

УДК 539.3

*Д.В. ЛЫЧАГИН\*,\*\*, Е.А. АЛФЁРОВА\*, А.П. СОКОЛОВ\****НАНОРАЗМЕРНЫЕ СДВИГИ НА ПОВЕРХНОСТИ ГЦК-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ<sup>1</sup>**

Рассмотрены параметры сдвига деформационного рельефа гранцентрированных кубических металлов и сплавов. Установлен диапазон изменения величины сдвига, лежащего в пределах от 10 до 200 нм, для уровня следов скольжения и значения 1000 нм и более при образовании мезо- и макрополос деформации. Показано, что величина сдвига зависит от кристаллографической ориентации деформации монокристалла, материала, степени порядка сплава, величины деформации и способа организации деформации. Установлен дискретный характер средней величины сдвига для каждого масштабного уровня деформации.

*Ключевые слова:* сдвиг, монокристалл, кристаллографическая ориентация, пластическая деформация, поверхностный рельеф.

Структурным уровнем деформационного рельефа минимального масштаба является структурный уровень «зона сдвига». Этот уровень проявляется для всех кристаллических твердых тел, когда деформация осуществляется движением дислокаций в плоскости скольжения. Появление следов скольжения на поверхности кристаллов в результате сдвига по плоскостям скольжения наблюдается в монокристаллах и в зернах поликристаллов.

Зона сдвига включается в деформацию при достижении напряжения, необходимого для генерации и расширения серии дислокационных петель. Кроме несомненного удобства для описания пластической деформации понятие «зоны сдвига» позволяет исключить из рассмотрения такую сложную для определения величину, как число источников дислокаций. Зоны сдвига являются основным структурным элементом, определяющим сдвиговые процессы в твердом теле, в которых участвует большое количество дислокаций. Такой подход активно используется для построения теорий деформационного упрочнения и моделирования процессов пластической деформации, например, в [1–5]. При этом в рассмотренных работах проводится мысль, что зародившиеся у концентраторов напряжений дислокационные петли при своем расширении обеспечивают релаксацию напряжений. То есть пластическая деформация имеет в своей основе потерю устойчивости, а дислокационный источник, начав действовать, испускает серию дислокаций, обеспечивая расширение зоны сдвига. Информацией о величине пробега дислокаций в процессе пластической деформации является длина следов скольжения. Размер зон сдвига, их распределение по размерам и величина сдвига зависят от материала и степени деформации. Зона сдвига определяет локализацию деформации на мезоуровне. В этом смысле деление на системы плоскостей сдвига и на зоны сдвига является в достаточной степени условным. Зона сдвига, определяемая при макроскопическом анализе, может оказаться системой плоскостей сдвига при переходе на более мелкий масштабный уровень. Наблюдаемый на поверхности грубый след сдвига может состоять из тонких следов скольжения.

Стремление следов группироваться в пачки (участки с близко расположенными следами) зависит от материала. Авторы работы [6] делят материалы на два класса, различающиеся характером распределения следов скольжения: однородно распределенными следами скольжения и со следами скольжения, объединенными в пачки. К первому классу относятся металлы, твердые растворы с дальним атомным порядком и интерметаллиды, причем только в областях умеренных степеней деформации. Ко второму классу относятся твердые растворы с ближним атомным порядком и сплавы с невысоким значением энергии дефекта упаковки. Тенденция к формированию пачек следов скольжения усиливается с уменьшением энергии дефекта упаковки, увеличением твердорастворного упрочнения и степени ближнего атомного порядка. Прослеживается корреляция между видом кривой деформации и характером распределения следов скольжения. При более равномерном распределении следов скольжения коэффициент деформационного упрочнения выше.

<sup>1</sup> Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы развития Национального исследовательского Томского государственного университета Министерства образования и науки РФ.

