

А.А. Симонова, канд. техн. наук, Кременчуг, Украина,  
Н.В. Вerezуб, д-р техн. наук, Харьков, Украина,  
А.Г. Пономарев, Киев, Украина

## ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ НАНО- И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

*Розглянуто технологію виготовлення виробів із нано- та субмікроструктурних металів та сплавів. Проведено аналіз методів отримання заготовок з об'ємною нано- та субмікроструктурною структурою. Вказані можливі галузі застосування матеріалів з новими властивостями. Відзначені проблеми, які виникають при виготовленні виробів як у процесі механічної обробки, так і методами порошкової металургії. Запропоновано шляхи пошуку раціональних умов обробки різанням заготовок з нано- та субмікроструктурою.*

*Рассмотрена технология изготовления изделий из нано- и субмикроструктурных металлов и сплавов. Проведен анализ методов получения заготовок с объемной нано- и субмикроструктурной структурой. Указаны возможные области применения материалов с новыми свойствами. Отмечены проблемы, возникающие при изготовлении изделий как в процессе механической обработки, так и методами порошковой металлургии. Предложены пути поиска рациональных условий обработки резанием заготовок с нано- или субмикроструктурой.*

*The products manufacture technology of nano- and sub microcrystalline metals and alloys is considered. Analysis methods for obtaining workpieces with bulk nano- and sub microcrystalline structure is held. Possible applications of materials with new properties are listed. Problem arising in the products manufacture in the machining and powder metallurgy methods are noted. The ways of finding rational conditions of machining workpieces with a nano- and sub microstructure are proposed.*

Повышенный интерес к поликристаллическим металлическим материалам вызван особыми их свойствами при уменьшении размера зерен в материале до 1 – 10 мкм (микроструктурные (МК) материалы) или еще меньше – до 10 – 100 нм (нанокристаллические (НК) материалы). Промежуточное положение занимают субмикроструктурные (СМК) материалы с размером кристаллитов 0,1 – 1 мкм [1].

К нанокристаллическим принято относить материалы, у которых размер отдельных кристаллитов или фаз, составляющих структурную основу, не превышает 100 нм хотя бы в одном направлении [1]. Однако в последнее время существует тенденция относить к наноматериалам системы, новые функции которых зависят от наноэффектов их компонентов. Нижняя граница диапазона обусловлена критическим размером нанокристаллического материала как структурного элемента, имеющего упорядоченное строение, т.е. кристаллическую решетку. Верхняя же граница диапазона обусловлена тем, что существенные изменения свойств материалов начинаются при размерах наноструктурных элементов приблизительно от 100 нм. Этот предел является весьма условным.

В настоящее время разработан ряд эффективных методов получения материалов с ультрамелкими зёрнами, как для исследовательских, так и для промышленных целей [1, 2].

Для получения наноматериалов конструкционного назначения используют различные методы, которые можно разделить на четыре группы (табл. 1) [3]:

- порошковая металлургия (компактирование нанопорошков),
- кристаллизация из аморфного состояния,
- интенсивная пластическая деформация,
- различные методы нанесения наноструктурных покрытий.

Таблица 1 – Методы получения нанокристаллических материалов конструкционного назначения

Метод	Способы	Материалы
Компактирование нанопорошков	Прессование и спекание. Спекание под давлением	Металлические материалы, керамика, керметы, композиционные материалы, полимеры
Кристаллизация аморфных сплавов	Кристаллизация аморфных сплавов. Консолидация аморфных порошков с последующей кристаллизацией.	Аморфизирующиеся металлические материалы
Методы нанесения наноструктурных покрытий	Электrolитическое осаждение, химическое и физическое осаждение из газовой фазы и др.	Металлические материалы, керамика, композиционные материалы
Интенсивная пластическая деформация	Равноканальное угловое прессование. Деформация кручением при высоких давлениях. Всесторонняя ковка.	Металлические материалы

Размер зёрен, морфология и текстура могут меняться в зависимости от соответствующих технологических параметров процесса получения наноматериалов.

Методы порошковой металлургии широко используются для получения нанопорошков и объёмных наноматериалов. Для этого используют нанопорошки с размером частиц менее 100 нм, крупнозёрнистые порошки с нанокристаллической структурой, полученные методом механического легирования, или аморфные порошки, которые подвергают контролируемой кристаллизации в процессе консолидации.

К настоящему времени разработаны различные методы получения нанопорошков. Общим принципом получения нанопорошков является сочетание высокой скорости образования центров зарождения частиц при малой скорости их роста. Технические и конструкционные решения по созданию необходимых для этого условий могут быть различными. Распределение частиц по размерам, их структура и свойства в значительной степени определяются ус-

ловиями формирования частиц и, следовательно, зависят от методов их получения. Основные требования к методам получения нанопорошков заключаются в возможности контроля и управления параметрами процесса, узком распределении частиц по размерам, воспроизводимом получении порошков контролируемой дисперсности, химического и фазового состава.

Какой-либо один метод не может быть применен для получения всех классов нанопорошков. Поэтому для более широкого применения нанопорошков необходимо разрабатывать методы с относительно низкой себестоимостью их производства [4].

