



Оригинальная статья

УДК 669:539.381.296

DOI 10.17073/0368-0797-2022-10-699-705

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2413>



ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ВЫСОКОМАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ

С. А. Баранникова

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского Отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

Аннотация. Исследована макроскопическая локализация пластической деформации при одноосном растяжении монокристаллов стали Гадфильда (Fe – 13 % Mn – 1,03 % C). На стадии легкого скольжения обнаружены существенные различия в характере макролокализации пластической деформации. Все наблюдавшиеся в этих случаях картины локализации деформации можно разделить на два типа. Первый тип локализации деформации соответствует зарождению на верхнем пределе текучести и дальнейшему распространению фронта деформации, который поэтапно переводит материал образца из недеформированного состояния в деформированное. Наиболее наглядно это проявляется в монокристаллах, ориентированных вдоль осей растяжения $[377]$ и $[355]$, где на площадке текучести картина локализации деформации представляется одиночной зоной. Такой деформационный фронт проходит в объеме образца только один раз как полоса Чернова-Людера. При этом течение материала осуществляется без упрочнения до тех пор, пока все его элементы не окажутся переведенными в деформированное состояние. Одиночные зоны локализации деформации наблюдаются также на стадиях легкого скольжения и площадке текучести в монокристаллах стали Гадфильда, ориентированных вдоль осей растяжения $[123]$ и $[012]$. При втором типе локализации на стадии легкого скольжения происходит синхронное движение по образцу нескольких очагов деформации. Движение может быть однонаправленным и встречным. Дальнейшее деформирование монокристаллов стали Гадфильда, ориентированных вдоль осей растяжения $[355]$ или $[012]$, приводит на стадии легкого скольжения к движению двух очагов локализации деформации. В монокристаллах, ориентированных вдоль оси $[111]$, картина локализации деформации представлена в виде четырех очагов локализованной деформации. Следовательно, синхронное движение фронтов деформации происходит по уже деформированному материалу. В качестве причины различия двух типов локализации макродеформации на стадии легкого скольжения и площадке текучести может обсуждаться число активных систем скольжения или двойникования при растяжении исследованных монокристаллов.

Ключевые слова: пластическая деформация, локализация, монокристаллы, нержавеющие стали, площадка текучести

Финансирование: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.

Для цитирования: Баранникова С.А. Исследование локализации деформации на начальных стадиях пластического течения высокомарганцевистой стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 10. С. 699–705. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-699-705>

Original article

LOCALIZATION OF STRAINS AT THE INITIAL STAGE OF PLASTIC YIELD OF HIGH MANGANESE STEEL

S. A. Barannikova

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. The study concerns the macroscopic localization of plastic strain during uniaxial tension of Hadfield steel (Fe – 13 %, Mn – 1.03 % C) monocrystals. At the easy glide stage, significant differences were noted in the nature of plastic strain macrolocalization. All strain localization patterns observed in these cases can be divided into two types. The first type of strain localization corresponds to nucleation at the upper yield point and to further propagation of the strain front. This gradually transforms the specimen material from an undeformed state to a deformed one. This is most clearly manifested in monocrystals oriented along tensile axes $[377]$ and $[355]$, where the localization of strains is represented by a single zone in the yield area. This strain front passes through the specimen volume only once as a Chernov-Lüders band. In this case, the material flows without hardening until all of its elements have been converted to a strain state. Single strain localization zones are also observed at easy glide stages and the yield point in Hadfield steel monocrystals oriented along tensile axes $[123]$ and $[012]$. In the second type of

localization a synchronous movement of several strain centers occurs in the specimen at the easy glide stage. The movement may be unidirectional or counteracting. Further strain of Hadfield steel monocrystals oriented along tensile axes [355] or [012] results in the movement of two strain localization centers at the easy glide stage. In monocrystals oriented along axis $\bar{1}11$, the strain localization pattern is represented as four localized strain centers. Consequently, the synchronous movement of strain fronts occurs in the already strained material. The number of active glide or twinning systems in the tensile strain of monocrystals studied can be viewed as a reason for the difference between the two types of macrostrain localization at the easy glide stage and the yield point

Keywords: plastic strain, localization, monocrystals, stainless steels, yield point

Funding: The work was performed within the framework of the state assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, project FWRW-2021-0011.

For citation: Barannikova S.A. Localization of strains at the initial stage of plastic yield of high manganese steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 10, pp. 699–705. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-10-699-705>

ВВЕДЕНИЕ

Определенные перспективы в понимании природы локализации деформации могут быть связаны с автоволновыми представлениями о пластичности [1, 2]. В работах [3–6] показано, что деформационные процессы в материалах сосредоточены в очагах локализации деформации, самопроизвольно образующих упорядоченную эволюционирующую деформационную структуру. Эта структура существует в форме автоволн локализованного пластического течения, а паттерн является проекцией автоволн на поверхность деформируемого образца [1].

