

## ХИМИЧЕСКАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**УДК 621.922.04**

**А.А. Симонова, Н.В. Верезуб, Л.И. Пупань**

### **ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА РЕЗАНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

Исследования ведущих ученых в области материаловедения (Россия, США, Япония, Украина) показали, что в субмикро- и нанокристаллических металлах физико-механические свойства существенно превышают соответствующие

показатели промышленности [1].

Задача, стоящая в процессе механической обработки, направлена на приздание заготовке необходимой геометрической конфигурации, точности и качества полученной детали согласно требованиям чертежа.

Таблица 1. Химический состав исследуемого сплава по ГОСТ 19807-91

Металл	Химический состав, %									
	Ti	Al	Mo	Zr	Si	Fe	O	C	H	Примесей
	87,55 – 90,9	5,8 - 7	2,8 – 3,8	до 0,5	0,2 – 0,4	до 0,3	до 0,15	до 0,1	до 0,015	прочих 0,3

крупнокристаллических аналогов. Так, предел текучести увеличивается до 1,5 раз, а микротвердость – до 2 раз. В настоящее время разработаны эффективные технологии интенсивной пластической деформации (кручение под высоким давлением, равноканальное угловое прессование, всесторонняя ковка) для создания металлов с субмикро- и нанокристаллической структурой. При интенсивной пластической деформации происходит преобразование микроструктуры металла в субмикро- или нанокристаллическое состояние, сопровождаемое искажением кристаллической решетки и образованием неравновесного состояния зерна структуры материала.

Высокие удельные прочностные характеристики и коррозионная стойкость титановых сплавов определяют их широкое применение во многих областях современной техники, прежде всего, там, где выигрыш в массе играет доминирующую роль, например, в ракетостроении и авиации. Благодаря высокой коррозионной стойкости титановые сплавы используют в судостроении, химической, нефтехимической промышленности, гальванотехнике и др. Постепенно области применения титановых сплавов расширяются: из них изготавливают хирургический инструмент и имплантаты, детали гоночных автомобилей и спортивного инвентаря, используют в пищевой промышленности и изделия в пищевой

В настоящее время очевидным является факт, согласно которому проектирование технологии производства и эксплуатации изделий из материалов сnano- и субмикрокристаллической структурой необходимо проводить с учетом явления технологического наследования, что предполагает изменение свойств поверхностного слоя изделия на всех операциях обработки и при последующей эксплуатации изделия [2].

Поэтому исследование процесса резания заготовок с субмикрокристаллической структурой (СМК) является важной задачей для успешного создания рациональных условий формообразования этого класса материалов при получении конечных изделий.

В качестве исследуемого материала выбран титановый сплав ВТ8, который широко используется в автомобиле- и авиастроении. Химический состав и физико-механические свойства исследуемого сплава приведены в табл. 1 и 2.

Таблица 2. Физико-механические свойства крупнокристаллического образца

Свойства	Металл
	ВТ8
Теплопроводность $\lambda$ , Вт/(м·град)	7,1
Плотность $\rho$ , кг\м <sup>3</sup>	4520
Предел прочности $\sigma_b$ , МПа	930-980
Предел текучести $\sigma_t$ , МПа	530
Относительное удлинение $\delta$ , %	6-8
Поперечное сужение $\psi$ , %	15-20



*Рис. 1. Метод интенсивной пластической деформации (всесторонняя ковка) для получения образцов с СМК структурой*

Для получения титанового сплава в СМК состоянии использован метод интенсивной пластической деформации, представляющий собой всестороннюю ковку, которая включает в себя многократное повторение определенной последовательности простых операций свободной ковки – осадки и протяжки, рис.1 [3].

Процесс всесторонней ковки выполнялся при нагреве заготовки до 773 К в индукционной печи. После четырех проходов, включающих в себя операции осадки – протяжки, полученные поковки охлаждали в сухом песке.

Исследуемые образцы титанового сплава получены на предприятии ПАО КрКЗ, г. Кременчуг (Украина), по ранее рассмотренной технологии.

Титановый сплав с исходной структурой имеет форму поставки – горячекатаный пруток

диаметром 31,6 мм, образец после всесторонней ковки диаметром 16 мм.

