

А.А. Симонова, В.А. Фадеев, д-р техн. наук,
Н.В. Верезуб, д-р техн. наук, Д.Н. Головки, Харьков, Украина

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В ОБРАБАТЫВАЕМОЙ ЗАГОТОВКЕ ИЗ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА

A model for temperature field distribution in multi time turning into the workpiece of the sub micro crystalline titanium is considered. Some special experimental and theoretical techniques were developed for model parameters estimation using laboratory experiments.

Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы, полученные методами интенсивной пластической деформации, отличаются существенной нестабильностью зеренной структуры. Наблюдаемый рост зерна может быть объяснен высокими внутренними напряжениями, источниками которых являются неравновесные границы зерен и искажение кристаллической решетки [1]. В работах [2-4] показано, что температура начала рекристаллизации в металлах с ультрамелкозернистой структурой существенно ниже на $0,1 - 0,2 T_m$ (T_m – абсолютная температура плавления), чем после умеренной деформации. Результаты исследований температурной эволюции структуры и свойств субмикро- и наноструктурных металлов, полученных методом интенсивной пластической деформации, приведенные в работах [5, 6-8], позволили установить, что при нагреве материала происходят сложные структурные изменения, связанные с развитием процессов возврата, рекристаллизации и роста зерна и, как следствие, потерей высоких физико-механических свойств, полученных после метода интенсивной пластической деформации.

Установлено, что высокие механические свойства для титана сохраняются до размеров зерна 250нм [9,10].

Развитие процессов возврата зерен связано с перераспределением и аннигиляцией дислокаций на границах и в теле зерен, приводящих к уменьшению внутренних напряжений. Присутствуют также рекристаллизационные процессы, приводящие к росту зерен, последовательность этих процессов определяется химическим составом и природой металла (энергией дефектов упаковки, типом кристаллической решетки), а также условиями интенсивной пластической деформации, которые определяют характер исходных наноструктур [11-13].

Причиной начала роста зерен в нанокристаллах при относительно низких температурах являются не только малый размер зерен, но, прежде всего, повышенная подвижность границ зерен, обусловленная низкой энергией активации зернограницной диффузии [14,15].

Большинство деталей, имеющих субмикро- и нанокристаллическую структуру, изготавливаются с помощью механической обработки резанием.

Процесс резание представляет собой сложный процесс пластической деформации, сопровождаемый интенсивным тепловыделением при значительных напряжениях в зоне контакта «инструмент – обрабатываемый материал» [16].

В качестве обрабатываемого металла выбран технически чистый титан с субмикрокристаллической и крупнокристаллической структурой. В качестве инструментального материала для режущего инструмента - BK8. Обрабатываемая заготовка – вал, диаметр образца – 50мм, длина – 100мм. Обработка проводилась на токарном станке модели 16К20.

Для определения средней температуры в зоне резания использовали метод естественной термопары.

По проведенным экспериментам построен график зависимости температуры в зоне обработки от скорости резания в квазистационарном процессе (рис.1).

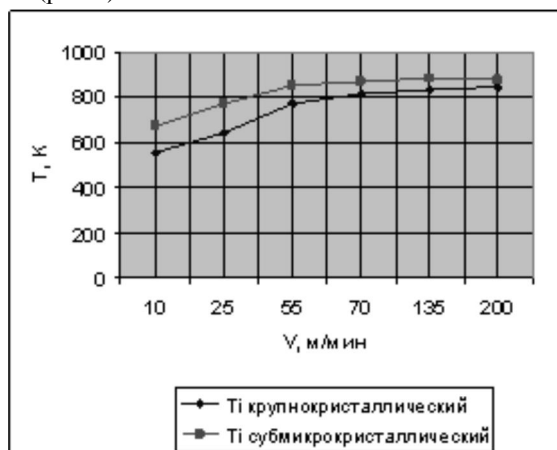


Рис. 1 – Зависимость изменения температуры в зоне резания от скорости резания

Установлено, что температура в зоне резания при обработке технически чистого титана с субмикрокристаллической структурой составляет 873К, что на 15-20% выше, чем при обработке крупнокристаллического титана (при обработке с низкими скоростями резания). При обработке резанием со скоростями превышающими 170-200м/мин разница температур для субмикро- и крупнокристаллического титана нивелируется.

