

УДК 669-172:539.389.2

## ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЦК СПЛАВА НА МЕЗОУРОВНЕ

*Теплякова Л.А., д.ф.-м.н., профессор кафедры физики (lat168@mail.ru)*

*Куницына Т.С., к.ф.-м.н., доцент кафедры высшей математики (kma11061990@mail.ru)*

*Конева Н.А., д.ф.-м.н., профессор кафедры физики (koneva@tsuab.ru)*

*Кашин А.Д., студент*

Томский государственный архитектурно-строительный университет  
(634003, Россия, Томск, пл. Соляная, 2)

**Аннотация.** Проведен анализ закономерностей деформационного упрочнения в монокристаллах однофазного разупорядоченного сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$ . Исследованные монокристаллы были деформированы сжатием при комнатной температуре. Ось сжатия монокристаллов была параллельна кристаллографическому направлению [001]. Для кривой деформации [001]-монокристаллов сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  характерна стадийность. Смена стадий обусловлена определенной последовательностью субструктурных превращений. Сплав  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  в состоянии с ближним атомным порядком является сплавом со средним значением энергии дефекта упаковки и в нем при пластической деформации реализуется низкоэнергетическая ветвь эволюции субструктуры: плоские скопления  $\rightarrow$  сетчатая субструктура  $\rightarrow$  полосовая структура. Линейная стадия деформационного упрочнения этого сплава связана с формированием неоднородной сетчатой дислокационной структуры. По электронно-микроскопическим снимкам сетчатой субструктуры в работе были измерены длины свободных сегментов дислокаций между различными видами стопоров, образующихся вдоль линии дислокаций в результате пересечения дислокаций различных систем. На основе комплекса измеренных характеристик сетчатой субструктуры, формирующейся в исследованных монокристаллах в пределах стадии II, проведены оценки вкладов различных механизмов деформационного упрочнения в напряжение течения, а именно, пересечение дислокаций; волочение порогов; создание и разрыв дислокационных реакций; преодоление дислокационных барьеров Ломера–Коттрелла, Хирта; генерация точечных дефектов. Изучены закономерности формирования дальнедействующих напряжений и упругое взаимодействие дислокаций. Определены вклады статических и динамических напряжений. Для того, чтобы учесть неоднородность сетчатой субструктуры, вклады были определены отдельно для плотных и неплотных ее участков. На основе проведенных оценок парциальных вкладов всех рассмотренных механизмов установлено, что основной вклад в сопротивление деформированию высокосимметрично ориентированных монокристаллов разупорядоченного сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  вносит механизм торможения дислокаций, обусловленный контактным взаимодействием движущихся дислокаций с дислокациями леса. Возрастание с деформацией плотности стопоров вдоль линии дислокации (как порогов, так и реакций) является первопричиной деформационного упрочнения ГЦК сплава с ближним атомным порядком.

**Ключевые слова:** монокристалл, сплав, пластическая деформация, дислокационная структура, плотность дислокаций, механизмы деформационного упрочнения.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-7-549-555

Пластическая деформация металлических материалов происходит в широком, иерархически организованном интервале масштабов, тесно связанном с исходной дефектной структурой, и в результате формируется спектр масштабно-структурных уровней деформации [1 – 6]. В ходе пластической деформации в большинстве известных металлических материалов происходит многостадийное деформационное упрочнение [7 – 9]. Для однофазных сплавов с ГЦК решеткой, в особенности монокристаллов, характерно достаточно продолжительное линейное упрочнение (стадия II), наиболее выраженное для монокристаллов с симметричными ориентировками [3]. В таких материалах скользящие дислокации и перемещающиеся точечные дефекты могут тормозиться различными механизмами, упрочнение носит комплексный характер. При низких температурах деформация обеспечивается преимущественно движением дислокаций. В работе [3] проведен анализ и систематизация всех известных в настоящее

время механизмов упрочнения: их около 60, из них 50 – низкотемпературных. Уже только из констатации одного этого факта ясно, что понять и описать многофакторное, многостадийное, иерархически организованное упрочнение при пластической деформации даже материалов с ГЦК решеткой является сложной задачей. Неудивительно, что эта задача по-прежнему остается актуальной. Обозначенная проблема неизменно привлекает внимание исследователей, разрабатывающих модели упрочнения материала при деформации [3, 10, 11]. В последние годы появились модели, авторы которых пытаются учесть многоуровневый характер пластической деформации и деформационного упрочнения [12 – 14].