Экспериментальные исследования обрабатываемости проводили на образцах с крупнокристаллической (КК) и субмикрокристаллической (СМК) структурой.

Для исследования влияния механической обработки использовались различные режимы резания:  $V = 30 - 100$  м/мин,  $s = 0,05 \div 0,2$  мм/об. Использовалась постоянная глубина резания  $t = 0,5$  мм. Процесс резания осуществлялся без охлаждения.

В качестве режущего инструмента использовался токарный проходной резец со сменными многогранными твердосплавными пластинами CNMG 120404-MF1, TS2000 фирмы SECO. Геометрические параметры: передний угол  $-5^\circ$ , задний угол  $0^\circ$ , радиус округления вершины

Таблица 3. Форма и вид стружки при обработке точением СМК и КК титанового сплава BT8

Скорость, м/мин	30				
	100				
	KK				
	0,05				0,2
Подача, мм/об					

лезвия – 0,4 мм. Эксперименты проводили на токарном станке модели H.Ernault-Somua Cholet 435.

Для определения коэффициента деформации стружки (коэффициент усадки) применен весовой метод. Длина стружки измерена с помощью гибкой проволоки, прилегающей к гладкой поверхности стружки. Вес стружки  $G$  найден взвешиванием на аналитических весах мод. Sartorius BP221S с ценой деления 0,001 г. Коэффициент усадки стружки рассчитан по формуле [4]:

$$K_L = \frac{G \cdot 10^3}{L_c \cdot \rho \cdot s \cdot t},$$

где  $G$  – вес стружки, мг;  $L$  – длина стружки, мм;  $s$  – подача, мм/об;  $t$  – глубина резания, мм;  $\rho$  – удельный вес материала стружки, г/см<sup>3</sup>.

Составляющие силы резания измерялись с помощью динамометра Kistler 9257B и усилителя Kistler 5017B.

Качество поверхностного слоя после обработки исследовалось с помощью профилометра Diavite DH-6.

Микротвердость измерялась на микротвердомере ПМТ-3М. Методика испытания на микротвердость регламентирована ГОСТ 9450-60. При определении микротвердости использовали нагрузку в 0,5Н.

Для качественной оценки деформационных процессов исследовали изменение формы и вида стружки в зависимости от параметров лезвийной обработки. Различие между формой и видом стружки, полученной при токарной обработке КК и СМК титанового сплава ВТ8, представлено в табл.3. Вид стружки определен по стандарту ISO 3685-1977 [5].

Анализ стружки, полученной в процессе точения, показал, что при обработке исходного крупнокристаллического титанового сплава ВТ8 при малых скоростях и подачах формируется сливная стружка с крупным шагом витка. С увеличением скорости происходит образование сливной путаной стружки, что связано с увеличением скорости деформации. Увеличение подачи до  $s = 0,2$  мм/об приводит к переходу от

сливной стружки к суставчатой.

При рассмотрении стружки субмикрокристаллического титанового сплава (после всесторонней ковки) при малых скоростях и подачах установлено, что формируется спиральная сливная стружка с мелким шагом витка. Уменьшение шага витка стружки в сравнении с крупнокристаллическим титаном связано, вероятно, с некоторым снижением пластичности титана, полученного методом ИПД.

Установлено, что с увеличением скорости резания стружка меняет форму от сливной с мелким шагом витка до сливной с крупным шагом витка [5].

Увеличение подачи приводит к переходу от сливной стружки к суставчатой.

По мере дальнейшего увеличения скорости суставчатая стружка переходит в суставчатую с более мелким шагом и ярко выраженным зазубриванием.

Уплотнение витка стружки субмикрокристаллического титана связано с увеличением его пластичности по мере роста скорости резания и увеличения температуры в зоне резания [5].

Результаты экспериментов по определению коэффициента усадки стружки  $K_L$  приведены на рис. 2.

Практически во всем исследованном диапазоне скоростей резания значение коэффициента усадки субмикрокристаллического титанового сплава меньше по сравнению с крупнокристаллическим, что обусловлено некоторым уменьшением пластичности титана, полученного методом ИПД [6].

