

УДК 669.01 (07)

Ф.З. УТЯШЕВ

*Институт проблем сверхпластичности металлов,
учреждение Российской академии наук, Уфа, Россия*

**ДЕФОРМАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ
МАТЕРИАЛОВ И ВОЗМОЖНОСТИ ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ
В АВИАДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИИ**

Рассмотрены методы интенсивной пластической деформации и условия предельного измельчения зерен. Выполнен теоретический анализ закономерностей деформационного измельчения зерен. Получены уравнения, позволяющие прогнозировать размер зерен в зависимости от накопленной деформации и поперечного сечения образца при холодной деформации. Численные оценки показали качественное соответствие экспериментальным данным. Рассмотрены возможности формирования наноструктуры в авиационных сплавах. Предложено использование титановых двухфазных сплавов с ультрамелкозернистой структурой для изготовления лопаток и дисков первой ступени компрессора ГТД. Повышение технологических и эксплуатационных свойств жаропрочных никелевых сплавов, применяемых для горячей части ГТД, достигается путем укрупнения наночастиц с одновременным измельчением зерен матрицы с использованием методов деформационно-термической обработки.

Ключевые слова: *интенсивная пластическая деформация, кристаллическая решетка, измельчение зерна, дефект, кривизна, кручение, диск, лопатка, наноструктура.*

Введение

Металлы и сплавы с субмикро- и нанокристаллической структурой проявляют необычно высокие и полезные физико-механическими свойства, в том числе сочетание высокой прочности и пластичности. Для получения таких ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов используют методы интенсивной пластической деформации (ИПД): равноканальное угловое (РКУ) прессование, кручение под давлением, всестороннюю ковку и другие. Предельный размер измельченных зерен зависит от природы материала и условий деформирования [1].

Природа материала. При прочих равных условиях обработки большее измельчение наблюдается в материалах с низкой энергией дефектов упаковки, со сложным химическим, фазовым составом и других материалах с ограниченной скоростью прохождения процесса возврата.

Условия деформирования. Для формирования зерен минимальных размеров необходимо, чтобы температура деформации T_d была заведомо ниже температурного порога рекристаллизации материала. Это условие накладывает ограничения и на скорость деформации $\dot{\epsilon}$, которая не должна приводить к заметному деформационному разогреву материала, в том числе в зоне локализации деформации. Поэтому обычно применяют малые скорости деформации, не превышающие $(10^{-1} - 10^{-2}) \text{ с}^{-1}$. Менее

определенными величинами являются степень деформации ϵ необходимая для формирования минимальных зерен и, собственно, минимальный их размер. При прочих равных условиях (природе материала и T_d) указанные величины зависят от масштабного фактора – размера поперечного сечения деформируемой заготовки. Например, метод РКУ прессования применяют для получения нанокристаллической структуры в металлических прутках диаметром от 10 до 60 мм [2]. В результате во многих металлах (Cu, Fe, Ni, Ti) при РКУ прессовании формируется УМЗ структура с минимальным размером зерен около 200 – 400 нм, которая при дальнейшем наращивании степени деформации (числа проходов) практически не измельчается. При этом для образования такой однородной УМЗ структуры во всем сечении прутка его подвергают многопроходному прессованию с суммарной $\epsilon = (10 - 16)$, хотя в отдельных зонах прутка образование измельченных до указанных размеров зерен происходит уже после деформации $\epsilon = (3 - 4)$. В тонкостенных (0,1 – 0,3 мм) дисках из тех же металлов, подвергаемых кручению под давлением, формируются более мелкие зерна ~ 100 нм. Предельно возможное измельчение зерен и субзерен до размера равного нескольким нанометрам обеспечивают методы, в которых поперечное сечение деформируемой заготовки уменьшается до нескольких десятков микрон. В частности, такое измельчение достигается при раз-

моле порошков Fe, Ni в шаровых мельницах, при волочении проволоки и прокатке фольг со степенью $\varepsilon = (5 - 7)$.

Во всех методах ИПД обрабатываемый материал в очаге деформации подвергается воздействию значительного квазигидростатического давления, в противном случае его обработка со столь большими степенями деформации становится невозможной. Кроме того, существенным для формирования мелких зерен фактором в методах ИПД является немонотонный характер деформирования.

