

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

Мельников Е. В., Астафурова Е. Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия (634021, Томск, пр. Академический, 2/4), e-mail: astafe@ispms.tsc.ru

На монокристаллах аустенитной стали Гадфильда, ориентированных вдоль кристаллографических направлений $\langle 001 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, $\langle 113 \rangle$, $\langle 123 \rangle$, $\langle 144 \rangle$, $\langle 012 \rangle$, проведены исследования механизма деформации (скольжение, двойникование), стадийности пластического течения и эволюции следов деформации на поверхности образцов при одноосном сжатии (комнатная температура). Обнаружена ориентационная зависимость критических скалывающих напряжений, связанная с ориентационной зависимостью величины расщепления дислокаций в поле внешних приложенных напряжений. Экспериментально установлена сильная ориентационная зависимость механизма деформации и склонности монокристаллов к локализации пластического течения. Показана связь образования макрополос локализованного течения с действующим механизмом деформации и числом систем сдвига – множественное скольжение с предела текучести способствует образованию полос локализованной деформации, а механическое двойникование подавляет их развитие.

Ключевые слова: сталь Гадфильда, скольжение, механическое двойникование, сжатие, локализованная пластическая деформация.

ORIENTATION DEPENDENCE OF DEFORMATION MECHANISM OF HADFIELD STEEL SINGLE CRYSTALS UNDER UNIAXIAL COMPRESSION

Melnikov E. V., Astafurova E. G.

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia (634021, Tomsk, Akademicheskii pr. 2/4), astafe@ispms.tsc.ru

Using single crystalline specimens of austenitic Hadfield steel oriented along crystallographical directions of $\langle 001 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, $\langle 113 \rangle$, $\langle 123 \rangle$, $\langle 144 \rangle$, $\langle 012 \rangle$, the investigation of the deformation mechanism (slip or twinning), stages of plastic flow and evolution of deformation traces on surfaces of the specimens under uniaxial compression at room temperature was carried out. The orientation dependence of the critical resolved shear stresses was revealed, which arises because of orientation dependence of dislocation splitting under applied stress field. The strong orientation dependence of the deformation mechanism and a tendency to localization of plastic flow was determined experimentally. The correlation between a formation of macro shear bands, deformation mechanism and number of shear systems was shown. Multiple slip from the very beginning of plastic flow promotes a nucleation of the macro shear bands, but mechanical twinning suppresses their development.

Keywords: Hadfield steel, slip, mechanical twinning, compression, localized plastic deformation.

Введение

Разработанная в конце XIX века Робертом Гадфильдом сталь Fe-(12-14)Mn-(1,0-1,4) C (мас. %) нашла широкое применение в угольной, нефтяной, газовой, горной промышленности, а также в тяжелом машиностроении. При относительно невысокой твердости сталь Гадфильда обладает аномально высокой износоустойчивостью при трении с давлением и ударами, высокой вязкостью и пластичностью, склонностью к упрочнению при деформации [3,6,7]. В связи с этим выявление механизмов деформации и закономерностей деформационного упрочнения марганцовистых аустенитных сталей с высокой концентрацией атомов внедрения представляет большой теоретический и практический интерес для материаловедения.

Разделить и оценить эффективность вклада в упрочнение от различных механизмов деформации в поликристалле сложно, поскольку при деформировании поликристаллического объекта они действуют совместно. Проведение исследований с использованием монокристаллов сталей позволяет рассмотреть процессы упрочнения в пределах одного зерна и выявить ориентационную зависимость механических свойств и механизмов деформации – скольжения и двойникования.

Цель данной работы – провести исследование ориентационной зависимости стадийности пластического течения, механизма деформации и эволюции следов сдвига на поверхности монокристаллов аустенитной стали Гадфильда Fe-13Mn-1,3C (мас. %) при сжатии (комнатная температура).

