и для текучести материала образцов (рис. 5, *б*).

Предел прочности образцов также повышался с увеличением количества проходов: в среднем на 50 МПА за один проход, после 1-3 проходов, начиная с 4-го прохода, интенсивность прироста прочности уменьшилась до 20 МПа и после 5-го прохода изменялась на величину менее 10 МПа. Уменьшение величины прироста прочности связано с тем, что в структуре деформированного металла после 5-ти проходов существенного дробления структурных составляющих не происходило.

В результате после 7-ми проходов прочность образцов из сплава ВТ1-0 с исходной деформируемой структурой повысилась с 426 до 658 МПа (до 1,5 раза),



а *б*

Рис. 5. Зависимости предела прочности (*а*) и относительного предела текучести (*б*) образцов из сплава ВТ1-0 от количества проходов при ВЭ:

1 – исходная заготовка – пруток; 2 – исходная заготовка – отливка

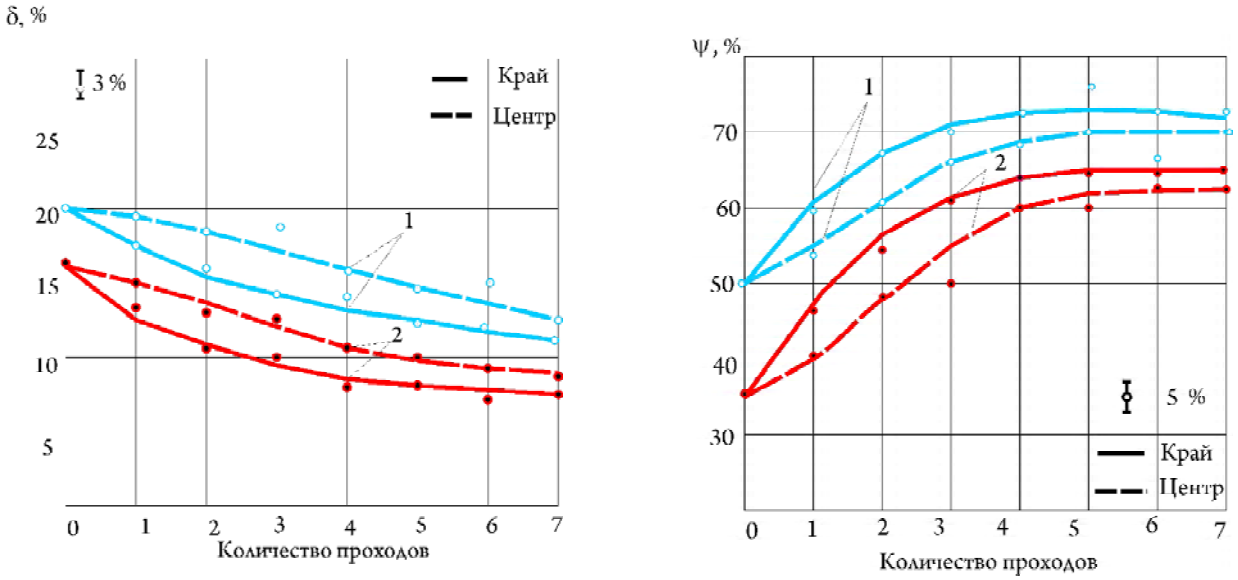
а с исходной литой структурой – с 350 до 610 МПа (до 2 раз). Таким образом, разница в упрочнении между образцами с исходным литым и деформируемым состоянием составляла не более 5 %.

Характер изменения предела текучести аналогичен изменению предела прочности независимо от исходного состояния образцов: по сравнению с исходным состоянием предел текучести повысился в 1,7 раза – для исходного литого состояния и в 1,4 раза – для исходного деформированного состояния.

Характер изменения пластических характеристик (относительного удлинения и сужения) различен. Относительное удлинение снижалось уже после 1-го прохода с 20 до 17 % для образцов с исходным деформированным состоянием и с 17 до 15% для образцов с исходной литой структурой. С увеличением количества проходов тенденция к снижению относительного удлинения сохранялась, и после 7-го прохода составляла ~ 12 % (рис. 6, *а*).