Между тем идентификация механизмов деформационного упрочнения металлических материалов требует детальных сведений о дислокационной структуре и ее эволюции в процессе деформации. Именно поэтому, начиная с 50 – 60-ых годов XX века, исследователи

активно изучали дислокационную структуру деформированных материалов методом просвечивающей электронной микроскопии. Много внимания уделялось монокристаллам ГЦК металлов (меди, алюминия, никеля) [15], упорядочивающимся сплавам [16–19], интерметаллидам [20, 21]. Исследования на монокристаллах дают возможность понять природу формирования дислокационной структуры в «чистом» виде, то есть в отсутствии других факторов, таких, например, как наличие границ зерен. Анализ закономерностей деформационного упрочнения логично провести для монокристаллов однофазного сплава, дислокационная структура для которого подробно изучена и надежно установлены закономерности ее эволюции в широком интервале степеней деформации. Таким сплавом является сплав  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  [16–18].

В настоящей работе представлены результаты экспериментального определения вкладов различных механизмов упрочнения, реализующихся на первом мезоуровне – уровне дислокационных субструктур, согласно рассмотренной в работе [19] классификации.

В работе исследовали монокристаллы сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  с ближним атомным порядком. Ось нагружения (сжатие) монокристаллов была параллельна кристаллографическому направлению [001]. Ориентировку монокристаллов определяли на аппарате УРС-60 методом Лауэ и эпиграмм. Отклонение от указанной ориентации в исходном состоянии не превышало  $1 \div 2^\circ$ . Монокристаллы имели форму параллелепипеда с размерами  $3 \times 3 \times 6$  мм с боковыми гранями также кубической ориентации. Исследование дислокационной структуры выполняли на электронных микроскопах, снабженных гониометрами, при ускоряющих напряжениях 100 и 125 кВ. По электронно-микроскопическим снимкам дислокационных субструктур (ДСС) были измерены длины свободных сегментов ( $\lambda$ ) дислокаций между различного вида стопорами вдоль линии дислокации. Такими стопорами являются дислокационные соединения, образованные в результате дислокационных реакций и пороги. Для измерения длин свободных сегментов использовали микроснимки фольг, вырезанных параллельно октаэдрической плоскости. При измерении расстояний между дислокационными соединениями различий между реакциями в плоскости скольжения, параллельной поверхности фольги, и реакциями с дислокациями других октаэдрических плоскостей не делали. Пороги и перегибы не различали. Измерения проводили отдельно для плотных и неплотных участков субструктуры.

### Эволюция субструктуры и ее пространственная организация

В [001]-монокристаллах разупорядоченного сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  начало пластической деформации (переходная стадия) связано с формированием в локальных объемах монокристалла плоских дислокационных скопле-

ний в плоскостях  $\{111\}$ . В продолжение сменившей ее стадии II происходит формирование слоевой сетчатой ДСС [16–18]. В локальных объемах, соответствующих фрагментам сдвига с несимметричным скольжением, формируется одна система слоев с геометрически правильной формой звена сетки и повышенной плотностью дислокаций, параллельных первичной для данного фрагмента плоскости скольжения. Во фрагментах с симметричным скольжением, как правило, образуются две пересекающиеся системы слоев, параллельных каждой из октаэдрических плоскостей (рис. 1). В редких случаях обнаруживается более двух систем слоев.

### Субструктурное упрочнение

В сетчатой субструктуре сопротивление деформированию обусловлено преимущественно контактным торможением движущихся дислокаций. Свой вклад в контактное напряжение ( $\tau_k$ ) вносят несколько механизмов упрочнения, таких как пересечение дислокаций; волочение порогов; создание и разрыв дислокационных реакций; преодоление дислокационных барьеров Ломера–Коттрелла, Хирта и других; генерация точечных дефектов.

Первый вклад обусловлен контактным взаимодействием скользящих дислокаций с дислокациями леса. На рис. 2, 3 приведены гистограммы измеренных длин свободных сегментов при разных степенях деформации (в пределах стадии II). На рис. 2, 3 видно, что эволюция ДСС в плотных и неплотных местах различна. В неплотных участках субструктуры распределение  $\lambda$  неоднородно (рис. 2). Неоднородность сохраняется вплоть до середины стадии II. Средняя длина свободного сегмента между реакционными соединениями, порогами и любыми из этих видов стопоров в неплотных участках дислокационной субструктуры практически не умень-