В физике пластичности в экспериментальных исследованиях главных закономерностей и особенностей пластической деформации традиционно [7] используются монокристаллы. Отсутствие в них границ зерен и постоянство свойств по всему объему позволяют в этом случае наиболее точно представить основные элементы кристаллографии скольжения, выделить стадии процесса и связать их с особенностями дефектной структуры и ее эволюцией [8]. Сравнительные испытания, проведенные на монокристаллах с разными кристаллическими решетками, позволяют также установить принципиальное различие в кристаллографии скольжения и закономерностях деформационного упрочнения, характерных для кристаллов, принадлежащих разным сингониям.

В настоящей работе получены данные о паттернах локализованной пластичности для сплава Fe – 13 % Mn – 1,03 % C. Использование монокристаллов высокомарганцевистых (13 % Mn) аустенитных сталей (сталь Гадфильда [9, 10]) вызвано тем, что за счет выбора ориентации оси растяжения в таких монокристаллах возможна смена механизма деформации от дислокационного скольжения к двойникованию [11, 12]. При этом возникает возможность сравнения картин локализованной деформации при работе разных деформационных механизмов.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эксперименты были выполнены на монокристаллических образцах высокомарганцевистой аустенитной

стали Fe – 13 % Mn – 1,03 % C, которые гомогенизировали в инертном газе при 1373 К, а затем закачивали в воде после выдержки в течение 1 ч от той же температуры 1373 К. Были исследованы образцы следующих ориентаций: $\bar{3}77$, $\bar{3}55$, $\bar{1}11$, [012], $\bar{1}23$. Индексы рабочей плоскости (011). Сталь Гадфильда с разным содержанием атомов углерода имеет ГЦК структуру, не испытывает мартенситных превращений, деформируется скольжением и механическим двойникованием в широком интервале температур ($T = 233 \div 573$ К) с высоким значением коэффициента деформационного упрочнения [13–15]. Причину сильного деформационного упрочнения связывают обычно с развитием механического двойникования [16–20], при этом эффективным механизмом упрочнения является пересечение двойников, образующихся в нескольких системах одновременно [9, 10]. В отличие от низкопрочных ГЦК чистых металлов и сплавов в кристаллах стали Гадфильда с самого начала пластического течения при $T \approx 300$ К наблюдается двойникование в ориентациях, для которых отношение факторов Шмида двойникование/скольжение больше 1. Это означает, что упрочнение атомами углерода оказывает большее сопротивление движению дислокаций скольжения, чем двойникования. В монокристаллах стали Гадфильда вид кривых течения, коэффициент деформационного упрочнения, протяженность стадий упрочнения и механические характеристики зависят от ориентации оси растяжения кристаллов [11, 12].

Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре со скоростью $1,2 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ плоских образцов $30 \times 5 \times 1,5$ мм сочетались с регистрацией и анализом паттерна локализованной пластичности, как и в работах [3–6], начиная с предела текучести периодичностью 15 с (через 0,2 % общей деформации). Методика регистрации и расшифровки спеклограмм, основанная на использовании двухэкспозиционной спекл-фотографии, позволяет восстанавливать поле векторов смещения и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии, что существенно обогащает информацию о закономерностях пластического течения. Детали и возможности такой методики описаны в работе [1]. Микроструктура исследуемых монокристаллов подробно исследована в работах [11, 12].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В монокристаллах стали Гадфильда, ориентированных вдоль направления $[\bar{3}77]$, существование «зуба» и площадки текучести связаны с зарождением и распространением по кристаллу полосы Людерса, состоящей из двойников деформации в первичной системе двойникового $[\bar{2}11](111)$ с максимальным фактором Шмида $m_1 = 0,5$. Металлографический анализ следов двойникового на рабочей поверхности таких образцов на стадии I (площадка текучести) показал, что они наклонены к оси образца под углом $\varphi = 35^\circ$. Картина распределений локальных удлинений ε_{xx} на стадии I представляет собой движущуюся одиночную зону локализованной деформации (рис. 1, а). Данные, представленные на рис. 1, а в виде карты, где светлым областям соответствуют большие значения ε_{xx} , показывают, что эта зона локализации наклонена к продольной оси образца под углом $\varphi = 40 \pm 5^\circ$, определенным по координатам максимумов ε_{xx} . Данный факт обусловлен действием первичной системы двойникового, следы от которой, как указано выше, наклонены к оси $[\bar{3}77]$ под углом $\varphi = 35^\circ$.