Температуры, возникающие в зоне резания (до 1273К) и время воздействия теплового источника, вызывают рост зерна и резкое снижение физико-механических свойств субмикро- и наноструктурного металла, что значительно снижает эффективность работы изделий из данных металлов.

Оценить эффективность механической обработки можно по состоянию поверхностного слоя обработанной заготовки. Титан, имея низкие характеристики по теплопроводности, способствует концентрации высоких температур в поверхностном слое заготовки и снижения эксплуатационных показателей. Важно оценить уровень

распространения критических температур, которые оказывают влияние на структурные изменения материала, приводящие к уменьшению физико-механических показателей, в глубину поверхностного слоя заготовки и, таким образом, установить рациональные условия обработки.

В работе проведен анализ распределения температурных полей и накопления тепла в заготовке при точении путем моделирования.

В ранее представленных в литературе [17-20] моделях анализа теплового состояния при точении обязательно присутствуют характеристики, которые определяют точность результатов моделирования. Одной из них является величина тепловыделения в месте контакта «резец-заготовка». Вторым важным фактором является интенсивность теплообмена, которая характеризуется коэффициентом теплоотдачи в воздух или технологическую среду. Коэффициент теплоотдачи зависит от геометрии детали, частоты вращения заготовки и среды охлаждения. Перечисленные характеристики моделей являются индивидуальными для той или иной технологии обработки, геометрической конфигурации детали, способов охлаждения заготовки и зоны резания.

Одним из эффективных путей определения таких характеристик является путь их идентификации с использованием различного рода экспериментальной информации о процессах теплообмена детали с окружающей средой.

При расчетном прогнозировании перераспределения температурных полей в качестве исследуемой детали была выбрана цилиндрическая заготовка из технического чистого титана диаметром 5мм (прототип стоматологического шпифта). Процесс точения, заготовка обрабатывалась в три прохода.

Для решения задачи моделирования распределения тепловых полей в обрабатываемой заготовке принята физическая модель рассматриваемого процесса теплообмена цилиндрической детали с окружающим воздухом (рис. 2).

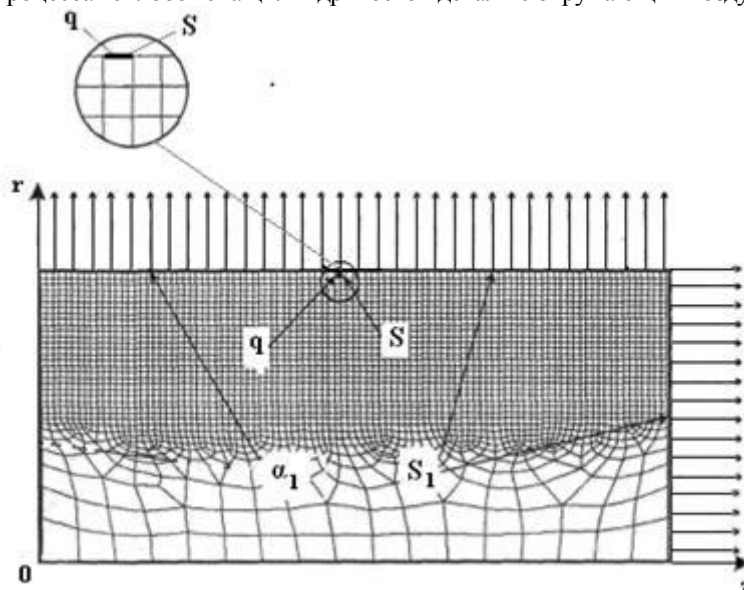


Рис. 2 – Физическая модель процесса теплообмена заготовки при точении титана.