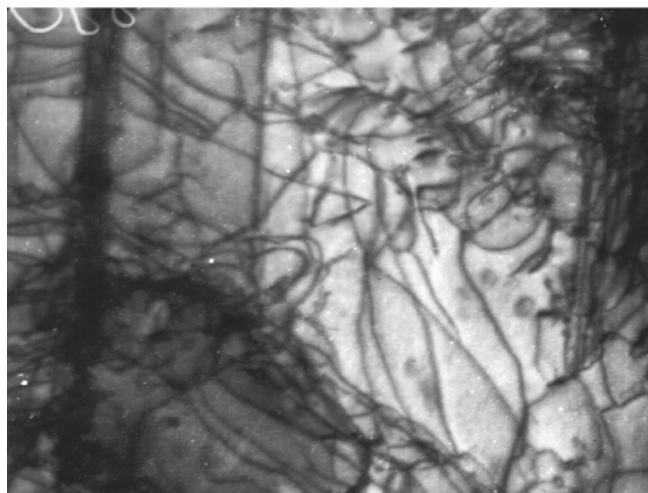


Рис. 1. Дислокационная структура в монокристаллах  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  ( $\epsilon = 0,17$ , плоскость фольги 111)

Fig. 1. TEM image of dislocation structure in  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  mono-crystals ( $\epsilon = 0,17$ ; foil plane (111), 30 000 $\times$  magnification)

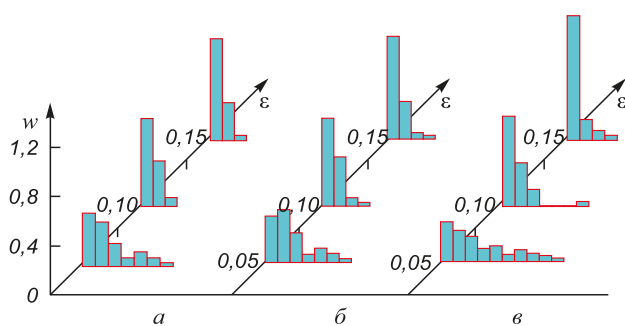


Рис. 2. Гистограммы расстояний вдоль линии дислокации между любого вида стопорами (а), дислокационными соединениями (б), порогами (в) при различных степенях деформации в плотных участках ДСС

Fig. 2. Columnar graphs for intervals along dislocation lines at different deformations in dense areas of dislocation structure between dislocation locks (a), between dislocation junctions (b) and between thresholds (c)

шается с ростом степени деформации (рис. 4, а). Следовательно, упрочнение исследованного сплава не может быть обеспечено за счет неплотных областей ДСС.

В плотных участках ДСС распределение  $\lambda$  с деформацией меняется (рис. 3). Максимум распределения  $\lambda$  смещается в сторону меньших значений. В пределах стадии II средняя величина  $\lambda$  для мест с повышенной плотностью дислокаций уменьшается с ростом степени деформации (рис. 4, б). Одновременно в кристалле нарастает доля объема с высокой плотностью дислокаций. Скольжение, которое, естественно, развивается в наиболее ослабленных участках ДСС, вынуждено (вследствие уменьшения доли последних) идти через участки с плотной сетчатой ДСС.

Таким образом, в процессе деформации в наиболее плотных участках ДСС будет возрастать сопротивление, связанное с реагирующими дислокациями леса и/или с волочением порогов.

### Дальнодействующие поля внутренних напряжений и упругое взаимодействие дислокаций

Характеристикой, которая имеет первостепенное значение с точки зрения движения и размножения дислокаций, является поле внутренних напряжений дислокационного ансамбля. В настоящей работе предпринята попытка определения величины (амплитуды) дальнодействующих полей напряжений, обусловленных вкладами от различных механизмов и выяснения роли некоторых из этих механизмов. Для решения этой задачи были проведены измерения следующих параметров ДСС: радиусов кривизны свободных дислокационных сегментов; расстояний между дислокациями, скользящими как в одной, так и в различных плоскостях; расстояний между активными плоскостями скольжения.

Измерение радиусов кривизны  $R$  позволяет определить усредненные по дислокационному ансамблю

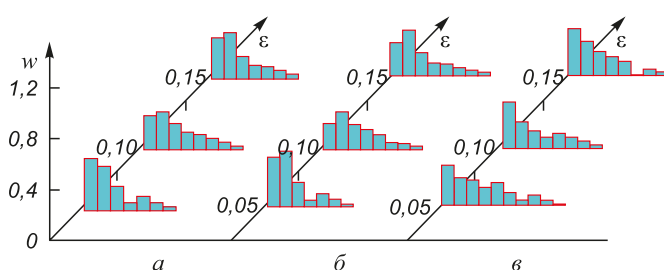


Рис. 3. Гистограммы расстояний вдоль линии дислокации между любого вида стопорами (а), дислокационными соединениями (б), порогами (в) при различных степенях деформации для неплотных участков ДСС

Fig. 3. Columnar graphs for intervals along dislocation lines at different deformations in loose areas of dislocation structure between dislocation locks (a), between dislocation junctions (b) and between thresholds (c)

статические поля внутренних напряжений и их флуктуации. Эти поля складываются из многих компонент. В частности, полей от параллельных дислокаций, находящихся как в собственной плоскости скольжения, так и на параллельных плоскостях; полей, создаваемых дислокациями леса, и, наконец, полей самодействия дислокаций. Полученные в работе значения расстояний между дислокациями позволяют рассчитать вклады в локальное статическое поле внутренних напряжений. С использованием расстояний между активными плоскостями скольжения можно определить динамические дальнодействующие поля, возникающие при прохождении дислокаций по параллельным плоскостям.