Основными количественными параметрами систем и зон скольжения являются:

1. Расстояние между линиями скольжения или сдвига ( $\Delta X$ ).
2. Длина линий скольжения ( $L$ ).
3. Величина сдвига в зоне скольжения ( $p$ ).
4. Величина локального относительного сдвига  $\gamma = p / \Delta X$ .
5. Локальное число систем линий скольжения ( $n$ ).
6. Относительная площадь грани образца, занятая одной или 2–4 пересекающимися системами ( $S_i$ ).

При рассмотрении деформационного рельефа на уровне систем и зон сдвига важным является не только абсолютное значение этих параметров и их изменение при пластической деформации, а также объем материала, в котором эти процессы протекают. Кроме того, в локальных областях материала может наблюдаться образование нескольких систем линий скольжения. Локальное число систем линий скольжения и относительная площадь грани образца, занятая этими системами, зависят от фрагментации сдвиговой деформации [7]. Установлено, что плотность следов скольжения выше в областях с не стесненной деформацией и более высоким уровнем напряжений. Количество действующих систем зависит от ориентации оси нагружения, фрагментации и взаимодействия фрагментов между собой.

При рассмотрении зоны сдвига как самостоятельного структурного элемента целесообразно проанализировать характеризующие ее параметры. К настоящему моменту накоплено достаточно много результатов о значениях длины линий скольжения и величины сдвига в них для многих металлов и сплавов. Результаты ранних исследований, полученные в первую очередь на монокристаллах ГЦК-металлов и сплавов, анализируются в работах [8, 9]. Уменьшение длины линий скольжения с ростом деформации установлено для монокристаллов меди, никеля, сплава Ni–Co [8–11], поликристаллического никеля [12] и упорядоченных сплавов Cu<sub>3</sub>Au [13], Ni<sub>3</sub>Fe [14, 15], Ni<sub>3</sub>Mn [16] и Ni<sub>3</sub>Al [12]. Для чистых металлов и однофазных сплавов эта зависимость удовлетворительно выполняется, что не всегда наблюдается в сплавах, упрочненных частицами [17]. Наличие частиц в сплаве приводит к уменьшению длины линий скольжения, по сравнению с металлами и сплавами без частиц.

В чистых металлах, таких, как алюминий, медь и никель, величина сдвига соответствует выходу 15–32 дислокаций на поверхность [8–11, 18]. В поликристаллическом никеле, например, величина сдвига в пределах второй стадии возрастает от 30 до 130 нм [12]. Упрочнение никеля частицами приводит к возрастанию минимальной наблюдаемой величины сдвига от 30 до 40 нм и уменьшению интервала его изменения в пределах стадии II (таблица). Аналогичные закономерности проявляются для дисперсно-упрочненного сплава Al–Zn–Mn.

Подробные исследования картины скольжения проведены на упорядочивающихся сплавах. Начиная с первых исследований сплавов, упорядочивающихся с образованием сверхструктуры типа  $L1_2$  [19], было выявлено различие в картине скольжения в упорядоченном и разупорядоченном состояниях – более тонкое скольжение в упорядоченных сплавах по сравнению с разупорядоченными. Дальнейшее детальное исследование на сплавах Cu<sub>3</sub>Au [20, 21] и Ni<sub>3</sub>Fe [22, 23] подтвердили эту закономерность (таблица). Сравнение величины сдвига, соответственно для сплавов с дальним и ближним порядком указывает на более высокие значения для сплава Cu<sub>3</sub>Au. Для него характерно более значительные изменения величины сдвига в пределах стадии II. В монокристаллах сплава Ni<sub>3</sub>Fe наименьшие значения величины сдвига наблюдаются при ориентации оси сжатия в углах стереографического треугольника, а наименьшие – для средней его части. Причем в первом случае изменения величины сдвига в пределах второй стадии наиболее существенны. Интересно отметить, что в поликристаллах величина сдвига при деформации меняется также мало, как и в монокристаллах с ориентацией [1.8.12]. Как показали исследования текстуры поликристаллического сплава Ni<sub>3</sub>Fe [24], преимущественная ориентация осей растяжения зерен находится между полюсами [001] и [110] стандартного стереографического треугольника.

