

7. Морозов Н.Ф., Петров Ю.В. О концепции структурного времени в теории динамического разрушения // Докл. АН СССР, 1992. - т.324, вып. 5. - с.964-967.
8. Разрушение разномасштабных объектов при взрыве / ред. Иванов А.Г. - Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2001. - 540 с.
9. Салганик Р.Л. Механика тел с большим числом трещин // Механика твердого тела, 1973. - №4. - с. 149-158.

УДК 621.7.01

НАСЛЕДОВАНИЕ И ЦИКЛИЧНОСТЬ ИЗМЕНЕНИЙ В СТРУКТУРЕ МЕДИ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Барахтин Б. К., Лебедева Н. В.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С-Петербург

Известно [1], что при горячей обработке давлением в металлических материалах одновременно развиваются процессы динамического возврата¹ и динамической рекристаллизации². Особенности кристаллографического скольжения, а точнее, энергия дефектов упаковки, определяют доминирующий процесс и вид образующейся структуры зерен. Например, в металлах с низкой энергией дефектов упаковки (Cu, Ni, γ -Fe и др.) поперечное скольжение и переползание дислокаций – основные механизмы динамического возврата, – затруднены. Поэтому сравнительно легко достигается критическая плотность дислокаций, необходимая для начала динамической рекристаллизации. В результате, в деформированном металле возникают колонии, состоящие из большого числа недеформированных зерен малого размера. Во многом благодаря этому, делается возможным реализация эффекта сверхпластичности, когда металл способен деформироваться на сотни процентов без нарушения сплошности. В стремлении выявить условия проявления динамической рекристаллизации и использовать возможности «сверхпластичного» состояния металла состоит практический интерес экспериментов, связанных с процессами горячей деформации. Поскольку динамическая рекристаллизация зависит от технологических параметров – скорости и температуры деформирования, целью проведенной работы с количественной оценкой структуры зерен явилось нахождение условий горячей пластической деформации при сжатии поликристаллической меди, когда доминирует механизм динамической рекристаллизации.

Методика

В работе использованы цилиндрические образцы диаметром $D_0 = 8$ мм и высотой $h_0 = 10$ мм, изготовленные из технически чистой меди марки М0. Образцы пластически деформировались одноосным сжатием до значений $\epsilon = 0,4$ ($\epsilon_r = \ln(h/h_0)$) в установившемся режиме «Имаш-56» при температуре 900°C в интервале скоростей деформации $\dot{\epsilon}$ ($10^{-3} \div 10^2 \text{ c}^{-1}$). Указанные параметры горячей деформации отвечают условиям установившегося пластического течения многих металлов и типичны при их производственной обработке давлением.

¹ Динамический возврат – процесс восстановления структурного состояния, приводящий к установившемуся пластическому течению металла при постоянных напряжениях.

² Динамическая рекристаллизация – процесс, характеризуемый неоднородным строением зерен и их границ с возникновением колоний из новых зерен.

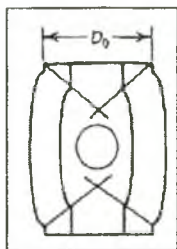


Рис. 1. Эскиз деформированного образца, где место вырезки аналитической пробы указано кольцом между пересекающимися лучами.

Для проведения структурных исследований из центральных объемов образцов, где пластическое формоизменение в наибольшей степени отвечало условию однородности течения, были подготовлены аналитические пробы с металлографическими шлифами (рис. 1).

Структурные исследования выполнены методами количественной световой металлографии с применением микроскопа «Аксиоверт» и программных средств измерений «Эксперт Про». С целью минимизации возможных артефактов, возникающих на этапе пробоподготовки, после механической шлифовки и полировки образцов в установке «Сапфир 350 Е», использовалась электролитическая полировка в электрохимической ячейке «Кристалл 620» с последующим химическим выявлением структуры зерен в спиртовом растворе хлорного железа.

Результаты экспериментов

Как и ожидалось, в центре образцов, где деформация происходила в условиях наибольшего стеснения, сформировалась разноразмерная структура из почти равноосных зерен с полимодальным распределением по размерам (рис. 2, 3). В самом центре шлифа залегало крупное кристаллизованное зерно диаметром до 500 мкм, а вокруг него располагалось множество мелких (~20 мкм) зерен. Данный факт свидетельствовал о том, что в центральных объемах образцов активно протекали процессы собирательной рекристаллизации.