Для практики важно определить зависимость среднего размера предельно измельченных зерен от степени деформации металлической заготовки с учетом её размеров. Решение такой задачи на качественном уровне (по порядку величины) в отношении многих металлов и сплавов, в которых при деформации образуется ячеистая структура, приводится ниже.

1. Закономерности деформационного измельчения зерен

Исходные предпосылки. Для решения указанной задачи необходимо связать макроскопические параметры деформации со структурными изменениями в материале, происходящими на мезо- и микроуровнях их строения. Поэтому напомним основные закономерности эволюции структуры в металлических материалах, склонных к образованию ячеек при деформации. При деформации со степенью $\varepsilon \geq (0,2 - 0,3)$ в таких материалах происходит фрагментация – образование новых разориентированных областей [3]. Фрагментацию относят к процессу «самоорганизации» структуры металлического материала, обеспечивающего устойчивое развитие деформации. Этот процесс приводит к замене исходного множества большеугловых границ зерен, препятствующих движению дислокации, множеством малоугловых границ, которые дислокации способны преодолеть, обеспечивая тем самым развитие макросдвигов в заданном направлении. В ходе фрагментации возникают сильно взаимодействующие ансамбли дислокаций – частичные дисклинации. Эти линейные дефекты перемещаются, не в кристаллографических плоскостях, как дислокации, а по их плотным скоплениям – несовершенным границам ячеек, разориентированным на малые доли градуса. В результате перемещений дисклинаций (здесь и далее слово – частичные, не используется) образуются полосы, разделенные границами, угловые разориентировки которых после прохождения каждой дисклинации обычно увеличиваются на несколько градусов. Основные этапы эволюции структуры, приводящие к образованию мелких зерен,

включают [1]: 1) образование скоплений дислокаций; 2) преобразование их в несовершенные границы, обособляющие ячейки – области кристалла с относительно малой плотностью дислокаций; 3) образование полос, которые по мере нарастания деформации уменьшаются в поперечных размерах, изменяют направление развития и пересекаются. Результатом многочисленных пересечений предельно тонких полос с большеугловыми границами собственно и является формирование мелких зерен.

Следует отметить, что в разных участках деформированного материала указанные этапы начинаются и заканчиваются не одновременно. Они циклически повторяются в одних и тех же участках заготовки, приводя к последовательному уменьшению размеров ячеек, поперечных размеров полос и зерен. Измельчение завершается, когда напряжение течения материала достигает некоторого значения, недостаточного для осуществления внутризеренных кристаллографических сдвигов, поскольку с уменьшением размеров ячеек и зерен возрастают напряжения, необходимые для зарождения и скольжения решеточных дислокаций, но уже недостаточного для сдвигов по границам измельченных зерен. Для того чтобы зернограницные сдвиги¹ стали доминирующим механизмом деформации заготовки необходимо, чтобы в ее сечении возникло большое множество мелких зерен и, соответственно, их границ, ориентированных в направлении действия максимальных касательных напряжений. Поэтому чем меньше поперечное сечение деформируемой заготовки, тем меньшие размеры должны приобрести зерна, прежде чем будет достигнуто образование указанных множеств, включая множество полос КЗГП, и прекратится измельчение структуры.

Влияние масштабного фактора на размеры измельченных зерен непосредственно проявляется в металлах и однофазных сплавах. В многофазных материалах, в которых при деформации фазовый состав существенно не изменяется, каждое фазовое выделение, а также расположенные между ними участки матрицы являются «автономными» очагами деформации. В этом случае масштабный фактор определяется не столько поперечными размерами заготовки, сколько размерами фазовых выделений и расположенными между ними участками матрицы. Поэтому решение поставленной задачи – определение зависимости размеров предельно измельченных зерен от степени деформации и масштабного фактора – можно выполнить на примере металлов. При этом можно ограничиться определением минималь-

¹ Поверхности, по которым осуществляются такие сдвиги, называют полосами кооперативного зернограницного проскальзывания (КЗГП)

ных размеров ячеек, поскольку, в конечном счете, их малоугловые границы преобразуются в большеугловые границы зерен в ходе деформации. Следует отметить, что наряду с выше описанной картиной измельчения структуры существует другое представление [2] об измельчении – путем увеличения разориентировок границ ячеек до большеугловых значений вследствие поглощения ими решеточных дислокаций. Не останавливаясь на дискуссии о разнотипной роли полос в структурообразовании, включая в обеспечение стабильности размеров мелких ячеек и, следовательно, размеров измельченных зерен, отметим, что в обоих представлениях об образовании зерен их размеры предопределяют размер ячеек. Поэтому важно установить зависимость размеров ячеек от степени деформации и масштабного фактора.

