

УДК 669. 76: 548. 24

*Т. С. Чикова*

## **СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ИЗУЧЕНИЮ НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЙ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ**

Механическое двойникование в металлах изучено недостаточно. Известно [1], что появление механических двойников можно вызвать неоднородными напряжениями. При этом их размеры определяются такими факторами, как мощность и физическая природа концентраторов напряжений, структура образца, средний уровень напряжений, однако детального изучения этого вопроса не проводилось. В то же время именно на начальных стадиях пластической деформации в окрестностях двойниковых границ возникают перенапряжения, способные привести к зарождению трещин.

Поскольку развитие двойников во многом определяется случайными факторами, которые трудно учесть, представляется целесообразным для выявления общих закономерностей процесса механического двойникового проводить количественный статистический анализ данных, полученных по результатам измерений большого числа двойников.

С этой целью изучались клиновидные двойники, возникающие у отпечатков алмазной пирамидки прибора для измерения микротвердости ПМТ-3 на плоскости спайности (III) в монокристаллах технического висмута при статической нагрузке на индентор 0,1 Н. С помощью окуляр-микрометра измерялись длина двойниковых лучей  $\ell$  и толщина двойников у устья  $h$ . По величине  $\ell$  можно судить о пробеге двойникующих дислокаций;  $h$ , деленное на параметр решетки в направлении, перпендикулярном плоскости двойникового, дает число двойникующих дислокаций, обеспечивающих развитие данного двойника [2]. По отношению  $h/\ell$  вычислялась средняя плотность двойникующих дислокаций на границах раздела двойника  $\rho$ . Измерения размеров всех двойников у нескольких сот отпечатков, сделанных при идентичных условиях, позволяют строить кривые распределения двойников по длинам и по плотностям двойникующих дислокаций на границах.

В реальных условиях двойники в металлах, возникающие у концентраторов напряжений, имеют клиновидную форму не только в плоскости двойникового, но и в других кристаллографических плоскостях. Двойникующие дислокации зарождаются в точке или на малой площади плоскости двойникового, а затем распространяются в различных плоскостях краевые и винтовые составляющие дислокаций. Измерения двойников на плоскости (III) дают информацию о винтовых дислокациях, образующих границы раздела прослоек.

Анализ известных экспериментальных данных по кинетике развития единичных двойников в металле [3,4], а также изучение влияния выдержки образца под нагрузкой на рост двойниковых прослоек, проведенное в данной работе, позволяют сделать вывод о том, что образование клиновидного двойника в реальном кристалле является результатом нескольких элементарных дислокационных процессов, которые по-разному зависят от температуры и протекают с различными скоростями. Можно выделить следующие процессы.

1. Возбуждение источников двойникующих дислокаций с образованием двойников конечной длины. Рост двойников на этом этапе сопровождается образованием поверхности раздела в кристалле и происходит с большой скоростью, о чем свидетельствуют звуковые эффекты. Увеличение выдержки образца под нагрузкой не сопровождается дополнительным ростом двойников в длину. Подвижность дислокаций при продвижении двойника в глубь кристалла в большой степени обусловлена структурой кристаллической решетки и внутренними напряжениями.

2. Генерирование двойникующих дислокаций в устье двойника на готовой поверхности раздела. Глубина протекания и скорость этого процесса зависят от времени выдержки кристалла под нагрузкой. Генерирование двойникующих дислокаций происходит на одной из границ двойника. Эта граница у устья сильно искривляется и локальная плотность двойникующих дислокаций на ней возрастает на несколько порядков.

3. Трансляция двойникующих дислокаций по поверхности раздела от устья к вершине. Процесс протекает во времени и длится дольше, чем генерирование двойникующих дислокаций.

При действии на кристалл сосредоточенной нагрузки в окрестностях концентраторов протекают все три процесса. В зависимости от условий деформирования вклад каждого из них может быть разным. Двойникование контролируется тем процессом, реализация которого ограничена в наибольшей степени. Можно полагать, что детальное исследование зависимости кинетики указанных процессов от внешних и внутренних факторов позволит в конечном счете разработать эффективные способы управления механическим двойникованием с целью повышения реальной прочности двойникующихся материалов.

Большой информативностью об указанных процессах обладают кривые распределения двойников по длинам  $\frac{\Delta N}{N}(\ell)$  и плотностям двойникующих дислокаций на границах  $\frac{\Delta N}{N}(\rho)$  (Рис.1), где  $N$  – полное число двойников, измерявшихся в серии экспериментов. Основные особенности статистических кривых хорошо видны при  $N \approx 200$ , при меньшем числе измерений могут быть упущены важные детали, а при  $N \approx 500-600$  дальнейшие измерения практически не меняют вида графиков.