Многообразие методов консолидации, используемых в порошковой металлургии, обеспечивает достаточно широкие технологические возможности для получения высокоплотных и пористых материалов. На уплотнение дисперсных порошков значительное влияние оказывают такие параметры, как средний размер частиц, содержание примесей, состояние поверхности, форма частиц и способ прессования. Для прессования нанопорошков наиболее широко распространено одноосное прессование: статическое (в пресс-формах, штамповка), динамическое (магнитно-импульсное, взрывное) и вибрационное (ультразвуковое) прессование [5-7]. Для получения высокоплотных однородных материалов используется всестороннее (изостатическое) прессование: гидростатическое, газостатическое, квазигидростатическое (в специальных пресс-формах под высоким давлением) [8].

Для получения объемных наноматериалов из порошков в основном используют методы прессования при комнатной температуре с возможным последующим спеканием и спекание под давлением.

Применение квазигидростатического прессования повышает плотность поковок по сравнению с одноосным прессованием. С увеличением давления квазигидростатического прессования от 1 до 10 ГПа относительная плотность компактов железа возрастает примерно в 1,5 раза [8]. Для никелевых порошков при давлении прессования 1 ГПа применение квазигидростатического прессования позволяет повысить плотность поковок примерно в 1,2 раза [8]. Методом магнитно-импульсного прессования добиваются более высокой плотности компактов по сравнению со статическим прессованием [5]. Ультразвуковое компактирование позволяет повысить равномерность плотности прессовок [6]. Перспективным представляется компактирование методами интенсивной деформации. Компактирование порошков меди со средним размером частиц 28 нм, полученных механическим размолотом в шаровой мельнице, кручением под высоким давлением, получают образцы диаметром 20 мм и толщиной 0,5 мм, имеющие размер зерна 75 нм при пористости 2% [9].

С уменьшением размера частиц температура спекания порошков значительно уменьшается. Спекание нанопорошков без давления при сравнительно низких температурах не позволяет получить материал с малым размером зерна без пор. При высоких же температурах плотность образцов возрастает, но

увеличивается размер зерна. Проблему в какой-то мере можно решить микроволновым нагревом с высокой скоростью, что увеличивает усадку при спекании порошков, например, на основе оксида алюминия, и снизить размер зерна спеченных компактов из диоксида титана [9].

Перспективным является метод контролируемого спекания, позволяющий получить наноструктуру при отсутствии пор. В случае контролируемого изотермического спекания отсутствие пористости прессовок из оксида иттрия достигается при росте зерна до 400 нм. Контролируемое двухступенчатое спекание с перегревом до 1250 – 1310°C и последующим спеканием при 1150°C позволяет достичь размера зерна около 100 нм при отсутствии пористости в этих прессовках [10].

Преимущества приложения давления при уплотнении порошков известно со времени изобретения технологии горячего одноосного прессования. Разработка методов горячего изостатического прессования (ГИП) и горячей экструзии открыла путь для производства из порошковых материалов и изделий с уникальными свойствами. Эти процессы, позволяющие получать беспористые микроструктуры при минимальных температурах с минимальными добавками активаторов спекания, хорошо описаны в литературе. Множество технологий псевдо-ГИП или изостатическойковки, которые характеризуются использованием негазовой среды, передающей давление от пуансона на заготовку. Вне зависимости от консолидируемого материала методы консолидации можно классифицировать по величине, продолжительности и виду напряженного состояния, которые обусловлены способом приложения давления.

Быстрое всестороннее компакрование – процесс квазиизостатической консолидации, используемый для уплотнения порошков. Метод предполагает использование ковочного пресса и закрытой пресс-формы для приложения давления к предварительно нагретой конструкции, называемой жидкой матрицей [11].

В таблице 2 приведено пять различных процессов. Характеристики процесса быстрого всестороннего компакирования (БВК) или изостатическойковки быстрым всесторонним компактированием занимают среднее положение среди других процессов.

Таблица 2 – Сравнение методов спекания порошков под давлением

Процесс	Величина давления, ГПа	Продолжительность давления, с	Направленность давления
Горячее прессование	0,01—0,03	$10^3—10^4$	одноосное
ГИП	0,1—0,3	$10^3-10^4$	изостатическое
Горячая экструзия	0,1—1,0	$10^2—10^4$	сложное
БВК	0,1—1,0	$10—10^2$	изостатическое
Взрыв	10—100	$\sim 10^{-6}$	сложное

Наиболее перспективным способом получения объемных наноматериалов является спекание нанопорошков под давлением. Для получения металлических наноматериалов предварительно прессуют заготовку с низкой плотностью (30 – 40%), затем ее нагревают до температуры восстановления оксидов с выдержкой до полного их восстановления и прикладывают давление прессования, необходимое для достижения плотности, близкой к теоретической [12]. Например, с увеличением давления прессования нанопорошков железа до 400 МПа температура спекания, при которой отсутствует пористость, уменьшается от 700 до 350°C, размер зерна спеченных компактов при этом уменьшается от 1,2 мкм до 80 нм, т.е. больше, чем на порядок [12].

Для получения массивных равноплотных компактов с гомогенной зеренной структурой хорошо проявляют себя методы горячего изостатического прессования и газовой экструзии (ГЭ). При использовании метода ГИП следует учитывать, что высокая удельная поверхность нанопорошков приводит к их высокой газовой насыщенности. Поэтому перед компактированием порошки необходимо дегазировать [12].