Снижение пластичности по сравнению с исходным состоянием в ~ 2 раза обусловлено накоплением пластических деформаций и связанными с этим процессами упрочнения. Более низкие значения относительного удлинения образцов с СМК структурой также свидетельствует о склонности к быстрой локализации деформации и, как следствие, низкой способности к равномерному деформированию при растяжении, что хорошо видно по форме образовавшейся шейки – более узкой и вытянутой в образцах с СМК структурой (рис. 7, *а*, *б*).

В тоже время относительное сужение образцов после ИПД методом ВЭ увеличивалось по сравнению с исходным литым состоянием – с 33 до 62 % и с 50 до 66 % – на образцах с исходным деформированным состоянием. Увеличение относительного сужения до ~1,5 раза связано с тем, что с измельчением микроструктуры в сплаве ВТ1-0 повышается работа деформации за счет увеличения протяженности межзеренных границ, наличия полос двойникования, выступающих в роли регулярных барьеров на пути развития трещины и повышения однородности микроструктурного состояния [15].



а *б*

Рис. 6. Зависимости относительного удлинения (*а*) и сужения (*б*) образцов из сплава ВТ1-0 от количества проходов при ВЭ:
1 – исходная заготовка – пруток; 2 – исходная заготовка – отливка



а *б*

Рис. 7. Внешний вид шейки разрывных образцов из сплава ВТ1-0 после испытания:
а – исходное состояние (пруток), *б* – СМК-состояние прутка

Таким образом, можно сделать вывод о том, что после 5-7 проходов разница в прочностных и пластических свойствах образцов с различным исходным состоянием сокращается до ~ 5 %, поэтому дальнейшее увеличение количества проходов нецелесообразно.

Поверхности разрушения разрывных образцов из сплава ВТ1-0 независимо от их микроструктуры имели чашечную форму, характерную для вязкого разрушения материала, с волокнистой средней (донной) частью и более гладкой конической поверхностью (скосами). При этом у образцов в исходном состоянии (рис. 8, *а*) донная часть имела округлую форму и занимала большую площадь (3,0×3,5 мм), чем средняя часть эллипсоидной формы поверхности разрушения разрывного образца (2,0×4,2 мм) с СМК структурой (рис. 8, *б*). Ширина скосов, образованных по механизму вязкого среза и характеризующих способность материала образца пластично деформироваться, также различна: в образце с литой структурой она составляла ~ 1,5 мм, с СМК структурой ~ 2,5 мм.

Фрактографическое исследование поверхностей разрушения позволило установить, что разрушение образцов сплава ВТ1-0 вязкое как в исходном состоянии (литое, деформированное), так и после ВЭ (субмикрокристаллическое). Изломы имеют ямочное строение, отличающиеся по своим размерам: в исходном состоянии размер ямок составлял с 30…40 мкм, в СМК – 3…5 мкм (рис. 9).

На поверхностях разрушения обнаружены микропоры, наличие которых свидетельствуют о разрушении сплава ВТ1-0 по механизму слияния микропор (на рис. 10). Как показано в работе [15], различные пластические свойства титановых сплавов обусловлены, прежде всего, отличием в механизмах развития микродефектов, а не природой их возникновения.

Низкая пластичность титановых сплавов с крупнозернистой пластинчатой структурой объясняется быстрым формированием устья макротрещины из микропор и ускоренным ее развитием по внутренним границам раздела [16]. В литом и деформированном состояниях сплава ВТ1-0 границами раздела, по-видимому, являются прослойки примесей между α-пластинами (см. рис. 2), наличие которых приводит к преждевременному разрушению образцов. При исследовании также обнаружено, что микропоры на поверхности разрушения образцов с СМК структурой расположены близко одна к другой (рис. 10, *б*) и между ними нет прослоек из примесных химических элементов, поскольку СМК сплав более однороден по химическому составу и микроструктуре.