Материалы и методы исследования

Монокристаллы стали Fe-13Mn-1,3C (мас. %) выращивали методом Бриджмена. Все кристаллы гомогенизировали при $T=1100$ °C в течение 17 часов. Однофазное состояние получали после отжига при $T=1100$ °C в течение 1 часа с последующей закалкой в воду.

Образцы для механических испытаний вырезали, используя электроискровую резку, в форме параллелепипедов с размерами $3*3*6$ мм³. После резки монокристаллы имели отклонение не более 5° от точной ориентации осей $\langle 001 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, $\langle 113 \rangle$, $\langle 123 \rangle$, $\langle 144 \rangle$, $\langle 012 \rangle$. Поврежденный при резке поверхностный слой образцов удаляли химическим травлением в растворе «царской водки»: 1 часть H₂O + 2 части HNO₃ + 3 части HCl. После травления и механической шлифовки образцы электролитически полировали при напряжении $U=15-25$ В в растворе 25 мл Cr₂O₃ + 210 мл H₃PO₄ при комнатной температуре.

Механические свойства при комнатной температуре изучали методом одноосного сжатия на установке INSTRON 3369. Деформацию образцов проводили со скоростью $\dot{\epsilon}=1,2*10^{-3}$ сек⁻¹. Металлографические наблюдения поверхности деформированных образцов проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-71. Для обнаружения двойников деформации использовали опыты с переполировкой и травлением поверхности деформированных до нужной степени образцов в растворе 99 мл C₂H₅OH + 1 мл HCl.

Дислокационную структуру исследовали на электронном микроскопе Philips CM30 при ускоряющем напряжении 300 кВ. Фольги для электронно-микроскопических исследований готовили из образцов, сжатых до нужной степени пластической деформации $\epsilon=(h_0-h)/h_0$ (где h_0 и h – высота образца до и после сжатия, соответственно). Образцы утоняли сначала механической шлифовкой до 0,2 мм, а затем струйной полировкой в растворе 400 мл ледяной уксусной кислоты + 80гр H₂ClO₄. Для выявления двойников использовали стандартную методику темнопольного анализа электронно-микроскопических картин [8].

Результаты исследования и их обсуждение

В монокристаллах стали Гадфильда, ориентированных для сжатия вдоль кристаллографических направлений $\langle 111 \rangle$, $\langle 113 \rangle$, $\langle 123 \rangle$, $\langle 144 \rangle$, $\langle 012 \rangle$, $\langle 001 \rangle$, установлена ориентационная зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр} = m\sigma_{0,2}$ (где m – фактор Шмида [1], $\sigma_{0,2}$ – осевые напряжения при $\varepsilon=0,2\%$) (таб. 1). То есть, для монокристаллов аустенитной стали Гадфильда не выполняется закон Боаса – Шмида [1,3]. В «мягких» $\langle 001 \rangle$ -монокристаллах $\tau_{кр}$ имеют более низкие значения по сравнению с «жесткими» $\langle 111 \rangle$ -монокристаллами (таб. 1). Ориентационная зависимость предела текучести при сжатии монокристаллов стали Гадфильда имеет ту же природу, что и при растяжении [2]: в «мягких» ориентациях деформация реализуется движением расщепленных дислокаций, а в «жестких» кристаллах – движением полных $a/2\langle 110 \rangle$ дислокаций скольжения. Расщепление дислокаций вызывает понижение $\tau_{кр}$, и $\langle 001 \rangle$ -монокристаллы стали Гадфильда по этой причине имеют меньшие значения $\tau_{кр}$ по сравнению с $\tau_{кр}$ в монокристаллах, ориентированных для сжатия вдоль направления $\langle 111 \rangle$.