Результаты, представленные в таблице, относятся, в основном, ко второй и началу третьей стадии деформации. Общим для рассматриваемых металлов и сплавов является значительное возрастание величины сдвига при переходе к третьей стадии. Сдвиг при этом достигает величины 80–160 нм. Отличительной особенностью третьей стадии является не только возрастание величины сдвига в следах скольжения, но и значительное увеличение количества следов.

Появление метода сканирующей туннельной микроскопии позволило упростить изучение величины сдвигов при пластической деформации [25–27]. По величине разрешения величины сдвига

этот метод сравним с методом платиновых реплик (1 нм). Значения высот ступенек, полученных этим методом, хорошо согласуются со значениями, полученными на репликах. Характерные величины высот деформационных ступенек для чистых металлов составляют: Cu – 15 нм, Au – 22 нм, Pd – 5 нм, Mo – 18 нм. Как показывают оценки, проведенные в работе [28], высота ступеньки сопоставима с числом дислокаций, генерируемых источником до его останки. Такое поведение источника следует из экспериментально наблюдаемой зависимости высоты ступенек от времени, из которой видно, что высота ступенек изменяется от нуля до некоторого максимального значения при постоянном уменьшении скорости роста [29, 30]. Это наглядно показывает, что величина сдвига является структурно чувствительным параметром и определяется сопротивлением движению дислокаций.

Параметры картины скольжения ГЦК-металлов и сплавов

| Материал              | Ориентация или размер зерна | Состояние порядка | Величина сдвига, нм | Расстояние между следами, нм | Длина следа, мкм | Источник       |
|-----------------------|-----------------------------|-------------------|---------------------|------------------------------|------------------|----------------|
| Al                    | [001]                       |                   | 15                  | 180                          |                  | Данные авторов |
|                       | [110]                       |                   | 45                  | 200                          |                  | Данные авторов |
|                       | [111]                       |                   | 19                  | 50                           |                  | Данные авторов |
| Cu                    | [001]                       |                   | 9                   |                              | 40–2             | [10]           |
|                       | [111]                       |                   | 8                   |                              |                  | [10]           |
| Ni                    | [001]                       |                   | 70–130              | 600–150                      |                  | Данные авторов |
|                       | [110]                       |                   | 80–3800*            |                              |                  | см. также      |
|                       | [111]                       |                   | 100–1300*           |                              |                  | [33]           |
| Ni с част-ми Al–Zn–Mg | Поликр.                     |                   | 30–130              |                              | 10–5             | [12]           |
|                       | Поликр.                     |                   | 40–55               |                              |                  | [12]           |
| Al–Zn–Mg              | Поликр.                     |                   | 40–60               | 170–100                      |                  | [17]           |
| Cu – 5 % Al           | Монокр.                     |                   | 85                  |                              |                  | [29]           |
| Cu – 15 % Al          | Монокр.                     |                   | 160                 |                              |                  | [29]           |
| Cu – 8 % Mn           | Монокр.                     |                   | 110                 |                              |                  | [29]           |
| Cu – 17 % Mn          | Монокр.                     |                   | 180                 |                              |                  | [29]           |
| Cu <sub>3</sub> Au    | 35                          | ДП                | 50–160              | 370–250                      |                  | [31]           |
|                       |                             | БП                | 60–140              | 400–340                      |                  |                |
| Ni <sub>3</sub> Fe    | [001]                       | ДП                | 10–50               | 140–60                       | 10–2             | [15, 32]       |
|                       |                             | БП                | 20–80               | 300–170                      | 10–3             |                |
|                       | [111]                       | ДП                | 10–50               |                              |                  | [15, 32]       |
|                       |                             | БП                | 10–90               |                              |                  |                |
|                       | [1.8.12]                    | ДП                | 20–40               | 130–60                       |                  | [15, 32]       |
|                       |                             | БП                | 35–65               | 170–80                       |                  |                |
|                       | 30                          | ДП                | 10–15               | 230–210                      | 28–14            | [14, 32]       |
|                       |                             | БП                | 40–50               | 500–370                      | 20–15            |                |

Примечание. В строках, где цифры даны через тире, первая – соответствует 5 % деформации, вторая – 20–25 %. В строках со звездочкой левая граница интервала соответствует величине сдвига в следах, правая – в мезо- и макрополозах.