Решение задачи. Размеры ячеек можно оценить по зависимости D . Холта $d_f = C/\sqrt{\rho}$, где C – постоянная, равная 16 для металлов; ρ – скалярная плотность дислокаций. При подстановке в это уравнение максимального значения скалярной плотности дислокаций, которое во всех металлах и сплавах менее 10^{17} м^{-2} , получим минимально возможный размер зерен более 100 нм, что не согласуется с меньшими на порядок размерами ячеек и зерен, образующимися в тонкостенных заготовках. Несоответствие оценки d_f по зависимости D . Холта с экспериментальным данным обусловлено тем, что размеры измельченных ячеек зависят не от скалярной, а от тензорной плотности дислокаций. В отличие от скалярной тензорная плотность характеризует не хаотические скопления дислокаций, а скопления однотипных и однозначных (зарядовых) дислокаций, которые сосредотачиваются в зонах изгиба и кручения кристаллической решетки, адекватно формоизменению заготовки. Классический наглядный пример такой адекватности – образование стенок дислокации, обнаруженный Р. Канном, при изгибе образца цинка. Тензорная плотность зарядовых дислокаций β ($\beta = b \cdot \rho'$, где b – вектор Бюргера дислокаций; ρ' – плотность зарядовых дислокаций) характеризует приобретенную среднюю кривизну и кручение кристаллической решетки в среднем по очагу деформации. При невысоких температурах ИПД кривизна-кручение накапливаются сначала в виде плотных скоплений – стенок конечной толщины, обособляющих ячейки, затем в виде совершенных малоугловых границ ячеек, в которые преобразуются стенки с сохранением угла разориентировки, хотя собственно дислокации как дефекты решетки при этом исчезают. Поперечный размер ячеек, разориентированных на малый угол θ , с накопленной тензорной плотностью β_2 связан соотношением [4]:

$$D = \theta/\beta_2, \quad (1)$$

где θ – угол разориентировки между ячейками.

В деформированной области заготовки (очаге деформации) β возрастает только вследствие выхода сегментов петель решеточных дислокаций на внешнюю поверхность или вследствие рождения этой поверхностью сегментов (полупетель) дислокации. Математически эта фундаментальная закономерность, означающая отсутствие в объеме кристаллической решетки «источников кривизны-кручения», имеет вид

$$\text{div } \beta = 0. \quad (2)$$

Действительно, решеточные дислокации рождаются в виде петель, сегменты которых изгибают и закручивают кристаллическую решетку в противоположных направлениях так, что мезоучасток, содержащий дислокационные петли, остается не искривленным. По отношению к объему V очага деформации лишь выход из него сегментов решеточных дислокаций (полупетель) из объема на его поверхность и вход полупетель с поверхностного источника дислокаций создают в кристаллической решетке не скомпенсированную кривизну и кручение и одновременно приводят к приращению площади A поверхности очага деформации: $\Delta A = N \cdot l \cdot b$, где N , l и b – соответственно число, средняя длина и вектор Бюргера дислокаций. Разделив это выражение на объем очага, получим

$$\Delta A/V = b\rho' = \beta. \quad (3)$$

Отношение $k = A/V$, имеющее такую же как β размерность, характеризует кривизну формы тела, которая, вообще говоря, отличается от гауссовской кривизны. Очевидно, что k одновременно характеризует также масштабный фактор: чем меньше поперечное сечение заготовки, тем больше величина k .