Таблица 1. Зависимость факторов Шмида и критических скалывающих напряжений от ориентации оси сжатия в монокристаллах стали Гадфильда

	$\langle 111 \rangle$	$\langle 144 \rangle$	$\langle 113 \rangle$	$\langle 123 \rangle$	$\langle 012 \rangle$	$\langle 001 \rangle$
m	0,27	0,42	0,45	0,45	0,49	0,41
$\sigma_{0,2}$, МПа	520±26	300±15	300±15	300±15	250±13	260±13
$\tau_{кр}$, МПа	140±7	126±6	135±7	135±7	123±6	107±5

Кривые течения для $\langle 144 \rangle$ -, $\langle 113 \rangle$ -, $\langle 123 \rangle$ -, $\langle 001 \rangle$ -, $\langle 012 \rangle$ -монокристаллов представлены на рисунке 1. Деформация в них проходит квазиоднородно по всему объему образца, без образования макроскопических локализованных полос сдвига (рис. 2 а, б, в). Металлографические и электронно-микроскопические исследования структуры показали, что в этих ориентациях смена механизма деформации от скольжения к двойникованию происходит на стадии близкой к пределу текучести $\varepsilon \sim 0,5\%$ (рис. 2 г, д, е). Несмотря на тот факт, что двойникование в этих кристаллах выступает как основной механизм деформации, электронно-микроскопически наблюдаются дислокации скольжения. Это подтверждает тот факт, что в сталях аустенитного класса с низкой энергией дефекта упаковки и высокой концентрацией атомов внедрения механизм зарождения двойников деформации связан с расщеплением полных дислокаций скольжения. Из анализа кривых «напряжение-деформация» и соответствующих им механизмов деформации следует, что стадийность пластического течения и скорость деформационного упрочнения монокристаллов $\langle 144 \rangle$, $\langle 113 \rangle$, $\langle 123 \rangle$, $\langle 001 \rangle$, $\langle 012 \rangle$ зависит от числа действующих систем сдвига. Развитие

двойникования преимущественно в одной системе вызывает меньшее упрочнение $\theta=G/160 \div G/180$, чем в случае сдвига по нескольким системам двойникования $\theta=G/50 \div G/80$.

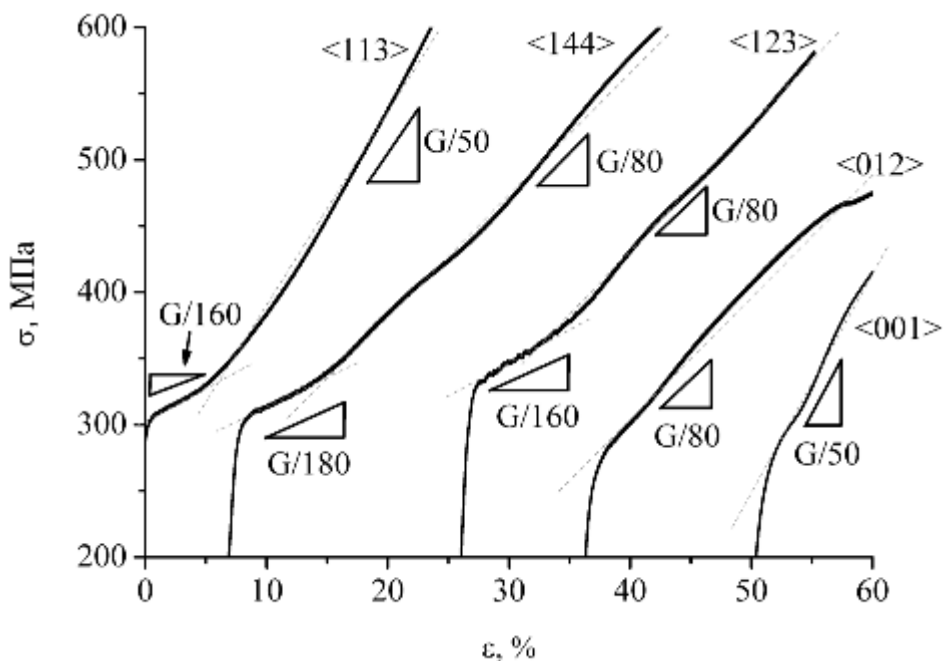


Рисунок 1. Кривые «напряжение-деформация» для <144>-, <113>-, <123>-, <001>- и <012>- монокристаллов стали Гадфильда при одноосном сжатии.