Метод ГЭ, заключающийся в получении прессовки гидростатическим давлением при комнатной температуре, предварительной ее термической обработке в среде водорода при низкой температуре и экструдировании при повышенной температуре, позволяет компактировать порошки при кратковременном температурном воздействии и достаточно больших давлениях. Развиваются также методы плазмоактивированного спекания под давлением [13].

Одним из способов получения объемных нанокристаллических материалов является кристаллизация объемных аморфных сплавов (ОАС) [14]. Здесь задача подразделяется на две: получение объемных аморфных сплавов и их кристаллизация. Первая задача может быть решена при использовании закалки из расплава, обработки в шаровых мельницах с последующим компактированием и интенсивной пластической деформации [14]. Процесс аморфизации зависит от химического состава сплава. Традиционным способом получения аморфных сплавов является легирование элементами – аморфизаторами, такими как углерод, фосфор, бор и цирконий [15]. Альтернативный путь состоит в выборе базовой эвтектики, образуемой при взаимодействии двух или нескольких фаз – стеклообразователей и легировании этих фаз – стеклообразователей с целью понижения температуры плавления и подавления образования первичных кристаллов при затвердевании сплава. Эффективность такого подхода была показана в работах для ОАС как на основе циркония, так и на основе железа, причем и в случае закалки из расплава, и в случае обработки в шаровой мельнице [15].

Наиболее распространенным и изученным способом получения ОАС является закалка из расплава. Толщина обычно получаемой аморфной ленты в

этом случае составляет 30 мкм [14]. Изменением химического состава можно изменять склонность к аморфизации и, соответственно, толщину получаемого образца. Максимальные размеры ОАС, достигающие десятков миллиметров, были получены при закалке из расплава стержней из сплавов на основе циркония [14]. Но аморфные сплавы на основе циркония имеют недостаточно высокую прочность, склонны к образованию оксидов, включений и пленок, а также взаимодействуют с материалом тигля. Получение ОАС циркония возможно только при использовании высокочистых исходных компонентов и методов левитационной и дуговой вакуумной плавки.

Проведенные исследования ОАС [14] позволили выделить две перспективные для практического использования системы: Fe (Mo, Cr, Ni, Co, W, Al...) – P – C и Fe (Ni, Cr, Mn...) – Nb – В, имеющие ряд преимуществ:

- отсутствие активных элементов, таких как цирконий и титан;
- низкие температуры плавления 910 – 1120°C;
- отсутствие взаимодействия расплава с материалом тигля;
- низкие критические скорости охлаждения расплавов;
- возможность использования современных металлургических технологий комплексного рафинирования и термической обработки расплава.

Для обеих систем характерно наличие гладкой зеркальной поверхности с аморфной структурой, повышающей износо- и коррозионную стойкость материалов. Сплавы обеих систем в аморфном состоянии – магнитотвердые, а в нанокристаллическом состоянии – магнитомягкие. Стеклообразующая способность Fe – P – C сплавов несколько ниже, чем у Nb – В сплавов, однако пластичность выше. Высокая твердость сплавов системы Fe – Nb – В в аморфном состоянии ( $H_v = 11$  ГПа) повышается еще больше при переходе в нанокристаллическое состояние ( $H_v = 18$  ГПа). Для Fe – Nb – В сплавов характерна также высокая магнитная проницаемость и высокое удельное электропротивление.

В настоящее время наибольшая толщина аморфного слоя 6 мм, а следовательно, и наиболее высокая стеклообразующая способность среди ОАС на основе железа достигнута для сплава Fe<sub>61</sub>Co<sub>77</sub>Zr<sub>0</sub>Mo<sub>5</sub>W<sub>1</sub>B<sub>15</sub> [15], чьи достоинства ограничены большим содержанием циркония. Методами закалки из расплава получены ленты толщиной 30 – 50 мкм, стержни диаметром 2 – 4 мм и гранулы диаметром 1 – 4 мм [14]. Для этого сплава показана возможность формирования нанокристаллической структуры не только при кристаллизации из аморфного состояния, но и при закалке расплава со скоростью немного ниже критической [14].

В ходе интенсивной пластической деформации также возможна аморфизация материала. Например, при кручении под высоким давлением при комнатной температуре Ni – Ti сплавов с памятью формы, в зависимости от исходного состояния формируются разные структуры: аустенитная исходная структура приводит к нанокристаллической, мартенситная – к аморфной [16].

Следует отметить, что далеко не все объемные аморфные сплавы улучшают свои функциональные свойства при кристаллизации. Тем не менее, представляется перспективным использование аморфно-нанокристаллических сплавов на основе железа для изготовления режущего инструмента, высокоэнергетических пружин, электромагнитных устройств и износостойких деталей.

Последние годы ознаменовались растущим интересом к развитию методов интенсивной пластической деформации (ИПД) для получения НК и СМК металлов и сплавов, обладающих уникальными свойствами [1, 3]. Данный подход основан на использовании ИПД как способа обработки металлов в условиях высоких приложенных давлений для измельчения их микроструктуры до наноразмеров [2]. ИПД обработка направлена на получение однородных наноструктур по всему объему образца. Наноструктуры могут быть сформированы как в чистых металлах, так и в сплавах (включая промышленные).

