УДК 669.01.(07)

МЕТОДЫ ОБРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ

Ф.З. Утяшев, Р.Ю. Сухоруков, Г.И. Рааб

Представлены теоретические и практические аспекты получения наноматериалов, а также особенности их обработки и применения в авиационных газотурбинных двигателях. Показаны основные стадии эволюции матричной структуры при деформации и рассмотрены факторы, влияющие на структурообразование наноматериалов. Выделена роль масштабного фактора и немонотонности деформации. Приведены уравнения, определяющие накопленную тензорную плотность дислокаций, обратная величина которой, с точностью до угловой разориентировки дислокационных стенок, соответствует среднему размеру ячеек – прообразу мелких зерен. Показана последовательность деформационной обработки наноструктурированных жаропрочных никелевых сплавов.

Ключевые слова: методы интенсивной пластической деформации, измельчение зерен, дефекты и кривизна кручение кристаллической решетки, блиски, диски, лопатки, свойства наноматериалов.

Введение

Металлы и сплавы с субмикро- и нанокристаллической структурой проявляют необычно высокие и полезные физико-механические 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].

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

Для формирования зерен минимальных размеров необходимо, чтобы температура деформации t_п была заведомо ниже температурного порога рекристаллизации материала. Это условие накладывает ограничения и на скорость деформации $\dot{\varepsilon}$, которая не должна приводить к заметному деформационному разогреву материала, в том числе в зоне локализации деформации. Поэтому обычно применяют малые скорости деформации, не превышающие (0,1-0,01) с⁻¹. Менее определенными величинами являются степень деформации є, необходимая для формирования минимальных зерен и, собственно, минимальный их размер. При прочих равных условиях (природе материала и температуре t_{r}) 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 форми-

13

руется УМЗ структура с минимальным размером зерен – около 200-400 нм, которая при дальнейшем повышении 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 $\varepsilon = 10-16$, хотя в отдельных зонах прутка образование измельченных до указанных размеров зерен происходит уже после деформации при $\varepsilon = 3-4$. 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 [3]. В частности, такое измельчение достигается при размоле порошков Fe, Ni в шаровых мельницах, при волочении проволоки и прокатке фольг со степенью деформации $\varepsilon \approx 5 - 7$.

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.

Целью настоящей работы является определение зависимости среднего размера предельно измельченных зерен от степени деформации металлической заготовки с учетом ее размеров. Для решения указанной задачи необходимо связать макроскопические параметры деформации со структурными изменениями в материале, происходящими на мезо- и микроуровнях их строения. Кроме того, необходимо выявить основные закономерности эволюции структуры в металлических материалах, склонных к образованию ячеек при деформации.

Закономерности деформационного измельчения зерен

При деформациях со степенью $\varepsilon \ge 0,2-0,3$ в металлических материалах происходит фрагментация – образование новых разориентированных областей [3, 4]. 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 преодолевать, обеспечивая тем самым развитие макросдвигов в заданном направлении. В ходе фрагментации возникают сильновзаимодействующие ансамбли дислокаций - частичные дисклинации. Эти линейные дефекты перемещаются не в кристаллографических плоскостях как дислокации, а по их плотным скоплениям - несовершенным слаборазориентированным границам ячеек. В результате перемещений диполей дисклинаций (здесь и далее слово «частичные» не используется) образуются полосы, разделенные границами, угловые разориентировки которых после прохождения каждой дисклинации обычно увеличиваются на 2-3 градуса. Основные этапы эволюции структуры, приводящие к образованию мелких зерен, включают [2, 5]:

- образование скоплений дислокаций;

 преобразование их в несовершенные границы, обособляющие ячейки – области кристалла с относительно малой плотностью дислокаций;

- 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 зонах деформированного материала указанные этапы начинаются и заканчиваются не одновременно. Они циклически повторяются в одних и тех же местах 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 рождения и скольжения решеточных дислокаций, но уже достаточных для осуществления сдвигов по границам измельченных зерен. Для того чтобы зернограничные сдвиги* стали доминирующим механизмом деформации заготовки, необ-

14

^{*}Поверхности, по которым осуществляются такие сдвиги, называют полосами кооперативного зернограничного проскальзывания (КЗГП)

ходимо, 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 выделениями фаз 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 - проще выполнить на примере металлов. При этом достаточно ограничиться определением минимальных размеров ячеек, поскольку, в конечном счете, их малоуголовые границы преобразуются в большеугловые границы зерен в ходе деформации. Следует отметить, что, наряду с вышеописанной картиной измельчения структуры, существует другое представление об измельчении увеличение разориентировок границ ячеек до большеугловых значений вследствие поглощения ими решеточных дислокаций [2]. Не останавливаясь на дискуссии о разноплановой роли полос в структурообразовании, включая обеспечение стабильности размеров мелких ячеек и, следовательно, размеров измельченных зерен, в обоих представлениях об образовании зерен их размеры предопределяют размер ячеек. Поэтому важно установить зависимость размеров ячеек от степени деформации и масштабного фактора.

Решаем эту задачу следующим образом. Размеры ячеек можно оценить по зависимости Д. Холта [9]

$$d_f = C/\sqrt{\rho},$$

где С = 2-16 – постоянная (наибольшее значе-

ние характерно для чистых металлов, наименьшее – для концентрированных твердых растворов); ρ – скалярная плотность дислокаций.

При подстановке в эту зависимость максимального значения скалярной плотности дислокаций, которое во всех металлах и сплавах < 10¹⁷ м⁻², получим минимально возможный размер зерен свыше 100 нм, что не согласуется с меньшими на порядок размерами ячеек и зерен, образующимися в тонкостенных заготовках. Несоответствие оценки d, по зависимости Д. Холта с экспериментальными данными обусловлено тем, что размеры измельченных ячеек зависят не от скалярной, а от тензорной плотности дислокаций. Эта величина в отличие от скалярной плотности 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 из цинка. Тензорная плотность зарядовых дислокаций $\beta = b\rho'$, (*b* – вектор дислокаций Бюргерса, р' – плотность зарядовых дислокаций) характеризует новые значения параметров кривизны и кручения кристаллической решетки в очаге деформации [10]. Поперечный размер ячеек d, разориентированных на малый угол θ , с накопленной (суммарной) тензорной плотностью β₅ связан соотношением [6, 5]:

$$d = \theta / \beta_{\Sigma}, \qquad (1)$$

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:

$$div \beta = 0.$$
 (2)

Действительно, решеточные дислокации зарождаются 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) на его поверхность и вход полупетель с поверхностного источника дислокаций создают в кристаллической решетке нескомпенсированные «кривизну - кручение» и одновременно приводят к приращению площади (*A*) поверхности очага деформации:

$$\Delta A = Nlb$$
,

где *N*, *l* и *b* – соответственно число, средняя длина и вектор дислокаций Бюргерса.

Разделив это выражение на объем очага, получим:

$$\Delta A/V = b\rho' = \beta. \tag{3}$$

Отношение k = A/V, имеющее такую же как β размерность, характеризует кривизну формы тела, которая отличается от гауссовской кривизны, а также масштабный фактор, т.е. чем меньше поперечное сечение заготовки, тем больше параметр *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 площадей торцевых поверхностей, равна $k_0 = 1/R_0$, а после ее равномерного удлинения, например, вследствие прокатки со степенью $\varepsilon = 2 \ln(R/R_0)$ кривизна возрастает до значения k=1/R, где R_0 и R – радиусы цилиндрической поверхности заготовки до и после

Отсюда получим $\varepsilon = 2 \ln(k/k_0)$, а также

деформации соответственно.

$$k/k_0 = \exp(\varepsilon/2). \tag{4}$$

Рост параметра k при деформации обусловлен не только реакцией поверхности с решеточными дислокациями, но и с мезодефектами – ансамблями зернограничных дислокаций, перемещение которых приводит к кооперативному зернограничному проскальзыванию (КЗГП) и образованию на поверхности неровностей. Поэтому

$$k = k_{o} + k_{m}$$

где k_{∂} – слагаемое, обусловленное дислокациями и k_m – слагаемое, обусловленное мезодефектами.

Накопленная деформация также 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 [2, 6], придем к выражению, определяющему кривизну формы заготовки, которая соответствует величине накопленной тензорной плотности β_{Σ}

$$\beta_{\Sigma} = \int_{0}^{\varepsilon} b\rho' d\varepsilon = (k_o) \int_{0}^{\varepsilon} \left\{ \left\{ \exp[0, 5\varepsilon \exp(-3\varepsilon/2)] \right\} - 1 \right\} d\varepsilon .$$
(5)

Численные оценки, выполненные в [5, 6] по уравнению (1) для ряда методов ИПД, показали качественное соответствие результатов (по порядку величины) экспериментальным данным.

Обработка и применение конструкционных наноматериалов

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

Применение наноматералов в конструкциях ГТД привлекательна тем, что, во-первых, наноматериалы обладают существенно более высокой и изотропной конструкционной прочностью (сочетанием прочности и пластичности), и, во-вторых, повышенной технологичностью: они сверхпластичны, обладают свойствами свариваемости в твердом состоянии и формируемости при относительно низких температурах ~ $0,4t_{nn}$.

Но при этом они обладают низкой жаропрочностью, что не позволяет использовать их в высокотемпературной зоне 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 скомпенсировать последующим изготовлением из них точных и уникальных деталей для холодной зоны ГТД, применяя технологию сверхпластической деформации.

На первом этапе посредством

16

деформационно-термической обработки производят денаноструктурирование авиаматериалов, т.е. укрупняют упрочняющие нановыделения γ' -фазы и измельчают зерна матрицы, что наделяет сплавы сверхпластическими свойствами. На втором этапе, после формообразования деталей в условиях сверхпластичности, например, дисков газотурбинных двигателей, выполняют обратную операцию: посредством термообработки возвращают γ -фазе нанометрический размер, необходимый для возврата высокой прочности и жаропрочности.

В связи с этим целесообразно 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, которые, 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, но вместе с тем у'-фаза существенно снижает их технологические свойства, что приводит не только к снижению коэффициента использования металла при изготовлении из них деталей для высокотемпературной зоны 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 деформационнотермической обработки достигается укрупнение наночастиц до нескольких микрометров с одновременным измельчением зерен матрицы [1, 7, 8]. На рисунке 1 представлена схема такой обработки и формируемые в результате нее микроструктуры.

Принятые на рис. 1 обозначения следующие:

КЗ – крупнозернистая структура, отличающаяся крупными $d_{\gamma} \sim 100$ мкм зернами матрицы – γ -фазы и наличием наноразмерной упрочняющей интерметаллидной γ' -фазы;

МК микрокристаллическая структура, отличающаяся наличием зерен матрицы и γ'-фазы с размерами в пределах 1–10 мкм и некогерентными межфазными границами;

СМК – субмикрокристаллическая структура, отличающаяся размерами зерен матрицы и γ' -фазы в интервале (0.1 -1) мкм;

НК – нанокристаллическая структура,



Рис. 1. Схема деформационно-термической обработки жаропрочных никелевых сплавов и формируемые при этом микроструктуры отличающаяся размерами зерен матрицы и γ'-фазы в интервале 0,01 – 0, 1 мкм.

Стрелками показано схематичное изображения структур; t_s - температура линии сольвуса – полного растворения γ' -фазы в матрице.

В соответствии со схемой сначала выполняют гетерогенизирующий отжиг сплава с крупнозернистой структурой (КЗ), который приводит к коагуляции у'-фазы и изменению межфазных границ от когерентных к полукогерентным границам. На левой фотографии микроструктуры видны укрупненные частицы γ'-фазы и сетка эпитаксиальных дислокаций, возникающие при потере когерентности межфазных границ. Деформация начинается при соотношении температуры t/t ≈ 0.9 t c cteпенью деформации 25-35% и далее последовательно снижается. Между деформационными переходами производят рекристаллизационные отжиги. Для получения УМЗ структуры (со средним размером зерен матрицы ү-фазы в пределах $d_y = 3-5$ мкм и $d_{y''} = 1-3$ мкм у выделений ү'-фазы) снижение температуры осуществляют до 0,7-0,8 t_{пл.} Если же необходимо получить более мелкозернистую СМК структуру, т.е. субмикрокристаллическую структуру (0,1 мкм < $d_y \le 1$ мкм и $d_{y'} \sim 1$ мкм), то деформацию завершают при соотношении температуры порядка *t/t_s* ≈0,6 Для получения наноструктуры с размером зерен матрицы и ү'-фазы менее 0,1 мкм деформацию завершают соотношением температуры $t/t_s \approx 0,5$.

Следует отметить, что принципиальное отличие получаемой таким образом наноструктуры в жаропрочных сплавах от исходной наноструктурированной состоит в том, что в первом случае размеры зерен и у'-фазы – нанометрические, межфазные границы между ними некогерентные, подобные большеугловым внутрифазным границам. Во втором случае частицы ү'-фазы – наноразмерные и когерентные, расположенные в объеме крупных зерен матрицы. Отличие в структурах является причиной кардинально различных свойств сплава: в наноструктурированном состоянии сплав жаропрочный, а в наноструктурном состоянии при температуре близкой к эксплуатационной сплав «мягкий», сверхпластичный.

Заключение

В работе рассмотрены условия деформации, необходимые для получения наноструктурных конструкционных материалов. Получены соотношения, позволяющие прогнозировать размер зерен в зависимости от накопленной степени деформации и поперечного сечения образца при холодной деформации. Показано, что перевод из наноструктурированного состояния в наноструктурное состояние позволяет значительно улучшить технологические свойства сплавов, в частности, их свариваемость в твердом состоянии под воздействием небольшого давления при невысокой температуре 750-1000° С. Для формообразования деталей в условиях сверхпластичности нет необходимости в глубоком измельчении зерен в этих сплавах, достаточно получить микрокристаллическую структуру и использовать эффект сверхпластичности при раскатке или штамповке деталей газотурбинных двигателей. Возврат жаропрочных свойств в этих сплавах в деталях, полученных с применением СПД, осуществляют посредством термообработки. При этом, варьируя режимами закалки и старения в зависимости от назначения сплава, возможно сформировать в нем регламентировано-изменяющуюся структуру и получение свойств деталей, соответствующих условиям их эксплуатации в ГТД.

Список литературы

- Kaibyshev O. A, Utayshev F.Z Superplastisity: Microstructurial Refinement and Superplastic Roll Formking. – Futurepast. Arlington, VA22201 USA. 2005. – 386 p.
- 2. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых материалов. – Уфа: Гилем, НИК Башк, энцик., 2013. – 376 с.
- Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Площадь поверхности фрагментов, зерен и образца при больших холодных деформациях металлов и влияние поверхностей и очага деформации на измельчение структуры // ФММ. Т. 101. № 3. С. 311–322.
- 4. *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов М.: Металлургия, 1986. 224 с.

Методы обработки наноструктурированных жаропрочных сплавов и их использование для изготовления деталей авиадвигателей

- Утяшев Ф.З. Современные методы интенсивной пластической деформации. – Уфа. УГАТУ, 2008. – 313 с.
- Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Влияние очага деформации на измельчение структуры в металлах // ФММ. 2007. Т. 104. № 6. С. 605– 617.
- Утяшев Ф.З., Бурлаков И.А., Гейкин В.А., Морозов В.В. Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Сухоруков Р.Ю. Научные основы высокоэффективной технологии раскатки осесимметричных деталей ротора газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. № 5. С. 96–105.
- Валитов В. А., Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Сухоруков Р.Ю., Утяшев Ф.З. Использование эффекта сверхпластичности для раскатки газотурбинных дисков из жаропрочных никелевых сплавов. // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2013. № 3. С. 51–56.
- Козлов Э.В. параметры микроструктуры и свойства однофазных металлических материалов // Вопросы материаловедения. 2002. № 1 (29). С. 50-56.
- 10. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть 1. – М.: МИСИС, 1997. – 384 с.

Материал поступил в редакцию 8.04.14

УТЯШЕВ Фарид Зайнуллаевич E-mail: ufz1947@mail.ru Тел. (347) 282-38-19	Доктор технических наук, член-корреспондент Академии наук Республики Баш- кортостан, заведующий сектором Института проблем сверхпластичности ме- таллов РАН, заслуженный изобретатель Республики Башкирия. Сфера научных интересов: физика, механика и технология сверхпластической и интенсивной деформации. Автор современных методов раскатки из жаропрочных сплавов дисков и других осесимметричных деталей газотурбинных двигателей. Автор и соавтор 4 монографий, более 150 научных работ, 55 изобретений.
СУХОРУКОВ Рафаэль Юрьевич E-mail: info@imash.ru Тел. (495) 624-68-68	Кандидат технических наук, заместитель директора по научной работе Инсти- тута машиноведения им. А.А. Благонравова РАН. Сфера научных интересов: методы обработки металлов давлением, методы интенсивной пластической деформации. Автор более 70 научных работ и 5 патентов.
РААБ Георгий Иосифович E-mail: giraab@mail.ru Тел.: (962)957-23-40	Доктор технических наук, заведующий лабораторией интенсивных пластиче- ских деформаций в НИИ физики перспективных материалов Уфимского го- сударственного авиационного технического университета. Сфера научных интересов: создание процессов и оборудования для получения объемных на- ноструктурных материалов методами интенсивной пластической деформации. Автор более 120 научных работ и 30 патентов на изобретение.