Нетрудно показать, что приращение k однозначно зависит от степени деформации. Так, если исходная кривизна цилиндрической заготовки с точностью до малого значения, не учитывающего вклад торцевых поверхностей, равна $k_0 = 1/R_0$, а после её равномерного удлинения со степенью $\varepsilon = 2\ln(R_0/R)$, например, вследствие прокатки кривизна возрастает до значения $k = 1/R$. Отсюда получим $\varepsilon = 2\ln(k/k_0)$, а также

$$k/k_0 = \exp(\varepsilon/2). \quad (4)$$

Рост k при деформации обусловлен не только реакцией поверхности с решеточными дислокациями, но и с мезодефектами – ансамблями зернограничных дислокаций, перемещение которых приводит к ГЗП и образованию на поверхности неровностей. Поэтому $k = k_d + k_m$, где первое и второе слагаемое – соответственно вклады, обусловленные

дислокациями и мезодефектами. Накопленная деформация тоже представляет собой сумму вкладов обусловленных перемещениями указанных дефектов $\varepsilon = \varepsilon_d + \varepsilon_m$. Исключая из (4) вклады k_m и ε_m , поскольку они не влияют на размеры ячеек, а также используя кинетическое уравнение фрагментации [4], приходим к выражению, определяющему накопленную кривизну формы заготовки, соответствующей накопленному значению тензорной плотности $\beta_\Sigma = \Delta k_d$:

$$\begin{aligned} \Delta k_d &= \int_0^\varepsilon b\rho' d\varepsilon = \\ &= k_0 \times \int_0^\varepsilon \left\{ \exp[0,5\varepsilon \exp(-3\varepsilon/2)] - 1 \right\} d\varepsilon. \end{aligned} \quad (5)$$

Численные оценки, выполненные в [4, 5] по уравнению (5), для ряда методов ИПД показали качественное соответствие результатов (по порядку величины) экспериментальным данным.

2. Получение и применение конструкционных наноматериалов

В настоящее время интенсивно ведется разработка технологий получения наноматериалов конструкционного назначения для изготовления медицинских имплантантов, деталей из сплавов с памятью формы, метизов, высокопрочной арматуры и проволоки, применяемых в машино- и аппарато-строении. Активно изучаются возможности изготовления деталей для газотурбинных двигателей (ГТД) из наноматериалов.

Привлекательность применения наноматериалов в конструкциях ГТД связана с двумя обстоятельствами. Во-первых, наноматериалы обладают существенно более высокой и изотропной конструкционной прочностью (сочетанием прочности и пластичности). Во-вторых, им присуща повышенная технологичность: сверхпластичность, свариваемость в твердом состоянии и формуемость при относительно низких температурах, $\sim 0,4T_{пл}$. Ограничения в использовании таких материалов в ГТД связаны с отсутствием жаропрочности при температурах выше $0,4T_{пл}$, что не позволяет использовать их в горячей части ГТД. Кроме того, получение наноструктуры в авиасплавах связано с повышенной трудоемкостью их обработки в сравнении с обычными методами обработки крупнозернистых материалов. Тем не менее, применение наноструктурных авиаматериалов в ряде случаев представляется перспективным и оправданным. Избыточные трудозатраты, связанные с их получением, можно компенсировать последующим изготовлением из них точных и уникальных деталей для холодной части ГТД, применяя техно-

логию сверхпластической деформации. Так, перспективно использовать прутки диаметром до 200 мм и крупногабаритные листы с размерами зерен 100 – 400 нм из двухфазных титановых сплавов для изготовления лопаток и дисков компрессора первых ступеней, а также блисков (дисков с лопатками) и полых широкохордных крупногабаритных лопаток вентилятора двухконтурных ГТД. Более высокие прочностные и технологические свойства таких УМЗ сплавов позволяют заметно снизить вес указанных деталей, повысить удельную прочность и ресурс эксплуатации.

Перспективны нанотехнологии и в отношении современных жаропрочных никелевых сплавов. Такие сплавы, как известно, являются наноструктурированными материалами. Они содержат наноразмерные выделения упрочняющей γ' фазы, объемная доля которой достигает (50 – 70) %. Эта фаза собственно и определяет жаропрочные свойства данных сплавов. Вместе с тем γ' фаза существенно снижает технологические свойства сплавов, что приводит не только к низкому КИМ при изготовлении деталей горячей части ГТД, но и является причиной снижения эксплуатационных свойств таких деталей из-за структурной неоднородности. Для жаропрочных никелевых сплавов в настоящее время решена обратная задача – методами деформационно-термической обработки достигается укрупнение наночастиц до нескольких микрометров с одновременным измельчением зерен матрицы. Это позволяет не только повысить технологические свойства таких сплавов и использовать процесс сверхпластической раскатки для изготовления точных дисков, колец и валов, но и заметно повысить их служебные свойства, применяя обычную и дифференциальную термообработку [1].