Известно, что субмикрокристаллические (СМК) материалы могут быть определены как поликристаллы с очень малым размером зерна, где средний его размер составляет менее одного микрона, т.е. относится к субмикронному (100 – 1000 нм) или нанокристаллическому (< 100 нм) диапазонам. Кроме того, в ИПД материалах внутри зерен, как правило, содержатся дислокационные субструктуры с размерами элементов в нанодиапазоне. Поэтому СМК металлы и сплавы, полученные методами ИПД, обычно относят к классу объемных НК материалов.

Для использования методов ИПД с целью получения СМК металлов и сплавов с преимущественно большеугловыми границами зерен выделено пять правил обработки для измельчения зерен. Четыре из них связаны с требованиями к режимам и маршрутам ИПД методов, а пятое относится к природе исследуемого материала. Кратко рассмотрим эти правила (более подробное описание режимов и маршрутов ИПД обработки можно найти в последних книгах и обзорах по данной тематике [2, 17]).

1. Весьма важным требованием к обработке методами ИПД является проведение деформирования при низких температурах (как правило, меньше  $0,47 T_{n.l}$ ). Только в этих условиях возможно достижение высокой плотности дислокации  $10^{14} \text{ м}^{-2}$  и выше вплоть до предельных значений  $10^{16} - 10^{17} \text{ м}^{-2}$  [5, 40], что необходимо для формирования СМК – структуры. Повышение температуры обработки ведет к резкому уменьшению плотности дислокаций и увеличению ( $> 1$  мкм) размера зерен.

2. Степень деформации при обработке (истинная деформация) должна превышать 6 – 8. Хотя сильное измельчение микроструктуры и достижение плотности дислокаций более  $10^{14} \text{ м}^{-2}$  происходят уже при деформации 1 – 2 [5], но формирование СМК структуры с большеугловыми границами имеет место только при дальнейшем деформировании.

3. Для эффективной ИПД – обработки важны высокие ( $> 1$  ГПа) гидростатические давления, которые способствуют повышению деформируемости обрабатываемого материала и, следовательно, обеспечивают целостность заготовок даже после очень больших деформаций. Кроме того, давление оказывает влияние на диффузию и таким образом сдерживает аннигиляцию дефектов кристаллической решетки при деформации.

4. Формирование равноосных ультрамелких зерен зависит от турбулентности течения металла. На макроуровне турбулентность связана с немонотонным характером деформации. На микроуровне турбулентность выражена вращением и перемещением зерен.

5. Измельчение зерен также связано с атомной структурой материала, что при прочих равных условиях способствует повышению плотности накопленных дислокаций и значительно снижает размер получаемых зерен. Например, в сплаве Pd-20% Ag, имеющем ЭДУ =  $125 \text{ мДж/м}^2$ , и в чистом Pd (ЭДУ =  $190 \text{ мДж/м}^2$ ) после ИПД кручением 5 оборотов при давлении 6 ГПа размер зерен получается соответственно 150 и 240 нм.

Предложенные правила, по нашему мнению, являются необходимым и достаточным условием для эффективного измельчения зерен во время ИПД - обработки.

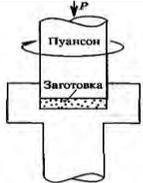
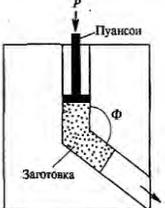
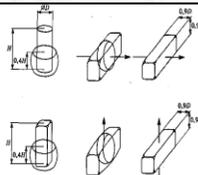
Существует несколько технологических модификаций метода ИПД, удобных для получения наноструктурированных материалов: деформация кручением под высоким давлением, деформация равноканальным угловым прессованием, всесторонняя ковка, сдвиг под давлением [2], винтовая экстракция [18], низкотемпературная деформация [19] и др.

Основные методы ИПД получения заготовок материалов с наноструктурой приведены в таблице 3. Рассмотрим технологические аспекты методов ИПД.

*Деформация кручением под высоким давлением.* Установки, в которых деформация кручением была проведена под высоким давлением, впервые были использованы в работах. Их конструкция является развитием известной идеи наковальни Бриджмена. В первых работах эти установки были использованы для исследования фазовых превращений в условиях интенсивных деформаций, а также изучения эволюции структуры и изменения температуры рекристаллизации после больших деформаций. Новым и принципиально важным моментом явились доказательства формирования наноструктур с неравновесными большеугловыми границами зерен при использовании интенсивной деформации кручением [2], что позволило рассматривать этот метод как новый для получения наноструктурных материалов.

Рассмотрим механические аспекты интенсивной деформации кручением. При деформации кручением под высоким давлением полученные образцы имеют форму дисков.