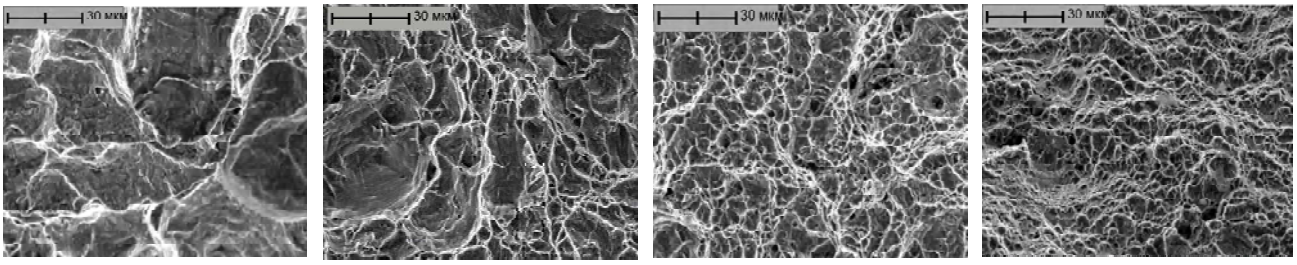
Исследование при высоких разрешениях позволило установить, что СМК структура α-сплава ВТ1-0 состоит из взаимопроникающих фрагментов со средним размером 0,4…1,0 мкм. СМК структура идентичная как в образцах с исходной деформированной (рис. 11, *а*, *в*), так и с литой структурой (рис. 11, *б*, *г*).



а *б*

Рис. 8. Поверхности разрушения образцов из сплава ВТ1-0, вырезанных из прутка:

а – исходное состояние; *б* – после ВЭ (7 проходов), × 16



а *б* *в* *г*

Рис. 9. Фрактография изломов образцов из сплава ВТ1-0 в исходном состоянии (*а* – литое, *б* – деформированное) и после ВЭ, 5 проходов (*в*, *г* – соответственно образцов с исходной литой и деформированной структурой), ×1000



а *б*

Рис. 10. Поверхность разрушения разрывных образцов из сплава ВТ1-0:

а – исходное литое состояние, *б* – СМК состояние

В работе [6] отмечалось, что для фрагментированных структурных составляющих нарушаются требования классической кристаллографии (граница раздела не обязательно является плоскостью, а сами фрагменты – кристаллами). Такие фрагменты рассматриваются как единые структурные построения, объединяющиеся по когерентным границам. Формирование когерентных границ обусловлено объединением элементарно подобных фрагментов, в которых число «поверхностных» и «объемных» атомов сопоставимо. Увеличение при этом общей протяженности границ зерен уменьшает проницаемость границ движущимся дислокациям и приводят к упрочнению.

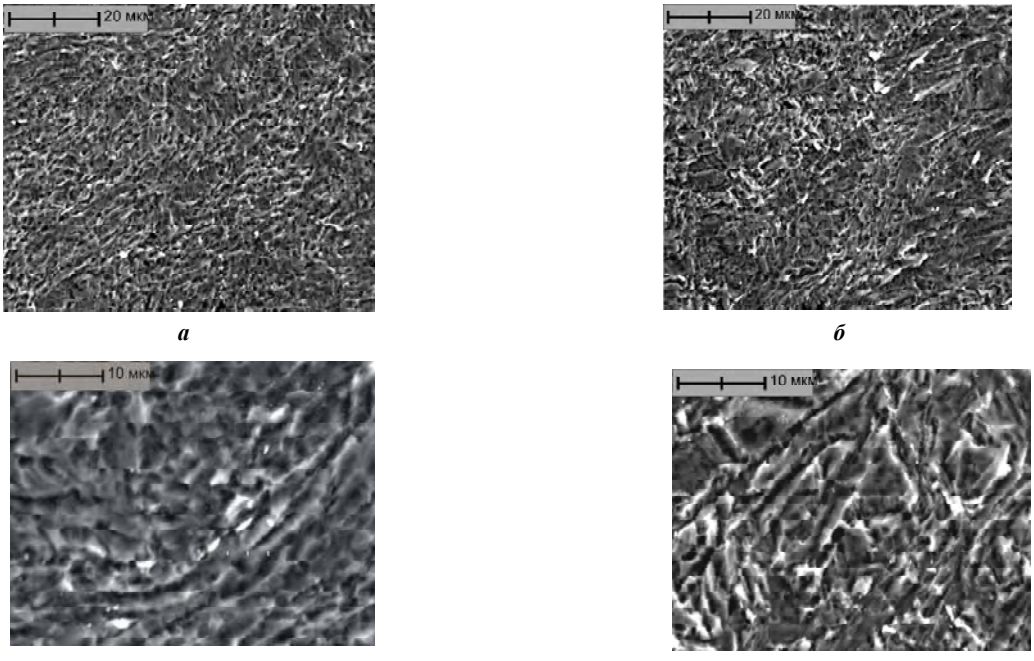
Микрорентгеноспектральный анализ показал, что примеси железа, образующие в структуре исходного сплава ВТ1-0 по границам зерен и α-пластин грубый каркас, в сплаве с СМК структурой распределены равномерно (рис. 12).