Рис. 2. Общий вид зеренного строения в центре образцов, деформированных при 900°C со скоростями 10^{-3} –а), 10^{-1} –б) и 10^{-2} –в), $[\dot{\epsilon}] = \text{с}^{-1}$.

При количественной обработке изображений структур было замечено, что в полученных распределениях зерен по размерам положения отдельных максимумов зависят от скорости деформации. Например, максимумы, характеризующие крупные зерна, смещались в сторону увеличения размеров от 250 ± 50 мкм при $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ до 425 ± 50 мкм при $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, что явилось результатом собирательной рекристаллизации. Зерна, величина которых попала в интервал 125–150 мкм, соответствовали исходному (недеформированному) состоянию образцов. Рядом с максимумом исходных зерен был обнаружен спутник – пик, положение которого соответствовало интервалу 80 ± 20 мкм. С вариацией скорости деформации положение спутника оставалось неизменным, но менялась его высота.

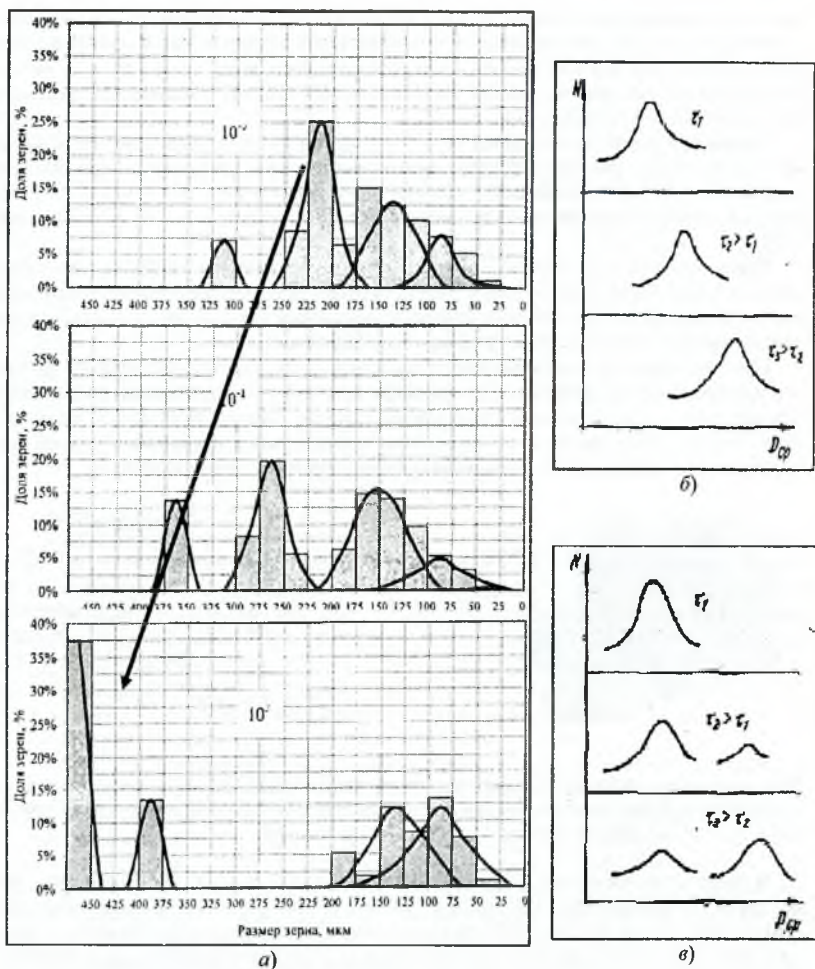


Рис. 3. Вид полимодальных распределений зерен по размерам (а). Скорость деформации указана на поле изображения. Стрелка показывает направление смещения максимумов в результате собирательной рекристаллизации.

Схемы изменений функций распределения при собирательной рекристаллизации (б) и динамической рекристаллизации (в); τ_1 , τ_2 – различные моменты времени; D_{cp} – средний размер зерна; N – удельное число зерен данного размера.