Таблица 3 – Методы интенсивной пластической деформации для получения заготовок материала с наноструктурой

Метод ИПД	Принципиальная схема	Средний размер зерна	Применяемые металлы
Деформация кручением под высоким давлением		100 нм	Чистые Cu, Ni, Ti, Pd, армо-Fe, Al, закаленные Al сплавы, Mg сплав
Деформация равнональным угловым прессованием (РКУ - прессование)		100-300 нм	Чистые Cu, Ni, Ti, Pd, армо-Fe, Al
Всесторонняя ковка		100 – 300 нм	Чистые Cu, Ni, Ti, армо-Fe, Al, Ti сплавы, Mg сплав, высоколегированные Ni сплавы

При этом образец помещается между бойками и сжимается под приложенным давлением в несколько ГПа. Нижний боек вращается, и силы поверхностного трения заставляют образец деформироваться сдвигом. Геометрическая форма образцов такова, что основной объем материала деформируется в условиях квазигидростатического сжатия под действием приложенного давления и давления со стороны внешних слоев образца. В результате деформируемый образец, несмотря на большие степени деформации, не разрушается.

Полученные ИПД кручением образцы имеют форму обычных дисков размером от 10 до 20 мм и толщиной 0,2 – 0,5 мм. Существенное измельчение структуры наблюдается уже после деформирования на пол-оборота [2], но для создания однородной наноструктуры требуется, как правило, деформация в несколько оборотов.

Недавние исследования показали также, что ИПД кручением может быть успешно использована, не только для измельчения структуры, но и как метод консолидации порошков [9]. При этом обнаружено, что высокие давления, равные нескольким ГПа, при деформации кручением при комнатной

температуре могут обеспечивать достаточно высокую плотность, близкую к 100% в получаемых наноструктурных образцах в форме дисков. Для получения таких образцов консолидацией ИПД кручением могут использоваться не только обычные порошки, но также и порошки, подвергнутые обработке в шаровой мельнице.

*Деформация РКУ – прессованием.* При реализации РКУ-прессования заготовка неоднократно продавливается в специальной оснастке через два канала с одинаковыми поперечными сечениями, пересекающимися обычно под углом  $90^\circ$ . В случае необходимости деформация труднодеформируемых материалов осуществляется в условиях повышенных температур.

В процессе РКУ – прессования для структур весьма важными являются направление и число проходов заготовки через каналы. В работах [2] были рассмотрены различные маршруты заготовок (рис. 1): ориентация заготовки остается неизменной при каждом проходе (маршрут *A*); после каждого прохода заготовка поворачивается вокруг своей продольной оси на угол  $90^\circ$  (маршрут *B*); после каждого прохода заготовка поворачивается вокруг своей продольной оси на угол  $180^\circ$  (маршрут *C*).

Данные маршруты различаются направлениями сдвига при повторных проходах заготовки через пересекающиеся каналы и приводят к формоизменению сферической ячейки в теле заготовки.

В процессе первого прохода в результате простого сдвига при РКУ – прессовании в месте пересечения каналов ячейка приобретает форму эллипсоида. Последующие проходы в ходе реализации маршрута *A* приводят к удлинению оси, и эллипсоид вытягивается, при этом направление сдвига поворачивается на угол  $2\varphi$  вокруг оси, перпендикулярной продольному сечению каналов.

В процессе первого прохода в результате простого сдвига при РКУ – прессовании в месте пересечения каналов ячейка приобретает форму эллипсоида. Последующие проходы в ходе реализации маршрута *A* приводят к удлинению оси, и эллипсоид вытягивается, при этом направление сдвига поворачивается на угол  $2\varphi$  вокруг оси, перпендикулярной продольному сечению каналов.

Повторный проход при маршруте *B* приводит к изменению направления сдвига; в этом случае плоскость сдвига поворачивается на угол  $120^\circ$  (при  $2\varphi = 90^\circ$ ) [2].

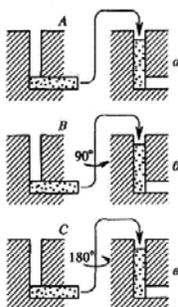


Рисунок 1 – Варианты РКУ – прессования: *а* – маршрут *A*; *б* – маршрут *B*; *в* – маршрут *C* [2]

В ходе реализации деформации по маршруту *C* (рис. 1,в) повторный проход приводит к сдвигу в той же плоскости, но в противоположном направлении. При этом ячейка вновь приобретает сферическую форму.

Использование всех трех маршрутов приводит к быстрому росту пределов текучести и прочности обрабатываемого материала, которые уже после нескольких проходов достигают насыщения [2].

В работе [20] показано, что первые три цикла деформирования образцов *Cu* и *Ni* РКУ – прессованием приводят к росту усилия деформации. Далее наступает установившаяся стадия упрочнения, и усилие практически не изменяется

*Всесторонняя ковка.* Еще одним способом формирования наноструктур в массивных образцах является всесторонняя ковка, предложенная Г.А. Салищевым с соавторами [21]. Процесс всестороннейковки обычно сопровождается динамической рекристаллизацией.

Схема всестороннейковки основана на использовании многократного повторения операций свободнойковки: осадка – протяжка со сменой оси прилагаемого деформирующего усилия. Однородность деформации в данной технологической схеме по сравнению с РКУ – прессованием или кручением ниже. Однако данный способ позволяет получать наноструктурное состояние в достаточно хрупких материалах, поскольку обработку начинают с повышенных температур и обеспечиваются небольшие удельные нагрузки на инструмент. Например, выбор соответствующих температурно-скоростных условий деформации позволил добиться получения очень мелких зерен размером около 100 нм.