Результаты проведенных исследований можно представить в виде столбчатых диаграмм (рис. 13), из которых следует:

- разница в прочностных свойствах ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$) исходного слитка и прутка из сплава ВТ1-0 составляла ~ 20 %, по относительному удлинению (δ) она составляла ~ 15%, по относительному сужению (ψ) ~ 34 %;

- дробление микроструктурных составляющих в сплаве ВТ1-0 до субмикрокристаллического размера при ИПД методом ВЭ имеет место в образцах как с исходной литой, так и деформированной структурой, при этом прочностные характеристики и относительное сужение повысились в 2…2,5 раза при некотором снижении относительного удлинения;

- после ВЭ (5…7 проходов) разница как в уровне прочностных, так и пластических свойств образцов с исходным литым и деформированным состоянием сократилась до ~ 5 %.



а ***б***

в *г*

Рис. 11. Субмикрокристаллическая структура сплава ВТ1-0:

а, *в* – полученная на заготовке с исходной деформированной структурой; *б*, *г* – с исходной литой структурой

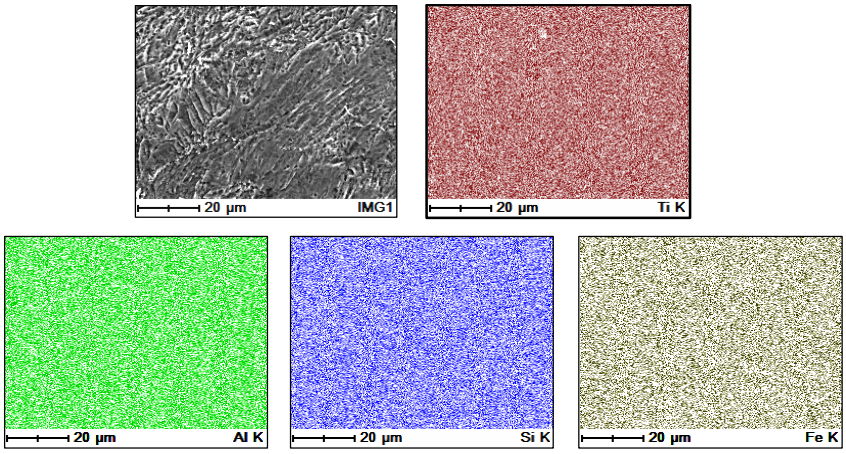
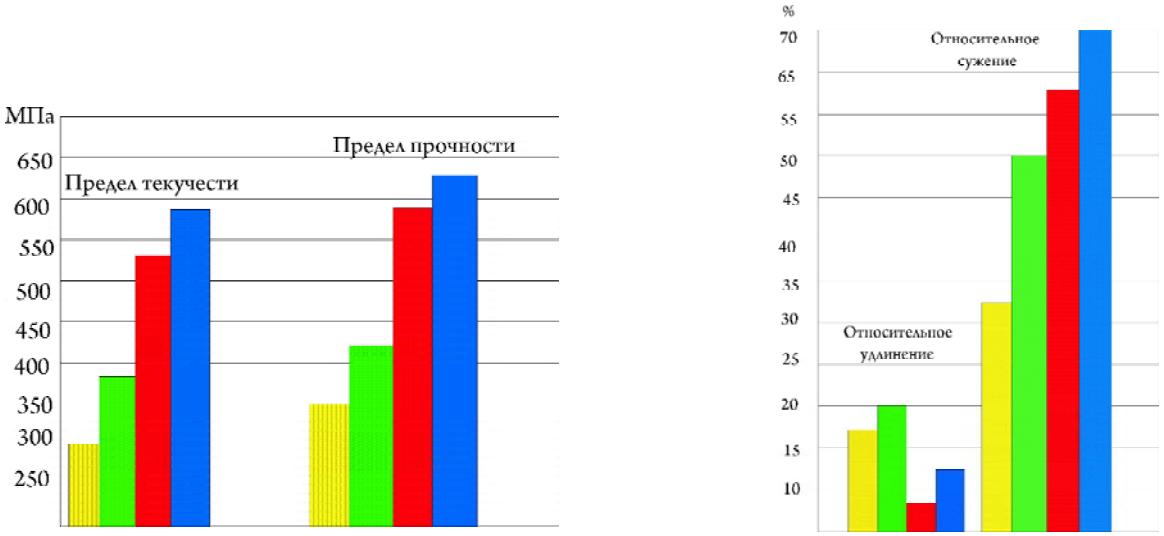


Рис. 12. Энергодисперсионный рентгеноспектральный микроанализ распределения элементов в СМК сплаве ВТ1-0



а *б*

Рис. 13. Сравнительные диаграммы прочностных (*а*) и пластических (*б*) характеристик сплава ВТ1-0 в различных микроструктурных состояниях

Известно, что технологический процесс изготовления прутков включает десятки операций, таких как: обточка слитков, порезка слитков на заготовки, нагрев заготовок до температур β-, α+ β- температурных областей, прокатка и волочение при данных температурах, механическая обработка, термообработка и др. Сложная технология получения титановых прутков обуславливает их высокую стоимость [17].

Анализируя результаты проведенного исследования, можно сделать вывод о том, что интенсивная пластическая деформация методом винтовой экструзии позволяет получать СМК структуру, однородную во всем объеме заготовок как с исходным литым, так и деформированным состоянием сплава ВТ1-0. Таким образом, использование при ВЭ в качестве исходных заготовок литой сплав ВТ1-0 вместо прутков позволяет сократить технологическую цепочку получения СМК структуры на десятки операций.

4 Выводы

1. Интенсивная пластическая деформация методом винтовой экструзии приводит к формированию в сплаве ВТ1-0 однородной субмикрокристаллической структуры с размером структурных составляющих 0,4…1,0 мкм.

2. Дробление микроструктуры сплава ВТ1-0 до субмикрокристаллических размеров при винтовой экструзии (5…7 проходов) имеет место в образцах как с исходной литой, так и деформированной структурой. При этом прочностные характеристики и относительное сужение повышаются в среднем в 2…2,5 раза по сравнению с исходным состоянием при некотором снижении относительного удлинения.

3. Применение в качестве исходных заготовок при ВЭ слитков вместо прутка позволяет сократить технологическую цепочку получения СМК структуры в техническом α-титане.