Изучение структурных изменений, произошедших механизмом собирательной рекристаллизации, не отвечало цели исследования. Поэтому были рассмотрены только те участки функций распределений по размерам, которые характеризовали зерна малых размеров в диапазоне масштабов 50–150 мкм. Именно там находились максимумы, ко-

торые соответствовали зернам исходного состояния – M_0 , и расположенные рядом пики – спутники – C . Косвенным признаком правильности выбора масштабного диапазона для последующего анализа явилось «перераспределение» высот пиков M_0 и C : снижение одного из них сопровождалось увеличением другого, что типично для процессов динамической рекристаллизации.

Параметры распределений (высоты и полуширины пиков) показывали, что в назначенном интервале режимов горячего сжатия пластическая деформация при 900°C и скорости $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ c}^{-1}$ в наибольшей степени приближена к условию «сверхпластичности», поскольку в соответствующем образце меди доля мелких зерен была наибольшая – 13%.

Практически во всех деформированных образцах центральные наиболее стесненные объемы были «заняты» крупными зернами. Поэтому представляло интерес определить места формирования динамически рекристаллизованных зерен малого размера, как потенциальные очаги зарождения эффекта «сверхпластичности».

При рассмотрении электролитически полированных шлифов зафиксировано (рис.4), что на изображениях их макро- и мезорельефа проявляются упорядоченно расположенные растравы в виде отдельных кластеров или цепочек, составленных из них, которые в свою очередь ориентированы в направлении пластической деформации. Средний размер кластеров оценен как 9 ± 2 мкм, хотя диаметр отдельных достигал 30 мкм.

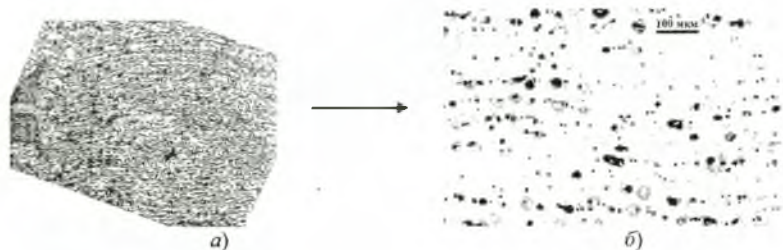


Рис. 4. Примеры изображений электролитически полированного шлифа с макро- (а) и мезомасштабными (б) фигурами растравов в виде кластеров и цепочек после сжатия образца при $T = 900^\circ\text{C}$ и $\dot{\epsilon} = 10^3 \text{ c}^{-1}$. Направление деформации показано стрелкой.

В пределах полей зрения микроскопа доля площади S , занятая растравами, менялась со скоростью деформации. Так, после $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, 10^{-1} и 10^2 величина S была определена с точностью 3% как 25, 22 и 30% соответственно. Обнаруженные особенности говорили о том, что выявленные дефекты имеют связь с пластической деформацией образцов. На правочность данного предположения указывала устойчивая положительная корреляция между долями площадей S кластеров и высотами P пиков спутника для зерен малого диаметра, образованных механизмом динамической рекристаллизации (рис.5). Уравнение корреляции, найденное методом наименьших квадратов, имеет вид:

$$S = 0,9 P + 18.$$

Оно говорит о том, что в исходном состоянии, когда процессы динамической рекристаллизации еще не активированы ($P = 0$), в структуре металла уже существуют потенциальные очаги – зародыши будущей динамической реорганизации ($S = 18\%$).

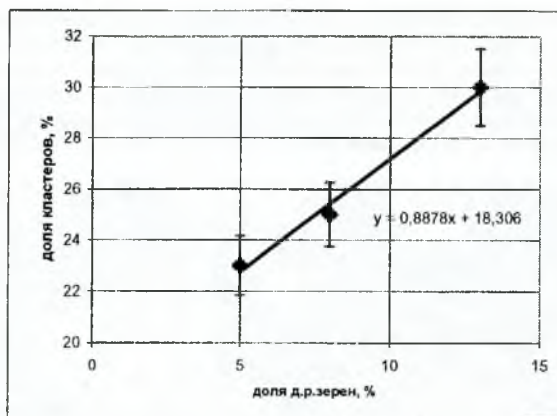


Рис. 5. Корреляция доли площади S , занятой кластерами травления, с высотой пика P в распределении зерен малого размера.