Метод ИПД всестороннейковки был использован для измельчения структуры в ряде сплавов, в том числе в чистом *Ti*, в *Ti* сплавах ВТ8, ВТ30, *Ti*-6%*Al*-32%*Mo*, в *Mg* сплаве *Mg*-6 %*Zr*, в высокопрочных высоколегированных *Ni* сплавах [2, 21] и др.

Обычно данный подход реализуется при температурах пластической деформации в интервале  $(0,3-0,6) T_{пл}$ . Показано, что водородное легирование

двухфазных Ti сплавов приводит к формированию меньшего размера зерен при одновременном увеличении пластичности и понижении температуры деформации [2].

Таким образом, к настоящему времени методы ИПД получили активное развитие и используются для получения наноструктур в массивных образцах из различных металлов и сплавов. Тем не менее, вопрос о получении массивных заготовок большего размера и более однородных по микроструктуре остается весьма актуальным. Актуальны также проблемы разработки новых технологически более эффективных схем ИПД, совершенствования оснасток и расширения круга материалов, в том числе труднодеформируемых, в которых можно сформировать наноструктурное состояние.

В этом перспективном направлении получения металлов с нано- и субмикроструктурной структурой успешно работает ряд организаций в Украине, России, США, Японии и других стран. В Украине разрабатываются методы получения нано- и субмикроструктурных структур с помощью штамповки взрывом (Национальный аэрокосмический университет «ХАИ» им. Н.Е. Жуковского, г. Харьков), комбинированной пластической деформации (Донецкий национальный технический университет, г. Донецк), интенсивной пластической деформацией в криогенных средах (Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины, г. Харьков).

Признанным лидером в этом технологическом направлении является школа Р.З. Валиева (Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия).

Анализ технологических методов ИПД показал, что для получения нано- или субмикроструктурной структуры в «чистых» металлах наиболее приемлемым является метод всестороннейковки. Он универсальный и применим не только к пластичным металлам и сплавам, но и к труднодеформируемым материалам. При этом на единицу массы нано- или субмикроструктурного материала при ковке затрачивается существенно меньше энергии, чем при равноканальном угловом прессовании, поскольку в первом случае затраты энергии на преодоление трения и противодавления существенно меньше, чем во втором. Метод всестороннейковки позволяет использовать существующее технологическое и прессовое оборудование. Размеры заготовок, получаемых методом всестороннейковки, позволяют использовать их в реальном производстве, что весьма важно для последующего применения.

Оказалось, что материалы с наноразмерным зерном отличаются хрупкостью. В ряде случаев, в т.ч. при использовании методов интенсивной пластической деформации, удается снизить проявление этого эффекта, например для нанокристаллических меди, титана и титановых сплавов, интерметаллида  $Ni_3Al$  [1,2,21,22]. Тем не менее, проблема остается достаточно актуальной.

Важным ограничением для использования наноструктурных конструкционных материалов является их склонность к межкристаллитной коррозии из-за очень большой объемной доли границ зерен. В связи с этим они не могут быть рекомендованы для работы в условиях способствующих такой коррозии (диффузия с поверхности элементов внедрения и элементов диффундирующих по границам зерна, высокие температуры в сочетании с коррозионными воздействиями, радиация, состав сплава, склонный к изменениям химического состава по границам зерен и т.д.). Другим важным ограничением является нестабильность структуры наноматериалов, а следовательно, нестабильность их физико-химических и физико-механических свойств. Так при термических, радиационных, деформационных и т.п. воздействиях неизбежны рекристаллизационные, релаксационные, сегрегационные и гомогенизационные процессы, а также явления распада, фазовых превращений, спекания и запыливания нанопор и нанокпилляров, аморфизации или кристаллизации [22]. При формовании изделий из нанопорошков достаточно остро встает также проблема комкования (слипания наночастиц) в агломераты, что может осложнить получение материалов с заданной структурой и распределением компонентов.

Обнаруженные уникальные свойства наноструктурных материалов способствуют их практическому использованию. В литературе имеются сведения о работах, представляющих, например, непосредственный интерес для создания новых мощных постоянных магнитов на основе наноструктурных ферромагнетиков [2, 23]. С другой стороны, хорошо известно [24], что сверхпластическая формовка является высокоэффективным способом получения изделий сложной формы. В этой связи сверхпластичность субмикроструктурных ИПД материалов, наблюдавшаяся при относительно низких температурах или высоких скоростях деформации, весьма перспективна с точки зрения повышения производительности формовки и увеличения стойкости штамповых оснасток. НК листы могут быть использованы в сверхпластической формовке, совмещенной с диффузионной сваркой, для изготовления сложнопрофильных деталей и интегральных конструкций. НК сплавы характеризуются повышенной свариваемостью давлением (пониженной температурой и степенью деформации, необходимой для сварки) и повышенным качеством сварного соединения [24].

Одним из примеров возможного практического применения наноструктурных материалов являются высокопрочные резьбовые изделия, широко используемые в авиа- и автомобилестроении. Элементы резьбы являются концентраторами напряжений, которые обычно лимитируют свойства изделий. В работе [25] установлено, что предел выносливости сплава ВТ1-0 после РКУ-прессования повышается на 40 %, т.е. формирование наноструктур весьма перспективны для повышения долговечности и уменьшения трудоемкости изготовления резьб в крепежных титановых изделиях.

