

УДК 669.295

## ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ1-0 В РАЗНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Д. В. ПАВЛЕНКО, А. В. ОВЧИННИКОВ

*Запорожский национальный технический университет*

Изучено влияние интенсивной пластической деформации винтовой экструзией полуфабрикатов из титанового сплава в литом и деформированном состояниях, а также сплавов, полученных из металлических порошков, на структуру и комплекс их прочностных свойств. Установлено, что интенсивная пластическая деформация наиболее благоприятна для заготовок, полученных методами порошковой металлургии из дисперсных порошков, и приближает их свойства к таковым сплавов в деформируемом состоянии.

**Ключевые слова:** *титановый сплав, порошок титана, интенсивная пластическая деформация, винтовая экструзия, прочность, пластичность, твердость, ударная вязкость, структура.*

В современных условиях для ведущих отечественных и зарубежных производителей авиационной техники очень важно снизить себестоимость авиационных газотурбинных двигателей (ГТД). Для этого необходимо разработать новые материалы, технологии и конструкторские решения. Из всех материалов, применяемых для изготовления деталей ГТД [1], до 40% занимают титановые сплавы. Поэтому от их свойств и стоимости во многом зависят технико-экономические и экологические показатели двигателей.

Традиционные методы получения и упрочнения титановых сплавов не дают возможности существенно повысить их прочностные характеристики, и, кроме того, они дорогостоящие. Высокая цена таких изделий прежде всего связана со сложной технологией изготовления полуфабрикатов, заданный уровень и стабильность механических свойств которых обеспечивают путем сложного металлургического передела, включающего десятки операций [2]. Поэтому необходим поиск технологических решений, которые смогут одновременно упростить технологию, снизить стоимость изготовления полуфабрикатов и существенно повысить уровень и стабильность механических характеристик.

В последние годы наметились пути улучшения их свойств. В их основе – методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [3–6], которые позволяют скачкообразно (более чем в два раза) увеличить механические характеристики  $\alpha$ -титановых сплавов и существенно улучшить и стабилизировать свойства сложнелегированных  $\alpha$ + $\beta$ -сплавов. Из существующих методов ИПД для формирования нано- или субмикроструктурной структуры (СМК) титановых сплавов практической ценностью обладает метод винтовой экструзии (ВЭ) [7]. Как выяснилось [8, 9], формирование в них такой структуры весьма целесообразно, поскольку в качестве исходной заготовки можно использовать не прутки, а слитки, минуя целый ряд технологических операций изготовления деформированных прутковых полуфабрикатов. Однако эти мероприятия только частично заменяют

---

*Контактная osoba:* Д. В. ПАВЛЕНКО, e-mail: dvp\_zntu@mail.ru

деформационный передел литых или даже предварительно деформируемых заготовок титана. Снизить стоимость таких деталей можно, совершенствуя технологию получения как деформируемых полуфабрикатов, так и заготовок для них. Для изготовления полуфабрикатов используют экономичные методы порошковой металлургии [10]. Однако в структуре спеченных сплавов, в отличие от литых, присутствует до 5...10% пор. Поэтому необходимы комплексные исследования для определения возможности применения методов порошковой металлургии совместно с технологиями ИПД для получения компактных титановых полуфабрикатов с высокими механическими характеристиками.

Цель работы – установить и проанализировать основные закономерности изменения структуры и механических свойств титановых сплавов после деформирования методом ВЭ в зависимости от исходного состояния материала.

**Методики и материалы.** Испытывали образцы из сплава ВТ1-0 в трех исходных состояниях: литом, полученных из слитков методом вакуумно-дугового переплава, деформированном, изготовленных из сортового прутка, а также полученных по технологии порошковой металлургии из порошка титана марки ПТ5. Состав материала исходных заготовок определяли спектральным и химическим способами (табл. 1).

