

УДК 669.295:534

Р. М. ГАЛЕЕВ

ФОРМИРОВАНИЕ ОДНОРОДНОЙ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

Рассмотрены основные подходы к формированию высокооднородной глобулярной микроструктуры в крупногабаритных заготовках из $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов при горячей $(\alpha+\beta)$ -деформации. Показаны результаты сравнительной оценки макроструктуры, микроструктуры, кристаллографической текстуры и акустических характеристик ультразвукового контроля заготовок из титанового сплава, обработанных по традиционной и разработанной технологиям. Установлено, что термомеханическая обработка на однородную мелкозернистую микроструктуру существенно повышает контролируемость заготовки при ее ультразвуковом тестировании. *Микроструктура; $(\alpha+\beta)$ -титановый сплав; термомеханическая обработка; ультразвуковой контроль*

Серийные крупногабаритные полуфабрикаты из $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов, применяемые для изготовления деталей авиационных двигателей, отличаются обычно неоднородностью структуры в сочетании с выраженной металлографической и кристаллографической текстурой [1]. Это обуславливает их пониженную деформируемость и неудовлетворительные механические свойства изделий. Получение в полуфабрикатах однородной мелкозернистой (размер зерен фаз $15\div 20$ мкм) структуры в значительной степени улучшает их технологические свойства и эффективность производства штампов сложной конфигурации. Наряду с этим, формирование в полуфабрикатах и изделиях высокооднородной микрокристаллической структуры имеет принципиальное значение при их ультразвуковом (УЗ) контроле.

Неразрушающая оценка полуфабрикатов и изделий посредством УЗ-контроля является известным и высокоэффективным способом тестирования для выявления дефектов. Важнейшей проблемой методов УЗ-дефектоскопии является увеличение чувствительности и глубины прозвучивания [2]. При УЗ-контроле предполагается, что обнаруживаемые дефекты имеют акустическое поведение, отличное от основного материала. Конструкционные материалы с большими упругоанизотропными зернами представляют значительные проблемы для УЗ-тестирования. Трудности, по крайней мере, часть из них, возникают из-за того, что звуковые волны, от-

раженные от зерен или массива расположенных в определенном порядке зерен, накладываются на обычное упругое поведение, образуют фоновый шум. Образованный фоновый шум может маскировать наличие дефектов в материале и поэтому нежелателен.

Микроструктура двухфазных титановых сплавов в зависимости от формы и размеров частиц α - и β -фаз подразделяется на два основных типа, крупнозернистую пластинчатую и мелкозернистую глобулярную. Пластинчатая структура, формирующаяся при охлаждении с температур однофазной β -области, характеризуется наличием сравнительно крупных β -зерен, внутренний объем которых расчленен α -пластинами, собранными в колонии. В пределах одной колонии α -пластины имеют близкую кристаллографическую ориентацию и разделены прослойками β -фазы, при этом решетки фаз связаны ориентационным соотношением, определяющим полукогерентное строение их межфазных границ. При определенных термомеханических условиях горячей деформации в двухфазной области может происходить трансформация крупнозернистой пластинчатой структуры в мелкозернистую глобулярную, т.е. содержащую равноосные зерна фаз.

Рассеивание сигнала, которое также известно как затухание или ослабление распространяющейся звуковой волны, чрезвычайно чувствительно к микроструктуре полуфабрикатов и изделий из титановых сплавов при УЗ-контроле. При наличии глобу-

лярной структуры в крупногабаритном полуфабрикate часто наблюдается неравномерный уровень акустических шумов на различных участках контролируемой заготовки. Отдельные равноосные α -частицы могут располагаться в колониях с общей кристаллографической ориентацией, вследствие чего эти колонии частиц ведут себя как крупные зерна. Так, отдельная α -частица может иметь около 5 мкм в диаметре, а размеры колонии частиц могут быть более чем 200 мкм. Поэтому в различных микроструктурах глобулярного типа чувствительность к звуковому рассеиванию может значительно изменяться, например, от произвольно ориентированных частиц до кристаллографически ориентированных колоний частиц. При проведении УЗ-контроля на повышенной чувствительности имеющиеся в заготовке подобные структурные неоднородности могут приводить к неоправданной браковке годных заготовок.

Для надежного выявления дефектов на фоне шумов необходимо превышение сигнала от дефекта над уровнем шумов не менее чем на 6 дБ [3]. Это положение предопределяет предельную чувствительность, которой можно достичь при УЗ-контроле. Детали авиационных двигателей, в том числе диски, контролируют с чувствительностью, необходимой для выявления дефекта размером, определяемым расчетным путем, исходя из требуемого ресурса двигателя. В подавляющем большинстве УЗ тестирование заготовок и деталей ответственного назначения из титановых сплавов должно проводиться с чувствительностью, эквивалентной плоскодонному отражателю диаметром 0,8–1,0 мм. Предельная чувствительность при УЗ-контроле заготовок из двухфазных титановых сплавов может быть достигнута при структуре глобулярного типа, имеющей произвольно ориентированные частицы фаз с максимальными линейными размерами не более 50–100 мкм. В связи с этим разработка технологий производства крупногабаритных заготовок из двухфазных титановых сплавов с однородной мелкозернистой микроструктурой может быть актуальной не только с точки зрения повышения надежности и продления ресурса работы изделий, но и снижения их стоимости за счет сведения к минимуму ложной браковки и эксплуатации изделий с дефектами допустимого размера.

В статье рассматриваются результаты исследований по усовершенствованию традиционной технологии изготовления прутков из ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов, которые выполня-

ются в Институте проблем сверхпластичности металлов (ИПСПМ) Российской Академии наук.

Традиционная технология получения из слитков титановых сплавов крупногабаритных полуфабрикатов с регламентированной глобулярной структурой основывается на рекристаллизации, происходящей как в ходе горячей деформации, так при промежуточных охлаждениях и нагревах. Термомеханическая обработка включает сложные многооперационные процессы, которые по назначению можно разделить на два основных этапа — деформацию слитка в однофазной β -области для формирования в поковке однородной рекристаллизованной β -структуры и деформацию поковки в ($\alpha+\beta$)-области для трансформации пластинчатой формы фаз в глобулярную и получения мелкозернистой микроструктуры. Выполнение этих операций возможно в неизотермических или изотермических условиях. Эти варианты обработки отличаются используемым интервалом скорости деформации и температуры нагрева штампа. В случае традиционной неизотермическойковки скорость деформации соответствует интервалу 10^0-10^2 с⁻¹, нагрев штампа осуществляется до температуры не более 350°C. Формирование микроструктуры при таких высоких скоростях нагружения происходит, в основном, за счет метадинамической рекристаллизации. Высокие скорости возврата, присущие деформации в β -области, препятствуют протеканию динамической рекристаллизации, а возникшие в результате рекристаллизации новые зерна быстро растут. Хотя для формирования полностью рекристаллизованной микроструктуры проводят отжиги, повторяют деформационный цикл обработки, тем не менее в поковке отмечается значительная неоднородность в распределении зерен по размерам. Кроме того, при образовании новых зерен из субзерен, т.е. при развитии рекристаллизации по непрерывному механизму, не создается значительной разориентации между рекристаллизованными β -зернами. В результате при последующей ($\alpha+\beta$)-деформации могут образовываться участки глобулярной структуры с микротекстурой, т.е. возникновение колоний α -зерен с близкой кристаллографической ориентацией, создающих значительные структурные шумы при УЗ-контроле. Дополнительными факторами, оказывающими негативное влияние на равномерное развитие рекристаллизации в объеме заготовки, являются возникновение зон затруднен-

ного и интенсивного пластического течения материала, локализация деформации в зонах с рекристаллизованной структурой, оказывающих меньшее сопротивление деформации, чем нерекристаллизованные участки, градиентное изменение температуры различных объемов заготовки из-за подстуживания или выделения тепла в процессе деформации с высокими скоростями. Вследствие одновременного воздействия многих факторов, не все из которых могут быть проконтролированы, чрезвычайно сложно обеспечить в заготовке однородную мелкозернистую структуру.

Для формирования однородной мелкозернистой микроструктуры в полуфабрикатах из титановых сплавов могут быть использованы комбинацииковки в изотермических условиях иковки в неизотермических условиях. Первый этапковки слитка в β -области трудно осуществить в изотермических условиях из-за отсутствия соответствующих габаритов оборудования и дороговизны процесса. Тем не менее вполне возможно выполнение изотермической деформации мерных заготовок в $(\alpha+\beta)$ -области после ихковки в β -области по обычному неизотермическому процессу. При изотермической деформации титановых сплавов, осуществляемой преимущественно в условиях средних скоростей деформации ($10^{-4} \div 10^{-2} \text{ с}^{-1}$), основное развитие в широком интервале температур $(\alpha+\beta)$ -области имеет непрерывная динамическая рекристаллизация [4]. Формирование при рекристаллизации в пластинах фаз поперечных межзеренных границ, изменяющих в процессе деформации разориентировку с малоугловой до высокоугловой, сопровождается трансформацией полукогерентных межфазных границ в некогерентные, что является определяющим фактором для преобразования крупнозернистой пластинчатой $(\alpha+\beta)$ -структуры в глобулярную [5].

Исследования закономерностей трансформации структуры ряда двухфазных титановых сплавов при деформации в $(\alpha+\beta)$ -области в различных температурно-скоростных условиях [4, 6, 7] позволили разработать способы обработки, основанные на определенном сочетании фазовых и структурных превращений под воздействием нагрева и деформации, для устранения или существенного ослабления структурной неоднородности в крупногабаритных полуфабрикатах [8]. Основные подходы к формированию высокооднородной глобулярной микроструктуры при $(\alpha+\beta)$ -деформации сводятся к следующему. Благоприятное влияние на повышение

равномерности пластической деформации и соответственно более равномерное протекание рекристаллизации оказывает уменьшение размера β -зерен, полученных в полуфабрикате послековки в β -области, и дисперсность пластинчатой структуры, формируемой при охлаждении в двухфазной области. Деление пластин фаз на отдельные фрагменты и их последующая сфероидизация могут интенсифицировать развитие зернограничного проскальзывания, являющегося основным механизмом сверхпластической деформации. В результате деформация при режимах, близких к температурно-скоростным условиям сверхпластичности, обеспечивает равномерное перераспределение зерен фаз, способствует размытию кристаллографической текстуры и формированию наиболее однородной глобулярной микроструктуры в материале.

При нагреве или охлаждении двухфазного титанового сплава вследствие происходящего полиморфного превращения в структуре меняется количественное соотношение фаз, причем наиболее значительно в интервале температур верхней части $(\alpha+\beta)$ -области. Поэтому горячая деформация титанового сплава может сопровождаться существенным изменением количественного соотношения фаз, например, осуществляться в интервале температур, в котором количество β -фазы будет уменьшаться от 100 к 50% и менее. От количественного соотношения фаз в пластинчатой $(\alpha+\beta)$ -структуре может изменяться расстояние между α -пластинами или толщина β -прослоек и в связи с этим будет меняться кинетика процессов возврата и рекристаллизации. Так, при увеличении объемной доли α -фазы и соответственно уменьшении толщины β -прослоек процесс фрагментации последних ускоряется. Кроме того, с понижением температуры и уменьшением количества β -фазы повышается степень ее легированности, в связи с чем изменяется строение межфазных границ, уменьшается скорость протекания процессов возврата в α - и β -фазах, что, в свою очередь, облегчает процесс трансформации пластинчатой микроструктуры в равноосную. В зависимости от температуры $(\alpha+\beta)$ -деформации склонность к рекристаллизации α - и β -фаз различается, что обусловлено, в основном, их разной кристаллической структурой, степенью легированности и соответственно отличием в их деформационных характеристиках при температуре обработки. Между тем соотношение в прочности фаз имеет значение при рекристаллизации в двухфазной структуре. Так, проведе-

ние деформации титанового сплава в температурном интервале близкой прочности фаз может повышать равномерность рекристаллизации структуры из-за уменьшения микро-неоднородности пластического течения, связанной с локальной концентрацией деформации в менее прочной фазе.

Разнозернистость, присущая крупногабаритному полуфабрикату после β -деформации, ведет к локализованному протеканию процесса трансформации пластинчатой структуры. Формирование глобулярных зерен в областях сосредоточения деформации тормозит трансформацию других участков микроструктуры. В условиях изотермического деформирования такие участки оказывают меньшее сопротивление деформации, чем участки с неглобуляризованной микроструктурой. Для устранения этого эффекта следует изменить условия деформации для подавления локализованного течения в объемах материала с глобуляризованной структурой путем снижения температуры или повышения скорости деформации. В этом случае деформационные характеристики глобуляризованных и неглобуляризованных участков сближаются. Кроме того, выравниваются, особенно при снижении температуры деформации, деформационные характеристики фаз. В результате неглобуляризованные участки или мягкая фаза подвергаются наклепу и процесс трансформации структуры в объеме заготовки протекает полнее. Для обеспечения равномерной деформации зерен в этом случае необходимо многократное изменение направления нагружения. Такие условия деформационной обработки могут быть осуществлены, например, при проведении многосторонней деформации заготовки путем ее многократных поворотов относительно деформирующего усилия. Из-за неравномерного поля распределения скоростей деформаций в объеме заготовки при такой схеме нагружения при каждом повороте неглобуляризованные участки подвергаются деформации, и в результате формируется более однородная микроструктура.

Таким образом, для формирования однородной микроструктуры могут быть предложены варианты обработки, учитывающие вышесказанные особенности трансформации пластинчатой микроструктуры. Одним из таких вариантов является многосторонняя изотермическая деформация при температурно-скоростных режимах сверхпластичности.

Рассмотрим влияние однородности мелкозернистой структуры на УЗ контролируемость заготовок на примере титанового спла-

ва ВТ6 (Ti-6Al-4V). Кованный по традиционной технологии прутки диаметром 230 мм из сплава ВТ6 был поставлен Верхне-Салдинским металлургическим производственным объединением. Типичный пример структурной неоднородности, выявленный в этом полуфабрикате, представлен на рис. 1,а. Исследование макроструктуры выявило разнозернистость и значительные по размеру области структуры с близкой кристаллографической ориентацией зерен, обнаруживаемые по одинаковой травимости зерен на макрошлифе. Величина β -зерен в различных участках прутка изменялась от 650 до 1000 мкм, а размер областей с микротекстурой достигал 3–4 мм.

Последующая термомеханическая обработка мерной заготовки диаметром 230 мм и длиной 435 мм включала нагрев заготовки в β -области на 20°C выше температуры полиморфного превращения и охлаждение ее в воде для получения дисперсной топочластичатой ($\alpha+\beta$)-структуры, затем многоступенчатую изотермическую деформацию при температурах двухфазной области. Каждый этап деформации включал совокупность операций осадки и протяжки, в результате чего в конце этапа заготовка приобретала приблизительно исходную форму и размеры. Проведение нескольких этапов многосторонней деформации позволяло проработать застойные зоны и набрать необходимую степень деформации во всем объеме заготовки. Деформацию заготовки, близкую к изотермической, осуществляли на гидравлическом прессе с использованием индукционно нагреваемых плоских бойков из жаропрочного никелевого сплава.

На рис. 1,б показана макроструктура заготовки после изотермической многократной деформации в ($\alpha+\beta$)-области при снижении температуры этапов в интервале 980–930°C. Как видно, макроструктура темплета матовая по всей поверхности, что свидетельствует о мелкозернистости и высокой однородности микроструктуры заготовки. Металлографическое исследование различных секций заготовки выявило, что во всех случаях микроструктура является полностью глобулярной, с высокой однородностью в распределении зерен по размерам, причем размер зерен фаз не превышал 10 мкм.

Оценка микроструктуры обработанной по новой технологии заготовки из титанового сплава на наличие кристаллографической микротекстуры была проведена методом EBSD (Electron Backscatter Diffraction Pattern) анализа [9]. При использовании этого мето-

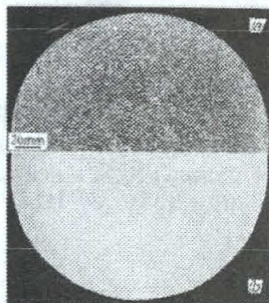


Рис. 1. Макроструктура поперечного сечения ковального прутка (а) и заготовки после термомеханической обработки (б) из сплава ВТ6



Рис. 2. EBSP-изображение сканированной микроструктуры заготовки сплава ВТ6 с однородной микроструктурой (а) и обработанной по традиционной технологии (б)

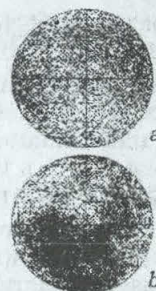


Рис. 3. [0001] полюсные фигуры, полученные EBSP-методом, заготовки сплава ВТ6 с однородной микроструктурой (а) и обработанной по традиционной технологии (б)

да в зависимости от ориентации кристаллографического направления [0001] каждой α -частицы относительно эталонного направления на изображении сканированной микроструктуры их поверхность представляется в различных цветах. Так, частицы α -фазы, имеющие очень близкие ориентации, на EBSP-изображении имеют одинаковые цвета. Кроме того, EBSP анализ позволяет со сканированного участка микроструктуры представить взаимную разориентацию кристаллографических плоскостей (0001) α -зерен в виде полюсной фигуры. На рис. 2, а показано черно-белое изображение сканированной микроструктуры, полученной от заготовки, обработанной по разработанной технологии. Тем не менее можно видеть, что α -зерна не объединены в колонии, их ориентация случайная. Соответствующая сканированному участку микроструктуры полюсная фигура также показывает случайное распределение плотности [0001]-полюсов (рис. 3, а). Для сравнения на рис. 2, б дано EBSP-изображение и на рис. 3, б соответствующая ей полюсная фигура, полученные от заготовки, обработанной по традиционной технологии. В этом случае микроструктура содержит кристаллографически близко ориентированные α -частицы, располагаемые в больших колониях. Наличие сильной кристаллографической текстуры в исследуемом материале подтверждается полюсной фигурой.

Сравнительная оценка акустических характеристик, измеренных при УЗ тестировании цилиндрических образцов, вырезанных из заготовки с однородной мелкозернистой микроструктурой и заготовки, изготовленной по промышленной технологии, выявило их существенное отличие [9, 10]. Скапирование

проводили в радиальном направлении образца при частоте ультразвука 5 МГц. Оценивали уровни фонового шума и сигнала, отраженного от противоположной поверхности образца. Образец с однородной структурой имел значительно более низкий уровень шума (примерно на порядок) и, наоборот, более высокий уровень отраженного сигнала (также примерно на порядок), чем обычный образец. Превышение сигнала над уровнем шумов для образца с однородной мелкозернистой микроструктурой составило 40 дБ.

Таким образом, изотермическая многосторонняя ($\alpha+\beta$)-деформация при температурно-скоростных режимах сверхпластичности формирует в крупногабаритных полуфабрикатах из титановых сплавов высокооднородную микрокристаллическую структуру с размером зерен фаз до 10 мкм. Наличие такой микроструктуры в полуфабрикатах и изделиях обеспечивает их повышенную контролируемость при УЗ тестировании.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Полуфабрикаты** из титановых сплавов / В. К. Александров, Н. Ф. Аношкин, Г. А. Бочвар и др. М.: Металлургия, 1979. 512 с.
2. **Неразрушающий контроль металлов:** Справочник / Под ред. Г. С. Самойловича. М.: Машиностроение, 1976. 456 с.
3. **Исаев А. А., Кузенкова В. П.** Взаимосвязь акустических и структурных параметров при ультразвуковом контроле заготовок из титановых и никелевых сплавов // ТЛС. 1993. № 4–5. С. 91–97.
4. **Zherebtsov S. V., Salishchev G. A., Galeev R. M. et al.** The formation of uniform fine-grain microstructures in two-phase Ti-6Al-4V titanium alloy during hot deformation //

- Proc. of the First Joint Int. Conf. ReX&GG, Springer-Verlag, 2001. V. 1. P. 569–574.
5. **Mazurski M. I., Salishchev G. A.** Effect of interface energy anisotropy on thermal stability and transformation of lamellar structures // Phys. Stat. Sol. (b). 1995. V. 188. P. 653–658.
 6. **Жеребцов С. В., Галеев Р. М., Валиахметов О. Р. и др.** Формирование субмикроструктурной структуры в титановых сплавах интенсивной пластической деформацией и их механические свойства // КИП. 1999. № 7. С. 17–22.
 7. **Salishchev G. A., Galeev R. M.** Dynamic recrystallization and superplasticity of metals and alloys // Recrystallization'90: Proc. of the 1st Int. Conf. / Ed. T. Chandra MM&MS, 1990. P. 603–608.
 8. **Пат. РСТ/US97/18642.** Способ обработки титановых сплавов и изделий / О. А. Кайбышев, Г. А. Салишев, Р. М. Галеев и др. Опубл. БИ, 1999. Вып. 48. № 4. С. 23.
 9. **Gigliotti M. F., Bewlay B. P., Deaton J. B. et al.** Microstructure-ultrasonic inspectability relationships in Ti6242: signal-to-noise in fine-grain

processed Ti6242 // Metallurgical and Materials Transactions. A. 2000. V. 31A. No 9. P. 2119–2125.

10. **Salishchev G. A., Galeev R. M., Valiakhmetov O. R. et al.** Fine grain billet processing of titanium alloys // Titanium'99, Science and Technology. S.-Petersburg, 2000. V. III. P. 1563–1568.

ОБ АВТОРЕ

Галеев Рафаил Мансурович, ст. науч. сотр., докторант каф. ОТиМ УГАТУ. Дипл. инж.-механик (УАИ, 1977). Канд. техн. наук по металлургии и термической обработке (защ. в МАТИ, 1983). Исследования в области пластической деформации, структуры и свойств субмикроструктурных материалов, термомеханической обработки титановых сплавов.