В работе [28] рассматриваются следующие причины такого эффекта: 1) действие дислокационного источника противоположного знака; 2) включение в работу сопряженной системы в той же плоскости скольжения. Кроме того, смещение разных частей кристалла друг относительно друга может приводить не только к увеличению высоты ступеньки, но и к её уменьшению. В [25, 26] показано, что на поверхности чистых металлов вначале образуются дефекты от нескольких до десятков нанометров. При достижении некоторой критической концентрации образуются дефекты следующего масштабного уровня. Каждому уровню дефектов ставится в соответствие определенный интервал высот ступенек и количества дислокаций, которые необходимы для их образования. Авторы выделяют четыре уровня ансамблей ступенек и кластеров дислокаций. Для первого уровня высота ступенек составляет 80 нм, а количество дислокаций около 300. Каждый следующий уровень отличается в 3 раза.

Таким образом, результаты проанализированных работ и исследования авторов свидетельствуют о существовании предельных величин средней величины сдвига, которые фиксируются для разных масштабных уровней следов сдвига, и отражаются в величине сдвига при образовании различных элементов деформационного рельефа.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Попов Л.Е., Кобытев В.С., Ганзя Л.В. Теория деформационного упрочнения сплавов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1981. – 165 с.
2. Колупаева С. Н., Старенченко В.А., Попов Л.Е. Неустойчивости пластической деформации кристаллов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1994. – 301 с.
3. Попов Л.Е., Пудан Л.Я., Колупаева С.Н. и др. Математическое моделирование пластической деформации. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1990. – 184 с.
4. Кобытев В.С., Слободской М.И., Руссиян А.А. Моделирование на ЭВМ процессов взаимодействия и скольжения дислокаций. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1992. – 180 с.
5. Попов Л.Е., Кобытев В.С., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 183 с.
6. Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Козлов Э.В. // Изв. вузов. Физика. – 1998. – Т. 41. – № 4. – С. 51–56.
7. Lychagin D. V. // Phys. Mesomech. – 2006. – V. 9. – No. 1–2. – P. 95–105.
8. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. – М.: Мир, 1969. – 264 с.
9. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
10. Vorbrugg W., Goetting H.Ch., and Schwink Ch. // Phys. Stat. Sol. (b). – 1971. – V. 46. – P. 257–264.
11. Ambrosi P. and Schwink Ch. // Scripta Met. – 1978. – V. 12. – P. 303–308.
12. Ковалевская Т.А., Виноградова И.В., Попов Л.Е. Математическое моделирование пластической деформации гетерофазных сплавов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1992. – 169 с.
13. Salama K., Shaikh F., and Roberts J.M. // Acta Met. – 1971. – V. 19. – P. 395–404.
14. Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В., Конева Н.А. // Упорядочение атомов и его влияние на свойства сплавов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1978. – С. 134–137.
15. Конева Н.А., Теплякова Л.А., Козлов Э.В. // Структура и пластическое поведение сплавов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1983. – С.74–99.
16. Попов Л.Е., Козлов Э.В. // Механические свойства упорядоченных твердых растворов. – М.: Металлургия, 1970. – 217 с.
17. Mader S. and Seeger A. // Acta Met. – 1960. – V. 8. – No. 8. – P. 513–522.
18. Таока Т. and Sacata H. // Acta Met. – 1957. – V. 5. – P. 61–63.
19. Козлов Э.В., Попова Н.А., Григорьева Н.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 1991. – Т. 34. – № 3. – С. 112–128.
20. Сюткина В.И., Яковлева В.С. // ФММ. – 1962. – Т. 14. – С. 745–749.
21. Кеар В.Н. // Trans AIME. – 1962. – V. 224. – P. 669–673.
22. Конева Н.А., Теплякова Л.А., Старенченко В.А. и др. // ФММ. – 1979. – Т. 48. – Вып. 3. – С. 613–621.
23. Шаркеев Ю.П., Конева Н.А., Козлов Э.В. // Изв. вузов. Физика. – 1979. – Т. 22. – № 11. – С. 24–29.
24. Шаркеев Ю.П., Лапскер И.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. // ФММ. – 1985. – Т. 60. – Вып. 4. – С. 816–821.
25. Килиан Х.Г., Веттегрень В.И., Светлов В.Н. // ФТТ. – 2001. – Т. 43 – Вып. 11. – С. 2107–2111.
26. Башкарев А.Я., Веттегрень В.И., Светлов В.Н. // ФТТ. – 2002. – Т. 44. – Вып. 7. – С. 1260–1264.
27. Горобей Н.Н., Князев С.А., Корсуков В.Е. и др. // ПЖТФ. – 2002. – Т. 28. – Вып. 1. – С. 54–58.
28. Малыгин Г.А. // ФТТ. – 2001. – Т. 43. – Вып. 2. – С. 248–253.
29. Цигенбайн А., Плессинг Й., Нойхойзер Х. // Физич. мезомех. – 1998. – Т. 1. – № 2. – С. 5–20.
30. Himstedt N. and Neuhauser H. // Scripta Met. – 1972. – V. 6. – P. 1151–1156.
31. Лапскер И.А. // Субструктура и механические свойства металлов и сплавов. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 1988. – С. 91–97.
32. Конева Н.А., Шаркеев Ю.П., Теплякова Л.А. и др. // Физика и технология упрочнения поверхности металлов. – Л.: Изд-во ЛФТИ, 1985. – С. 79–85.
33. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А. // Фундаментальное и прикладное материаловедение. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2013. – С. 36–43.