**Таблица 1. Химический состав заготовок**

Состояние	Содержание элементов, mass. %				
	Ti	Fe	Si	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
Литая	Основа	0,25	0,10	0,10	0,04
Деформированная, отожженная	Основа	0,20	0,08	0,14	0,04
Спеченная из порошка	Основа	0,30	0,10	0,15	0,05

Сравнивали структуру и свойства заготовок, полученных по следующим технологическим схемам. Слитки титана ВТ1-0 изготавливали вакуумно-дуговым переплавом расходного электрода в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе. Электрод цилиндрической формы диаметром 40 мм, высотой 250 мм и массой 1,5±0,2 кг прессовали из губчатого титана марки ТГ-100 (ДСТУ 3079-95). Плавил в лабораторной вакуумно-дуговой печи при силе тока 3 кА, напряжении 30 В и степени разряжения 1,3...4,0·10<sup>-1</sup> Па.

Заготовки деформированного титана изготавливали из отожженного прутка повышенного качества диаметром 32 мм (ГОСТ 26492-85). Спеченные заготовки получали прессованием и последующим вакуумным спеканием порошков титана ПТ5 (ТУ У14-10-026-98) (фракционный состав –0,5/+0,16 μm). Прессовали на гидравлическом прессе при давлении 700 МПа, а спекали в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16ИЗ при разрежении 10<sup>-5</sup> Па, температуре 1250°C, 3 ч. Охлаждали в вакууме вместе с печью. Химический состав спеченных заготовок соответствовал сплаву ВТ1-0.

ИПД осуществляли методом ВЭ с пятицикловым деформированием по известной технологии [11]. Образцы для определения механических свойств вырезали из заготовок после ВЭ электроэрозионным способом с последующей механической обработкой для удаления дефектного поверхностного слоя.

Испытывали на растяжение на сервогидравлической машине “INSTRON” 8802 при комнатной температуре. База экзотензометра 25 мм. Деформацию рабочей части образца контролировали с погрешностью ±1 μm. Погрешность измерения напряжений в рабочем сечении образца ±3 МПа. Показания экзотензометра и упругого динамометра отцифровывали с дискретностью 0,01 с. Твердость заготовок в различных состояниях измеряли на предварительно подготовленной по-

верхности, вдавливая стальной шарик диаметром 5 mm (согласно ГОСТ 9012-59), при помощи твердомера УТ 5011А. Ударную вязкость определяли по результатам испытаний на ударный изгиб (согласно ГОСТ 9454-78) на маятниковом копре ИМР-460J фирмы "INSTRON", оснащенным цифровой системой сбора информации. Использовали образцы, соответствующие типу 1 (с U-образным концентратором).

Общую пористость и относительную плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания (ГОСТ 18847-84) и анализируя микрофотографии металлографических шлифов (ГОСТ 9391-80). В первом случае образцы погружали в дистиллированную воду, температуру которой контролировали ртутным термометром. Для защиты открытых пор от проникновения воды их поверхность предварительно покрывали защитной пленкой. Для исследования структуры и фрактографического анализа изломов использовали оптический микроскоп НЕОРНОТ и растровый электронный микроскоп фирмы JEOL. Коэффициент, характеризующий исчерпание запаса пластичности и возможность дальнейшей обработки материала деформацией и резанием, определяли как отношение предела прочности к условному пределу текучести. Испытывали партию однотипных образцов. Результаты статистически обрабатывали по известной методике [12].

**Результаты исследований и их анализ.** Для оценки эволюции структуры и ее влияния на механические свойства изучали микроструктуру заготовок в исходном состоянии, которая представляла собой крупнопластинчатую  $\alpha$ -фазу (ширина пластин 15...20  $\mu\text{m}$ , длина 65...118  $\mu\text{m}$ ), собранную в пачки внутри  $\beta$ -превращенных зерен размером 150...300  $\mu\text{m}$  (рис. 1а). А в деформированном состоянии – равноосные  $\alpha$ -зерна диаметром 20...30  $\mu\text{m}$ , что соответствует отожженному состоянию титановых полуфабрикатов из сплава ВТ1-0 (рис. 1б). Структура спеченных заготовок (рис. 1с) такая же, как и литых, но с меньшим размером  $\beta$ -превращенных зерен (50...80  $\mu\text{m}$ ). Зафиксировали разориетированные пластины  $\alpha$ -фазы, внутри и по границам которых располагались поры неправильной формы, средний размер которых 7...18  $\mu\text{m}$ .