По мере увеличения скорости резания коэффициент усадки стружки уменьшается для обоих типов образцов (исходного и полученного всесторонней ковкой), что объясняется уменьшением коэффициента трения между стружкой и передней поверхностью при увеличении температуры на передней поверхности вследствие возрастания скорости резания [7].

При увеличении скорости резания от 30 до 100 м/мин степень уменьшения коэффициента усадки стружки для субмикрокристаллического

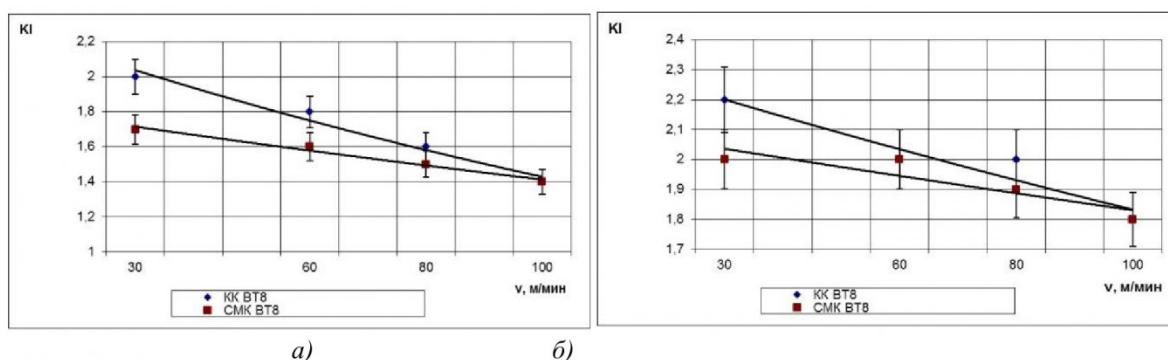


Рис. 2. Зависимости коэффициента усадки стружки титанового сплава от скорости резания: а) при  $s = 0,05$  мм/об; б) при  $s = 0,2$  мм/об

титанового сплава существенно меньше по сравнению с крупнокристаллическим аналогом, рис. 2. При  $V = 100$  м/мин значения  $K_L$  для обоих типов образцов практически совпадают, что может свидетельствовать об определенной стабилизации структуры, которая стремится к исходной структуре, а значит, и свойств полученного методом ИПД образца.

следствие, составляющие силы резания. С другой стороны, с повышением прочности и твердости напряжения в условной плоскости сдвига возрастают, что увеличивает работу деформации, стружкообразования и составляющие силы резания. В зависимости от того, что является преобладающим, силы резания при увеличении прочности и твердости обрабатываемого

