



УДК 669.15-194.55:539.374

DOI 10.17073/0368-0797-2023-2-154-161

Оригинальная статья
Original article

РАЗВИТИЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПАКЕТНОМ МАРТЕНСИТЕ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Л. А. Теплякова¹, А. Д. Кашин², Т. С. Куницына¹¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет (Россия, 634003, Томск, пл. Соляная, 2)² Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

✉ lat168@mail.ru

Аннотация. Изучена эволюция сдвиговой деформации в стали со структурой отпущенного мартенсита при активном растяжении. Цель работы – выявление закономерностей развития деформации на масштабно-структурных уровнях: пакет, пластина, фрагмент пакета и рейка. Исследуется деформационный рельеф, формирующийся на разных стадиях пластической деформации. Методы исследования: оптическая, просвечивающая и сканирующая электронная микроскопия. Измерены количественные характеристики деформационного рельефа: мощность сдвига (P), расстояние (X) между следами сдвига и их длина. Проведена статистическая обработка, получены средние значения характеристик и установлена их связь со степенью пластической деформации. Развитие сдвиговой деформации в пакетной составляющей мартенсита происходит с образованием двух подсистем следов сдвига: тонкие и грубые. Подсистемы тонких следов формируются с самого начала пластической деформации. Появление и эволюция подсистемы грубых следов коррелирует с образованием в образце первой (длинной) шейки, то есть является основным механизмом, приводящим к локализации пластической деформации в масштабах образца. Местами локализации грубого сдвига являются приграничные области реек и фрагментов пакета. Выявлена связь между локализацией подсистем грубых следов сдвига и формированием фрагментированной дислокационной структуры. Величины средней мощности сдвига в тонких $\langle P_f \rangle$ и грубых $\langle P_s \rangle$ следах не зависят от степени локальной пластической деформации образца во всем интервале степеней деформации и остаются постоянными вплоть до разрушения ($\langle P_f \rangle = 0,1$ мкМ и $\langle P_s \rangle = 0,3$ мкМ).

Ключевые слова: мартенсит, деформационный рельеф, структура следов сдвига, мощность сдвига, относительный сдвиг

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

Для цитирования: Теплякова Л.А., Кашин А.Д., Куницына Т.С. Развитие сдвиговой деформации в пакетном мартенсите среднелегированных сталей при растяжении. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(2):154–161.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-154-161>

DEVELOPMENT OF SHEAR DEFORMATION IN LATH MARTENSITE OF MEDIUM ALLOY STEELS UNDER TENSION

L. A. Teplyakova¹, A. D. Kashin², T. S. Kunitsyna¹¹ Tomsk State University of Architecture and Building (2 Solyanaya Sqr., Tomsk 634003, Russian Federation)² Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

✉ lat168@mail.ru

Abstract. Evolution of shear deformation in steel with the structure of tempered martensite was studied under active tension. Purpose of the work was to identify the patterns of deformation development at the scale-structural levels: package, plate, fragment of a package and a lath. The authors investigated the deformation relief formed at different stages of plastic deformation by optical, transmission and scanning electron microscopy. Quantitative characteristics of the deformation relief were measured: shear strength (P), distance (X) between the shear traces and their length. Statistical processing was carried out, the average values and relationship with the degree of plastic deformation were determined. It was established that development of shear deformation in the lath component of martensite occurs with the formation of two subsystems of shear traces: thin and coarse. Subsystems of thin traces are formed from the very beginning of plastic deformation. Appearance and evolution of the subsystem of coarse traces correlates with formation of the first (long) neck in the sample, and it is the main mechanism leading to the localization of plastic deformation on the sample scale. The places of localization of rough shift are the border areas of the laths and fragments of the package. Connection between

localization of subsystems of coarse shear traces and formation of a fragmented dislocation structure were revealed. The values of the average shear power in thin $\langle P_f \rangle$ and coarse $\langle P_s \rangle$ traces do not depend on the degree of local plastic deformation of the sample in the entire range of deformation degrees and remain constant until destruction ($\langle P_f \rangle = 0.1 \mu\text{m}$ and $\langle P_s \rangle = 0.3 \mu\text{m}$).

Keywords: martensite, deformation relief, structure of shear traces, shear strength, relative shear

Acknowledgements: The work was performed within the framework of the state task of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme No. FEMN-2020-0004).

For citation: Teplyakova L.A., Kashin A.D., Kunitsyna T.S. Development of shear deformation in lath martensite of medium alloy steels under tension. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(2):154–161. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-154-161>

ВВЕДЕНИЕ

Конструкционные стали со структурой закаленного и отпущенного мартенсита демонстрируют хорошие пластические свойства, сочетающиеся с высокой прочностью как в начале пластической деформации [1–3], так и при значительных ее степенях [4–6]. Внутренняя структура таких сталей иерархически организована в интервале масштабов миллиметры – десятки нанометров [7; 8]. При растяжении сталей со структурой отпущенного мартенсита происходит макролокализация пластической деформации с образованием одной или двух шеек (длинной и короткой) [9]. Обе шейки в ходе деформирования появляются в соответствии с условием Консидера $\sigma = \theta$ (где σ – действующее в образце напряжение; θ – коэффициент деформационного упрочнения). При этом есть однозначная связь между величиной зоны макролокализации деформации и пластичностью стали, а именно: чем более пластична сталь, тем больший объем образца вовлекается в процесс локализации деформации на макроуровне. Позднее экспериментально были выявлены закономерности локализации пластической деформации в зеренном ансамбле, представленном наследованными от аустенита и реальными зернами мартенситной стали [7]. В этих работах было установлено, что в ходе активного нагружения имеет место самоорганизация пластической деформации в группах реальных зерен. Линейные размеры самоорганизующихся при деформации групп мартенситных зерен оказались соизмеримыми с размерами наследованного аустенитного зерна. Другими словами, в ходе пластической деформации происходит локализация деформации, тесно связанная с зеренной подсистемой.

В настоящей работе поставлена задача выявления закономерностей локализации пластической деформации на масштабно-структурном уровне составляющих мартенсита (пакет, пластина, фрагмент пакета и рейка).

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования была выбрана сталь марки 34ХНЗМФА. После прокатки на заключительной стадии термообработки сталь подвергнута закалке с температуры 950 °С в воду, затем отпуску в течение 4 ч при температуре 600 °С с последующим охлажде-

нием в воду. Сталь имеет структуру высокоотпущенного смешанного пакетно-пластинчатого мартенсита. Практически весь углерод содержится в карбидных выделениях (цементит и спецкарбиды: преимущественно Me_2C , Me_6C и Me_{23}C). Ниже приведены средние линейные размеры структурных составляющих мартенсита:

Элемент структуры	Средние линейные размеры, мкм
Пакет	4,00×6,0
Пластина	2,50×4,0
Фрагмент пакета	0,80×4,0
Кристалл пакетного мартенсита (рейка)	0,19×4,0
Фрагмент рейки	0,60×4,0

Структура стали включает: границы всех структурных составляющих мартенсита; развитую дислокационную структуру с плотностью дислокаций порядка 10^{10} см^{-2} ; подсистему карбидных фаз (цементита и специальных карбидов). Дислокационная структура разнообразна и представлена следующими типами: сетчатая, ячеистая и фрагментированная [10]. Выделения цементита локализованы преимущественно на границах структурных составляющих мартенсита, в то время как местоположение специальных карбидов тесно связано с дислокационной субструктурой. В сетчатой субструктуре спецкарбиды расположены в узлах сеток, в ячеистой и фрагментированной – в стыках границ ячеек и фрагментов соответственно [7].

Деформирование исследованной стали осуществлялось растяжением на машине Instron со скоростью $6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре. Исследование деформационного рельефа, формирующегося на предварительно отполированных боковых поверхностях образцов, было выполнено на разных стадиях пластической деформации. Использованы различные методы исследования: оптическая, просвечивающая (на репликах) и сканирующая электронная микроскопия. Измерены количественные характеристики деформационного рельефа: мощность сдвига (P) в следах скольжения; расстояние между следами (X) и длина следов (L). Проведена статистическая обработка результатов измерений и получены их средние значения.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

След сдвига. Системы следов сдвига

Первые следы сдвига в исследованной стали появляются по границам отдельных пакетов и пластин, что иллюстрируют микроснимки поверхности, предварительно подтравленной на мартенсит (рис. 1, а). В большинстве случаев следы сдвига располагаются под углами, близкими к 45° к оси нагружения. В пакетах первые следы сдвига, как правило, параллельны плоскости габитуса реек, а значит, сдвиг происходит параллельно длинным границам реек по плоскостям {011}; в пластинах они преимущественно ориентированы под углом к плоскости габитуса. С ростом степени деформации плотность следов сдвига в пакетах и пластинах растет и формируются системы следов «первичного» сдвига. Позднее появляются системы следов «вторичного» сдвига, ориентированные под большими углами к первичным следам. На рис. 1, б приведен микроснимок локального участка поверхности деформированного образца ($\epsilon_{\text{лок}} = 0,1$), на котором можно видеть несколько

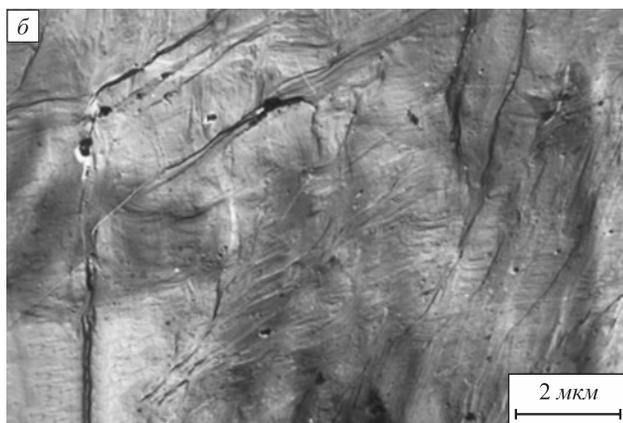
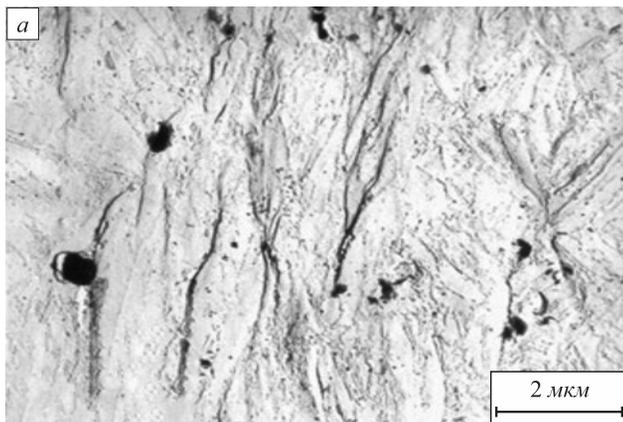


Рис. 1. Микроснимки поверхности образца стали 34ХН3МФА, подтравленной на мартенсит (а), и без подтравливания (б), при степени деформации 0,1

Fig. 1. Micrographs of the sample surface of 0.34Cr3Ni1Mo1VFe steel etched on martensite (a) and without etching (b) with a deformation degree 0.1

систем следов первичного сдвига. Следы первичного сдвига на большей части своей длины криволинейные, что характерно для металлов и сплавов с ОЦК решеткой [11; 12] и, в частности, для α -железа [13; 14].

В целом картину следов сдвига, формирующихся в ходе пластической деформации в пакетах мартенсита, характеризует ряд особенностей: дискретность средней мощности сдвига; привязанность к границам разориентации; прерывистость; размытость; наличие тонкой структуры следа сдвига.

Мощность сдвига

Как уже отмечалось выше, первые следы сдвига в пакетах располагаются вдоль длинной стороны рейки по границам пакетов. С ростом степени деформации появляются следы сдвига и внутри пакетов, первоначально ориентированные также параллельно длинной стороне рейки, а при больших степенях деформации и под углом к границам реек (вторичные сдвиги). В общей картине сдвига сразу же выделяются следы с малой и повышенной величиной мощности сдвига (логично их называть тонкими и грубыми следами). В работе была измерена величина средней мощности сдвига $\langle P \rangle$ для подсистем «первичного» и «вторичного» сдвига. Зависимость $\langle P \rangle$ от степени деформации приведена на рис. 2, а: для обеих подсистем средняя

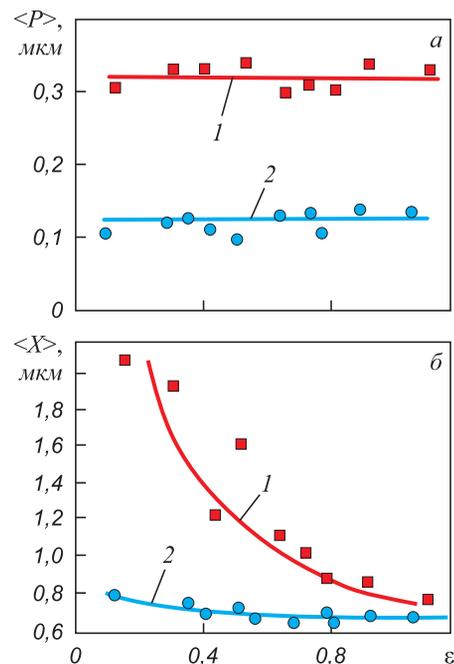


Рис. 2. Зависимость средней мощности сдвига в грубых (1) и тонких (2) следах сдвига (а) и средних расстояний между грубыми (1) и тонкими (2) следами сдвига (б) от степени деформации для исследованной стали

Fig. 2. Dependence of the average shear power in coarse (1) and thin (2) shear traces (a) and the average distances between coarse (1) and thin (2) shear traces (b) on degree of deformation for the studied steel

величина мощности сдвига остается практически постоянной с ростом степени деформации и близка 0,1 мкм для тонких и 0,3 мкм для грубых следов.

Плотность следов сдвига. Привязанность к границам

С ростом степени деформации (на начальных ее стадиях) плотность следов сдвига в первичных системах увеличивается. Это следует из зависимости измеренных в работе расстояний между следами (X) от степени локальной деформации ϵ . Измерения были выполнены отдельно для тонких и грубых следов, соответствующие зависимости средних значений $\langle X \rangle$ от степени деформации приведены на рис. 2, б. Анализ полученных зависимостей и сопоставление значений $\langle X \rangle$ с поперечными размерами рейки приводят к следующим результатам. В начале деформации среднее расстояние между грубыми следами сдвига $\langle X_s \rangle$ соизмеримо с шириной пакета. В конце деформации (перед разрушением) в среднем один грубый след приходится на каждые 4–5 реек, а среднее расстояние между ними становится равным средней ширине фрагмента пакета. Плотность тонких следов в разы выше, чем грубых. Для них характерна следующая закономерность: если в начале пластического течения тонкое скольжение происходит в среднем через 4–5 реек, то перед разрушением – на каждую рейку в среднем приходится один тонкий след. Сопоставление среднего расстояния между следами $\langle X \rangle$ со средним значением поперечных размеров пакетов, пластин и реек показало, а наблюдения следов на предварительно подтравленной поверхности подтвердило, что системы тонких следов сдвига формируются в основном внутри реек и пластин вдоль их габитусной плоскости. Появление грубых следов

связано со сдвигом в приграничных областях структурных составляющих мартенсита: реек, фрагментов пакета, пакетов и пластин [15 – 17].

Длина следов сдвига. Прерывистость следов

Для следов первичной системы характерна прерывистость (рис. 3, а): то есть следы, которые при малом увеличении выглядят как непрерывные и имеют среднюю длину, сравнимую с длиной рейки, в действительности состоят из коротких участков следов, длина которых много меньше длины рейки. В работе была измерена длина следов сдвига L , найдено ее среднее значение и установлена связь с величиной локальной степени деформации. Полученная кривая $L(\epsilon)$ приведена на рис. 3, б.

На рис. 4, а, б приведен типичный микроснимок тонкой структуры исследованной стали, полученный с применением просвечивающей электронной микроскопии в светлопольном и темнопольном изображении. Если сопоставить величину $\langle L \rangle$ со средними размерами пакета и/или рейки вдоль габитусной плоскости, становится ясно, что в начале пластической деформации длина следа сопоставима с размером пакета. В ходе дальнейшей деформации средняя длина следа уменьшается до величины $\langle L \rangle = 1,2$ мкм и далее не меняется вплоть до разрушения. Для исследованной стали она оказалась равной среднему расстоянию между выделениями цементита на границах реек.

Приведенный микроснимок (рис. 4, а, б) иллюстрирует местоположение карбидных фаз в пакетах этой стали и, в частности, локализацию выделений цементита на границах реек. Сопоставление морфологии следов сдвига, среднего расстояния между ними с картиной распределения выделений цементита позволило

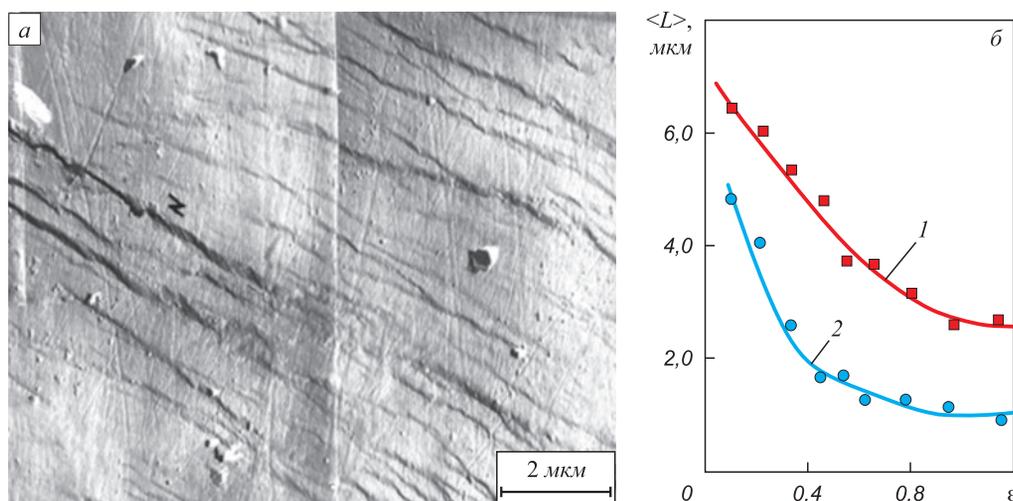


Рис. 3. Прерывистые следы сдвига на поверхности образца стали 34ХН3МФА, деформированного до $\epsilon = 0,15$ (а), и зависимость длины грубых (1) и тонких (2) следов сдвига от степени деформации ϵ (б)

Fig. 3. Intermittent shear traces on the surface of the 0.34C1Cr3Ni1Mo1VFe steel sample deformed to $\epsilon = 0.15$ (а), and dependence of the length of coarse (1) and thin (2) shear traces on degree of deformation ϵ (б)

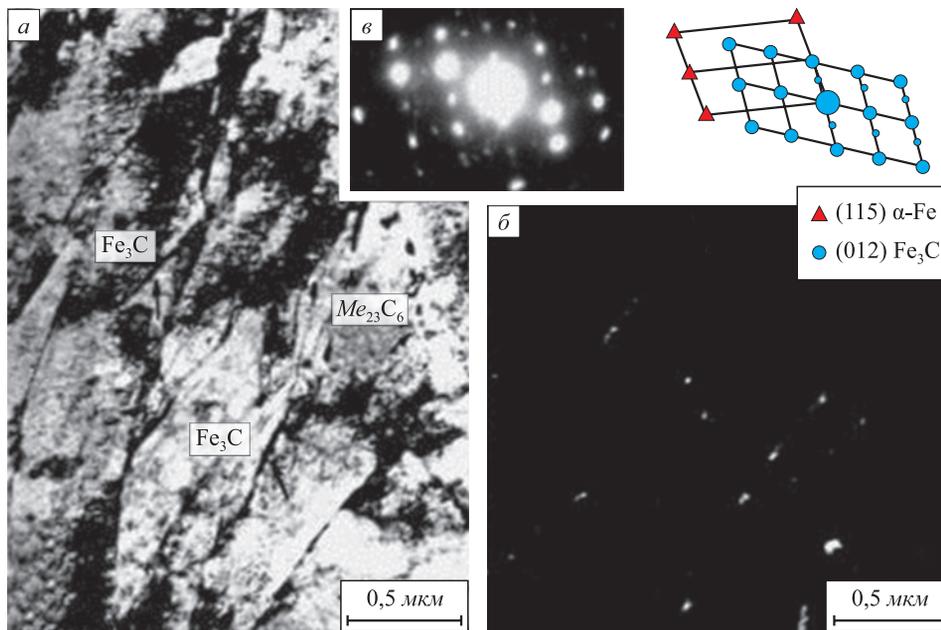


Рис. 4. Тонкопластинчатые выделения цементита на границах реек:
 а и б – светлопольное и темнопольное изображения в рефлексе [121] цементита; в – электронограмма и ее индцированная схема

Fig. 4. Thin-plate cementite precipitation at the laths borders:
 а and б – light-field and dark-field images in the reflection [121] of cementite; в – electron-diffraction pattern and its indexed scheme

выявить корреляцию между картиной следов сдвига и распределением цементитных выделений в пакете. Расположение тонких цементитных выделений преимущественно на границах реек в стали 34ХНЗМФА после высокого отпуска является основной причиной локализации сдвига в приграничных областях реек, где и наблюдаются системы грубых следов сдвига. Развитие значительной локализации сдвига в приграничных областях реек, в свою очередь, приводит к разрушению выделений цементита и выносу углерода в твердый раствор и на дефекты решетки [18; 19].

Размытость следов сдвига

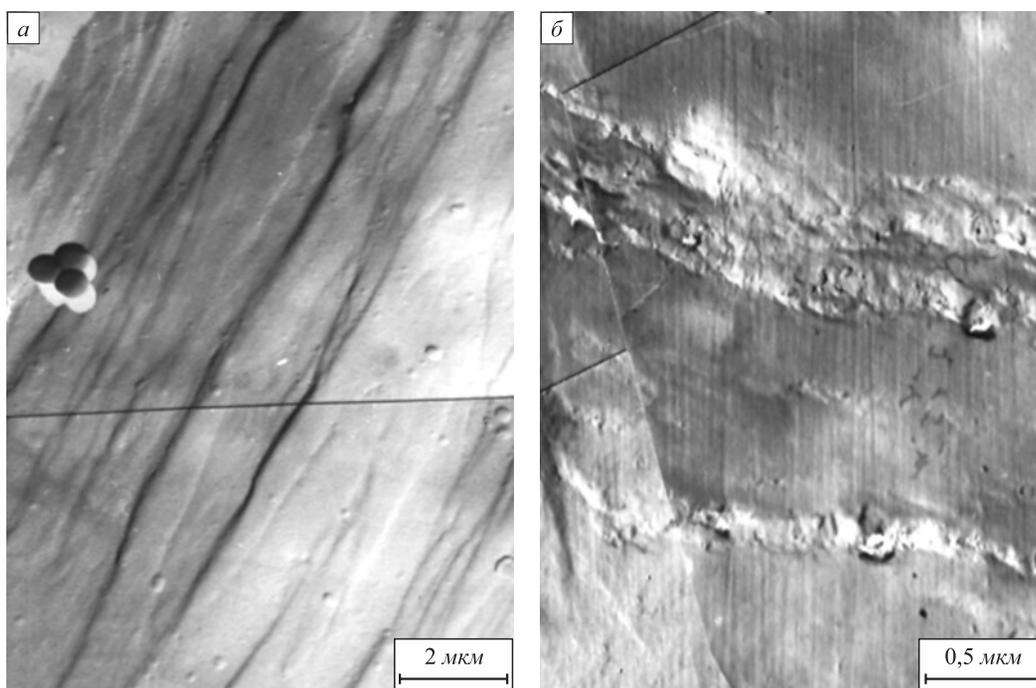
Известно [20], что в ГЦК металлах и сплавах, где плоскости сдвига строго определены (плоскости плотной упаковки), следы сдвига, наблюдаемые на поверхности деформированного образца, образуются в результате выхода на поверхность дислокаций, скользящих в одной или нескольких близко расположенных параллельных плоскостях, и называются следами скольжения. Мощность сдвига в них (P) определяется числом прошедших дислокаций и численно равна смещению частей кристалла по этим плоскостям [21]. В ГЦК кристаллах, по крайней мере при умеренных степенях деформации, следы скольжения ограничены практически параллельными прямыми и при известных кристаллографических условиях определение мощности сдвига может быть проведено достаточно точно. Такие данные в настоящее время имеются, например, в работах [15; 21]. В кристаллах с ОЦК решеткой, для которых характерно

весьма сложное объемное расщепление полных дислокаций [12], плоскости скольжения не столь строго определены. Как следствие, дислокация может легко менять плоскость скольжения (карандашное скольжение) и следы скольжения размыты. На рис. 5, а представлена картина следов сдвига в исследованной стали. Видно, что значительная часть следов имеет нечеткие границы. В данной стали размытость следов обусловлена не только типом кристаллической решетки мартенсита (ОЦК), но и сравнительно высокой плотностью дислокаций в рейках, в особенности, вблизи их границ.

Тонкая структура следов сдвига

Проведение прицельных исследований деформационного рельефа с использованием увеличений в интервале 200 – 40 000 позволило выявить тонкую структуру следов сдвига. Кажущиеся сплошными при малых увеличениях следы сдвига часто имеют сложную внутреннюю структуру (рис. 5, б).

Сопоставление структуры следов сдвига с соответствующими элементами субструктуры [7; 18], исследованными методами ПЭМ, показало, что тонкая структура таких следов может быть связана с формированием в ходе пластической деформации в отдельных рейках и их группах фрагментированной субструктуры. Образование фрагментированной субструктуры в рейках подтверждают и исследования сканирующей электронной микроскопии. Следует отметить, что следы сдвига с «фрагментацией» характерны для степеней деформации, близких к разрушению.

Рис. 5. Размытые следы сдвига (а) и тонкая структура следов сдвига (б) при $\varepsilon = 0,1$ Fig. 5. Blurred shear traces (a) and thin structure of shear traces (b) at $\varepsilon = 0.1$

Средняя величина сдвига

Зная величину средней мощности сдвига в следах и среднее расстояние между следами, можно определить среднюю величину сдвига (γ), локализованного в них: $\langle \gamma \rangle = \langle P \rangle / \langle X \rangle$. На стадии однородной на макроуровне деформации образца исследованной стали ($\varepsilon \leq 0,1$) величина относительного сдвига в тонких следах $\langle \gamma_f \rangle$ составляет 0,16. В грубых следах сдвига $\langle \gamma_s \rangle = 0,10$.

На стадии макролокализации деформации $\langle \gamma_f \rangle = 0,65$ и $\langle \gamma_s \rangle = 0,5$ и эти значения сохраняются вплоть до разрушения образца. Таким образом, определенные в настоящей работе значения относительного сдвига, локализованного в масштабах пакета и/или фрагмента пакета, являются предельными для стали марки 34ХНЗМФА.

Выводы

Изучена эволюция деформационного рельефа, формирующегося при пластической деформации стали марки 34ХНЗМФА, имеющей структуру отпускаемого мартенсита.

Проведено прицельное, количественное исследование развития сдвиговой деформации в пакетной составляющей мартенсита, происходящее с образованием двух подсистем следов сдвига: тонкие и грубые. Подсистемы тонких следов формируются с самого начала пластической деформации. Их образование происходит в условиях однородной деформации образца.

Появление и эволюция подсистемы грубых следов коррелирует с образованием в образце первой (длинной) шейки, то есть является основным механизмом, приводящим к локализации пластической деформации в масштабах образца (макролокализации).

Установлено, что предпочтительными местами грубого сдвига являются приграничные области реек и фрагментов пакета. Выявлена связь образования подсистем грубых следов сдвига с формированием в пакете фрагментированной дислокационной структуры.

На основе прицельных, с большой статистикой, исследований эволюции деформационного рельефа экспериментально установлено, что величины средней мощности сдвига в тонких $\langle P_f \rangle$ и грубых $\langle P_s \rangle$ следах не зависят от степени локальной пластической деформации образца во всем интервале степеней деформации, достигаемых при растяжении образца исследованной стали. Они остаются постоянными вплоть до разрушения и составляют $\langle P_f \rangle = 0,1$ мкМ и $\langle P_s \rangle = 0,3$ мкМ.

Для исследованной стали выявлены количественные соотношения между величинами средней мощности сдвига в подсистемах тонких $\langle P_f \rangle$ и грубых $\langle P_s \rangle$ следов сдвига и средними поперечными размерами мартенситных кристаллов: величина $\langle P_f \rangle$ равна примерно половине ширины рейки, $\langle P_s \rangle$ – удвоенной ширине рейки.

Для исследованной стали, имеющей структуру высокоотпущенного мартенсита, существует предельное значение среднего относительного сдвига, локализованного в масштабах пакета и/или фрагмента пакета, равное 0,5.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Попова Н.А., Коновалов С.В., Конева Н.А. Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали. Новокузнецк: Полиграфист; 2016;510.
Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Popova N.A., Kononov S.V., Koneva N.A. *Structural-Phase States and Mechanisms of Hardening of Deformed Steel*. Novokuznetsk: Poligrafist; 2016:510. (In Russ.).
- Harjo S., Kawasaki T., Tomota Y., Gong W., Aizawa K., Tichy G., Shi Z., Ungár T. Work hardening, dislocation structure, and load partitioning in lath martensite determined by in situ neutron diffraction line profile analysis. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48(9):4080–4092. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4172-0>
- Kwak K., Mayama T., Mine Y., Takashima K. Anisotropy of strength and plasticity in lath martensite steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;674:104–116. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.047>
- Jo K.-R., Seo E.-J., Sulistiyo D.H., Kim J.-K., Kim S.-W., De Cooman B.C. On the plasticity mechanisms of lath martensitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;704:252–261. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.024>
- Jafarian H.R., Tarazkouhi M.F. Significant enhancement of tensile properties through combination of severe plastic deformation and reverse transformation in an ultrafine/nano grain lath martensitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;686:113–120. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.034>
- Shamsujjoha M. Evolution of microstructures, dislocation density and arrangement during deformation of low carbon lath martensitic steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;776:139039. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139039>
- Teplyakova L., Gershteyn G., Popova N., Kozlov E., Ignatenko L., Springer R., Schaper M., Bach Fr.-W. Scale-dependent hierarchy of structural elements in the microstructure of thermomechanical treated ferritic steels with residual austenite. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 2009;40(9):704–712. <https://doi.org/10.1002/mawe.200900503>
- Morsdorf L., Jeannin O., Barbier D., Mitsuhashi M., Raabe D., Tasan C.C. Multiple mechanisms of lath martensite plasticity. *Acta Materialia*. 2016;121:202–214. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.006>
- Теплякова Л.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. Локализация пластической деформации в отпущенных мартенситных сталях на крупномасштабных уровнях. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2012;9(4-2):659–663.
Teplyakova L.A., Popova N.A., Kozlov E.V. Localization of plastic deformation in tempered martensitic steels at large-scale levels. *Fundamental problems of modern materials science*. 2012;9(4-2):659–663. (In Russ.).
- Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. *Plastic Deformation of Nanostructured Materials*. CRC Press; 2017:334.
- Редикульцев А.А., Урицкий А.Г., Пузанов М.П., Беляевских А.С. Формирование внутренней структуры в очаге деформации при прокатке монокристалла (110)[001] с ОЦК-решеткой. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017;60(3):207–215. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-3-207-215>
Redikul'tsev A.A., Uritskii A.G., Puzanov M.P., Belyaevskikh A.S. Formation of internal structure in the deformation zone during rolling of the BCC single crystal (110)[001]. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017;60(3):207–215. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-3-207-215>
- Саданов Е.В. Кристаллогеометрия скольжения винтовых дислокаций в нанокристаллах вольфрама. *Физика твердого тела*. 2015;57(2):237–242.
Sadanov E.V. Crystal geometry of screw dislocation glide in tungsten nanocrystals. *Physics of the Solid State*. 2015;57(2):249–254. <https://doi.org/10.1134/S1063783415020298>
- Novák V., Šesták B., Zárubová N. Plasticity of high purity iron single crystals (II) surface observations. *Crystal Research and Technology*. 1984;19(6):793–807. <https://doi.org/10.1002/crat.2170190611>
- Xie K.Y., Wang Y., Ni S., Liao X., Cairney J.M., Ringer S.P. Insight into the deformation mechanisms of α -Fe at the nanoscale. *Scripta Materialia*. 2011;65(12):1037–1040. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.08.023>
- Козлов Э.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А., Теплякова Л.А., Чухин Б.Д. Стадии пластической деформации, эволюция структуры и картина скольжения в сплавах с дисперсным упрочнением. *Известия вузов. Физика*. 1991;(3):112–128.
Kozlov E.V., Popova N.A., Ignatenko L.N., Grigor'eva N.A., Kovalevskaya T.A., Teplyakova L.A., Chukhin B.D. Stages of plastic deformation, structure evolution and sliding pattern in alloys with dispersed hardening. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 1991;(3):112–128. (In Russ.).
- Mine Y., Hirashita K., Takashima H., Matsuda M., Takashima K. Micro-tension behaviour of lath martensite structures of carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;560:535–544. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.09.099>
- Du C., Hoefnagels J.P.M., Vaes R., Geers M.G.D. Plasticity of lath martensite by sliding of substructure boundaries. *Scripta Materialia*. 2016;120:37–40. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.04.006>
- Козлов Э.В., Теплякова Л.А., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Клопотов А.А., Конева Н.А. Влияние типа субструктур на перераспределение углерода в стали мартенситного класса в ходе пластической деформации. *Известия вузов. Физика*. 2002;45(3):72–86.
Kozlov E.V., Teplyakova L.A., Popova N.A., Ignatenko L.N., Klopotov A.A., Koneva N.A. Influence of substructure type on carbon redistribution in martensitic steel during plastic deformation. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2002;45(3):72–86. (In Russ.).
- Koneva N.A., Popova N.A., Nikonenko E.L. Internal stresses and their sources in BCC and FCC steels. *Solid State Phenomena*. 2020;303:128–142. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.303.128>
- Neuhäuser H. Slip-line formation and collective dislocation motion. In: *Dislocations in Solids*. 1983;6:319–440.

21. Лапскер И.А., Шаркеев Ю.П., Конева Н.А., Козлов Э.В. Электронно-микроскопический метод определения характеристик скольжения в зернах поликристаллов с ГЦК-решеткой. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 1998;(3):32–35.

Lapsker I.A., Sharkeev Yu.P., Koneva N.A., Kozlov E.V. Electron microscopic method for determining the characteristics of sliding in grains of polycrystals with a fcc-lattice. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 1998;(3): 32–35. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Людмила Алексеевна Теплякова, д.ф.-м.н., профессор кафедры физики, Томский государственный архитектурно-строительный университет
ORCID: 0000-0001-5038-7379
E-mail: lat168@mail.ru

Lyudmila A. Teplyakova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof. of the Chair of Physics, Tomsk State University of Architecture and Building
ORCID: 0000-0001-5038-7379
E-mail: lat168@mail.ru

Александр Данилович Кашин, аспирант, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
ORCID: 0000-0001-1860-3654
E-mail: kash@mail.ru

Aleksandr D. Kashin, Postgraduate, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-1860-3654
E-mail: kash@mail.ru

Татьяна Семеновна Куницына, к.ф.-м.н., доцент кафедры высшей математики, Томский государственный архитектурно-строительный университет
ORCID: 0000-0001-6801-4909
E-mail: kma11061990@mail.ru

Tat'yana S. Kunitsyna, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Assist. Prof. of the Chair of Advanced Mathematics, Tomsk State University of Architecture and Building
ORCID: 0000-0001-6801-4909
E-mail: kma11061990@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Л. А. Теплякова – постановка задачи, анализ результатов исследований, формулировка выводов.

L. A. Teplyakova – problem statement, analysis of the research results, formulation of conclusions.

А. Д. Кашин – измерение количественных характеристик деформационного рельефа и статистическая обработка полученных данных.

A. D. Kashin – measurement of quantitative characteristics of deformation relief, statistical processing of the data obtained.

Т. С. Куницына – комплексное металлографическое и электронно-микроскопическое исследование.

T. S. Kunitsyna – complex metallographic and electron microscopic examination.

Поступила в редакцию 16.03.2022
 После доработки 22.04.2022
 Принята к публикации 24.10.2022

Received 16.03.2022
 Revised 22.04.2022
 Accepted 24.10.2022