При сжатии <111>-монокристаллов стали Гадфильда на первой стадии деформации ($\epsilon < 15\%$) пластическое течение проходит с низким коэффициентом деформационного упрочнения, сопровождается срывами нагрузки и образованием макроскопических полос локализованной деформации (ПЛД) (рис. 3). ПЛД делят весь объем кристалла на деформированные и недеформированные области, пластическая деформация сосредоточена в полосах. Плоскости габитуса таких полос не совпадают с кристаллографическими плоскостями $\{111\}$ – скольжения и двойникования в ГЦК-решетке (рис. 4 а). Опыты с переполировкой и травлением поверхности образца подтвердили тот факт, что полосы деформации не имеют четкой кристаллографической ориентации и, следовательно, являются макроскопическими полосами локализованной деформации (рис. 4 б). Рентгенографические исследования и двухследовой анализ показывают, что границы ПЛД отклонены от плоскостей типа $\{111\}$ на угол до 12° . Внутри ПЛД наблюдается однородное распределение дислокаций скольжения и механическое двойникование (рис. 4 в-е).

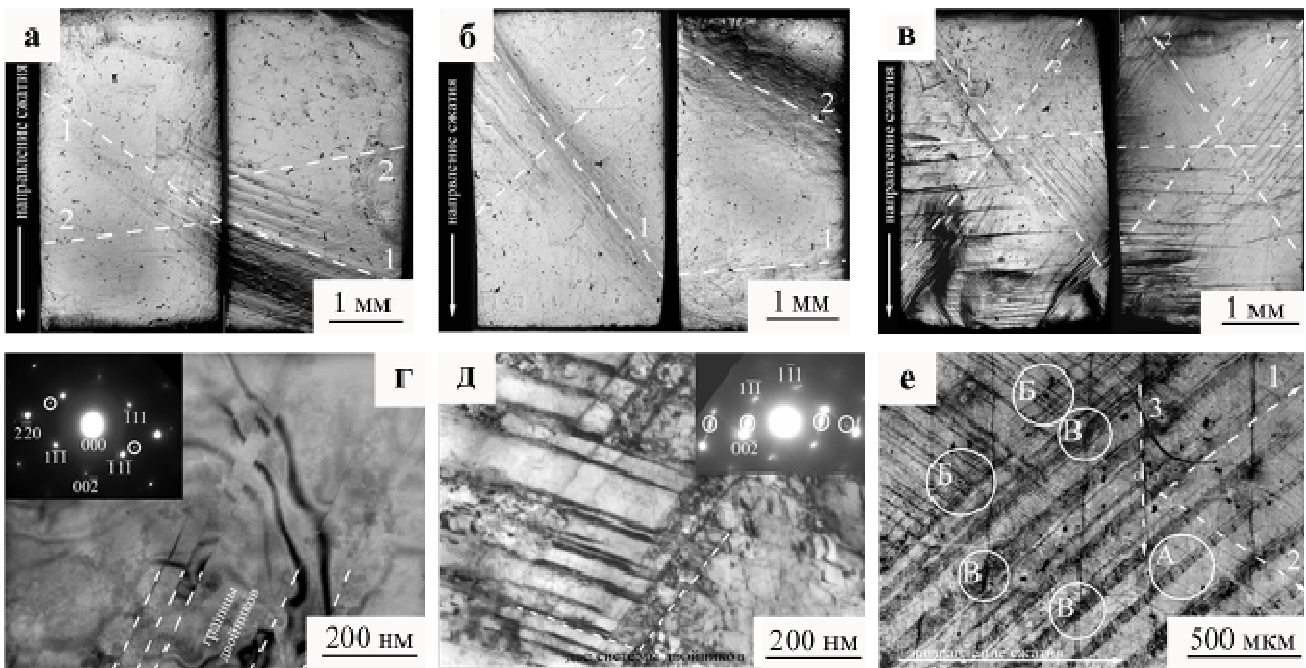