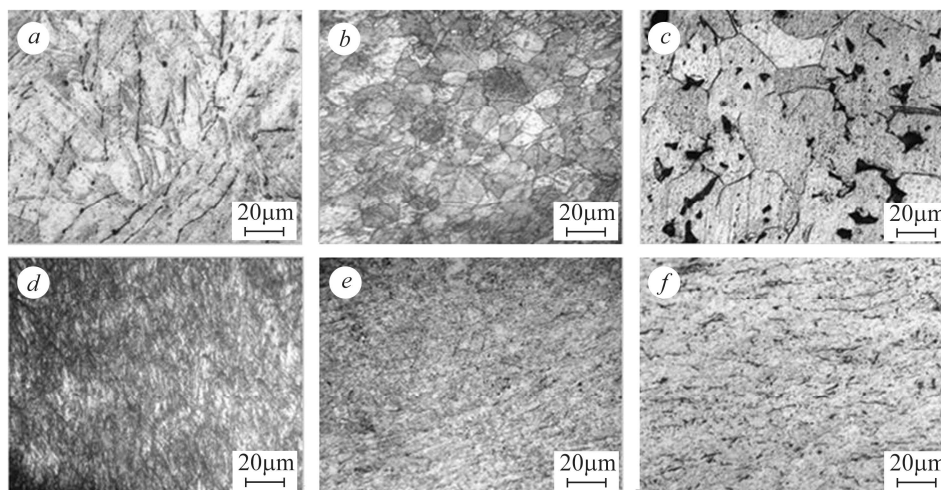


Рис. 1. Структура заготовок из сплава ВТ1-0 в различных состояниях: а – литое; б – деформированное; с – спеченное; d-f – те же состояния после ВЭ.

Fig. 1. Structure of BT1-0 (Grade 3) alloy blanks in different states: a – cast; b – deformed; c – sintered; d-f – those states after twist extrusion.

Поскольку химический состав исследуемых заготовок практически идентичный, то режимы ИПД методом ВЭ были одинаковы в литом, деформированном и

спеченном состоянии. В исходном состоянии заготовки имели различные типы структур – пластинчатую и равноосную. После ИПД винтовой экструзией структура заготовок существенно изменилась. Средний размер зерен и субзерен после пяти циклов ВЭ находился в диапазоне 200...500 нм. Установили, что при разном размере структурных составляющих и даже неодинаковой исходной структуре (пластинчатой и равноосной) после ИПД структура заготовок имела практически идентичные параметры без четко просматриваемых границ зерен с фрагментами деформационного происхождения размером порядка 1 мкм (рис. 1*d-f*).

В спеченной заготовке, кроме измельчения структуры, наблюдали залечивание пор. Размер зерен после пяти циклов деформации находился в диапазоне 1...2 мкм, что в 100–150 раз меньше, чем средний размер зерен в исходной заготовке (рис. 1*c*). Заготовка в процессе ВЭ находится в сложном напряженном состоянии, в результате чего под воздействием шаровой компоненты тензора напряжений материал уплотняется, в то время как девятая составляющая способствует разрушению [13]. В связи с этим при ВЭ наряду со структурными изменениями могут одновременно протекать как процессы уплотнения, так и разрушения компактных и спеченных заготовок (табл. 2). Выявлено (рис. 2) максимальное изменение плотности спеченных заготовок после ВЭ, что связано в первую очередь с их высокой исходной пористостью.

В частности изменение относительной плотности и свойств спеченных и литых заготовок связано как с дроблением структурных составляющих, так и с залечиванием пор и раковин, являющихся при нагружении концентраторами напряжений. Для спеченных заготовок после ВЭ также немаловажно устранить дефекты на границах частичек порошка – микрофлокенов. Наблюдаемое уменьшение относительной плотности образцов из сплава в деформируемом состоянии хорошо согласуется с результатами экспериментальных исследований [14] и связано с увеличением плотности точечных и линейных дефектов кристаллической решетки.

**Таблица 2. Относительная плотность заготовок из сплава ВТ1-0 в различных структурных состояниях**

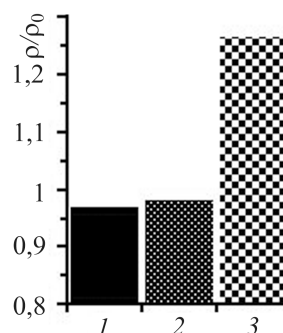
Состояние	Относительная плотность, $\rho_{rel}$	
	исходная	после ВЭ
Литая	0,99	0,96
Деформируемая	1	0,98
Спеченная	0,72	0,91

Рис. 2. Диаграмма изменения относительной плотности заготовок из сплава ВТ1-0 в различных состояниях:

1 – литое; 2 – деформированное; 3 – спеченное.

Индекс 0 соответствует образцам с исходной структурой.

Fig. 2. Graph of the relative density of ВТ1-0 (Grade 3) alloy blanks in various states: 1 – cast; 2 – deformed; 3 – sintered. Index 0 corresponds to the samples with original structures.



Невозможность получения после ВЭ полностью компактных заготовок с нулевой пористостью можно объяснить протекающими одновременно с уплотнением процессами разуплотнения. При выходе заготовки из винтовой части канала матрицы девиаторная компонента тензора напряжений превышает шаровую, что, учитывая смещение контура поверхности текучести спеченных тел относительно гидростатической оси, и приводит к разуплотнению материала. Дальнейшей

оптимизацией режимов и конструкции технологической оснастки ВЭ можно исключить разуплотнение заготовок и еще больше повысить их плотность [15, 16].

Механические характеристики образцов в различном исходном состоянии после ВЭ изменяются неодинаково (табл. 3). Максимально – предел прочности образцов из сплава в литом состоянии и спеченных (рис. 3а), а условный предел текучести и характеристики пластичности – спеченных при незначительном снижении запаса пластичности (рис. 3б–е).

**Таблица 3. Характеристики статической прочности образцов из сплава ВТ1-0 в различных структурных состояниях**

Состояние	Предел прочности $\sigma_b$		Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$		Относительное удлинение $\delta$		Относительное сужение $\psi$		Коэффициент запаса пластичности, $\chi$ ( $\sigma_b/\sigma_{0,2}$ )	
	МПа				%					
	исходная	после ВЭ	исходная	после ВЭ	исходная	после ВЭ	исходная	после ВЭ	исходная	после ВЭ
Литое	300	635	275	535	17	22	20	27	1,09	1,19
Деформированное	425	710	325	635	20	25	38	36	1,31	1,12
Спеченное	325	690	285	635	6	15	3	19	1,14	1,09

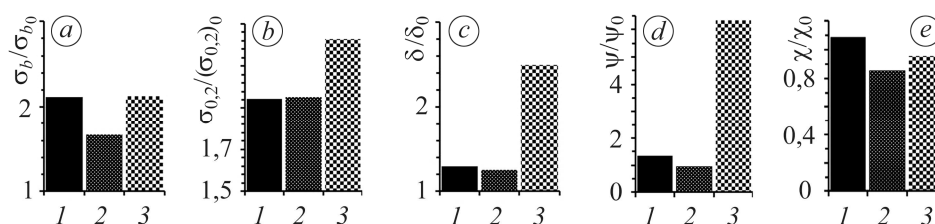


Рис. 3. Диаграмма изменения характеристик прочности и пластичности образцов из сплава ВТ1-0 в различных состояниях: 1 – литое; 2 – деформированное; 3 – спеченное; а – предел прочности; б – условный предел текучести; с, d – относительные удлинение и сужение; е – коэффициент запаса пластичности. Индекс 0 соответствует образцам с исходной структурой.

Fig. 3. Characteristics of strength and ductility of BT1-0 (Grade 3) alloy samples in various states: 1 – cast; 2 – deformed; 3 – sintered; а – ultimate strength; б – yield strength; с, d – relative elongation and narrowing; е – safety factor. Index 0 corresponds to the samples with original structures (schematically).

Таким образом, прочностные характеристики спеченных образцов после ВЭ повышаются более чем в два раза, относительное удлинение – в 2,5 раза, а относительное сужение – более чем в 6 раз. Запас пластичности незначительно снижается, что, вероятно, является следствием исчерпания источников генерации дислокаций и возможных плоскостей скольжения.

Значения ударной вязкости образцов из исходных заготовок с различным структурным состоянием также отличаются (табл. 4). Наибольшими обладала заготовка в литом состоянии, наименьшими – в деформированном, что можно объяснить различными механизмами распространения трещины при разрушении образцов. Так, в литой заготовке с пластинчатой структурой трещина развивается вдоль границ пластин  $\alpha$ -фазы, многократно изменяет направление движения, огибая пластины  $\alpha$ -фазы, что обуславливает длинный ее фронт, а следовательно,

высокую энергоемкость разрушения. В деформированных заготовках с зернистой структурой энергоемкость разрушения уменьшается. Ударная вязкость образцов из спеченной заготовки несколько меньше, чем из литой, поскольку поры и микрофлокены, расположенные на пути развития трещины, уменьшают их нетто-сечение.

**Таблица 4. Характеристики ударной вязкости и твердости образцов из сплава ВТ1-0 в различных структурных состояниях**

Состояние	KCT, kJ/m <sup>2</sup>		HB, МПа	
	исходная	после ВЭ	исходная	после ВЭ
Литое	1764 ± 82	1666 ± 67	116 ± 4,5	415 ± 3,2
Деформированное	950 ± 34	686 ± 32	149 ± 3,5	515 ± 3,5
Спеченное	1078 ± 40	882 ± 38	83 ± 7	341 ± 2,8

Ударная вязкость всех исследованных образцов после ВЭ снижалась (рис. 4а): в деформированном состоянии – на 27,8%, в спеченном – на 18,2%. Наименее интенсивно (на 5,5%) – литых. Ее падение для образцов после ВЭ можно объяснить тем, что в материале с мелкодисперсной структурой фронт трещины развивается более прямолинейно, не огибая, как для исходной, крупные зерна, что способствует снижению работы разрушения и ударной вязкости. Следует отметить, что значения ударной вязкости деформированных и спеченных образцов, подвергнутых ВЭ, близкие.

Рис. 4. Диаграмма изменения ударной вязкости (а) и твердости (b) образцов из сплава ВТ1-0 в различных состояниях: 1 – литое; 2 – деформированное; 3 – спеченное. Индекс 0 соответствует образцам с исходной структурой.

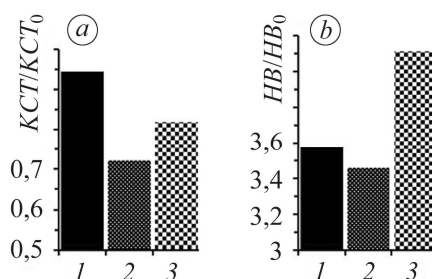


Fig. 4. Change of impact toughness (a) and hardness (b) of ВТ1-0 (Grade 3) alloy samples in different states: 1 – cast; 2 – deformed; 3 – sintered. Index 0 corresponds to the samples with original structures.

Твердость исходных заготовок в различных состояниях существенно отличалась (табл. 4). Наиболее низкую имели заготовки в деформированном состоянии и спеченные, что вызвано ослабляющим действием пор. Исходное значение твердости заготовок в литом и деформированном состояниях было примерно одинаковым. После ВЭ твердость всех образцов повышалась (рис. 4b). Наиболее сильно она изменялась для спеченных заготовок, приближалась к значениям для заготовок в литом и деформированном состояниях после ВЭ (табл. 4). Это может быть связано с тем, что при интонировании стальным шариком диаметром 5 mm пластически деформируется несоизмеримо больший объем материала, чем единичных пор. Таким образом, для спеченных, в отличие от литых и деформированных, повышение твердости связано не только с упрочнением твердой фазы, но и с уменьшением количества активируемых при вдавлении индентора пор и микрофлокенов.

Фрактографический анализ поверхностей разрушения образцов, испытанных на растяжение, свидетельствует, что в литом состоянии они разрушались по

квазихрупкому механизму с отрывом по плоскости, расположенной по границам  $\alpha$ -пластин, ориентированных в одном направлении, что обусловило формирование излома под углом  $45^\circ$  к рабочей части образца (рис. 5a). Изломы образцов, вырезанных из деформированных заготовок, имели “чашечное” строение, свойственное отожженному титану и вязкому механизму разрушения (рис. 5b). Излом образцов из спеченных заготовок также был вязкий. В местах скопления пор обнаружены плоские площадки, однако по контуру излома практически отсутствовала “чашечка”, свидетельствующая о значительной пластической деформации образца до момента разрушения. Таким образом, поры в спеченных образцах ослабили сечение и одновременно снижали прочность и пластичность (рис. 5c).

На поверхности разрушения образцов после ВЭ, независимо от исходного структурного состояния, формировалась узкая шейка вблизи плоскости разрушения, что подтверждало значительную деформацию материала и вязкое разрушение (рис. 5d-f).

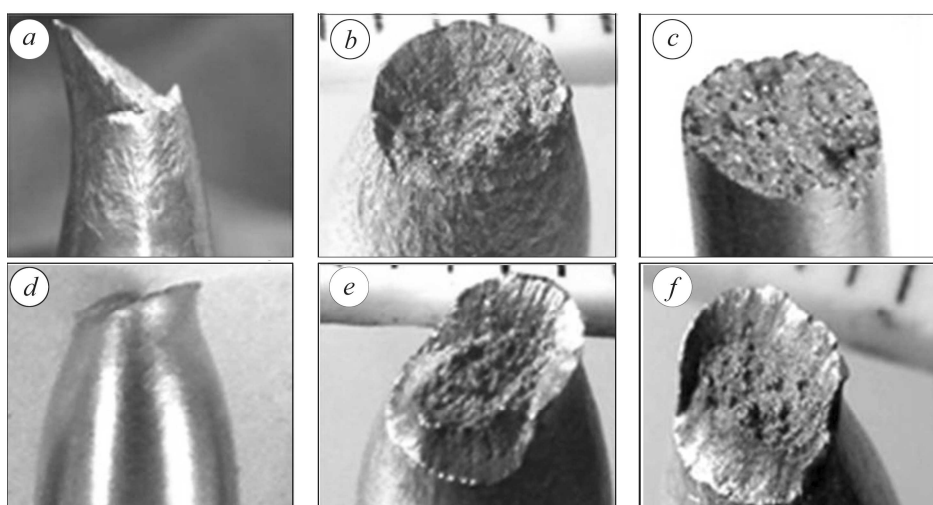


Рис. 5. Поверхности разрушения образцов из сплава BT1-0 в различных состояниях после испытаний на одноосное растяжение ( $\times 6,5$ ): a – литое; b – деформированное; c – спеченное; d-f – те же состояния после ВЭ.

Fig. 5. Fracture surface of BT1-0 (Grade 3) alloy samples in various states after uniaxial tensile test ( $\times 6.5$ ): a – cast; b – deformed; c – sintered; d-f – those states after twist extrusion.

## ВЫВОДЫ

Установлены основные закономерности изменения структуры, прочностных характеристик и особенностей разрушения образцов из сплава BT1-0 в различных состояниях после интенсивной пластической деформации ВЭ. Выявлено, что ВЭ способствует повышению комплекса прочностных свойств сплавов в литом и деформированном состояниях, а также синтезированных из металлических порошков. Максимальными прочностью и пластичностью обладают спеченные заготовки, что связано с устранением пористости и дефектов структуры типа микрофлюкенов. Структура и свойства титана после ВЭ практически не зависят от исходного состояния заготовок. ИПД особенно актуальна для заготовок, синтезированных из металлических порошков. На основании анализа результатов исследований можно говорить о возможном получении деформируемых полуфабрикатов из титановых сплавов с существенно улучшенными свойствами, нежели в исходном состоянии. При этом их стоимость можно существенно снизить, если в качестве исходных заготовок использовать сплавы, полученные методом порошковой металлургии из недорогих порошков титана.

**РЕЗЮМЕ.** Вивчено вплив інтенсивної пластичної деформації гвинтовою екструзією напівфабрикатів з титанового сплаву в литому і деформованому станах, а також сплавів, отриманих з металевих порошків, на структуру і комплекс їх міцнісних властивостей. Встановлено, що інтенсивна пластична деформація найсприятливіша для заготовок, одержаних методами порошкової металургії з дисперсних порошків, і наближає їх властивості до таких сплавів у деформованому стані.

**SUMMARY.** The effect of severe plastic deformation of the twist extrusion of titanium alloy semi-products in the as-cast and deformed states, as well as of alloys obtained from metallic powders on the structure and strength properties are considered. It was established that the severe plastic deformation is most favorable for blanks obtained by the methods of powder metallurgy from dispersed powders of metals, bringing them closer to the properties of alloys in the deformed state.

1. *Иноземцев А. А., Башкатов И. Г., Коряковцев А. С.* Современные титановые сплавы и проблемы их развития. – М.: ВИАМ, 2010. – С. 43–45.
2. *Технология* производства жаропрочных сплавов и специальных сталей [Электронный ресурс]. Режим доступа к статье: [http://cmk-group.ru/technology/heat-resistant\\_and\\_special\\_alloys](http://cmk-group.ru/technology/heat-resistant_and_special_alloys).
3. *Артохов А. В., Павлич С. П., Иванов В. Ю.* Наноиндустрия авиадвигателя: российская национальная нанотехнологическая сеть [Электронный ресурс]. – Режим доступа к статье: <http://www.rusnanonet.ru/articles/45708/>.
4. *Кечин В. А.* Основные тенденции создания наноструктурированных материалов // *Металлургия машиностроения*. – 2010. – № 2. – С. 27–30.
5. *Получение* объемных металлических нано- и субмикроструктурированных материалов методом интенсивной пластической деформации / С. В. Добаткин, А. М. Арсенкин, М. А. Попов и др. // *Металловедение и терм. обработка металлов*. – 2005. – № 5. – С. 29–34.
6. *Формирование* субмикроструктурированной структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства / Г. А. Салищев, Р. М. Галеев, С. П. Малышева и др. // *Там же*. – 2006. – № 2. – С. 19–26.
7. *Beigelzimer Y.* Grain refinement versus voids accumulation during severe plastic deformations of polycrystals: mathematical simulation // *Mech. of Mat.* – 2005. – № 37. – P. 753–767.
8. *Овчинников А. В., Коваленко Т. А.* Получение заготовок субмикроструктурированных ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавов из слитков // *Теория и практика металлургии*. – 2010. – № 5–6. – С. 11–15.
9. *Коваленко Т. А., Овчинников А. В.* Изготовление заготовок деталей ГТД из ( $\alpha+\beta$ )-титановых сплавов с применением технологии ИПД // *Тез. докл. III Междунар. науч.-техн. конф. “Титан 2012: производство и применение”*. – Запорожье, 2012. – С. 96–98.
10. *Глазунов С. Г., Борзцовская К. М.* Порошковая металлургия титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1989. – 134 с.
11. *Винтовая* экструзия – процесс накопления деформации / Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов, С. Г. Сынков. – Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. – 88 с.
12. *Степнов М. Н.* Статистические методы обработки результатов механических испытаний: *Справ.* – М.: Машиностроение, 1985. – 232 с.
13. *Штерн М. Б., Михайлов О. В.* Модифицированные модели деформирования порошковых материалов на основе пластичных и труднодеформируемых порошков // *Вісник нац. техн. ун-ту України “Київський політехнічний інститут”*. Сер. *Машинобудування*. – 2011. – № 62. – С. 13–19.
14. *Булычев С. И., Алехин В. П.* Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
15. *Винтовая* экструзия порошковых заготовок. 1. Численный анализ методом конечного элемента / Я. Е. Бейгельзимер, О. В. Михайлов, А. С. Сынков и др. // *Физика и техника высоких давлений*. – 2008. – **18**, № 1. – С. 69–82.
16. *Винтовая* экструзия порошковых заготовок. 2. Эксперимент и обсуждение результатов / Я. Е. Бейгельзимер, О. В. Михайлов, А. С. Сынков, М. Б. Штерн // *Там же*. – 2008. – **18**, № 3. – С. 92–97.

Получено 02.10.2014