Картина локализации деформации в монокристаллах, ориентированных вдоль направления $[\bar{3}55]$, на площадке текучести оказалась аналогичной описанной выше для случая ориентации оси растяжения $[\bar{3}77]$ и также представляла собой движущийся одиночный деформационный фронт локализованной деформации. Поскольку ориентация $[\bar{3}55]$ находится в стандартном стереографическом треугольнике между двумя предельными случаями $[\bar{1}11]$ и $[\bar{3}77]$, то деформационная кривая таких образцов помимо площадки текучести (стадия I) содержит стадию с малым, но отличным от нуля коэффициентом деформационного упрочнения, соответствующую стадии легкого скольжения при дислокационной деформации. На этой стадии удалось наблюдать разделение очагов локализованной деформации. Как видно (рис. 1, б), от первичного очага деформации отделяется еще один фронт локализованной пластичности (представлена полутоновая карта распределений локальных удлинений, где светлым областям соответствуют большие значения ε_{xx}). Видно, что две зоны локализации деформации наклонены к продольной оси образца под углом $\varphi = 40 \pm 5^\circ$, определенным по координатам максимумов ε_{xx} (рис. 1, б). Это обусловлено действием преобладающей системы двойникового $[\bar{2}11](111)$, следы от которой наклонены к оси $[\bar{3}55]$ под углом $\varphi = 35^\circ$.

В монокристаллах, ориентированных вдоль направления $[\bar{1}11]$, развитие деформации происходит преимущественно за счет одной системы двойникового $[\bar{2}11](111)$ с максимальным фактором Шмида $m_1 = 0,314$. Металлографический анализ следов двойникового на рабочей поверхности образцов показал, что они наклонены к оси образца под углом $\varphi = 25^\circ$. Распределения

локальных удлинений на стадии легкого скольжения данных монокристаллов представляли собой совокупность четырех расположенных на одинаковых расстояниях широких деформационных зон, которые синхронно перемещались вдоль образца. На рис. 2, а показано распределение продольной компоненты ε_{xx} по образцу монокристалла стали Гадфильда, характерное для стадии линейного упрочнения. Такое распределение представляет собой совокупность расположенных на расстояниях $5,0 \pm 1$ мм зон локализации деформации. Рис. 2, а в виде полутоновой карты (где светлым областям соответствуют большие значения ε_{xx}) демонстрирует, что эти зоны наклонены к продольной оси образца так же, как и на стадии легкого скольжения. Углы наклона этих зон к оси растяжения, определенные по координатам максимумов ε_{xx} (рис. 2, а), составляют

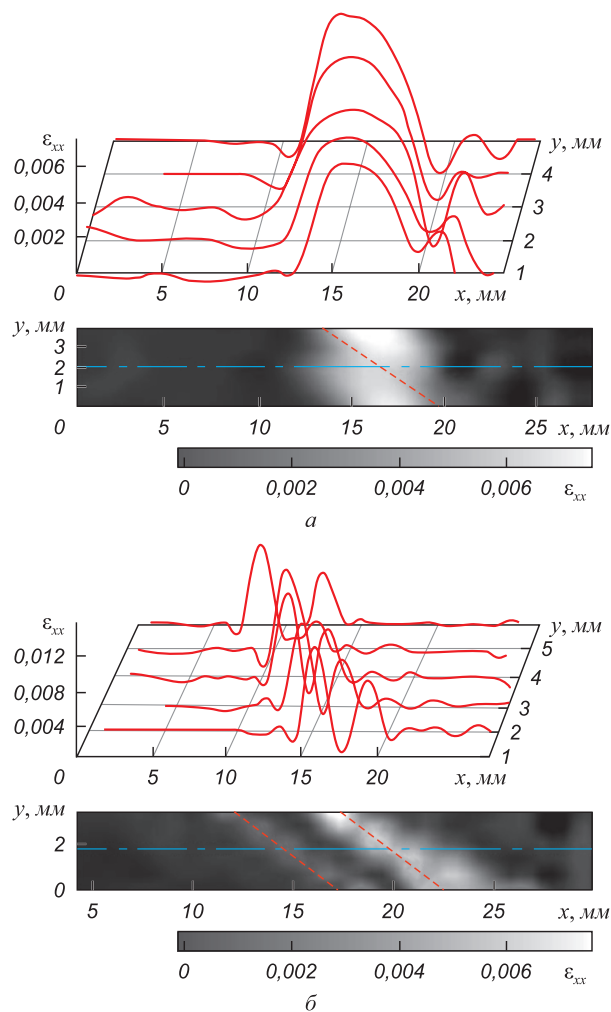


Рис. 1. Распределение локальных удлинений ε_{xx} монокристалла стали Гадфильда и соответствующая карта распределений локальных удлинений:

а – $[\bar{3}77]$, площадка текучести $\varepsilon_{tot} = 0,080 \div 0,082$;
 б – $[\bar{3}55]$, стадия легкого скольжения $\varepsilon_{tot} = 0,048 \div 0,050$

Fig. 1. Distribution of local elongations ε_{xx} of a Hadfield steel monocrystal and corresponding map of distributions of local elongations:

а – $[\bar{3}77]$, yield point $\varepsilon_{tot} = 0.080 \div 0.082$;
 б – $[\bar{3}55]$, easy glide stage $\varepsilon_{tot} = 0.048 \div 0.050$

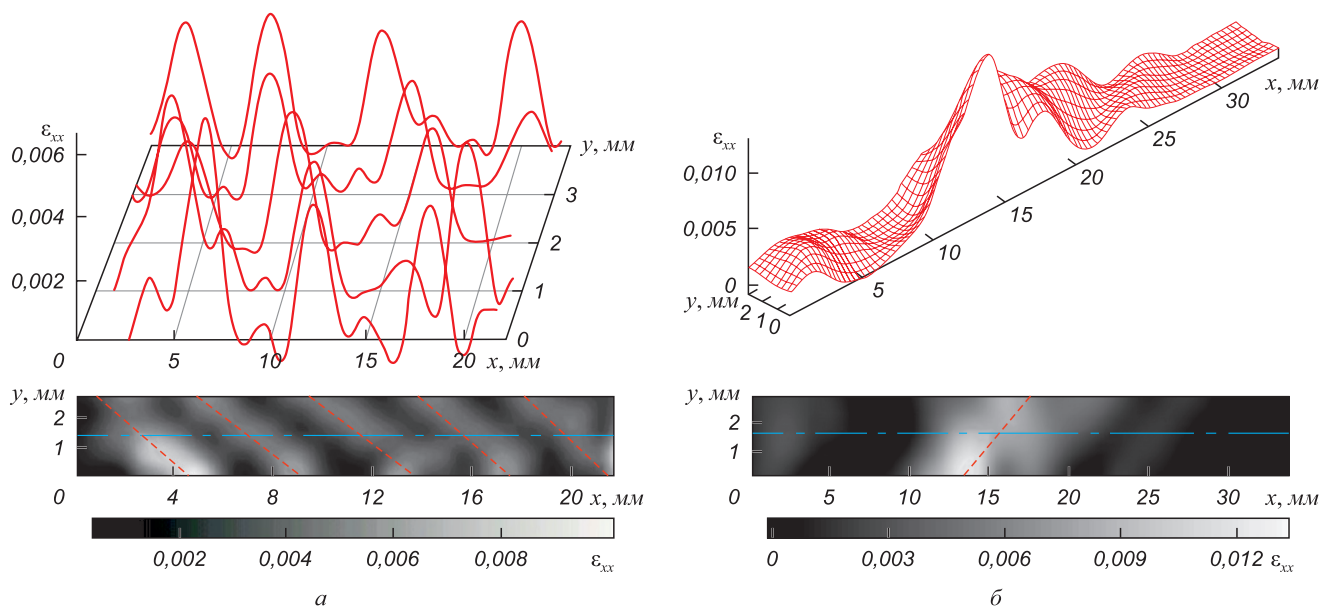


Рис. 2. Распределение локальных удлинений ε_{xx} монокристалла стали Гадфильда и соответствующая карта распределений локальных удлинений:

$a - [\bar{1}11]$, стадия линейного деформационного упрочнения $\varepsilon_{tot} = 0,120 \div 0,122$; $b - [012]$, стадия легкого скольжения $\varepsilon_{tot} = 0,052 \div 0,054$

Fig. 2. Distribution of local elongations ε_{xx} of a Hadfield steel monocrystal and corresponding map of distributions of local elongations: $a - [\bar{1}11]$, linear strain hardening stage $\varepsilon_{tot} = 0.120 \div 0.122$; $b - [012]$, easy glide stage $\varepsilon_{tot} = 0.052 \div 0.054$

$\varphi = 20 \pm 5^\circ$. По-видимому, данный факт обусловлен действием системы двойникования $[\bar{2}11](111)$, следы от которой, как указано выше, наклонены к оси $[\bar{1}11]$ под углом $\varphi = 25^\circ$. В монокристаллах, ориентированных вдоль направлений $[\bar{3}77]$ и $[\bar{3}55]$, на стадиях линейного упрочнения наблюдалась аналогичная картина локализации деформации в виде совокупности пяти расположенных на расстояниях $5,0 \pm 1$ мм зон локализации деформации.