Заключение

В работе рассмотрены условия деформации необходимые для получения наноструктурных конструкционных материалов. Получены уравнения, позволяющие прогнозировать размер зерен в зависимости от накопленной деформации и поперечного сечения образца при холодной деформации. Рассмотрены возможности получения наноматериалов и применения деформационных нанотехнологий для изготовления деталей ГТД.

Литература

1. Kaibyshev O.A. *Superplasticity: Microstructural Refinement and Superplastic Roll Forming* / O.A. Kaibyshev, F.Z. Utyashev // *Futurepast*. Arlington, VA22201 USA. – 2005. – P. 386.

2. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.

3. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В.В. Рыбин – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

4. Утяшев Ф.З. Современные методы интенсивной пластической деформации / Ф.З. Утяшев. – Уфа: УГАТУ, 2008. – 313 с.

5. Утяшев Ф.З. Влияние очага деформации на измельчение структуры в металлах / Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб // ФММ. – 2007. – Т. 104, № 6. – С. 605-617.

Поступила в редакцию 22.05.2009

Рецензент: д-р техн. наук, проф., ученый секретарь А.В. Корзников, Институт проблем сверхпластичности металлов, учреждение РАН, Уфа, Российская Федерация.

ДЕФОРМАЦІЙНІ МЕТОДИ ОДЕРЖАННЯ НАНОСТРУКТУРОВАНІХ МАТЕРІАЛІВ І МОЖЛИВОСТІ ЇХ ЗАСТОСУВАННЯ В АВІАДВИГУНОБУДУВАННІ

Ф.З. Утяшев

Розглянуто методи інтенсивної пластичної деформації та умови найбільшого подрібнення зерен. Виконано теоретичний аналіз закономірностей деформаційного подрібнення зерен. Одержано рівняння, що дозволяє прогнозувати розмір зерен у залежності від накопиченої деформації і поперечного перерізу зразка при холодній деформації. Численні оцінки показали якісну відповідність експериментальним даним. Розглянуто можливості формування наноструктури в авіаційних сплавах. Запропоновано застосування титанових двохфазних сплавів з ультрамілкозернистою структурою для виготовлення лопаток і дисків першої ступені компресора ГТД. Підвищення технологічних і експлуатаційних властивостей жароміцних нікелевих сплавів, що використовуються для гарячої частини ГТД, досягається шляхом укрупнення наночасток з одночасним подрібненням зерен матриці з застосуванням методів деформаційно-термічної обробки.

Ключові слова: інтенсивна пластична деформація, кристалічна решітка, подрібнення зерна, дефект, кривизна, кручення, диск, лопатка, наноструктура.

DEFORMATION METHODS FOR PRODUCTION OF NANOSTRUCTURAL MATERIALS AND POTENTIALITIES FOR THEIR APPLICATION IN AVIATION PROPULSION ENGINEERING

F.Z. Utyashev

Methods of intensive plastic deformation and conditions of grains limit-size reduction are considered. Theoretical analysis for mechanisms of grains deformation reduction is performed. Equations that allow predicting grains size depends on cumulated deformation and cross section of sample at cold deformation are obtained. Calculated estimations showed qualitative correspondence to experimental data. Potentialities for formation of nanostructure in aircraft alloys are considered. Application of titanium two-phase alloys with ultra-fine-grained structure for production of blades and disks of the first stage of turbine engine compressor is proposed. Improvement of manufacturing and service properties of high-temperature nickel alloys applied for hot segment of turbine engine is reached by enlargement of nanoparticles with simultaneous size-reduction of matrix grains using the deformation and heat treatment methods.

Key words: intensive plastic deformation, crystalline lattice, grain size reduction, defect, curvature, torsion, disk, blade, nanostructure.

Утяшев Фарид Зайнуллаевич – д-р техн. наук, проф., главный научный сотрудник Института проблем сверхпластичности металлов, учреждение Российской академии наук, Уфа, Российская Федерация, e-mail: ufz1947@mail.ru.