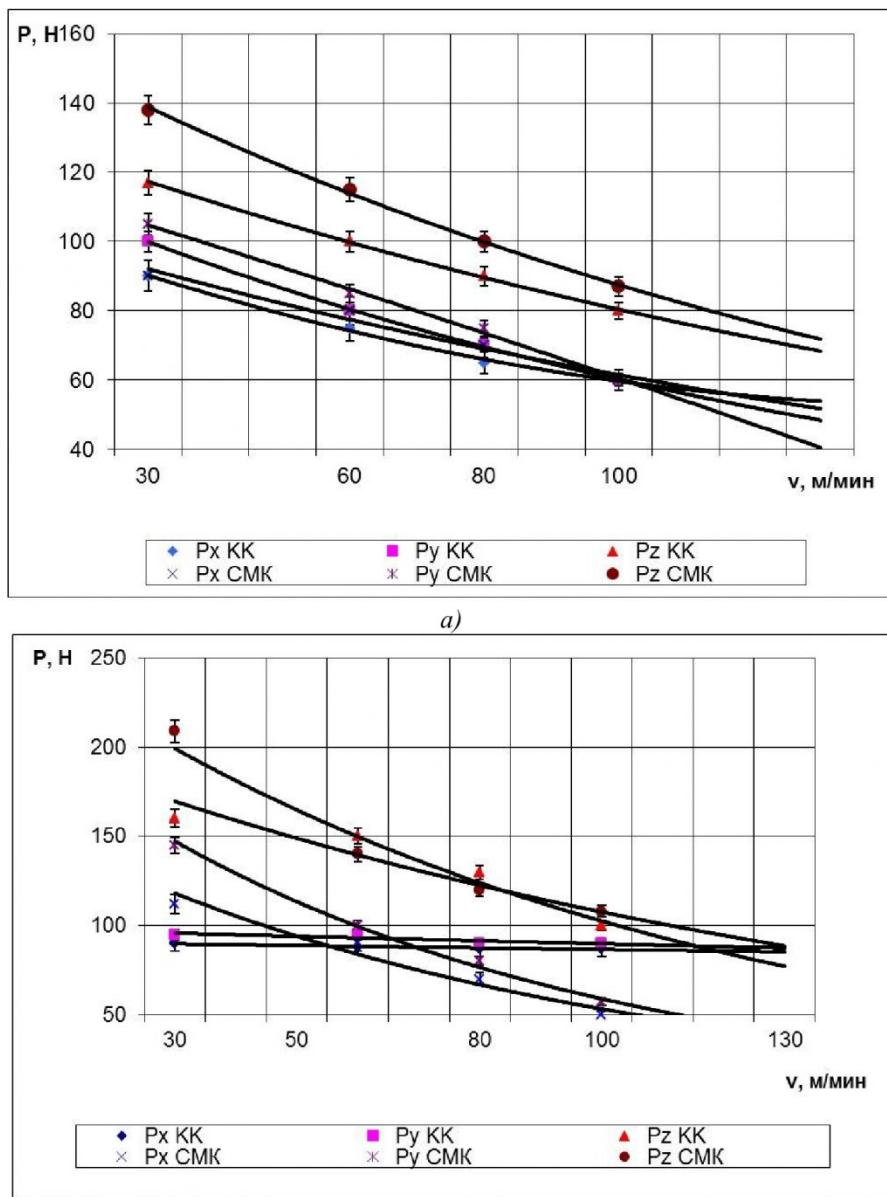


Рис. 3. Зависимости составляющих силы резания титанового сплава от скорости резания: а) при  $s = 0,05$  мм/об; б) при  $s = 0,2$  мм/об

Механические свойства обрабатываемого материала весьма сложно и противоречиво влияют на составляющие силы резания. С одной стороны, повышение прочности и твердости обрабатываемого материала увеличивает угол сдвига, что уменьшает коэффициент усадки стружки и величину относительного сдвига. В результате этого уменьшаются работы деформации и стружкообразования и, как

материалы могут и возрастать, и уменьшаться [8].

На рис. 3 показаны графики зависимости составляющих силы резания от скорости резания и подачи при токарной обработке титанового сплава BT8.

Экспериментальные данные показали, что главная составляющая силы резания  $P_z$  при обработке субмикрокристаллического титанового сплава на 15÷20% выше, чем при обработке

крупнокристаллического аналога с различными подачами и при глубине обработки до 0,5 мм. Увеличение силы  $P_z$  связано с увеличением твердости и прочности субмикрокристаллического титана.

Радиальная составляющая  $P_y$  и осевая составляющая  $P_x$  при обработке субмикрокристаллического титанового сплава также больше, чем для крупнокристаллического образца.

Увеличение подачи приводит к росту всех составляющих силы резания при точении образцов. При увеличении скорости резания значения составляющих силы резания монотонно убывают, однако процесс убывания величин, составляющих силы резания при обработке субмикрокристаллического образа происходит интенсивнее, что обусловлено с более интенсивным снижением прочности титанового сплава при повышении температуры в зоне обработки.

На основании экспериментально полученных данных по исследованию механики процесса резания СМК титанового сплава (коэффициент усадки стружки, составляющие силы резания), см. табл. 4, с использованием аналитических зависимостей [9-12], проведен расчет некоторых параметров, характеризующих механику процесса резания.

Результаты расчетов внесены в табл. 5.

Процесс резания титанового сплава с СМК структурой можно классифицировать как

косоугольное резание с образованием сливной стружки без вторичных пластических деформаций ее контактного слоя. Образование сливной стружки при непрерывном резании позволяет рассматривать процесс как стабильный, не зависящий от времени.