В монокристаллах, ориентированных вдоль направления $[012]$, высокий фактор Шмида ($\sim 0,49$) соответствует двум системам скольжения: $[\bar{1}01](111)$ и $[\bar{1}\bar{0}1](\bar{1}\bar{1}1)$. Следы скольжения на рабочей поверхности образца при действии этих систем должны быть наклонены к направлению растяжения под углами 51 и 161° . Оптическая микроскопия выявила следы активной системы скольжения $[\bar{1}01](111)$ на стадии легкого скольжения, наклоненные к оси образца на угол 47° . На рис. 2, b показано распределение продольной компоненты ε_{xx} по образцу с ориентацией оси вдоль $[012]$, характерное для стадии легкого скольжения. Оно представляет собой движущуюся широкую одиночную зону локализованной деформации, состоящую из двух связанных очагов. На рис. 2, b представлена полутоновая карта распределений локальных деформаций для данного случая, где светлой области соответствуют большие значения ε_{xx} . Видно, что эта зона наклонена к продольной оси образца под углом $\varphi = 50 \pm 5^\circ$. По-видимому, данный факт обусловлен действием первичной системы скольжения $[\bar{1}01](111)$, следы от которой, как указано выше, наклонены к оси под углом $\varphi_1 = 47^\circ$.

Для монокристаллов с осью растяжения $[\bar{1}23]$ дислокационное скольжение также с начала течения происходит в одной системе $[\bar{1}01](111)$. На металлографическом шлифе следы скольжения в ней составляют с осью образца угол 65° .

Картина макролокализации деформации на стадии легкого скольжения представляла собой две движущиеся широкие деформационные зоны (рис. 3, a). Из полутоновой карты распределений локальных удлинений ε_{xx} (рис. 3, a) видно, что эти зоны локализованной деформации наклонены к продольной оси образца под углом $\varphi = 60 \pm 5^\circ$, что обусловлено действием первичной системы скольжения $[\bar{1}01](111)$. Дальнейшее деформирование этих кристаллов приводило к смене действующего механизма деформации от дислокационного скольжения к двойникованию на стадии линейного упрочнения. Упрочнение кристаллов в этом случае связано с развитием двойникования вначале в одной, а затем в нескольких системах. Картина локализации деформации на стадии линейного упрочнения представляет собой движение на одинаковых ($6,0 \pm 1$ мм) расстояниях четырех зон локализованной деформации (рис. 3, b). На полутоновой карте распределений локальных деформаций для данного случая светлым областям соответствуют большие значения ε_{xx} . Видно, что четыре зоны наклонены к продольной оси образца под углом $\varphi = 120 \pm 5^\circ$ (рис. 3, b). На данных этапах деформирования трудно выявить преобладающую систему скольжения или двойникования и связать с ней наклон очагов.

Можно предположить, что угол наклона зон локализации задается действующей системой двойникования