\*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 23.07.14.

\*\*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
г. Томск, Россия  
E-mail: dmitrylychagin@yandex.ru; katerina525@mail.ru; iscanderaga@rambler.ru

D.V. LYCHAGIN, E.A. ALFYOROVA, A.P. SOKOLOV

## NANOSIZED SHEARS ON THE SURFACE OF FCC METAL MATERIALS

The parameters of deformation relief of face-centered cubic (FCC) metals and alloys are considered. The change of the shear is the range from 10 to 200 nm for the level of the slip lines and – 1000 nm or more for the deformation meso- and macrobands. It has been shown that the quantity of the shear depends on the crystallographic orientation of the single crystal, the material, the degree of order of the alloy, the amount of strain and the way for the organization of the deformation. The discrete character of an average value of shear for each scale level deformation is set.

**Keywords:** shear, single crystal, crystallographic orientation, plastic deformation, surface relief.

## REFERENCES

1. Popov L.E., Kobitev V.S., and Ganzy L.V. *Theory of Strain Hardening of Alloys*. Tomsk, TSU Publ., 1981, 165 p.
2. Kolupaeva S.N., Starenchenko V.A., and Popov L.E. *Instability of Plastic Deformation of Crystals*. Tomsk, TSU Publ., 1994, 301 p.
3. Popov L.E., Pudan L.Y., Kolupaeva S.N., et al. *Mathematical Simulation of Plastic Deformation*. Tomsk, TSU Publ., 1990, 184 p.
4. Kobitev V.S., Slobodskoi M.I., and Russiyan A.A. *Computer Simulation of the Processes of Interaction and Dislocation Slip*. Tomsk, TSU Publ., 1992, 180 p.
5. Popov L.E., Kobitev V.S., and Kovalevskaya T.A. *Plastic Deformation of Alloys*. Moscow, Metallurgy Publ., 1984, 183 p.
6. Teplyakova L.A., Kunithina T.S, and Kozlov E.V. *Izvestiya vuzov. Fizika*, 1998, vol. 41, no. 4, pp. 51–56.
7. Lychagin D.V. *Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, no. 1–2, pp. 95–105.
8. Berner R. and Kronmyuller G. *Plastic Deformation of Single Crystals*. Moscow, World Publ., 1969, 264 p.
9. Honeycombe R.W.K. *The Plastic Deformation of Metals*. London, Edward Arnold & American Society of Metals Publ., 1984, 408 p.
10. Vorbrugg W., Goetting H.Ch., and Schwink Ch. *Phys. Stat. Sol. (b)*, 1971, vol. 46, pp. 257–264.
11. Ambrosi P. and Schwink Ch. *Scripta Met.*, 1978, vol. 12, pp. 303–308.