Большие углы сдвига при резании титановых сплавов образуются в результате пониженных пластических свойств [6]. По всей видимости, у СМК титанового сплава уменьшается сопротивлению сдвига в зоне стружкообразования ввиду повышения его прочностных характеристик и снижения пластичности, что приводит к уменьшению угла сдвига ( $\Phi = 27^\circ$ ) по сравнению с КК ( $\Phi = 32^\circ$ ) при обработке со скоростью резания 30 м/мин, подачей 0,05 мм/об и глубиной резания 0,5мм.

Значение силы сдвига при обработке СМК титанового сплава с различными скоростями резания выше, чем у КК образца, что можно объяснить высоким значением предела текучести СМК металлов.

Средний коэффициент трения при резании состоит из постоянной механической составляющей  $\mu_o$  и переменной адгезионной составляющей  $\mu_A$ . Снижение среднего коэффициента трения при обработке СМК титанового сплава с различными скоростями резания связано с уменьшением адгезионной составляющей коэффициента трения за счет возникновения вторичных структур (оксидов

Таблица 4. Исходные данные для расчета параметров процесса резания титанового сплава ВТ8

Исходные данные	Структура титана	
	КК	СМК
Инструментальный материал	ВК8	ВК8
Главный передний угол инструмента $\gamma$ , град	5	5
Угол наклона режущей кромки $\lambda$ , град	0	0
Скорость резания $V$ , м/мин	30	30
Подача $s$ , мм/об	0,05	0,05
Глубина резания $t$ , мм	0,5	0,5
Усадка стружки $r_t$	0,6	0,5
Результирующая сила резания $R$ , Н	153	173

Таблица 5. Результаты расчета параметров механики резания титанового сплава ВТ8

Параметры процесса точения	Структура титанового сплава	
	КК	СМК
Угол сдвига, град	32	27
Угол трения, град	33	24
Коэффициент трения	0,65	0,46
Сила сдвига, Н	67,6	110,2
Площадь плоскости сдвига, $\text{мм}^2$	0,29	0,28
Нормальная сила в плоскости сдвига, Н	133,8	138,2
Скорость сдвига, м/с	0,58	0,56
Сила трения, Н	83,8	70,5
Нормальная сила, Н	129,1	158,4
Скорость схода стружки, м/с	0,3	0,25

титана) на поверхности трибоконтакта [13] «инструмент-заготовка». При этом количество оксидов титана увеличивается с увеличением температуры контакта (скорости резания). Оксиды титана, выполняя роль защитной пленки, предохраняют от схватывания контактирующих поверхностей и способствуют снижению коэффициента трения [13].

Одной из важнейших и стандартных характеристик качества поверхности детали после механической обработки является шероховатость. Шероховатость поверхности после механической обработки – это геометрический след режущего инструмента по поверхности заготовки, который определяется геометрическими параметрами режущего инструмента, вибрациями

Величина шероховатости определяется, в первую очередь, величиной подачи: с увеличением подачи происходит увеличение параметра шероховатости.

При обработке с высокими значениями подачи величина шероховатостей определяется кинематикой движения инструмента относительно заготовки. При выполнении чистовых операций с небольшими значениями подачи микрорельеф формируется за счет пластической деформации обрабатываемого материала [5]. Влияние пластической деформации на шероховатость поверхности при точении зависит от твердости обрабатываемого материала: с повышением твердости шероховатость уменьшается. Увеличение скорости резания влечет за собой