Геометрия области решения представляет собой двумерную область в цилиндрической системе координат $r-z$ с максимальным радиусом r_{max} и высотой z_{max} . На поверхности S_1 (вся внешняя поверхность заготовки) действует теплообмен с окружающим воздухом с коэффициентом теплообмена α_1 . В зоне резания на кольцевой поверхности воздействия резца на деталь S происходит поступление теплового потока q от резца в деталь. Поверхность S , а вместе с ней и место поступления теплового потока в деталь движутся со скоростью движения резца v вдоль оси детали справа налево. Справа от резца материал детали уходит в стружку, поэтому эта часть области решения последовательно исключается.

При разработке модели приняты следующие допущения:

- задача сводится к 2-х мерной осесимметричной постановке;
- тепло от резца распределено по кольцевой поверхности резания S ;
- используется эффективный радиационно-конвективный коэффициент теплоотдачи α_1 .

Тепловое состояние детали описывается уравнением теплопроводности [21]:

$$C \rho \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left[r \lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right] \quad (1)$$

$$T \geq 0, 0 < r < r_{max}, 0 < z < z_{max}, T = T(r, z, \tau), C = C(r, z, \tau, T), p = p(r, z, \tau, T), \lambda = \lambda(r, z, \tau, T)$$

с начальным условием: $T(r, z, 0) = T_0$

и следующими граничными условиями:

- на подвижной границе (генерирование тепла от инструмента):

$$-\lambda \frac{\partial T(r, z, \tau)}{\partial z} = q, S = S(r, z, \tau) \quad (2)$$

- теплообмен заготовки с воздухом:

$$-\lambda \frac{\partial T(r_{\max}, z)}{\partial r} = \alpha_1 \cdot [T_W(r_{\max}, z, \tau) - T_s] \quad (3)$$

$$-\lambda \frac{\partial T(r, 0, \tau)}{\partial z} = \alpha_1 \cdot [T_W(r, 0, \tau) - T_s] \quad (4)$$

$$-\lambda \frac{\partial T(r, z_{\max}, \tau)}{\partial z} = \alpha_1 \cdot [T_W(r, z_{\max}, \tau) - T_s] \quad (5)$$

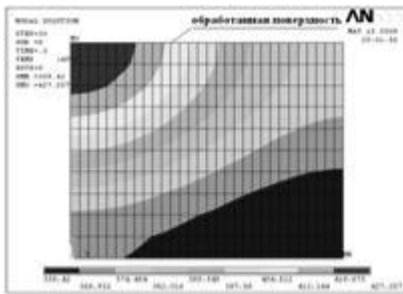
Для решения данной задачи на основе модели (1)-(5) в среде программного комплекса ANSYS создана, конечно-элементная, модель. Моделировалось многопроходное точение. Количество элементов составляло 300, узлов – 341. Для моделирования поверхностного слоя, получаемого впоследствии лезвийной обработки, конечно-элементная модель включала 750 элементов, 806 узлов.

Результаты моделирования приведены на рис. 3-5

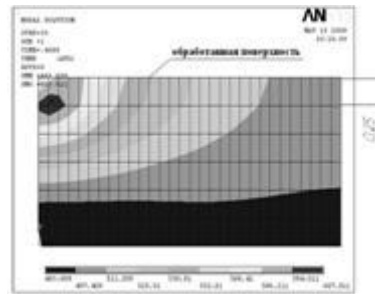
Скорость движения резца v зависела от текущего радиуса резания r . В соответствии с этой скоростью на каждом проходе шаг по времени численного решения выбирался таким, чтобы за этот шаг резец передвигался по поверхности заготовки на размер элемента. Все расчеты проводились с помощью программного комплекса ANSYS [22], реализующей метод конечных элементов.

С помощью экспериментальных данных, рассмотренной модели, и аналитического метода решения задач теплообмена в процессе резания [18] определены тепловой поток q от резца в заготовку и коэффициент теплоотдачи α_1 между заготовкой и воздухом.

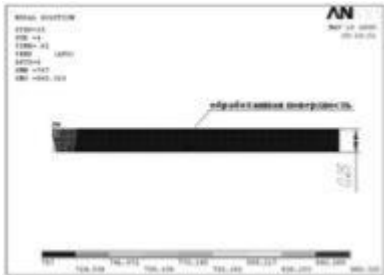
Моделирование распределения температурных полей в обрабатываемой заготовке проводилось на различных режимах резания и материала режущей части инструмента (BK8 и синтетический алмаз). Диапазон скоростей варьировался от 50 до 120 м/мин.



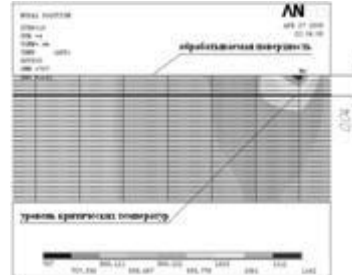
температурные поля заготовки после первого прохода резца



температурные поля заготовки после третьего прохода резца

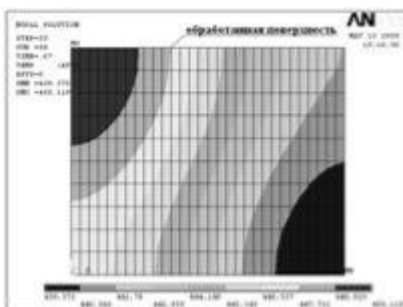


температурные поля заготовки в поверхностном слое после третьего прохода резца

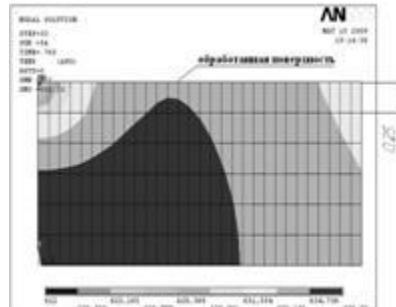


температурные поля заготовки в прирезцовой зоне после третьего прохода резца

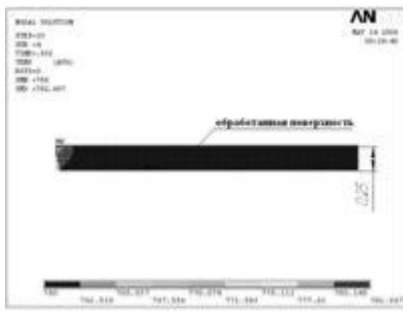
Рис. 3 – Распределение температурных полей, параметры обработки: инструментальный материал BK8, диапазон скоростей 120 м/мин



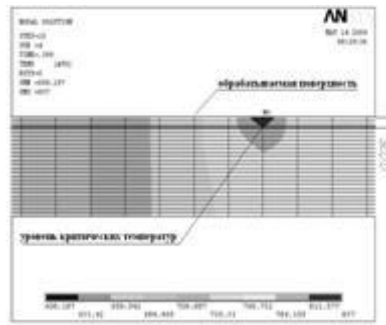
температурные поля заготовки после первого прохода резца



температурные поля заготовки после третьего прохода резца



температурные поля заготовки в
поверхностном слое после третьего прохода
резца

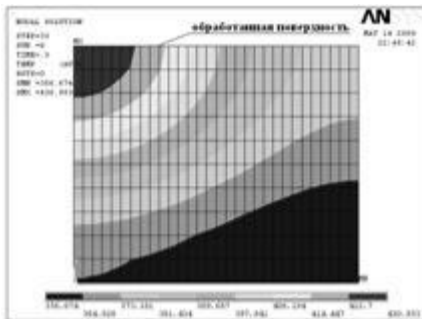


температурные поля заготовки в
прирезочной зоне после третьего прохода
резца

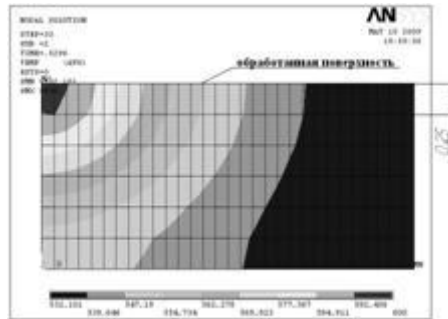
Рис. 4 – Распределение температурных полей, параметры обработки: инструментальный материал VK8, диапазон скоростей 50 м/мин

При обработке резанием со скоростью 120 м/мин (третий проход) в прирезочном слое (до 0,01мм) температура, проникающая в обрабатываемую заготовку, составляет 1162К. Глубина структурно измененного слоя составила 40мкм.

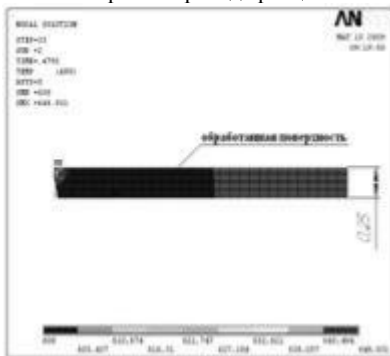
Согласно экспериментально-аналитической модели роста зерна в субмикро- и нанокристаллических металлах под воздействием температурного и временного факторов [23, 24], влияние температуры равной 1162К в течение 0,01с приведет к росту зерна до 420нм, при исходном размере зерна 250нм.



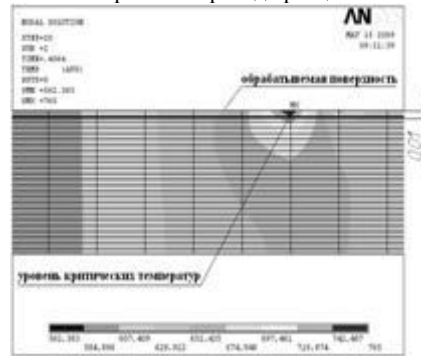
температурные поля заготовки после
первого прохода резца



температурные поля заготовки после
третьего прохода резца



температурные поля заготовки в
поверхностном слое после третьего
прохода резца



температурные поля заготовки в
прирезочной зоне после третьего прохода
резца

Рис. 5 – Распределение температурных полей, параметры обработки: инструментальный материал синтетический алмаз, диапазон скоростей 120м/мин

Снижение скоростей резания, на третьем проходе до 50 м/мин, приводит к снижению интенсивности теплового потока, температура прирезочного слоя не превышает 817К и из-за кратковременного воздействия (0,02с) не приводит к структурным изменениям. Однако, при проведении обработки в большее количество проходов, накопленная теплота в поверхностном слое (0,25мм) может превысить 873К, т.к. накопленная теплота в поверхностном слое после трех проходов составляет 782К, что может привести к структурным изменениям в заготовке. Таким образом, при обработке с числом проходов более трех рекомендуется снизить скорость резания до 30-40 м/мин.

Моделирование показало, что применение в качестве инструментального материала синтетического алмаза, позволяет обрабатывать субмикроструктурный титан со скоростью 120м/мин с сохранением высоких физико-механических характеристик исходной заготовки.

Для проверки результатов, полученных моделированием при условии воздействия критической температуры, приводящей к изменению микроструктуры титана, приведены исследования изменения микротвердости от глубины измененного слоя. Исследования проводились с использованием метода косых шлифов. График зависимости микротвердости от глубины структурно измененного слоя представлен на рис.6.

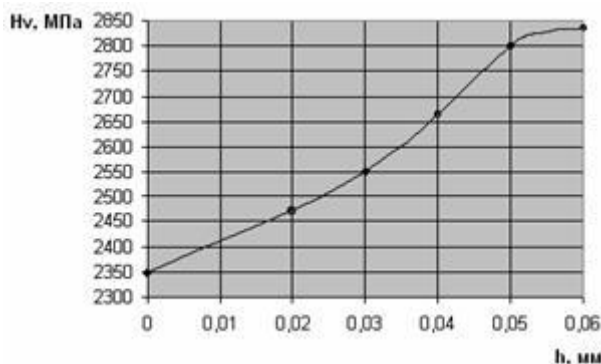
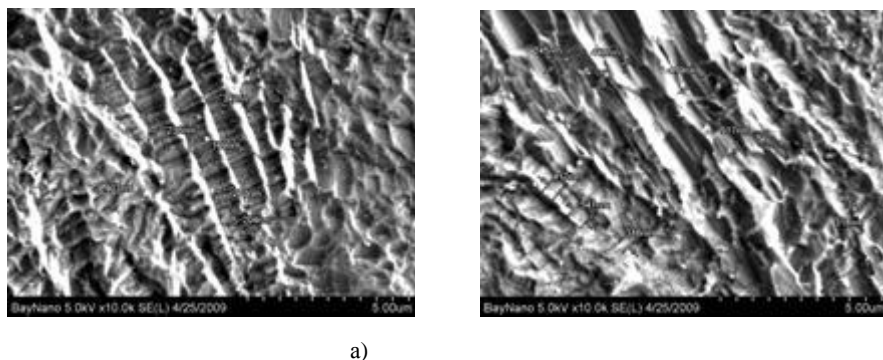


Рис. 6 – График зависимости микротвердости от глубины структурно измененного слоя

Разность между экспериментальными данными и данными, полученными моделированием, не превышает 15%, что удовлетворяет точности инженерных расчетов.

Исследования микроструктуры субмикрористаллического технически чистого титана VT1-00 проводились на сканирующем электронном микроскопе типа Hitachi S-4800 (Япония). В качестве реактива для выявления микроструктуры использовался раствор, состоящий из 10% плавиковой кислоты, 3% азотной кислоты и воды [25].

Рассмотрим структуры субмикрористаллического титана, подвергнутого лезвийной обработке с различными условиями обработки. На рис. 7а представлен металлографический снимок структуры титана VT1-0 при обработке со скоростью $V=30$ м/мин, подачей $S = 0,09$ мм/об и глубиной резания $t=0,5$ мм. Снимок иллюстрирует сохранение субзеренной структуры титана со средним размером субзерна 200нм. Изменение условий обработки ($V=120$ м/мин, $S = 0,14$ мм/об, $t=0,5$ мм) приводит к возникновению процесса рекристаллизации (рис. 7б). В структуре α -пластин появляются новые равноосные α -зерна, для роста которых границы исходных α -субзерн не служат существенным препятствием, поскольку представляют собой скопление зернограницных дислокаций. За счет соседних α -субзерн в процессе рекристаллизации новые равноосные α -зерна достигают в среднем размера 450нм.



а)

б)

Рис.7 – Заготовки, полученные ИПД и обработанные при различных режимах резания: а) $V=30$ м/мин, $S = 0,09$ мм/об, $t=0,5$ мм; б) $V=120$ м/мин, $S = 0,14$ мм/об, $t=0,5$ мм.

Полученные экспериментальные данные подтверждают адекватность конечно-элементной модели перераспределения тепловых полей в обрабатываемой заготовке титана.

Проведенные исследования позволяют установить область рациональных условий обработки технически чистого титана с субмикрористаллической структурой.

Рациональными режимами резания для титана с нано- и субмикрористаллической структурой при использовании вольфрамкарбидосодержащих инструментов является скорость резания 40-50м/мин, подача 0,1мм/об. При использовании в качестве инструментального материала синтетического алмаза скорость резания можно увеличить до 120м/мин.

Эти условия обработки обеспечивают поддержание на исходном высоком уровне физико-механические свойства изделия (микротвердость 2900МПа), что обеспечивает эффективное применение титановых изделий для медицинской и биологической промышленности.

Список литературы: 1. Inyoung K., Won-Sik J., Jongyoul K., Kyung-Tae P., Dong H.S. Deformation structures of pure Ti produced by equal channel angular pressing // Scripta Materialia – 2001. – 45 – P.575-581. 2. Дегтярев М.В., Воронова А.В., Губернаторов В.В., Чашукина Г.И. О термической нестабильности микрористаллической структуры в однофазных металлических материалах // ДАН. 2002. Т.386. №2. С. 180-183. 3. Lian J., Valiev R.Z., Baudelet V. On the enhanced grain growth in ultra fine grain metals // Acta metall. material. 1995. V.43. P. 661-668. 4. Амирханов И.М., Исламгалеев Р.К., Валиев Р.З. Релаксационные процессы и рост зерна при изотермическом отжиге ультрамелкозернистой меди, полученной интенсивной пластической деформацией // ФММ. 1998. Т.86. №4. С. 99-105. 5. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформацией. - М.: Логос, 2000. - 272 с. 6. Чувальдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Макаров И.М., Малашенко Л.М., Кукаренко В.А. Рекристаллизация в микрористаллических меди и никеле, полученных методами РКУ-прессования. I. Структурные исследования. Эффект аномального роста // ФММ. 2003. Т.96. №5. С. 51-60. 7. Миглерини М., Каньух Т., Павук М., Йираскова И., Зборил Р., Машлань М., Швец П. Эволюция структуры в нанокристаллических сплавах с ростом температуры // ФММ. 2007. Т.104. №4. С. 349-359. 8. Humphrey F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Great Britain: Pergamon, 1996, P.497. 9. Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чашукина Г.И. рост зерна при отжиге армо-железа с ультрадисперсной структурой различного типа, созданной деформацией сдвигом под давлением // ФММ – 2005. – Т.99 – №3 – С.58-68. 10. Салищев Г.А., Галеев Р.М. Формирование субмикрористаллической структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства // Металловедение и термическая обработка

металлов. 2006. №2. С. 19-26. **11.** Семенова И.П., Кориунов А.И., Салимгареева Г.Х., Латыш В.В., Якушина Е.Б., Валиев Р.З. Механическое поведение ультрамелкозернистого титана, полученного с использованием ИПД //ФММ – 2008. – Т.106 - №2 – С.116-22423. **12.** Попова Е.Н. Влияние степени деформации на структуру и термическую стабильность нанокристаллического ниобия, полученного сдвигом под давлением // ФММ – 2007. – Т.103 - №4 – С.426-432. **13.** Перевезенцев В.Н., Путьшин А.С. Теория аномального роста зерна в субмикроструктурных материалах, полученных методом интенсивной пластической деформации //ФММ. - 2006. - Т.120. - №1. - С. 33-37. **14.** Кесарев А.Г., Кондратьев В.В. О влиянии внутренних напряжений на диффузию в наноструктурных сплавах // ФММ. – 2007. – Т.104 - №1 – С. 5-11. **15.** Миронов С.Ю., Мышляев М.М. Анализ эволюции дислокационных границ в ходе холодной деформации микроструктуры титана //ФТТ – 2007. – Т.49 - №5 – С.815-822. **16.** Trent Ed. M., Wright P.K. Metal cutting, Butterworth – Heinemann, USA, 2000, 446p. **17.** Warneck G. Modeling of thermo-elastic workpiece deformation during turning of hardened steel //Product. Engng. – 1997. – Vol. IV/2. – P.51-54. **18.** Резников А.Н. Теплофизика резания – М.: Машиностроение. – 1969. – 102с. **19.** McKeown P.A. Reduction and compensation of thermal errors in machine tools //Ann. of the CIRP. – 1995. – Vol. 44/2. – P.589-598. **20.** Stephenson D.A. Thermal expansion of the workpiece in turning // J. Engn. for Industry. – 1995. – Vol. 117. – P.542-550. **21.** Резников А.Н., Резников Л.А. Основы расчета тепловых процессов в технологических системах – Куйбышев: КуАИ, 1986 – 153с. **22.** Чигарев А.В., Кравчук А.С., Смалюк А.Ф. ANSYS для инженеров. – М.: Машиностроение, 2004 – 512с. **23.** Вережуб Н.В., Кантай Дж., Симонова А.А. Методология механических процессов обработки объемных нанокристаллических материалов // Сучасні технології в машинобудуванні зб. наук. праць. 2008. Вип.2. С. 19 - 26. **24.** Kartay G. Modeling Interfacial Energies in Metallic Systems // Materials Science Forum, 2005. V. 473-474. P. 1-10. **25.** Мальцев М.В. Металлография тугоплавких, редких и радиоактивных металлов и сплавов – М.: Металлургия, 1971 – 488с.

Поступила в редакцию 15.06.2009