*Дальнодействующие статические поля напряжений.* Однородное напряжение  $\tau_{ст}$ , действующее на дислокацию, должно изогнуть ее в дугу [22] радиуса  $R = \frac{Gb}{2\tau_{ст}}$  (где  $G$  – модуль сдвига;  $b$  – вектор Бюргерса (для сплава  $Ni_3Fe$   $G = 770$  МПа;  $b = 0,25$  нм)). Отсюда

$$\tau_{ст} = \frac{Gb}{2R}.$$

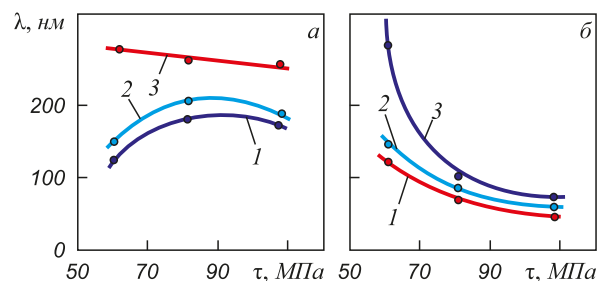


Рис. 4. Зависимость среднего расстояния вдоль линии дислокации между стопорами любого типа (1), реакционными соединениями (2), порогами (3) от приведенного напряжения в неплотных (а) и плотных (б) участках ДСС

Fig. 4. Dependences between reduced stress and average distance between dislocation locks (1), dislocation junctions (2), thresholds (3): a – loose areas; б – dense areas of dislocation structure

Радиус изгиба легко определить, зная высоту сегмента  $h$  и расстояние  $l$  между точками закрепления

$$R = \frac{4h^2 + l^2}{8h}.$$

На рис. 5 представлена зависимость дисперсии  $\tau_{\text{ст}}$  от напряжения сдвига  $\tau$  (поскольку среднее значение  $\tau_{\text{ст}}$  равно нулю). Таким образом, дальнедействующие статические поля существенны лишь в начале пластической деформации. С ростом степени деформации их величина уменьшается.

Статические дальнедействующие поля не вносят вклада в деформационное упрочнение сплава. Этот вывод согласуется с качественной картиной ДСС: сгущения дислокаций представляют собой мультипольные конфигурации без избыточной плотности дислокаций [16–18]. Ориентации свободных дислокаций по обе стороны от сгущений одинаковы. Этот вывод, полученный для высокосимметричной ориентации [001], в которой все октаэдрические плоскости одинаково нагружены и отсутствуют вторичные системы скольжения, не может быть распространен на другие, менее симметричные ориентации без специального исследования.

В настоящей работе также предпринята попытка выделить вклад упругого торможения дислокаций, испытываемого со стороны ближайших соседних дислокаций ( $\tau_{\text{бл}}$ ) и дислокаций леса ( $\tau_{\text{л}}$ ):

$$\tau_{\text{бл}} = \frac{Gb}{2\pi \langle L_{\text{бл}} \rangle}; \quad \tau_{\text{л}} = \frac{Gb}{2\pi \langle L_{\text{л}} \rangle};$$

здесь  $\langle L_{\text{бл}} \rangle$  – среднее расстояние между соседними дислокациями в плоскости скольжения;  $\langle L_{\text{л}} \rangle$  – среднее расстояние между дислокациями леса.

Величины  $\tau_{\text{бл}}$  и  $\tau_{\text{л}}$  на стадии II приведены ниже:

$\tau$ , МПа	$\varepsilon$	$\tau_{\text{ст}}$ , МПа	$\tau_{\text{дин}}$ , МПа	$\tau_{\text{бл}}$ , МПа	$\tau_{\text{л}}$ , МПа
60	0,05	35	5	60	52
75	0,10		6	63	54
80	0,11	23			
90	0,15		7	110	97
105	0,17	15			

По радиусу кривизны свободных дислокационных сегментов

На параллельных плоскостях для ближайших следов

Упругое близкое действие для первых соседей

**П р и м е ч а н и е.**  $\tau$  – напряжение течения;  $\varepsilon$  – степень деформации;  $\tau_{\text{ст}}$  – статическое измеренное среднее напряжение;  $\tau_{\text{дин}}$  – динамическое среднее напряжение;  $\tau_{\text{бл}}$  – упругое близкое действие соседних дислокаций в своей плоскости;  $\tau_{\text{л}}$  – упругое торможение полем дислокаций леса.