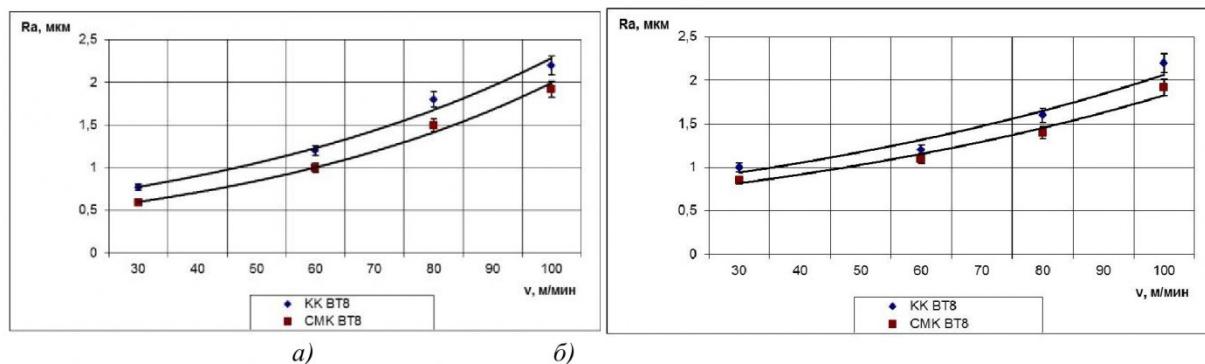


Рис. 4. Зависимости параметра шероховатости титанового сплава от скорости резания:  
а) при  $s = 0,05 \text{ мм/об}$ ; б) при  $s = 0,2 \text{ мм/об}$

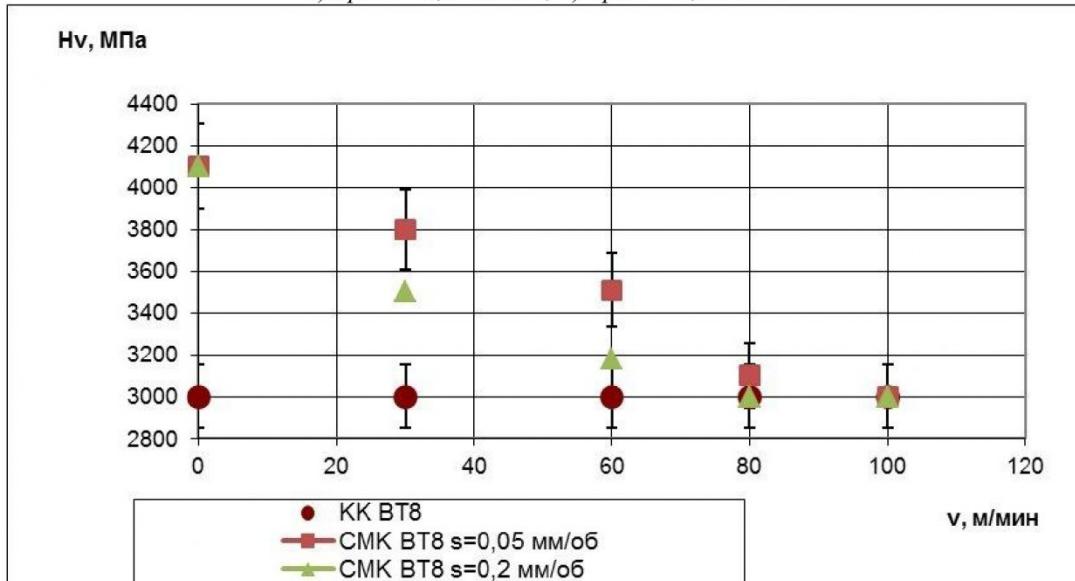


Рис. 5. Зависимости микротвердости титанового сплава от скорости резания

технологической системы и режимами резания.

Режущий инструмент разрушает на своем пути разнообразно расположенные зерна металла; некоторые из них, имея соответствующую ориентацию, срезаются, другие разрушаются отрывом с образованием мельчайших трещин [8].

Зависимости изменения шероховатости поверхности от условий обработки представлены на рис.4.

увеличение температуры в зоне резания и, как следствие, способствует росту зерна в субмикрокристаллическом титановом сплаве, снижению твердости и увеличению шероховатости поверхностного слоя в процессе механической обработки.

Микротвердость – это важнейший экспериментальный фактор, позволяющий определить зависимость размера зерна СМК

металлов от температуры и времени ее воздействия, так как размер зерен влияет на величину микротвердости.

Экспериментально установлено, что микротвердость исходного крупнокристаллического материала составляет 3000 МПа; микротвердость титанового сплава, полученного методом всесторонней ковки, существенно выше и достигает 4100 МПа, что характерно для субмикро- и нанокристаллических материалов, полученных ИПД [14].

Процесс механической обработки приводит к изменению микротвердости поверхностного слоя металла. Анализ полученных результатов показал, что при низких значениях скорости резания и подачи ( $V = 30$  м/мин,  $s = 0,05$  мм/об) величина микротвердости у образца с СМК структурой снижается до 3800 МПа; при увеличении скорости до 100 м/мин микротвердость существенно изменяется – ее значение составляет 3100 МПа (рис. 5). В образце с крупнокристаллической структурой при обработке на указанных режимах величина микротвердости осталась практически постоянной (рис. 5).