Особый интерес представляет применение наноструктурных металлов в качестве имплантатов и материала для медицинских инструментов в травматологии, ортопедии и стоматологии [26].

Большинство изделий из объемных НК и СМК заготовок получают путем механической обработки.

Главное требование при формировании детали – это сохранение исходной НК и СМК структуры заготовки. Поставленной цели можно добиться, управляя температурным фактором, временем его воздействия и размером зерна, полученного после ИПД.

Получение качественного поверхностного слоя наряду с формированием необходимой геометрии является важным фактором при эксплуатации изделия.

При обработке металлов резанием возникают источники теплоты как результат превращения механической энергии в тепловую.

В процессе механической обработки температуру в зоне резания и время ее воздействия можно контролировать с помощью рациональных или оптимальных условий обработки (скорость резания, подача, глубина резания, СОТС).

В работах [27-29] предложена методика определения рациональных параметров лезвийной обработки субмикро- и нанокристаллических металлов с целью сохранения исходной структуры заготовки.

Для поиска рациональной области условий механической обработки в системе координат «скорость резания – подача» построены поля ограничений, которые разбивают диаграмму на несколько участков (рис. 2) [28].

На диаграммах показано две линии ограничений и три участка, которые характеризуют состояние структуры металла после обработки резанием. Из полученных комбинаций скорость резания – подача выбираем те, что вызывают рост исходного размера зерна от 10% до 100%.

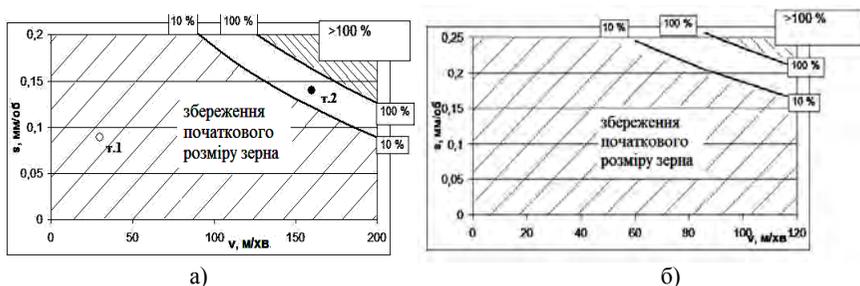


Рисунок 2 – Диаграмма определения рациональных условий обработки:  
а) титана; б) меди

На диаграммах показано две линии ограничений и три участка, которые характеризуют состояние структуры металла после обработки резанием. Из полученных комбинаций скорость резания – подача выбираем те, что вызывают рост исходного размера зерна от 10% до 100%.

Представленные диаграммы дают возможность выбрать рациональные условия обработки субмикроструктурного титана и меди. Диаграмма (рис. 2а) корректна для заданных начальных условий: технически чистый титан ВТ1-0 с исходным размером зерна – 250 нм; материал режущей части инструмента – ВК8; глубина резания – 0,5 мм. Диаграмма (рис. 2б) корректна для заданных начальных условий: технически чистая медь М0 с исходным размером зерна – 300 нм; материал режущей части инструмента – Р6М5; глубина резания – 0,5 мм и позволяет выбрать рациональные условия для обработки субмикроструктурной меди при механической обработке с использованием смазочно-охлаждающей жидкости.

На данный момент не существует универсального способа получения заготовок с нано или субмикроструктурной структурой и метода изготовления изделий из таких заготовок.

Следующим этапом в исследовании процессов механической обработки объемных нано- и субмикроструктурных материалов может стать комплексное решение оптимизационной задачи поиска условий изготовления изделий из заготовок с нано- или субмикроструктурной структурой с учетом зависимости изменения размера зерна заготовки при влиянии технологических параметров процесса резания.

**Список литературы:** 1. Siegel R.W. Mechanical properties of ultrafine grained materials / R.W. Siegel, M. Nastasi, D.M. Parkin, H. Glier // Proc. Of NATO ASI. – Dordrecht – Boston – London: Kluwer Head. Publ., 1993. – V.233. – P. 509–512. 2. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с. 3. Балоян Б.М. Наноматериалы. Классификация, особенности свойств, применение и технологии получения: учеб. пособие / Б.М. Балоян, А.Г. Колмаков, М.И. Алымов и др. – М.: АгроПрессДизайн, 2007. – 102 с. 4. Gleiter H. Nanocrystalline materials / H. Gleiter // *Prog. Mater. Sci.* – 1989. – №33. – P. 223-330. 5. Иванов В.В. Эффективность динамического метода уплотнения наноразмерных порошков / В.В. Иванов, С.Н. Паранин, А.Н. Вихрев и др. // *Материаловедение.* – 1997 – № 5 – С. 49-55. 6. Хасанов О.Л. Механизмы ультразвукового прессования керамических нанопорошков / О.Л. Хасанов, Э.С. Двилис, Ю.П. Похолков и др. // *Перспективные материалы.* – 2002 – № 1 – С. 251-256. 7. Драгобецкий В.В. Нові напрямки удосконалення властивостей металевих виробів методами вибухового оброблення / В.В. Драгобецкий // *Машинознавство.* – 2002. – №6. – С.38-42. 8. Gusev A.I. Nanocrystalline Materials / A.I. Gusev, A.A. Rempel. – Cambridge: Cambridge International Science Publishing, 2004. – 351 p. 9. Красильников Н.А. Получение монокристаллической меди после шарового размола / Н.А. Красильников, Г.И. Рааб // «Физикохимия ультрадисперсных систем»: Сб. науч. трудов V Всероссийской конфер. Часть I. Екатеринбург, УрО РАН – 2001 – С. 169-174. 10. Скороход В.В. Спекание с контролируемой скоростью как метод управления микроструктурой керамики и подобных спеченных материалов / В.В. Скороход, А.В. Рагуля // *Порошковая металлургия.* – 1994. – № 3 – 4. С. 1-10. 11. Kelto C.A. Rapid omnidirectional compaction (ROC) of powder. Annu. / C.A. Kelto, E.E. Timm, A. J. Pyzyk // *Rev. Mater. Sci.* – 1989. – № 19. – P. 527-531. 12. Алымов М.И. Спекание под давлением ультрадисперсных порошков железа / М.И. Алымов, М.М. Мышляев // *Физика и хи-*