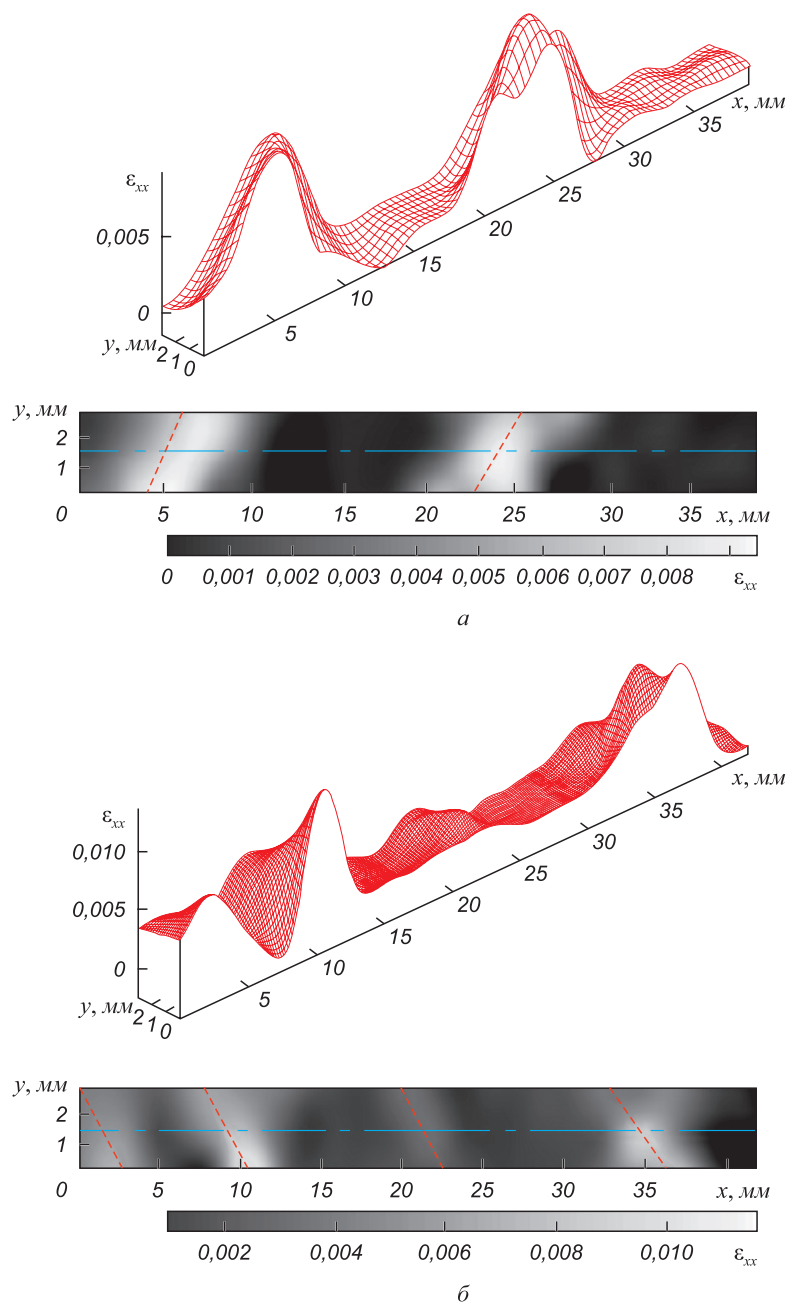


Рис. 3. Распределение локальных удлинений ε_{xx} монокристалла стали Гадфильда и соответствующая карта распределений локальных удлинений:
 а – $[\bar{1}23]$, стадия легкого скольжения $\varepsilon_{tot} = 0,100 \div 0,102$; б – $[\bar{1}23]$, стадия линейного деформационного упрочнения $\varepsilon_{tot} = 0,300 \div 0,302$

Fig. 3. Distribution of local elongations ε_{xx} of a Hadfield steel monocrystal and corresponding map of distributions of local elongations:
 а – $[\bar{1}23]$, easy glide stage $\varepsilon_{tot} = 0.100 \div 0.102$; б – $[\bar{1}23]$, linear strain hardening stage $\varepsilon_{tot} = 0.300 \div 0.302$

$[\bar{2}11](111)$, как и в случае деформирования образцов монокристаллов с ориентациями осей растяжения $[\bar{1}11]$ и $[\bar{3}77]$, в которых на стадии линейного упрочнения наблюдается преимущественное развитие двойникового в этой системе.

В ходе исследований локализации пластической деформации на стадии легкого скольжения были обнаружены существенные различия в характере макролокализации пластической деформации в исследуемых монокристаллических образцах. Все наблюдавшиеся

в этих случаях картины локализации деформации можно разделить на два типа. Первый тип локализации деформации соответствует зарождению на верхнем пределе текучести и дальнейшему распространению фронта деформации, который поэтапно переводит материал образца из недеформированного состояния в деформированное. При втором типе локализации на стадии легкого скольжения происходит синхронное движение по образцу нескольких очагов деформации. Движение их может быть однонаправленным и встреч-

ным, а скорости как одинаковыми, так и отличными друг от друга. В качестве причины различия двух типов локализации макродеформации на стадии I (легкого скольжения и площадке текучести) может обсуждаться число активных систем скольжения или двойникования при растяжении исследованных монокристаллов на основании кристаллографического анализа и металлографических исследований.

Выводы

Выполнены исследования паттернов локализованной деформации монокристаллов высокомарганцевистой стали с использованием методики спекл-фотографии. Установлено, что пространственная ориентация зон макроскопической локализованной деформации по отношению к оси растяжения монокристаллического образца определяется кристаллографическими параметрами, совпадая со следами действующих систем скольжения или двойникования, имеющих максимальные значения факторов Шмида, на плоскости

наблюдения очагов. Показано, что каждый из активных очагов локализованной пластической деформации есть совокупность действующих в период времени, соответствующий регистрации полей векторов смещения, сдвигов по плоскостям скольжения монокристаллов с максимальными факторами Шмида или совокупность двойников деформации, также удовлетворяющих этому условию.

Анализ локальных распределений позволяет утверждать, что число активных очагов локализованной пластической деформации, действующих на стадии легкого скольжения исследованных монокристаллов, определяется числом действующих при заданной кристаллографической ориентировке систем скольжения или двойникования. В случае монокристаллов, ориентированных для синглетного скольжения, возникает только один очаг локализованной пластичности. При мультиплетном скольжении одновременно сосуществуют два или более очагов, ориентация каждого из которых соответствует одной из активированных систем скольжения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. Москва: Физматлит, 2018. 208 с.
2. Зуев Л.Б., Хон Ю.А. Пластическое течение как процесс формирования пространственно-временных структур. Часть I. Качественные и количественные закономерности // Физическая мезомеханика. 2021. Т. 24. № 6. С. 5–14. <https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-6-5-14>
3. Баранникова С.А., Косинов Д.А., Зуев Л.Б., Громов В.Е., Коновалов С.В. Влияние водорода на макролокализацию пластической деформации низкоуглеродистой стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 12. С. 891–895. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-891-895>
4. Данилов В.И., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. Автоволны локализованной деформации на начальных стадиях пластического течения монокристаллов // Журнал технической физики. 2003. Т. 73. № 11. С. 69–75.
5. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V. Kinetics of plastic deformation localization bands in polycrystalline nickel // Metals. 2021. Vol. 11. No. 9. Article 1440. <https://doi.org/10.3390/met11091440>
6. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids // Materials Research. 2019. Vol. 22. No. 4. Article 20180694. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0694>
7. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. Москва: Мир, 1969. 272 с.
8. Lychagin D.V., Filippov A.V., Novitskaya O.S., Kolubaev A.V., Moskvichev E.N., Fortuna S.V., Chumlyakov Y.I. Deformation and wear of Hadfield steel single crystals under dry sliding friction // Wear. 2022. Vol. 488–489. Article 204126. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204126>
9. Adler P.H., Olson G.B., Owen W.S. Strain hardening of Hadfield manganese steel // Metallurgical and Materials Transactions A. 1986. Vol. 17. No. 10. P. 1725–1737. <https://doi.org/10.1007/BF02817271>
10. Штремель М.А., Коваленко И.А. О механизме упрочнения стали Гадфильда // Физика металлов и металловедение. 1987. Т. 63. № 1. С. 172–180.
11. Karaman I., Sehitoglu H., Gall K., Chumlyakov Y.I., Maier H.J. Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip //
1. Zuev L.B. *Autowave Plasticity. Localization and Collective Mods.* Moscow: Fizmatlit, 2018, 208 p. (In Russ.).
2. Zuev L.B., Khon Yu.A. Plastic flow as spatiotemporal structure formation. Part I. Qualitative and quantitative patterns. *Physical Mesomechanics*. 2022, vol. 25, no. 2, pp. 103–110. <https://doi.org/10.1134/S1029959922020011>
3. Barannikova S.A., Kosinov D.A., Zuev L.B., Gromov V.E., Konovalov S.V. Hydrogen effect on macrolocalization of plastic deformation of low carbon steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2016, vol. 59, no. 12, pp. 891–895. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-891-895>
4. Danilov V.I., Barannikova S.A., Zuev L.B. Localized strain autowaves at the initial stage of plastic flow in single crystals. *Technical Physics*. 2003, vol. 48, no. 11, pp. 1429–1435. <https://doi.org/10.1134/1.1626775>
5. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V. Kinetics of plastic deformation localization bands in polycrystalline nickel. *Metals*. 2021, vol. 11, no. 9, article 1440. <https://doi.org/10.3390/met11091440>
6. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids. *Materials Research*. 2019, vol. 22, no. 4, article 20180694. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0694>
7. Berner R., Kronmüller G. *Plastische Verformung von Einkristallen*. Berlin: Springer, 1965. (Russ.ed.: Berner R., Kronmüller G. *Plasticheskaya deformatsiya monokristallov*. Moscow: Mir, 1969, 268 p.)
8. Lychagin D.V., Filippov A.V., Novitskaya O.S., Kolubaev A.V., Moskvichev E.N., Fortuna S.V., Chumlyakov Y.I. Deformation and wear of Hadfield steel single crystals under dry sliding friction. *Wear*. 2022, vol. 488–489, article 204126. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204126>
9. Adler P.H., Olson G.B., Owen W.S. Strain hardening of Hadfield manganese steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1986, vol. 17, no. 10, pp. 1725–1737. <https://doi.org/10.1007/BF02817271>
10. Shtremel' M.A., Kovalenko I.A. On the mechanism of Hadfield steel hardening. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1987, vol. 63, no. 1, pp. 172–180. (In Russ.).
11. Karaman I., Sehitoglu H., Gall K., Chumlyakov Y.I., Maier H.J. Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip. *Acta*

- Acta Materialia. 2000. Vol. 48. No. 6. P. 1345–1359.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00383-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00383-3)
12. Efstathiou C., Sehitoglu H. Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. No. 5. P. 1479–1488.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.054>
13. Roshan J., Sankaranarayanan S.R., Kumares Babu S.P. Recent advancements in manganese steels – A review // *Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 27. Part 3. P. 2852–2858.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.296>
14. Li Y., Zhu L., Liu Y., Wei Y., Wu Y., Tang Di, Mi Z. On the strain hardening and texture evolution in high manganese steels: Experiments and numerical investigation // *Journal of The Mechanics and Physics of Solids*. 2013. Vol. 61. No. 12. P. 2588–2604.
<https://doi.org/10.1016/j.jmps.2013.08.007>
15. Meng L., Yang P., Xie Q., Ding H., Tang Z. Dependence of deformation twinning on grain orientation in compressed high manganese steels // *Scripta Materialia*. 2007. Vol. 56. No. 11. P. 931–934.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.02.028>
16. Гervas'ev M.A., Khotinov V.A., Ozerets N.N., Khadyev M.S., Bashirova M.A., Gusev A.A. Изменение микроструктуры и деформационное упрочнение высокомарганцевых сталей при растяжении // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 3. С. 3–6.
17. Shterner V., Timokhina I.B., Beladi H. On the work-hardening behaviour of a high manganese TWIP steel at different deformation temperatures // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 669. No. 4. P. 437–446. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.104>
18. Curtze S., Kuokkala V.-T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. No. 15. P. 5129–5141.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.049>
19. De Cooman B.C., Estrin Yu., Kim S.K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 142. P. 283–362.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046>
20. Zhang L., Guo P., Wang G., Liu S. Serrated flow and failure behaviors of a Hadfield steel at various strain rates under extensometer-measured strain control tensile load // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. No. 2. P. 1500–1508.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.11.075>
- Materialia*. 2000. vol. 48, no. 6, pp. 1345–1359.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00383-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00383-3)
12. Efstathiou C., Sehitoglu H. Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, no. 5, pp. 1479–1488.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.054>
13. Roshan J., Sankaranarayanan S.R., Kumares Babu S.P. Recent advancements in manganese steels – A review. *Materials Today: Proceedings*. 2020, vol. 27, part 3, pp. 2852–2858.
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.296>
14. Li Y., Zhu L., Liu Y., Wei Y., Wu Y., Tang Di, Mi Z. On the strain hardening and texture evolution in high manganese steels: Experiments and numerical investigation. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2013, vol. 61, no. 12, pp. 2588–2604.
<https://doi.org/10.1016/j.jmps.2013.08.007>
15. Meng L., Yang P., Xie Q., Ding H., Tang Z. Dependence of deformation twinning on grain orientation in compressed high manganese steels. *Scripta Materialia*. 2007, vol. 56, no. 11, pp. 931–934.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.02.028>
16. Gervas'ev M.A., Khotinov V.A., Ozerets N.N., Khadyev M.S., Bashirova M.A., Gusev A.A. Changes in microstructure and strain hardening of high-manganese steels under tension. *Metal Science and Heat Treatment*. 2020, vol. 62, no. 3–4, pp. 183–187.
<https://doi.org/10.1007/s11041-020-00534-z>
17. Shterner V., Timokhina I.B., Beladi H. On the work-hardening behaviour of a high manganese TWIP steel at different deformation temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, vol. 669, no. 4, pp. 437–446. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.104>
18. Curtze S., Kuokkala V.-T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, no. 15, pp. 5129–5141.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.049>
19. De Cooman B.C., Estrin Yu., Kim S.K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia*. 2018, vol. 142, pp. 283–362.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046>
20. Zhang L., Guo P., Wang G., Liu S. Serrated flow and failure behaviors of a Hadfield steel at various strain rates under extensometer-measured strain control tensile load. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020, vol. 9, no. 2, pp. 1500–1508.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.11.075>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРЕ

Светлана Александровна Баранникова, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

ORCID: 0000-0001-5010-9969

E-mail: bsa@ispms.ru

INFORMATION ABOUT THE AUTHOR

Svetlana A. Barannikova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-5010-9969

E-mail: bsa@ispms.ru

Поступила в редакцию 04.08.2022

После доработки 04.09.2022

Принята к публикации 05.09.2022

Received 04.08.2022

Revised 04.09.2022

Accepted 05.09.2022