Рисунок 2. Металлографические картины поверхности (а-в), светлопольные ПЭМ – изображения структуры и соответствующие им микродифракционные картины (г, д), поверхность после переполитровки и травления (е) монокристаллов стали Fe-13Mn-1,3C после сжатия: а-в – показаны две взаимно перпендикулярные грани монокристаллов, а, г – $\epsilon=3\%$, ориентация $\langle 113 \rangle$; б, д – $\epsilon=3\%$, ориентация $\langle 144 \rangle$; в, е – $\epsilon=7\%$, ориентация $\langle 001 \rangle$. На микродифракционных картинах двойниковые рефлексы выделены кружками

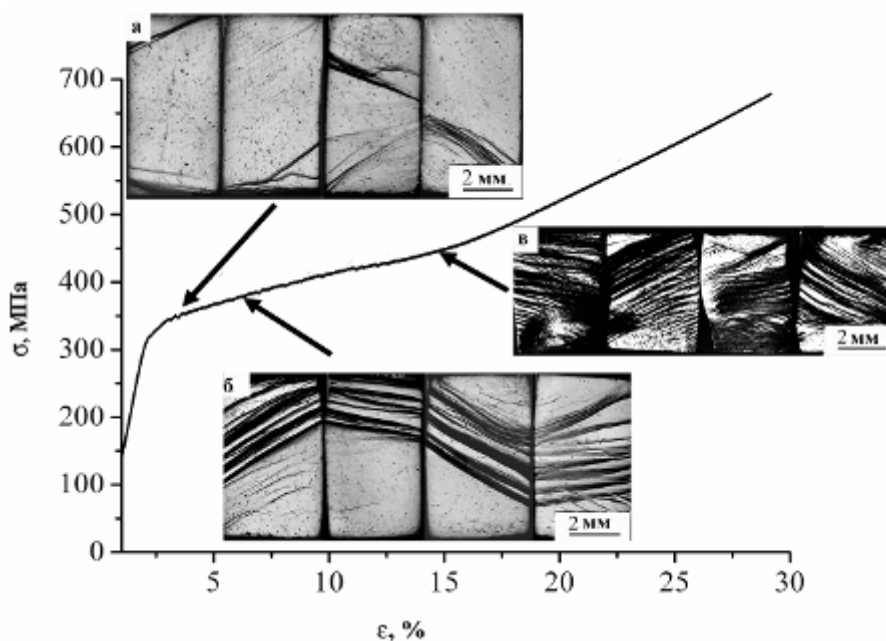


Рисунок 3. Кривая течения и изображения поверхности $\langle 111 \rangle$ -монокристалла стали Гадфильда при одноосном сжатии. На металлографических изображениях показаны четыре боковые взаимно перпендикулярные грани кристаллов после сжатия

При $\epsilon > 15\%$ пластическое течение $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов стали Гадфильда становится устойчивым, по сравнению со стадией образования полос сдвига, и происходит во всем объеме материала скольжением и двойникованием. Кривая «напряжение-деформация» при этом не имеет срывов нагрузки и характеризуется большим коэффициентом деформационного упрочнения $\theta = G/50 \div G/80$ по сравнению со стадией образования ПЛД $\theta = 0 \div G/160$ (рис. 3).