мия обработки материалов. – 1997. – № 6. – С. 87-91. **13.** *Dogan C.P.* Mechanical Processing, Compaction and Thermal Processing of Alpha-Fe Powder / C.P. Dogan, J.C. Rawers, R.D. Govier et al. // *Nanostr. Mater.* – 1994. – № 4. – Р. 631-644. **14.** *Ковнеристый Ю.К.* Объемно-аморфизирующиеся металлические сплавы / Ю.К. Ковнеристый. – М.: Наука, 1999. – 80с. **15.** *Петржик М.И.* Пути повышения стеклообразующей способности металлических сплавов / М.И. Петржик, В.В. Молоканов // *Изв. Академии Наук. Серия физическая.* – 2001. – Т. 65. – № 10. – С. 1384-1389. **16.** *Inoue A.* Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys / A. Inoue, T. Zhang, H. Koshiba et al. // *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* – 1999. – V. 554. – Р. 388-345. **17.** *Сегап В.М.* Развитие обработки материалов интенсивной сдвиговой деформацией / В.М. Сегап // *Металлы.* – 2004. – №1. – С. 5-14. **18.** *Бейгельзимер Я.Е.* Винтовая экструзия / Я.Е. Бейгельзимер, С.Г. Сыков, Д.В. Орлов и др. // *КШП. ОМД.* – 2004. – №6. – С. 15-22. **19.** *Конькова Т.И.* Интенсивная криогенная деформация меди / Т.И. Конькова, С.Ю. Миронов, А.В. Корзников // *ФММ.* – 2010. – Т. 109, №2. – С. 184-190. **20.** *Ахмадеев Н.А.* Формирование субмикроструктурной структуры в меди и никеле с использованием интенсивного сдвигового деформирования / Н.А. Ахмадеев, Р.З. Валиев, В.И. Копылов и др. // *Известия РАН. Металлы.* – 1992. – №5 – С.96-101. **21.** *Салищев Г.А.* Формирование субмикроструктурной структуры в титане при пластической деформации и ее влияние на механические свойства / Г.А. Салищев, О.Р. Валиахметов, Р.М. Галлеев и др. // *Металлы.* – 1996. – №4. – С. 86-91. **22.** *Андреевский Р.А.* Физикохимия ультрадисперсных систем / Р.А. Андреевский, С.Э. Зеер, М.А. Леонтьев – М.: Наука, 1987. – 197с. **23.** *Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology* – New York: American Scientific Publisher, 2004. **24.** *Мурзинова М.А.* Сверхпластичность титанового сплава ВТ6, легированного водородом, с субмикроструктурной решеткой / М.А. Мурзинова, Г.А. Салищев, Д.Д. Афоничев // *ФММ.* – 2007. – Т.104, №2. – С. 204-211. **25.** *Валиев Р.З.* Объемные наноструктурные металлические материалы / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398с. **26.** *Филиппенко В.А.* Исследование коррозионно-химических свойств и биосовместимости субмикроструктурного титана ВТ1-0 / В.А. Филиппенко, Е.К. Севидова, Н.В. Дедух и др. // *Ортопедия, травматология и протезирование.* – Харьков: ООО «Обериг», 2011. - №3 (584). – С.68-72. **27.** *Каптай Дж.* Определение области рациональных условий лезвийной обработки субмикроструктурных металлов / Дж. Каптай, А.А. Симонова, Н.В. Вереzub // *Вісник НТУ «ХП».* Зб. наук. праць. Тематичний випуск: Технології в машинобудуванні. – Харків: НТУ «ХП». – 2010. – №53. – С. 114-121. **28.** *Симонова А.А.* Визначення раціональних параметрів лезової обробки субмікроструктурних металів для збереження початкових властивостей заготовок / А.А. Симонова – Автореф. дис. канд. техн. наук: 05.03.01. – Харків, 2010. – 20с. **29.** *Каптай Дж.* Прогнозирование поведения субмикроструктурных металлов при механической обработке / Дж. Каптай, А.А. Симонова, Н.В. Вереzub // *Сучасні технології в машинобудуванні: зб. наук. праць.* – Харків: НТУ «ХП», 2011. – вип.6. – С.40-51.

*Поступила в редколлегию 15.03.2012*