Справедливости ради, заметим, что образцы изготовлены из технической чистой меди, в которой могли присутствовать примеси, способные вызвать локальные коррозионные поражения. Однако статистически равномерно распределенные примеси не обнаружили бы выявленной «скоростной чувствительности» площади пораженных участков. С другой стороны ориентированность растратов в направлении пластической деформации и наличие положительной корреляции с высотой пика-сателлита явно указывают на связь кластеров травления с кристаллографической ориентацией и процессами активной пластической деформации. Похожий эффект описан в работе [2], где изучалось ориентационное травление кристаллов NiAl.

Поэтому в качестве физической первопричины возникновения упорядоченно и ориентированно расположенных фигур травления была выбрана латентная (скрытая) энергия, величина которой предположительно определяется суммой двух слагаемых. Первое слагаемое отвечает энергии, накопленной несовершенствами структуры, образованными на более ранних этапах технологического передела ($S = 18\%$). Эта «наследованная» часть латентной энергии самостоятельно проявила себя в форме ориентированных каналов пластической деформации как очагов зарождения новых зерен. Второе «активное» слагаемое соответствует вкладу энергии ($\sim 0,9P$), обусловленному генерацией, накоплением и самоорганизацией дефектов кристаллического строения в результате кристаллографической и аккомодационной микропластической деформации.

На правомочность высказанного предположения указывали результаты рассмотрения совмещенных изображений цепочек кластеров, видимых на полированных шлифах, и структуры зерен, выявленной травлением (рис. 6). Установлено, что траектории ориентированных растратов лишь частично совпадали с контурами границ зерен металла, что характерно для структур динамической рекристаллизации [3]. При этом, крупные локализованные растравы располагались вблизи стыков границ зерен.

Многokrato зафиксировано (рис. 7 а-в), что форма и, следовательно, строение отделив взятого кластера обладает сферической симметрией. Как правило, центральная часть кластера менее растравлена, чем его граница G . Данный факт свидетельствует о повышенном уровне латентной энергии в границе G кластера и особой структуре его сердцевины, стойкой против воздействия травящего раствора. В химически однород-

ном материале локальная коррозионная стойкость матрицы может быть достигнута вследствие аморфизации структуры, наиболее вероятной в поле напряжений дисклинации при ее расщеплении. Поэтому можно предположить, что крупные кластеры являются собой результат травления в местах залегания стыковых дисклинаций, а мелкие растравы, организованные в цепочки, — следствие расщепления дисклинаций, расположенных в границах или каналах деформации (рис. 7 з-ж).

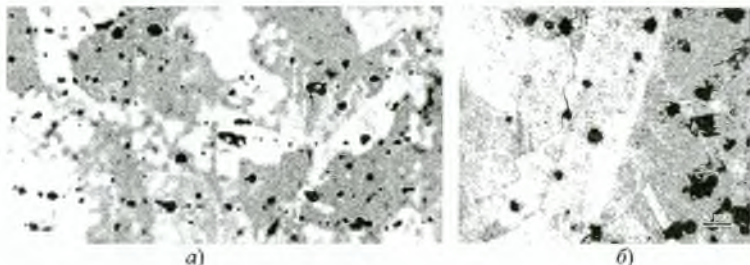


Рис. 6. Результаты совмещения изображений, полученных при оптических увеличениях $\times 100$ (а) и $\times 400$ (б) от нетравленного и травленного шлифа образца, деформированного с $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при $T = 900^\circ\text{C}$.

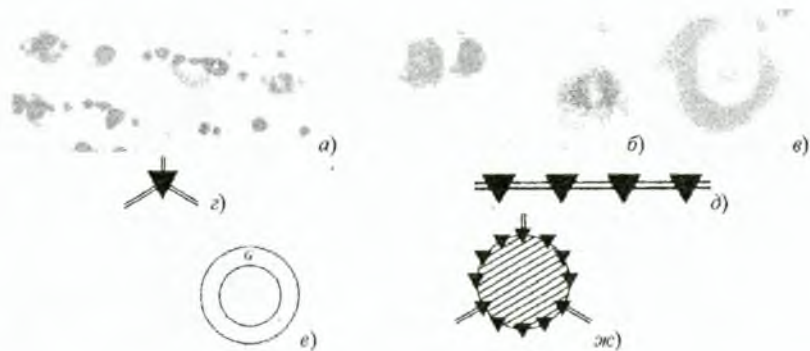


Рис. 7. Увеличенные изображения отдельных кластеров диаметром до 50 мкм на нетравленных шлифах образцов после деформации со скоростями 10^{-3} (а), 10^{-1} (б), 10^2 с^{-1} (в); дисклинация в тройном стыке (г); возможный вариант линейного расщепления дисклинации, находящейся в границе раздела зерен или в канале деформации (д); схема наличия в кластере «оконаливающей» границы G (е) и вариант расщепления стыковой дисклинации на ансамбль дисклинаций меньшей мощности с образованием области аморфизации в центре (ж).