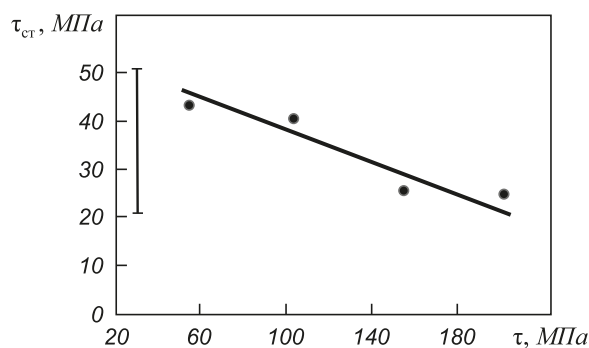


Рис. 5. Зависимость дисперсии дальнедействующих статических напряжений от напряжения сдвига

Fig. 5. Dependence between long-range static stress distribution and shear stress

Из приведенных данных следует, что упругое близкое действие ближайших соседей может быть существенным, причем роль его с деформацией растет.

Однако эти напряжения компенсируются упругим взаимодействием вторых, третьих и так далее соседних дислокаций, расположенных по обе стороны от рассматриваемой дислокации.

При полном суммировании вкладов всех дислокаций эти напряжения должны дать нулевое среднее значение и дисперсию, равную напряжениям статических дальнедействующих полей.

**Динамические дальнедействующие напряжения.** Сопротивление, которое испытывают дислокации при прохождении по параллельным плоскостям, можно оценить следующим образом [3]:

$$\tau_{\text{дин}} = \frac{k}{2\pi} \frac{Gb}{\langle X \rangle},$$

где  $\langle X \rangle$  – среднее расстояние между активными плоскостями скольжения;  $k$  – множитель, зависящий от типа дислокаций, которыми осуществляется деформация ( $k = 2$  в случае деформации сверхдислокациями,  $k = 1$  при деформации монодислокациями).

Выше приведены полученные значения  $\tau_{\text{дин}}$  и степень деформации. Как видно, сопротивление, испытываемое дислокацией при движении ее относительно других, движущихся по параллельной плоскости, в сплаве  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  невелико (порядка 30–40 МПа и практически не меняется на стадии II (в пределах разброса значений)). В начале стадии II величина  $\tau_{\text{дин}}$  может составлять значительную часть действующего напряжения.

Таким образом, из приведенных оценок величин  $\tau_{\text{ст}}$  и  $\tau_{\text{дин}}$  следует, что в исследованном сплаве  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  с близким атомным порядком дальнедействующие поля внутренних напряжений не играют существенной роли в деформационном упрочнении. Решающую роль в упрочнении этого сплава играет контактное торможение дислокаций (дислокационное трение). Увеличение



## Вклады основных механизмов торможения в напряжение сдвига

## Contributions of the main braking mechanisms to shear stress

$\varepsilon$	$\Delta\tau_p$ , МПа	$\Delta\tau_{нк.п}$ , МПа	$\Delta\tau_d$ , МПа	$\Sigma\Delta\tau_i$ , МПа	$\tau_{действ}$ , МПа
0,05	26	37	35	98	60
0,10	39	39	23	102	80
0,15	42	49	15	106	105

с деформацией плотности стопоров вдоль линии дислокации (как порогов, так и реакций) в этом состоянии сплава может быть причиной деформационного упрочнения. Другими словами, деформационное упрочнение разупорядоченного сплава  $Ni_3Fe$  обусловлено нарастанием торможения типа дислокационного трения.

## Вклады основных механизмов торможения в напряжение сдвига

По результатам измерений  $\langle\lambda\rangle$  было проведено определение вкладов  $\Delta\tau_i$  основных механизмов торможения дислокаций в напряжение сдвига сплава с ближним атомным порядком. При определении вкладов использовали приближения и коэффициенты, приведенные в работе [3]. Результаты определения  $\Delta\tau_i$  на основе экспериментальных значений  $\langle\lambda\rangle$  представлены в таблице (где  $\Delta\tau_{нк.п}$  – сопротивление, связанное с неконсервативным волочением порогов;  $\Delta\tau_p$  – сопротивление, связанное с преодолением реагирующих дислокаций «леса»;  $\Delta\tau_d$  – сопротивление, связанное с дальнедействующими полями напряжений;  $\Sigma\Delta\tau_i$  – суммарные напряжения, обусловленные действием этих механизмов;  $\tau_{действ}$  – значения действующих напряжений сдвига).