Перечень ссылок

1. Титановые сплавы с ультрамелкозернистой структурой, проблемы их использования на мировом рынке : труды конф. 21-24 мая 2006 г., Суздаль / отв. ред. А. В. Александров. – К. : Межгосударственная ассоциация Титан, 2006. – 342 с.
2. Практические аспекты применения титановых сплавов с нанокристаллической структурой : труды конф. 15-18 апреля 2007 г., Ялта / отв. ред. А. П. Шпак. – К. : Межгосударственная ассоциация Титан, 2007. – С. 342 с.
3. Ю.И. Головин. Наноматериалы и нанотехнологии : справочник / Головин Ю. И. // Инженерный журнал. – 2006. – № 1. – С. 2–8, 10–11.
4. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / Гусев А. И. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.
5. Применение винтовой экструзии для получения субмикрокристаллической структуры и гомогенизации титанового сплава ВТ3-1 / [Д. В. Павленко, А. В. Овчинников, А. Я. Качан и др.] // Вестник двигателестроения. – 2007. – № 2. – С.185–188.
6. Чеховой А. Н. Синергетика наноструктурирования : справочник / Чеховой А. Н. // Инженерный журнал. – 2006 – № 9. – С. 16–19.
7. Лякишев Н. П. Конструкционные наноматериалы / Н. П. Лякишев // Технология легких сплавов. – 2006. – № 3. – С.40–48.
8. Исследование механических свойств титановых сплавов с субмикрокристаллической структурой / [Г. А. Салищев, С. В. Жеребцов, С. П. Малышева и др.] // Титан. – 2009. – № 1. – С. 20–25.
9. Сынков С. Г. Технологические схемы процессов накопления больших пластических деформаций / С. Г. Сынков // Вестник двигателестроения. – 2007. – № 2. – С. 146–149.
10. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / [Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Орлов Д. В. и др.]. – Донецк : Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.
11. Пат. № 46999 Украина. Способ упрочнения материала и устройство для его осуществления / Сынков С. Г., Варюхин В. Н., Сынков В. Г. и др. ; заявитель и патентообладатель Дон ФТИ НАН Украины ; заявл. 12.04.2001 ; опубл. 15.05.2001.
12. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / Салтыков С. Г. – М. : Металлургия, 1976. – 272 с.
13. Металлография титановых сплавов / [Борисова Е. А., Бочвар Г. А., Брун М. Я. и др.]. – М. : Металлургия, 1980. – 464 с.
14. Плавка и литье титановых сплавов / [Андреев А. Л., Аношкин Н. Ф., Борзецовская К. М. и др.]. – М. : Металлургия, 1978. – 383 с.
15. Колачев Б. А. Физические основы разрушения титана / Б. А. Колачев, А. В. Мальков. – М. : Металлургия, 1983. – 160 с.
16. Влияние субмикрокристаллической структуры и включений на деформацию и разрушение алюминиевых сплавов и титана / [С. А. Никулин, С. В. Добаткин, В. Г. Ханжин и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 5(647). – С. 8–18.
17. Полуфабрикаты из титановых сплавов / [Александров В. К., Аношкин Н .Ф., Бочвар Г. А. и др.]. – М. : Металлургия, 1979. – 512 с.

Одержано 14.10.2009

T. A. Kovalenko, A. V. Ovchinnikov

NFLUENCE OF THE INITIAL STRUCTURE ON DESTRUCTION MECHANISMS AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE SUBMICROCRYSTALLINE TITANIUM

Досліджено вплив структури вихідної заготовки (литої та деформованої) на формування субмікрокристалічної структури в сплаві ВТ1-0 після інтенсивної пластичної деформації методом гвинтової екструзії. Показано, що в титані ВТ1-0 незалежно від його вихідного стану після гвинтової екструзії формується однорідна субмікрокристалічна структура, підвищуються характеристики міцності та відносне подовження. З метою скорочення технологічного процесу отримання субмікрокристалічних а-титанових сплавів запропоновано як первинні заготовки при гвинтовій екструзії використовувати відливки на заміну прутків.

Ключові слова: *титан, гвинтова екструзія, субмікрокристалічна структура, міцність, виливка, пруток.*

IInfluence of the initial structure (cast and wrought) on formation of submicrocrystalline structures in BT1-0 alloy following intensive plastic deformation by screw extrusion method has been investigated. It is shown, that in BT1-0 alloy regardless of its initial condition, after screw extrusion uniform submicrocrystalline structure is formed, the strength characteristics and reduction of area are increased. In order to reduce the technological chain of the submicrocrystalline a-titanium alloys production it is proposed to use ingots instead of rods as a blank at the screw extrusion operation.

Key words: *titanium, screw extrusion, submicrocrystalline structure, strength, blank, rod.*