Если при горячей деформации структурные изменения происходят с расщеплением стыковых дисклинаций и локальной аморфизацией структуры, то в процессе продолжающейся пластической деформации аморфизованные объемы должны укрупниться и вновь приобрести свойства кристалличности. Впоследствии, находясь в канале пластической деформации, объемы будут вторично фрагментированы новыми дислокационно-дисклинационными ансамблями, и процесс перестройки повторится. Описанный модельный сценарий структурных перестроек иллюстрирован трехмерной реконструкцией (3D) изображений кластеров и цепочек растравов (рис. 8).

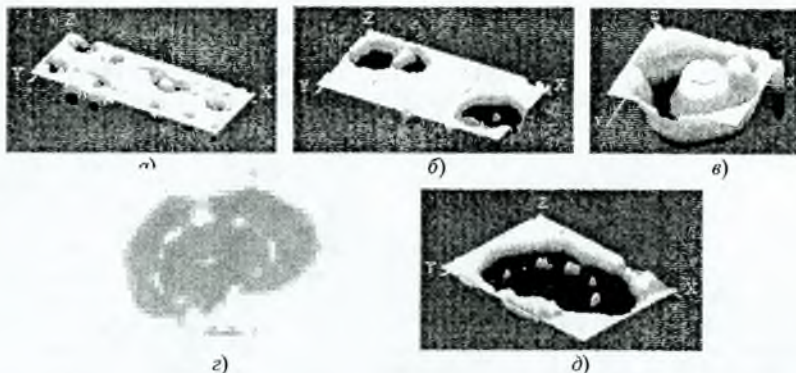


Рис. 8. Трехмерная реконструкция участков изображений с кластерами, выявленными на полированных шлифах образцов после деформации при $T = 900^{\circ}\text{C}$ и $\varepsilon = 10^{-3}$ (а), 10^{-1} (б), 10^2 c^{-1} (в). Отдельный кластер диаметром 50 мкм (с) и его 3D реконструкция (д).

Изображения в 3D исполнении показывают, что структурные изменения, зафиксированные в цепочках растратов, отдельных кластерах и их границах, реализовались по циклической схеме. Последовательное чередование участков активного травления и пассивации металла обнаруживается в диаметрах и форме концентрически расположенных растратов. Предложенная модель не противоречит известным данным о природе динамической рекристаллизации, реализуемой механизмом колебательных перестроек с участием активных дислокаций [4]. Данные, полученные методом количественной металлографии, обнаружили возможное влияние наследованных несовершенств как места активации последующих динамических процессов.

Выводы

1. Сжатие поликристаллов технической меди М0 при 900°C сопровождается процессами собирательной и динамической рекристаллизации. В интервале скоростей деформации $10^{-3} - 10^2 \text{ c}^{-1}$ вклад динамической рекристаллизации наибольший при $\dot{\varepsilon} = 10^2 \text{ c}^{-1}$.
2. Обнаружены признаки наследования структурных несовершенств, возникших на ранних технологических этапах обработки полуфабриката. Наряду с дефектами кристаллического строения, которые генерируются, накапливаются и самоорганизуются в процессе активной пластической деформации, наследованные несовершенства также являются центрами зарождения новых зерен.
3. В местах залегания наследованных несовершенств образование динамически рекристаллизованных зерен реализуется циклически.

Список литературы

1. Дралкин Б.М., Кононенко В.К., Безьязычный В.Ф. Свойства сплавов в экстремальном состоянии. - М.: Машиностроение, 2004. - 256с.
2. Баранова Г.К. Ориентационное травление кристаллов $NiAl$ // Заводская лаборатория, 2001. - т.67, №7. - с.36-37.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. - М.: Металлургия, 1978. - 392 с.
4. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть 2. Деформация. - М.: МИСИС, 1997. - 527с.