С увеличением степени деформации растут вклады, обусловленные преодолением сопротивления реагирующих дислокаций «леса» и порогов на дислокациях (в плотных участках ДСС). Суммарное напряжение  $\Sigma\Delta\tau_i$  вкладов всех механизмов на стадии II оказывается сравнимым с напряжением, действующим в плоскости скольжения. То же самое касается действия  $\langle\lambda\rangle$  как источника Франка–Рида.

**Выводы.** Исходя из полученных результатов, можно представить следующую схему деформации исследованного сплава. В начале пластической деформации, когда напряжения еще невелики, только самые длинные из свободных сегментов дислокаций будут участвовать в деформации, скольжение дислокаций будет происходить в наименее плотных участках. С увеличением плотности стопоров на единицу длины дислокации самые длинные свободные сегменты дислокаций уже не обеспечивают протекания деформации, скользящие дислокации начинают перерезать участки с большей плотностью дислокаций. В результате для осуществления дальнейшего сдвига необходимо прикладывать все большие напряжения. При этом в деформацию

вовлекается все большая часть распределения длин  $\lambda$ . Одновременно с увеличением степени деформации «перерезаемая» плотность дислокаций приближается к среднему значению  $\langle\rho\rangle$ . Оценки показывают, что в описанной схеме скольжение дислокаций протекает либо путем отрыва от стопоров, либо путем действия свободных дислокационных отрезков как источников Франка–Рида.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Елсукова Т.Ф., Иванчин А.Г. Структурные уровни деформации твердых тел // Изв. вуз. Физика. 1982. № 6. С. 5 – 27.
2. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: Наука, 1993. – 380 с.
3. Козлов Э.В. Параметры мезоструктуры и механические свойства однофазных металлических материалов // Вопросы металловедения. 2002. № 1 (29). С. 50 – 112.
4. Teplyakova L., Gershteyn G., Popova N. etc. Scale-dependent hierarchy of structural elements in the microstructure of thermomechanical treated ferritic steels with residual austenite // Mat.-wiss.u.Werkstofftech. 2009. Vol. 40. No. 9. P. 704 – 712.
5. Panin V.E., Egorushkin V.E. Basic physical mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids as hierarchically organized nonlinear systems // Physical mesomechanics. 2015. Vol. 18. No. 4. P. 377 – 390.
6. Panin V.E., Panin A.V., Elskova T.F., Popkova Y.F. Fundamental role of crystal structure curvature in plasticity and strength of solids // Physical mesomechanics. 2015. Vol. 18. No. 2. P. 89 – 99.
7. Thomas H.C. Mechanical behavior of materials. – McGRAW – Hill International Editions, 2000. – 733 p.
8. Hockauf M., Meyer L.W. Work-hardening stages of AA1070 and AA6060 after severe plastic deformation // J Mater. Sci. 2010. Vol. 45. No. 17. P. 4778 – 4789.
9. Westermann I., Hopperstad O.S., Marthinsen K., Holmedal B. Work-hardening behavior of a heat-treatable AA71108 aluminium alloy deformed to intermediate strains by compression // J. Mater. Sci. 2010. Vol. 45. No. 19. P. 5323 – 5331.
10. Kuhlmann-Wilsdorf D. The theory of dislocation-based crystal plasticity // Philosophical Magazine. 1999. Vol. 79. No. 4. P. 955 – 1008.
11. Модели пластической деформации материалов с ГЦК-структурой / В.А. Старенченко, О.Д. Пантюхова, Д.Н. Черепанов, Ю.В. Соловьева, С.В. Старенченко, М.И. Слободской. – Томск: изд-во НТЛ, 2011. – 242 с.
12. Трусов П.В., Волегов П.С. Физические теории пластичности: теория и приложения к описанию неупругого деформирования материалов. Ч. 3. Теории упрочнения, градиентные теории // Вестник ПГТУ. Механика. 2011. № 3. С. 146 – 197.
13. Ma A., Roters F.A. A constitutive model for fcc single crystals based on dislocation densities and its application to uniaxial compression of aluminium single crystals // Acta Materialia. 2004. Vol. 52. P. 3603 – 3612.

14. Mahesh S., Tome C.N., McCabe R.J., Kaschner G.C., Beyerlein L.I. and Misra A. Application of a substructure-based hardening model to copper under loading path changes // *Metallurgical and Mater. Trans. A*. 2004. Vol. 35A. P. 3763 – 3774.
15. Набарро Ф.Р.Н., Базинский З.С., Холт Д.В. Пластичность монокристаллов. – М.: Металлургия, 1967. – 214 с.
16. Teplyakova L.A., Kunitsyna T.S., Koneva N.A., Kozlov E.V. Regularities of formation of network dislocation structure in  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  alloy single crystals // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2004. Vol. 68. No. 10. P. 1629 – 1635.
17. Teplyakova L.A., Kunitsyna T.S., Koneva N.A. Influence of crystals orientation on parameters of  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  dislocation structure // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2015. Vol. 71. P. 012064.
18. Teplyakova L.A., Kunitsyna T.S., Starenchenko V.A., Poltaranin M.A. Multiscale localization of shear deformation in single crystals of the alloy  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  with short-range atomic order // *Russian physics journal*. 2014. Vol. 57. No. 2. P. 206 – 215.
19. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термостатическом воздействии / Н.А. Конева, Л.И. Тришкина, А.И. Потекаев, Э.В. Козлов. – Томск: изд-во НТЛ, 2011. – 242 с.
20. Starenchenko V.A. Orientation dependence of the yield stress and work-hardening rate of  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  at different temperatures // *Material Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 483-484. No. 1-2. P. 602 – 0606.
21. Solov'eva Yu.V., Nikonenko E.L., Starenchenko S.V., Starenchenko V.A. Study of creep and features of the dislocation structure in single crystals of  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  alloy // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2011. Vol. 75. No. 5. P. 673 – 676.
22. Зерер А. Дислокации и механические свойства кристаллов. – М.: ИИЛ, 1960. – 170 с.

Поступила 21 февраля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 7, pp. 549–555.

## STRAIN HARDENING OF MONOCRYSTALS OF ALLOY FCC AT MESOLEVEL

L.A. Teplyakova, T.S. Kunitsyna, N.A. Koneva, A.D. Kashin

Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

**Abstract.** The paper presents the analysis of strain hardening in monocrystals of single-phase disordered alloy  $\text{Ni}_3\text{Fe}$ . These monocrystals are subjected to compression at room temperature. The compression axis is parallel to [001] crystallographic direction. The strain curve of monocrystals with [001] orientation is characterized by several stages conditioned by a certain sequence of substructural transformations.  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  alloy with monocrystals of atomic short-range order possesses an average value of stacking fault energy. Plastic deformation enables the low-energy evolutionary branch of substructure: plane dislocation clusters → knitted structure → stripe structure. The linear stage of the alloy strain hardening is connected with the formation of non-homogeneous knitted dislocation structure. TEM images of this structure allow measuring the free distances between the different dislocation locks formed along the dislocation line due to the dislocation intersections of different slip systems. Using the parameters measured for the monocrystal knitted structure, the contribution of strain-hardening mechanisms to shear stress was evaluated. These mechanisms include dislocation intersection, threshold creep, formation and destruction of dislocation junctions, crossing of Lomer–Cottrell and Hirth dislocation barriers and spot defect generation. The formation laws for long-range stresses and elastic interaction between dislocations were studied and the static and dynamic stress contribution to the total stress was determined. To consider the non-homogeneity of knitted dislocation structure, the contributions are detected individually for its dense and loose areas. The estimation of partial contribution made by each mechanism indicates that the main impact to deformation resistance of monocrystals oriented for multiple slip is made by the dislocation hindering, caused by contact interaction between moving and forest dislocations. The deformation growth enables the density increase in the dislocation locks (thresholds and junctions) along the dislocation line, caused by strain hardening of alloy FCC having an atomic short-range order.

**Keywords:** monocrystal, alloy, plastic deformation, dislocation structure, dislocation density, strain hardening mechanisms.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-7-549-555

## REFERENCES

1. Panin V.E., Grinyaev Yu.V., Elsukova T.F., Ivanchin A.G. Structural levels of deformation in solids. *Soviet Physics Journal*. 1982, vol. 25, no. 6, pp. 479–497.
2. Tushinskii L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Struktura perlita i konstruktivnaya prochnost' stali* [Perlite structure and structural strength of steel]. Novosibirsk: Nauka, 1993, 380 p. (In Russ.).
3. Kozlov E.V. Mesosstructure parameters and mechanical properties of single-phase metallic materials. *Voprosy metallovedeniya*. 2002, no. 1 (29), pp. 50–112. (In Russ.).
4. Teplyakova L.A., Popova N.A., Kozlov E.V. Hierarchy of the scale levels of defective and carbide subsystems of medium-alloyed steels with a tempered martensite structure. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2009, vol. 6, no. 2, pp. 76–86. (In Russ.).
5. Panin V.E., Egorushkin V.E. Basic physical mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids as hierarchically organized nonlinear systems. *Physical Mesomechanics*. 2015, vol. 18, no. 4, pp. 377–390.
6. Panin V.E., Panin A.V., Elsukova T.F., Popkova Y.F. Fundamental role of crystal structure curvature in plasticity and strength of solids. *Physical Mesomechanics*. 2015, vol. 18, no. 2, pp. 89–99.
7. Thomas H.C. *Mechanical behavior of materials*. McGRAW – Hill International Editions, 2000, 733 p.
8. Hockauf M., Meyer L.W. Work-hardening stages of AA1070 and AA6060 after severe plastic deformation. *J Mater. Sci.* 2010, vol. 45, no. 17, pp. 4778–4789.
9. Westermann I., Hopperstad O.S., Marthinsen K., Holmedal B. Work-hardening behavior of a heat-treatable AA71108 aluminium alloy deformed to intermediate strains by compression. *J. Mater. Sci.* 2010, vol. 45, no. 19, pp. 5323–5331.
10. Kuhlmann-Wilsdorf D. The theory of dislocation-based crystal plasticity. *Philosophical Magazine*. 1999, vol. 79, no. 4, pp. 955–1008.
11. Starenchenko V.A., Pantyukhova O.D., Cherepanov D.N., Solov'eva Yu.V., Starenchenko S.V., Slobodskoi M.I. *Modeli plasticheskoi deformatsii materialov s GTSK-strukturoi* [Models of plastic deformation of materials with FCC structure]. Tomsk: izd-vo NTL, 2011, 242 p. (In Russ.).
12. Trusov P.V., Volegov P.S. Physical theories of plasticity: theory and applications to the description of inelastic deformation of materials. Part 3. Hardening theories, gradient theories. *Vestnik PGU. Mekhanika*. 2011, no. 3, pp. 146–197. (In Russ.).
13. Ma A., Roters F.A. A constitutive model for FCC single crystals based on dislocation densities and its application to uniaxial compression of aluminium single crystals. *Acta Materialia*. 2004, vol. 52, pp. 3603–3612.
14. Mahesh S., Tome C.N., McCabe R.J., Kaschner G.C., Beyerlein L.I. and Misra A. Application of a substructure- based hardening model

- to copper under loading path changes. *Metallurgical and Mater. Trans. A*. 2004, vol. 35A, pp. 3763–3774.
15. Nabarro F.R.N., Basinski Z.S., Holt D.B. *The plasticity of single crystals*. London: Taylor and Francis Ltd, 1964. (Russ.ed.: Nabarro F.R.N., Basinski Z.S., Holt D.B. *Plastichnost' monokristallov*. Moscow: Metallurgiya, 1967, 214 p.).
  16. Teplyakova L.A., Kunitsyna T.S., Koneva N.A., Kozlov E.V. Regularities of formation of network dislocation structure in  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  alloy single crystals. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2004, vol. 68, no. 10, pp. 1629–1635.
  17. Teplyakova L.A., Kunitsyna T.S., Koneva N.A. Influence of crystals orientation on parameters of  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  dislocation structure. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2015, vol. 71, pp. 012064.
  18. Teplyakova L.A., Kunitsyna T.S., Starenchenko V.A., Poltaranin M.A. Multiscale localization of shear deformation in single crystals of the alloy  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  with short-range atomic order. *Russian physics journal*. 2014, vol. 57, no. 2, pp. 206–215.
  19. Koneva N.A., Trishkina L.I., Potekaev A.I., Kozlov E.V. *Strukturno-fazovye prevrashcheniya v slaboustoichivyykh sostoyaniyakh metallicheskikh sistem pri termosilovom vozdeystvii* [Structural-phase transformations in weakly stable states of metallic systems under thermal and force effects]. Tomsk: izd-vo NTL, 2011, 242 p. (In Russ.).
  20. Starenchenko V.A. Orientation dependence of the yield stress and work-hardening rate of  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  at different temperatures. *Material Science and Engineering: A*. 2008, vol. 483-484, no. 1-2, pp. 602–606.
  21. Solov'eva Yu.V., Nikonenko E.L., Starenchenko S.V., Starenchenko V.A. Study of creep and features of the dislocation structure in single crystals of  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  alloy. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2011, vol. 75, no. 5, pp. 673–676.
  22. Zeger A. *Dislokatsii i mekhanicheskie svoystva kristallov* [Dislocations and mechanical properties of crystals]. Moscow: IIL, 1980, pp. 179–289. (In Russ.).

#### Information about the authors:

**L.A. Teplyakova**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of Physics (lat168@mail.ru)

**T.S. Kunitsyna**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor of the Chair of Advanced Mathematics (Kma11061990@mail.ru)

**N.A. Koneva**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of Physics (koneva@tsuab.ru)

**A.D. Kashin**, Student

Received February 21, 2017