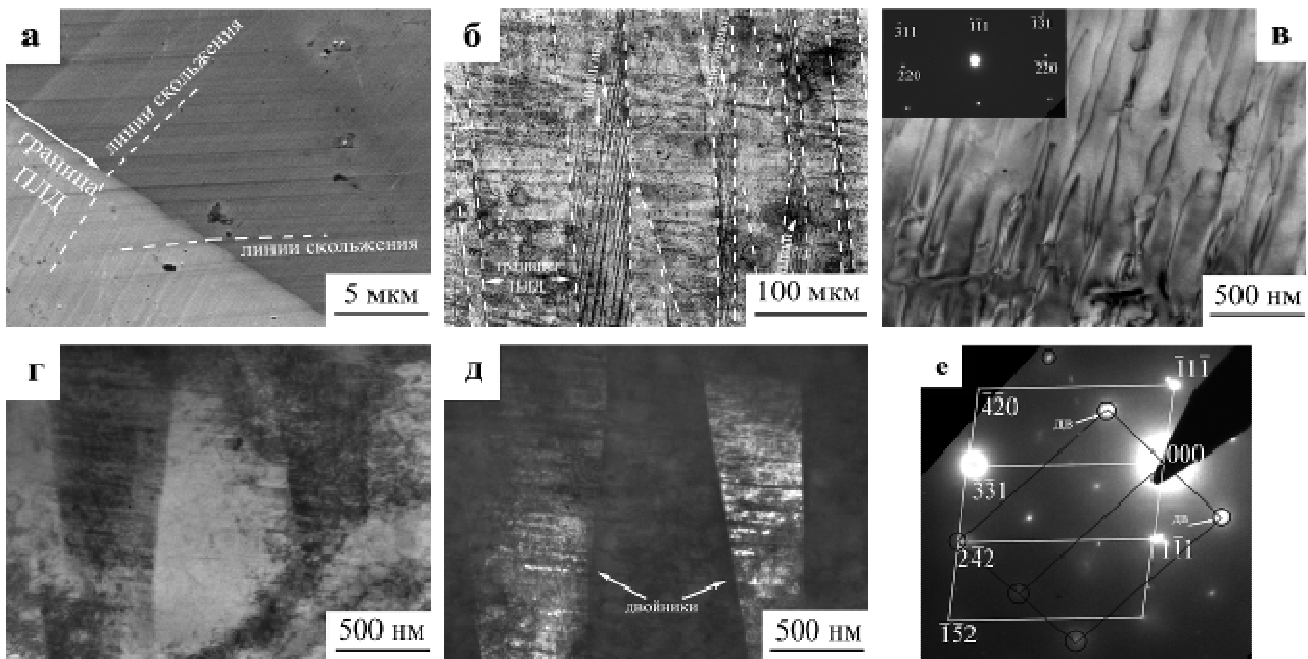


Рисунок 4. а – Граница полосы и линии скольжения (растровая микроскопия), б – изображение макрополос деформации после переполитровки и травления поверхности монокристалла, в-е – электронно-микроскопические изображения дислокационной структуры $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов: в – дислокации скольжения в структуре, г, д – светлопольное и темнопольное изображения двойников, е – микродифракционная картина к (г, д). Для всех рисунков степень деформации $\epsilon \sim 5\%$

При сжатии $\langle 111 \rangle$ -кристаллов шесть систем скольжения имеют равные факторы Шмида. Взаимодействие дислокаций в первичной и сопряженной системах скольжения приводит к образованию дислокаций Ломера – Коттрелла [3]. Образование стенок таких дислокаций вдоль линии пересечения первичной и сопряженной систем скольжения приводит к формированию границы локализованной области [4,5]. Следовательно, для образования гладкой и непрерывной границы локализованной полосы деформации необходимо движение дислокаций в каждой плоскости скольжения. Это находится в соответствии с особенностями распределения дислокаций в стали Гадфильда, где восстановление ближнего порядка в расположении атомов углерода и марганца препятствует

образованию мощных плоских скоплений дислокаций, так что дислокации скольжения равномерно распределены по кристаллу.