Кривые  $\frac{\Delta N}{N}(\ell)$  отражают процесс 1 и не содержат информации о процессах 2 и 3, вид кривой  $\frac{\Delta N}{N}(\rho)$  в основном обусловлен интенсивностью протекания процесса 2. Для изуче-

ния температурно-скоростного аспекта процессов 2 и 3 нужно строить кривые  $\frac{\Delta N}{N}(\rho_{\text{лок}})$ , где  $\rho_{\text{лок}}$  – локальная плотность двойникующих дислокаций, например, в устье, на половине длины, в вершине двойника.

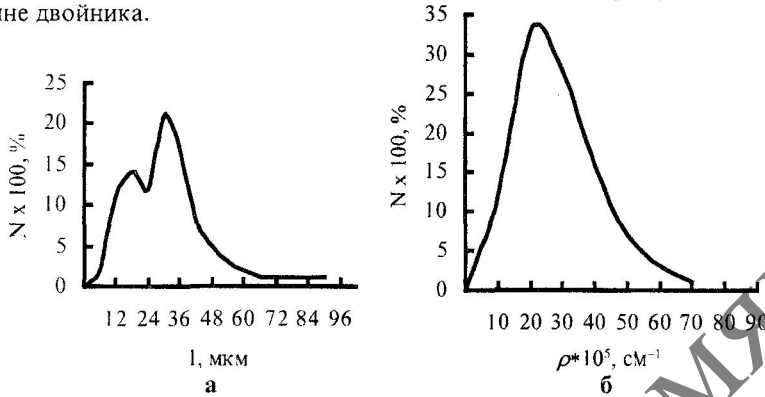


Рис.1. Распределения клиновидных двойников по длинам (а) и по плотностям двойникующих дислокаций на границах (б) при выдержке кристалла под нагрузкой 5 с

По графикам распределения двойников можно вычислить среднестатистические параметры  $\ell$  и  $\rho$ , наиболее вероятные значения длины пробега и плотности двойникующих дислокаций, интервалы изменений основных параметров двойников. Металлографически легко установить, в каких интервалах  $\ell$  и  $\rho$  в данной кристаллической решетке наиболее часто возникают трещины в окрестностях двойников. Не составляет труда вычислить по указанным статистическим распределениям долю таких двойников, которые дают непосредственную информацию о вероятности хрупкого разрушения при двойниковании. Сопоставление

кривых  $\frac{\Delta N}{N}(\ell)$  и  $\frac{\Delta N}{N}(\rho)$  при изменении одного из факторов – структура кристаллов, температура деформирования, время выдержки кристалла под нагрузкой и др. – дает возможность получить исчерпывающие сведения о влиянии данного фактора на каждый из трех основных процессов. Зная же, как влияют различные факторы на кинетику протекания процессов 1-3, легко целенаправленным изменением условий деформирования снизить долю двойников с неблагоприятными параметрами, повышая тем самым пластичность материала.

Увеличение времени воздействия индентора на образец приводит к изменению соотношения в высотах максимумов и перемещению максимумов в сторону больших значений  $\ell$  (рис.2а).

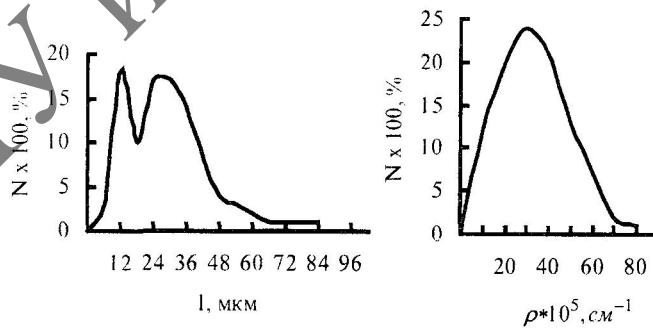


Рис.2. Распределения клиновидных двойников по длинам (а) и по плотностям двойникующих дислокаций на границах (б) при выдержке кристалла под нагрузкой 300 с.

Такие изменения кривых  $\frac{\Delta N}{N}(\ell)$  естественно было бы объяснить ростом длины отдельных двойников в процессе выдержки кристалла под нагрузкой. Именно такое явление наблюдалось на единичных двойниках [5], когда развитие двойников обеспечивалось перемещением краевых дислокаций. Способ деформирования в нашем случае исключал появление двойников, границы которых образованы только краевыми дислокациями. Увеличение времени действия индентора не приводило к смещению двойниковых вершин в плоскости (III) от отпечатка.



Ожидалось, что увеличение времени действия индентора на кристалл будет сопровождаться ростом числа двойников у отпечатка благодаря заклиниванию упругих двойников. Действительно, с увеличением времени выдержки кристаллов под нагрузкой наблюдается изменение количества двойников вокруг отпечатков, но, вопреки ожиданиям, часть из них при выдержке исчезает. Речь идет не о диффузионном поглощении тонких двойников матрицей кристалла, а о неустойчивости двойников к кратковременным (десяtkи секунд, минуты) выдержкам. Раздвойникование в данном случае приводит к релаксации напряжений в областях, более удаленных от индентора. Исчезают прежде всего короткие двойники, поэтому кривые  $\frac{\Delta N}{N}(\ell)$  смещаются в сторону больших значений  $\ell$ .

Обнаруженное явление свидетельствует о том, что двойникование в определенных условиях может быть не причиной хрупкого разрушения, а резервом пластичности материала. Приложение сосредоточенной нагрузки к кристаллу связано с созданием большой концентрации энергии в малом объеме. Эта энергия не может быть быстро израсходована на скольжение из-за инерционности этого процесса. Двойники же могут расти в кристалле висмута со скоростью сотен метров в секунду [6] и быстро уносить избыток энергии из деформируемого объема. При этом значительная часть энергии расходуется на образование новой поверхности раздела. Если бы двойникование не было возможным, то локальные перенапряжения могли привести к разрушению. Рост двойников прекращается, когда на границах раздела достигается равновесие между напряжениями, действующими в устье двойника, и силами поверхностного натяжения на границах раздела. По мере развития скольжения со временем выдержки, о чем свидетельствует увеличение диагонали отпечатка, напряжения в устье двойника релаксируют, и равновесие на двойниковых границах нарушается, силы поверхностного натяжения производят обратную перестройку кристаллической решетки в тонких двойниках. Запасенная в двойниках энергия расходуется на продолжение скольжения.

Изменения кривых  $\frac{\Delta N}{N}(\ell)$  и  $\frac{\Delta N}{N}(\rho)$  позволяют оценить глубину протекания отдельных процессов на границах раздела двойников. В частности, смещение максимума на кривых  $\frac{\Delta N}{N}(\rho)$  (Рис. 2б) в сторону больших значений  $\rho$  обусловлено в основном интенсификацией процесса генерирования двойникоующих дислокаций с увеличением времени действия нагрузки, хотя в какой-то мере на изменение вида этих графиков влияет и исчезновение тонких двойников.

При выдержках исчезают только двойники, на границах которых не получили заметного развития дислокационные процессы 2 и 3. Реализация процессов 2 и 3 способствует стабилизации распределения деформации между двойникованием и скольжением.

Изучение развития единичных двойников металлографическим методом в сочетании с анализом статистических кривых распределения двойников по размерам позволяет выявить элементарные механизмы, которые протекают на границах раздела двойников, определить количественные характеристики этих процессов, изучить особенности взаимодействия двойникования и скольжения при больших концентрациях энергии в малых объемах.

### Summary

*The statistical method has been applied to study the effect of prolonged action of static load on elementary dislocations processes occurring on the boundaries of the mechanical wedge-shaped twins. Observations were made on the (111) crystallographic plane in bismuth.*

### Литература

1. Классен - Неклюдова М.В. Механическое двойникование кристаллов.- М.: Изд-во АН СССР, 1960.
2. Солдатов В.П., Старцев В.И. О равновесной форме двойника, затормозившегося у препятствия // Докл. АН СССР. - 1966. - Т. 166, № 3. - С. 588 - 591.
3. Башмаков В.И., Чикова Т.С. Кинетика образования клиновидных двойников в кристаллах висмута // Физика металлов и металловедение. - 1981. - Т. 51, Вып. 5. - С. 1066 - 1072.
4. Башмаков В.И., Чикова Т.С.. Новый вид взаимодействия двойникования и скольжения // Докл. АН СССР. - 1981. - Т. 259, № 3. - С. 582-583
5. Гарбер Р.И. Механизм двойникования кальцита и натронной селитры при пластической деформации // ЖЭТФ. - 1947. - Т. 17, Вып. 1. - С. 48 - 62.

6. Косевич В.М., Башмаков В. И. Исследование упругих стадий двойникования в металлических монокристаллах // Кристаллография. - 1959. - Т. 4, Вып. 5.- С. 749 - 755.

МДПІУ ІМ. І.П.ШАМ'ЯКІНА