12. Kovalevskaya T.A., Vinogradova I.V., and Popov L.E. *Mathematical Modeling of Plastic Deformation of Heterophase Alloys*. Tomsk, TSU Publ., 1992, 169 p.
13. Salama K., Shaikh F., and Roberts J.M. *Acta Met.*, 1971, vol. 19, pp. 395–404.
14. Sharkeev Y.P., Kozlov E.V., and Koneva N.A. *Ordering of Atoms and its Influence on the Properties of the Alloys*. Tomsk, TSU Publ., 1978, pp. 134–137.
15. Koneva N.A., Teplyakova L.A., and Kozlov E.V. *Structure and Plastic Behavior of Alloys*. Tomsk, TSU Publ., 1983, pp. 74–99.
16. Popov L.E. and Kozlov E.V. *Mechanical Properties of Ordered Solid Solutions*. Moscow, Metallurgy Publ., 1970, 217 p.
17. Mader S. and Seeger A. *Acta Met.*, 1960, vol. 8, no. 8, pp. 513–522.
18. Taoka T. and Sacata H. *Acta Met.*, 1957, vol. 5, pp. 61–63.
19. Kozlov E.V., Popova N.A., Grigorieva N.A., et al. *Izvestiya vuzov. Fizika*, 1991, vol. 34, no. 3, pp. 112–128.
20. Syutkina V.I. and Yakovleva V.S. *Physics of Metals and Metallography*, 1962, vol. 14, pp. 745–749.
21. Kear B.H. *Trans AIME*, 1962, vol. 224, pp. 669–673.
22. Koneva N.A., Teplyakova L.A., Starenchenko V.A., et al. *Physics of Metals and Metallography*, 1979, vol. 48, no. 3, pp. 613–621.
23. Sharkeev Y.P., Koneva N.A., and Kozlov E.V. *Izvestiya vuzov. Fizika*, 1979, vol. 22, no. 11, pp. 24–29.
24. Sharkeev Y.P., Lapsker I.A., Koneva N.A., and Kozlov E.V. *Physics of Metals and Metallography*, 1985, vol. 60, no. 4, pp. 816–821.
25. Kilian H.G., Vettegren V.I., and Svetlov V.N. *Physics of the Solid State*, 2001, vol. 43, no. 11, pp. 2107–2111.
26. Bashkarev A.Y., Vettegren V.I., and Svetlov V.N. *Physics of the Solid State*, 2002, vol. 44, no. 7, pp. 1260–1264.
27. Gorobey N.N., Knyazev S.A., Korsukov V.E., et al. *Technical Physics Letters*. – 2002, vol. 28, no. 1, pp. 54–58.
28. Maligin G.A. *Physics of the Solid State*, 2001, vol. 43, no. 2, pp. 248–253.
29. Tsigenbayn A. Plessing J., and Neuhauser H. *Physical Mesomechanics*, 1998, vol. 1, no. 2, pp. 5–20.
30. Himstedt N. and Neuhauser H. *Scripta Met.*, 1972, vol. 6, pp. 1151–1156.
31. Lapsker I.A. *Substructure and Mechanical Properties of Metals and Alloys*. Tomsk, TPU Publ., 1988, pp. 91–97.
32. Koneva N.A., Sharkeev Y.P., Teplyakova L.A., et al. *Physics and Technology of Surface Hardening of Metals*. Leningrad, LFTI Publ., 1985, pp. 79–85.
33. Lychagin D.V. and Alfyorova E.A. *Fundamental and Applied Materials*. Barnaul: ASTU Publ., 2013, pp. 36–43.