Изменение скорости резания от 30 м/мин до 100 м/мин и увеличение подачи до 0,2 мм/об приводит к снижению микротвердости в СМК образце от 3500 МПа до 3100 МПа (т.е. на 1000 МПа

происходит падение микротвердости по сравнению с состоянием поверхностного слоя до механической обработки).

Снижение микротвердости, см. рис. 5, может быть объяснено процессом рекристаллизации в субмикрокристаллическом образце, вызванном повышением температуры в зоне резания вследствие увеличения скорости резания в связи с тем, что металл, подвергнутый ИПД, имеет нестабильную зеренную структуру.

Представленные экспериментальные результаты косвенно показывают, что тепловые и деформационные процессы, сопровождающие процесс резания, активизируют начало рекристаллизации и рост исходного зерна в образцах с субмикрокристаллической структурой, полученной ИПД. Кроме того, состояние структуры и физико-механические свойства СМК титанового сплава приводят к изменению обрабатываемости и сопровождающих процесс резания тепловых и силовых параметров обработки. Для создания обобщенных закономерностей условий обрабатываемости необходимо дальнейшее изучение особенностей механики процесса резания различных марок титановых сплавов, полученных методами интенсивной пластической деформации.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Качан А.Я. Технологические особенности изготовления лопаток компрессора ГТД из титановых сплавов с применением винтовой экструзии / А.Я. Качан [и др.] // Вестник двигателестроения. – 2012. – №1. – С. 92-97.
2. Блюменштейн В.Ю. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин / В.Ю. Блюменштейн, В.М. Смелянский. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 400 с.
3. Мулюков Р.Р. Деформационные методы получения, многоуровневая структура и свойстваnanoструктурных материалов / Р.Р. Мулюков, А.А. Назаров, Р.М. Имаев // Вопросы материаловедения. – 2008. – №2(54). – С. 20-32.
4. Бобров В.Ф. Основы теории резания металлов. – М.: Машиностроение, 1975. – 344с.
5. Ящерицин П.И. Теория резания / П.И. Ящерицин, Е.Э. Фельштейн, М.А. Корниевич. – 2-е изд., испр. и доп. – Мн.: Новое знание, 2006. – 512с.
6. Малыгин Г.А. Пластичность и прочность микрокристаллических и нанокристаллических материалов // ФТТ. – 2007. – Т.49, №6. – С. 961-982.
7. Подураев В.Н. Резание труднообрабатываемых материалов. – М.: Высшая школа, 1974. – 590с.
8. Грановский Г.И. Резание металлов / Г.И. Грановский, В.Г. Грановский. – М.: Высшая школа, 1985. – 304с.
9. Развитее науки о резании металлов / Н.Н. Зорев [и др.]. – М.: Машиностроение, 1967 – 415с.
10. Армарего Дж.А. Обработка металлов резанием / Дж.А. Армарего, Р.Х. Браун; пер. с англ. В.А. Пластунова. – М.: Машиностроение, 1977. – 325с.
11. Oxley P. Mechanics of machining. An analytical approach to assessing machinability. – New York: Ellis Horwood Ltd, 1989. – 296p.
12. Altintas Yu. Manufacturing Automation: Metal Cutting Mechanics, Machin Tool Vibrations and CNC Design. – Cambridge: Cambridge University Press, 2000. – 350p.
13. Чертовских С.В. Триботехнические характеристики ультрамелкозернистого титана и его сплавов. – автореферат канд. дис., Уфа: Уфа-центр, 2008. – 22с.
14. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.

□Автор статьи

Симонова  
Анастасия Андреевна,  
к.т.н., доцент,(Кременчугский национальный университет, Украина)  
Email: NSymonova@gmail.com

Верезуб  
Николай Владимирович,  
д. т.н., профессор ( Национальный технич.университет « Харьковский политехнический институт», Украина).Email: nikverezub@mail.ru

Пупань  
Лариса Ивановна,  
к.т.н., доцент ( Национальный технич.университет « Харьковский политехнический институт», Украина).Email: pupanly@mail.ru