Модель образования макрополос локализованной деформации, предложенная Y. W. Chang и R. J. Asaro [4,5], разработана для описания поведения сплавов на основе алюминия Al-3мас. %Cu. Процессам локализации пластического течения и образованию макроскопических ПЛД в таких низкопрочных сплавах всегда предшествует значительная степень пластической деформации скольжением и переход к множественному сдвигу. Общими для образования ПЛД в вышеназванных материалах и <111>- монокристаллах стали Гадфильда является необходимость множественного скольжения для формирования полос. Но в высокопрочных монокристаллах исследуемой аустенитной стали ПЛД образуются с ранних степеней деформации, чему может способствовать достижение высокопрочного структурного состояния как за счет легирования углеродом (твердорастворного упрочнения), так и за счет «быстрого» субструктурного упрочнения (накопления высокой плотности дислокаций скольжения $\sim 10^{10}$ см⁻² на ранних стадиях деформирования, что также является следствием высокой концентрации атомов углерода и эффекта динамического деформационного старения [6]). Механическое двойникование не способствует формированию непрерывной границы полосы, состоящей из барьеров Ломера – Коттрелла (по механизму, предложенному Чангом и Азаро [4,5]), так как на микромасштабном уровне распределение барьеров становится дискретным. Локализация наблюдается до тех пор, пока на макромасштабном уровне (уровень полосы) это распределение квазиоднородно. Таким образом, в высокопрочных монокристаллах аустенитных сталей однородное множественное скольжение с предела текучести способствует образованию макрополос локализованной деформации, а механическое двойникование подавляет их развитие.

Заключение

Изучена ориентационная зависимость процессов локализации деформации и механических свойств монокристаллов аустенитной стали Гадфильда при одноосном сжатии при комнатной температуре. Экспериментально обнаружена ориентационная зависимость критических скалывающих напряжений, связанная с ориентационной зависимостью величины расщепления дислокаций в поле внешних приложенных напряжений.

В <111>-монокристаллах деформация развивается скольжением и сопровождается образованием полос локализованной деформации, а в кристаллах <113>, <123>, <012>, <144>, <001> деформация развивается квазиоднородно по объёму образцов и связана с развитием механического двойникования. Установлено, что ориентационная зависимость локализации деформации связана с ориентационной зависимостью механизма деформации.

Множественное скольжение с предела текучести способствует образования полос локализованной деформации, а механическое двойникование подавляет их развитие.

Авторы статьи выражают благодарность профессору Ю. И. Чумлякову за помощь в организации эксперимента и полезные дискуссии.

Исследование выполнено в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы (Государственное соглашение №14.А18.21.2108 по обобщенной теме «Современные методы исследования микроструктуры и механических свойств перспективных материалов») на оборудовании Центра коллективного пользования «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» НИУ «БелГУ».

Список литературы

1. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. – М.: МИР, 1969. – 272 с.
2. Захарова Е. Г., Киреева И. В., Чумляков Ю. И., Лузгинова Н. В., Литвинова Е. И., Сехитоглу Х, Караман И. Влияние концентрации атомов внедрения и старения на свойства монокристаллов стали Гадфильда // Физ. мезомех. – 2001. – Т. 4, № 2. – С. 77–91.
3. Штремель М. А. Прочность сплавов, Часть 1,2. – М.: МИСИС, 1997. – 527 с.
4. Chang Y. W. An experimental study of shear localization in aluminum-copper single crystals / Y. W. Chang, R. J. Asaro // Acta. Met. – 1981. – V.29. – P. 241-257.
5. Dao M. Coarse slip bands and the transition to microscopic shear bands / M. Dao, R. J. Asaro // Scripta Mat. – 1994. – V.30. – P. 791-796.
6. Dastur Y. N. Mechanism of work hardening Hadfield manganese steel / Y. N. Dastur, W. C. Leslie // Met. Tans. A. – 1981. – V.12A. – pp.749–759.
7. Raghavan K. S. Nature of work hardening behavior in Hadfield manganese steel / K. S. Raghavan, A. S. Sastri, M. J. Marcinkowski // Trans. of the Met. Society of AIME. – 1969. – V.245. – P.1569–1575.
8. Williams D. B. Transmission electron microscopy, Springer Science+Business Media / D. B. Williams, C. B. Carter // New York, USA, LLC – 1996.

Рецензенты:

Кайбышев Рустам Оскарович, д.ф.-м.н., профессор кафедры «Материаловедения и нанотехнологий» ФГАО ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», руководитель лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов ФГАО ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород.

Иванов Олег Николаевич, д.ф.-м.н., директор Центра коллективного пользования «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» ФГАО ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород.