

Анализ механизмов упрочнения рельсовой стали при пластической деформации одноосным сжатием

К. В. Аксёнова, В. Е. Громов, Е. С. Ващук, Ю. Ф. Иванов

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ эволюции структуры и дефектной субструктуры рельсовой стали при одноосном сжатии до степени 50 %. Выявлено, что деформационное упрочнение имеет многостадийный характер и сопровождается снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций и фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся с ростом деформации. Обнаружено разрушение пластин цементита, протекающее по механизмам их растворения и разрезания подвижными дислокациями. На основе данных о структурно-фазовых состояниях, дефектной субструктуре рельсовой стали, проведен количественный анализ механизмов упрочнения рельсовой стали при степенях деформации сжатием 15, 30, 50 %. Показано, что на начальной стадии ($\varepsilon = 15\%$) основным упрочняющим фактором исследуемой стали является присутствие зерен пластинчатого перлита, а при больших степенях деформации ($\varepsilon = 50\%$) — упрочнение некогерентными частицами карбидной фазы. Проведена оценка общего предела текучести стали в первом приближении, основанном на принципе аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения. Выявлено хорошее качественное согласие экспериментально полученных и теоретически рассчитанных значений прочности стали.

Ключевые слова: рельсовая сталь, деформация, одноосное сжатие, структура, дислокационная субструктура, механизмы упрочнения, аддитивный предел текучести.

DOI: 10.30791/1028-978X-2023-8-37-44

Введение

В современных железнодорожных системах рельсы подвергаются повышенному механическому износу и контактной усталости качения из-за высокой скорости движения поездов и больших осевых нагрузок [1, 2]. Для улучшения свойств существующих рельсовых сталей и продления срока службы рельсов возникает все больший интерес к изучению вопросов, лежащих в основе механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний данных сталей, большинство из которых относится к перлитному классу. Перлитные стали широко используются в железнодорожной промышленности во всем мире благодаря их хорошей износостойкости и удовлетворительной ударной вязкости в сочетании с относительно низкой себестоимостью производства [3, 4]. Механические свойства перлитных сталей определяются ми-

кроструктурой, возникающей в результате термомеханической обработки, а именно размером предшествующего аустенитного зерна, межпластинчатым расстоянием между зернами перлита и размером колоний перлита [3 – 9].

В процессе эксплуатации в металле рельсов при циклическом силовом воздействии происходят процессы, приводящие к деградации материала: пластическая деформация поверхности качения рельсов, изменение остаточных напряжений, образование внутренних и поверхностных трещин, и в целом, снижение работоспособности [10]. Перед производителями рельсов стоит задача создания качественных рельсов с высокими эксплуатационными свойствами, обеспечивающими безаварийную работу при высоком пропущенном тоннаже [11]. Повышение износостойкости может быть достигнуто за счет улучшения чистоты стали и увеличения содержания углерода [12], измельчения

перлитной микроструктуры [13], закалки головки рельсов [14]. Повысить механические свойства перлитного рельса можно изменяя его структуру. Для этого важно понять какие структурно-фазовые превращения происходят в рельсовой стали в процессе производства или сварки и деформационном воздействии [4 – 9].

Формирование высоких эксплуатационных свойств рельсов должно базироваться на знании механизмов структурно-фазовых изменений при деформационном воздействии. Выявление таких механизмов возможно лишь при анализе закономерностей эволюции параметров тонкой структуры и оценке вкладов структурных составляющих и дефектной субструктуры в упрочнение рельсов при эксплуатации. В работах [15 – 17] проведена оценка механизмов упрочнения рельсов при разных объемах пропущенного тоннажа. Отмечено, что прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов. Она зависит от расстояния до поверхности головки и увеличивается по мере приближения к поверхности. Выявлены основные механизмы упрочнения поверхности катания и рабочей выкружки. Основным механизмом упрочнения поверхности катания является механизм, обусловленный внутренними полями напряжений, а для рабочей выкружки — субструктурный. В первом приближении оценен общий предел текучести рельсовой стали в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения. Выполнено сравнение суммарного предела текучести и перераспределения атомов углерода по разным направлениям в головке рельсов после пропущенного тоннажа 691,8; 1411 и 1770 млн тонн брутто. В [18, 19] проанализирована эволюция пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием и показано, что деформационное упрочнение исследуемой стали носит многостадийный характер.

Цель настоящей работы — анализ механизмов упрочнения рельсовой стали, подвергнутой пластической деформации в условиях одноосного сжатия, на основе данных о структурно-фазовых состояниях и дефектной субструктуре.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовали образцы дифференцированно термоупрочненных рельсов категории ДТ350 производства АО “Евраз ЗСМК”, полученные из вакуумированной электростали Э76ХФ в соответствии с требованиями ТУ 0921-276-01124333–2021. Из головки

рельсов вырезали прямоугольные образцы размером $5 \times 5 \times 10$ мм. Деформацию одноосным сжатием осуществляли на испытательной машине Instron 3369 при скорости нагружения 1,2 мм/мин. Структуру металла исследовали методами сканирующей (СЭМ, прибор MIRA3 Tescan) и просвечивающей (метод тонких фольг) электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ, прибор JEOL JEM 2100F). Фольги для ПЭМ толщиной 150 – 200 нм готовили методом электролитического утонения пластинок, вырезанных электроискровым методом из средней части столбика параллельно поверхности нагружения. Анализировали структурно-фазовое состояние стали, подвергнутой деформированию на 15 %, 30 % и 50 %. Для каждой степени деформации было исследовано по 5 образцов.

Скалярную плотность дислокаций каждого типа дислокационной субструктуры (ДСС) определяли по методикам, представленным в [20 – 23]. Избыточную плотность дислокаций рассчитывали по градиенту разориентировки, как в работе [24]. Эволюция количественных характеристик стали была подробно рассмотрена в [25].

Результаты исследования и их обсуждение

Ранее в [16] было показано, что структура исследуемой стали содержит 70 % зерен перлита пластинчатой морфологии, 27 % зерен феррито-карбидной смеси (зерен нерегулярного перлита) и 3 % зерен структурно свободного феррита (зерен феррита, в объеме которых нет частиц карбидной фазы) (рис. 1). В объеме всех структурных составляющих наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций или, реже, дислокационных сеток. Скалярная плотность дислокаций в зернах феррита составляет $\langle \rho \rangle = 3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в зернах перлита — $\langle \rho \rangle = 4,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ [16].

Пластическая деформация стали сопровождается фрагментацией ее ферритной составляющей, усиливающейся по мере увеличения степени деформации. При $\varepsilon = 50$ % фрагментированная структура стали занимает 0,4 объема исследуемой фольги. С ростом степени деформации средние размеры фрагментов пластин феррита уменьшаются от 240 нм ($\varepsilon = 15$ %) (рис. 2а) до 200 нм ($\varepsilon = 50$ %) (рис. 2с).

Одновременно с фрагментацией пластин феррита наблюдается растворение и разрезание пластин цементита. Атомы углерода, перешедшие из кристаллической решетки цементита на дислока-

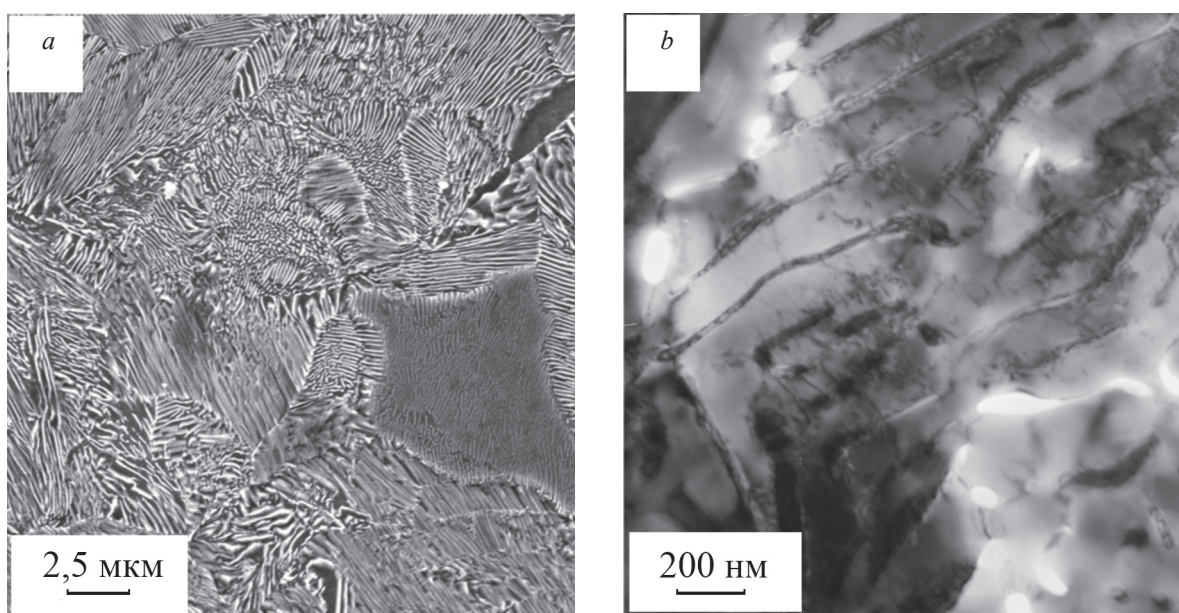


Рис. 1. СЭМ- (a), ПЭМ-изображения (b) структуры рельсовой стали в исходном состоянии.

Fig. 1. SEM (a), TEM images (b) of the structure of rail steel in the initial state.

ции, выносятся в межпластинчатое пространство и формируют наноразмерные (15 – 20 нм) частицы цементита (рис. 2c, 2d).

Деформация стали сопровождается преобразованием дислокационной субструктуры, а именно, квазиоднородное распределение дислокаций исходной стали сменяется скоплениями дислокаций вокруг частиц цементита. Обнаружено, что увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций, что может быть обусловлено уходом дислокации в малоугловые границы, а также их аннигиляцией [18, 19].

Выявленные преобразования структуры стали будут существенным образом сказываться на прочностных и пластических характеристиках металла, определяя, в конечном итоге, срок службы изделия. С целью количественного описания эволюции структуры стали при пластической деформации определяли (в зависимости от степени деформации) следующие характеристики структуры: величину скалярной и избыточной плотности дислокаций, размеры фрагментов и относительное содержание фрагментированной субструктуры, размер, объемную долю и расстояние между частицами цементита, величину межпластинчатого расстояния в колониях перлита [25].

Выявить закономерности, связывающие параметры структуры и прочностные свойства ма-

териала, вскрыть физическую природу процесса эволюции свойств, позволяют оценки механизмов упрочнения. Основными вкладками в сопротивление деформированию являются [26, 27]: напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке α -железа — $\sigma_0 = 35$ МПа; упрочнение твердого раствора на основе феррита атомами легирующих элементов — σ_{ss} ; упрочнение за счет перлита — σ_p ; упрочнение дислокациями “леса”, которые пересекают скользящие дислокации — σ_j ; упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована — σ_{or} ; упрочнение внутренними дальнедействующими полями напряжений — σ_j ; субструктурное упрочнение (упрочнение при образовании фрагментов) — σ_{sub} .

Используя полученные в работе [25] результаты количественного анализа структуры стали, нами были проведены оценки механизмов упрочнения стали при степенях деформации 15 %, 30 % и 50 %. Оценки проводили, используя общепризнанные математические выражения и закономерности [16, 26, 27].

Результаты проведенных оценок приведены на рис. 3. Анализируя представленные результаты, можно отметить, что основным упрочняющим фактором исследуемой стали при степени деформации 15 % является присутствие зерен пластинчатого перлита (рис. 3, кривая 5).

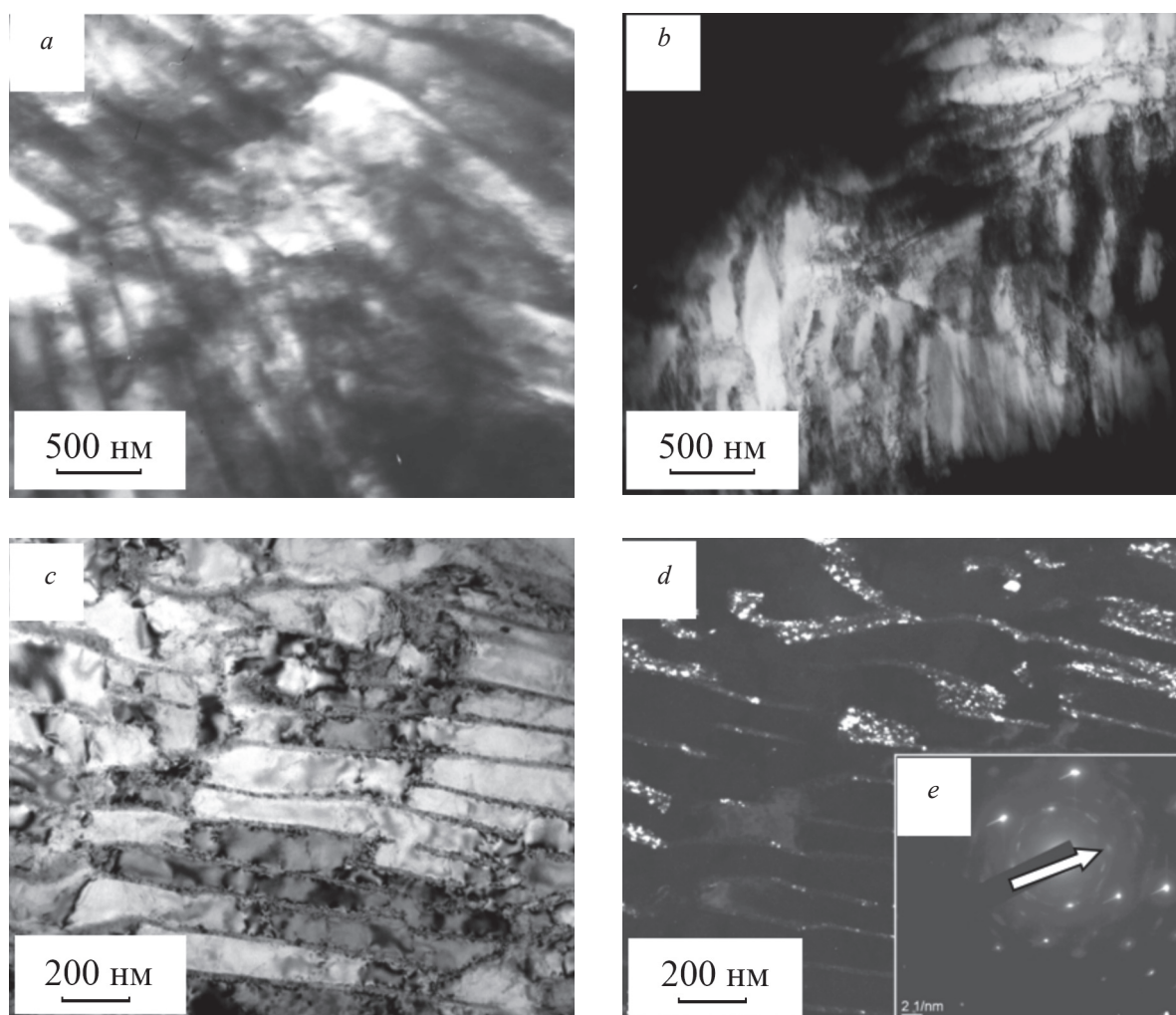


Рис. 2. ПЭМ изображение структуры стали, деформированной при $\varepsilon = 15\%$ (a), $\varepsilon = 30\%$ (b), $\varepsilon = 50\%$ (c, d); a – c — светлое поле; d — темное поле, полученное в рефлексе $[012]Fe_3C$; e — микроэлектроннограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле (d)).

Fig. 2. TEM image of the steel structure deformed at $\varepsilon = 15\%$ (a), $\varepsilon = 30\%$ (b), $\varepsilon = 50\%$ (c, d); a – c — light field; d — dark field obtained in the reflection $[012]Fe_3C$; e — microelectron diffraction pattern (the arrow indicates the reflection in which the dark field was obtained (d)).

При увеличении степени деформации роль данного фактора снижается вследствие разрушения пластин цементита зерен перлита. Одновременно с этим увеличение степени деформации сопровождается снижением вклада в упрочнение стали от скалярной и избыточной плотности дислокаций (рис. 3, кривые 1 и 2). Роль вкладов в упрочнение стали от формирования твердого раствора (обусловлено растворением цементита) (рис. 3, кривая 4) и от фрагментации (обусловлено уменьшением размеров фрагментов и увеличением относительного содержания фрагментированной

структуры) (рис. 3, кривая 7) усиливается с увеличением степени деформации стали. Основным механизмом упрочнения металла при больших степенях деформации ($\varepsilon = 50\%$) является упрочнение некогерентными частицами карбидной фазы (рис. 3, кривая 6).

Общий предел текучести стали в первом приближении, основанном на принципе аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения материала, можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения [16, 25]:

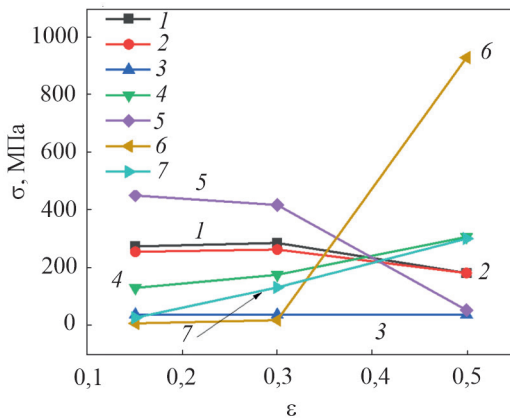


Рис. 3. Зависимость величины вкладов в упрочнение стали от степени пластической деформации: 1 — σ_f ; 2 — σ_l ; 3 — σ_0 ; 4 — σ_{ss} ; 5 — σ_p ; 6 — σ_{or} ; 7 — σ_{sub} .

Fig. 3. Dependence of the value of the contribution to the hardening of steel on the degree of plastic deformation: 1 — σ_f (hardening by immobile dislocations, “forest dislocations”); 2 — σ_l (hardening by long-range stress fields); 3 — σ_0 (lattice friction hardening); 4 — σ_{ss} (solid-solution hardening); 5 — σ_p (hardening with pearlite grains); 6 — σ_{or} (hardening by particles of uncut phases); 7 — σ_{sub} (substructural hardening).

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_p + \sigma_{or} + \sigma_{sub} + \sqrt{\sigma_l^2 + \sigma_f^2}.$$

Дислокационные механизмы, действующие внутри отдельного зерна локально и неоднородно, какими являются σ_f и σ_l , оказываются разными по амплитуде, месту действия и физическому смыслу, поэтому их суммирование должно проводиться в квадратичном приближении.

Результаты суммирования вкладов выявленных механизмов в упрочнение стали, выполненное в аддитивном приближении, представлены на рис. 4 (квадраты). Отчетливо видно, что выполненные оценки качественно хорошо согласуются с поведением деформационной кривой (сплошная кривая). Количественное расхождение соответствующих экспериментально полученных и оценочных значений прочности стали изменяется в пределах 13 – 28 %. Можно предположить, что одной из причин данного расхождения является неоднородность структуры стали (присутствие зерен пластинчатого перлита и зерен феррито-карбидной смеси), которые, обладая различной прочностью, будут вносить коррективы в деформационное поведение стали.

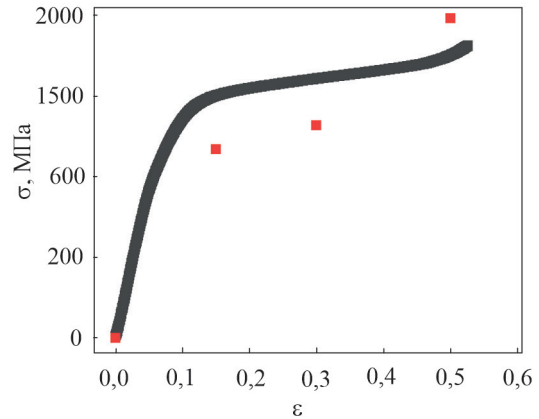


Рис. 4. Зависимость $\sigma - \epsilon$ образца рельсовой стали, подвергнутой нагружению одноосным сжатием (сплошная кривая); квадратами обозначены оценочные значения прочности стали.

Fig. 4. Dependence $\sigma - \epsilon$ of a sample of rail steel subjected to loading by uniaxial compression (solid curve); the squares indicate the estimated values of the strength of the steel.

Выводы

Используя количественные результаты исследования структуры стали, подвергнутой деформации одноосным сжатием, проведены оценки механизмов упрочнения на различных стадиях деформирования. Показано, что основным упрочняющим фактором исследуемой стали на начальной стадии ($\epsilon = 15\%$) является присутствие зерен пластинчатого перлита. При увеличении степени деформации роль данного фактора снижается вследствие разрушения пластин цементита. Повышение степени деформации сопровождается снижением вклада в упрочнение стали от скалярной и избыточной плотности дислокаций, что связано с уходом дислокаций в границы фрагментов. Роль вкладов в упрочнение стали от формирования твердого раствора (обусловлено растворением цементита), от фрагментации (обусловлено уменьшением размеров фрагментов и увеличением относительного содержания фрагментированной структуры) и от некогерентных частиц карбидной фазы усиливается с увеличением степени деформации стали.

Основным механизмом упрочнения металла при больших степенях деформации ($\epsilon = 50\%$) является упрочнение некогерентными частицами карбидной фазы. Выявлено хорошее качественное

согласие экспериментально полученных и теоретически рассчитанных значений прочности стали. Выявленное количественное расхождение соответствующих экспериментально полученных и оценочных значений прочности стали может быть обусловлено неоднородностью структуры стали, а именно, присутствием зерен пластинчатого перлита и зерен феррито-карбидной смеси, которые, обладая различной прочностью, будут вносить коррективы в деформационное поведение материала.

Литература/References

1. Konieczny J., Labisz K. Structure and properties of the S49 rail after a long term outdoor exposure. *Advances in Science and Technology Research Journal*, 2022, v. 16, iss. 2, pp. 280 – 290.
2. Shi X.-J., Zhang X.-X., Diao G.-J., Yan Q.-Z. Wear behavior of high-speed wheel and rail steels under various hardness matching. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2023, v. 32, pp. 366 – 380, doi: 10.1007/s11665-022-07062-2.
3. Wang M., Zhang F., Yang Z. Effects of high-temperature deformation and cooling process on the microstructure and mechanical properties of an ultrahigh-strength pearlite steel. *Materials Design*, 2017, v. 114, iss. 15, pp. 102 – 110.
4. Bauri L.F., Alves L.H.D., Pereira H.B., Tschiptschin A.P., Goldenstein H. The role of welding parameters on the control of the microstructure and mechanical properties of rails welded using FBW. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. v. 9, iss. 4, pp. 8058 – 8073.
5. Rodrigues K.F., Mourão G.M.M., Faria G.L.F. Kinetics of isothermal phase transformations in premium and standard rail steels. *Steel Res. Int.*, 2021, v. 92, iss. 2, art. 2000306.
6. Rodrigues K.F., Faria G.L. Characterization and prediction of continuous cooling transformations in rail steels. *Materials Research*, 2021, v. 24, iss. 5, art. 20200519.
7. Porcaro R.R., Faria G.L., Godefroid L.B., Apolonio G.R., Candido L.C., Pinto E.S. Microstructure and mechanical properties of a flash butt welded pearlitic rail. *J. Mater. Process Technol.*, 2019, v. 270, pp. 20 – 27.
8. Godefroid L.B., Moreira L.P., Vilela T.C.G., Faria G.L., Candido L.C., Pinto E.S. Effect of chemical composition and microstructure on the fatigue crack growth resistance of pearlitic steels for railroad application. *Int. J. Fatigue*, 2019, v. 120, pp. 241 – 253.
9. Nishikawa L.P., Goldenstein H. Divorced eutectoid on heat-affected zone of welded pearlitic rails. *JOM*, 2019, v. 71, no. 2, pp. 815 – 823.
10. Atroshenko S.A., Smirnov V.I., Maier S.S. Failure analysis of pearlitic rail steel with internal macrocrack after long-term operation. *Engineering Failure Analysis*, 2022, v. 139, art. 106445.
11. Man T., Zhou Y., Dong N., Liu T., Dong H. Microstructural evolution of the rail steels manufactured by hanyang iron works. *Materials*, 2022, v. 15, iss. 16, art. 5488.
12. Zygmunt T., Pietrzyk M., Rauch Ł., Bachniak D. Optimization of the heat treatment process to obtain the required distribution of mechanical properties in the rail head of pearlitic rails. *Journal of Metallic Materials*, 2019, v. 71, no. 1, pp. 3 – 9.
13. Su X., Zhu M., Xu G., Zhang Q., Cai F. Comparison between the wear behavior of U68CuCr and U71MnG rail steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021, v. 31, pp. 2896 – 2908.
14. Masoumi M., Ariza E.A., Tschiptschin A., Goldenstein H. Improvement of wear resistance in a pearlitic rail steel via quenching and partitioning processing. *Scientific Reports*, 2019, v. 9, no. 1, art. 7454.
15. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Qin R.S., Peregudov O.A., Aksенова K.V., Semina O.A. Degradation of structure and properties of rail surface layer at long-term operation. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 2017. v. 33(12). P. 1473–1478.
16. Gromov V.E., Yuriev A.B., Morozov K.V., Ivanov Y.F. Microstructure of quenched rails. Cambridge, ISP Ltd., 2016, 153 p.
17. Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Kuznetsov R.V., Gromov V.E., Shliarova Yu.A., Semin A.P., Sundeev R.V. Fine structure formation in rails under ultra long-term operation. *Materials Letters*, 2022, v. 309, art. 131378.
18. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Аксенова К.В., Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Ващук Е.С. Эволюция структуры рельсовой стали при сжатии. Деформация и разрушение материалов, 2022, № 8, с. 9 – 14.
- Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Aksенова K.V., Kuznetsov R.V., Kormyshev V.E., Vashchuk E.S. Evolyuciya struktury rel'sovoj stali pri szhatii [Evolution of the structure of rail steel under compression]. *Deformaciya i razrushenie materialov [Deformation and Fracture of Materials]*, 2022, v. 8, pp. 9 – 14.
19. Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С., Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием. *Известия вузов. Черная металлургия*, 2022, № 10, С. 43 – 48.
20. Aksенова K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Vashchuk E.S., Peregudov O.A. Evolyuciya struktury plastinchatogo perlita rel'sovoj stali pri deformacii szhatiem [Evolution of the structure of lamellar perlite of rail steel during compression deformation]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya [Izvestiya. Ferrous Metallurgy]*. 2022, v. 10, pp. 43 – 48.
21. Egerton F.R. Physical principles of electron microscopy. Basel: Springer International Publishing, 2016, 196 p.
22. Kumar C.S.S.R. Transmission electron microscopy. Characterization of Nanomaterials. New York: Springer, 2014, 717 p.

23. Carter C.B., Williams D.B. Transmission electron microscopy. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.
24. Хирш П., Хови А., Николсон П., Пэшли Д., Уэлан М. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.
 - Hirsh P., Hovi A., Nikolson P., Peshli D., Uelan M. Elektronnaya mikroskopiya tonkih kristallov [Electron microscopy of thin crystals]. Moscow, Mir Publ., 1968, 574 p., (in Russ).
25. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Козлов Э.В. Развороты кристаллической решетки и стадии пластической деформации. Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклиний. Л.: ФТИ, 1984, с. 161 – 164.
 - Koneva N.A., Lychagin D.V., Teplyakova L.A., Kozlov E.V. Razvoroty kristallicheskoj reshetki i stadii plasticheskoj deformacii [Turns of the crystal lattice and stages of plastic deformation] / Eksperimental'noe issledovanie i teoreticheskoe opisanie disklinacij [Experimental study and theoretical description of disclinations]. Leningrad, FTI, 1984, pp. 161 – 164.
26. Аксёнова К.В., Ващук Е.С., Шлярова Ю.А. Механизмы упрочнения рельсовой стали при сжатии. Инженерная физика, 2022, № 9, с. 18 – 27.
 - Aksenova K.V., Vashchuk E.S., Shlyarova Yu.A. Mekhanizmy uprochneniya rel'sovoj stali pri szhatii [Mechanisms of hardening of rail steel under compression]. Inzhenernaya fizika [Engineering Physics], 2022, no. 9, pp. 18 – 27.
27. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. Saarbrücken: Lap Lambert Academic Publishing, 2017. 145 с.
 - Koneva N.A., Kiseleva S.F., Popova N.A. Evolyuciya struktury i vnutrennie polya napryazhenij. Austenitnaya stal' [Structure evolution and internal stress fields. Austenitic steel]. Saarbrücken, Lap Lambert Academic Publishing, 2017, 145 c.
28. Yao M.J., Welsch E., Ponge D., Haghighat S.M.H., Sandlöbes S., Choi P., Herbig M., Bleskov I., Hicel T., Lipinska-Chwalek M., Shantraj P., Scheu C., Zaefferer S., Gault B., Raabe D. Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel. Acta Materialia, 2017, v. 140, pp. 258 – 273.

*Статья поступила в редакцию — 18.10.2022 г.
после доработки — 25.10.2022 г.
принята к публикации — 26.10.2022 г.*

Аксенова Кристина Владимировна — Сибирский государственный индустриальный университет (654007 Новокузнецк, ул. Кирова, 42), кандидат технических наук, доцент, специалист в области физики конденсированного состояния. E-mail: 19krestik91@mail.ru.

Громов Виктор Евгеньевич — Сибирский государственный индустриальный университет (654007 Новокузнецк, ул. Кирова, 42), доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой, специалист в области физического материаловедения сталей и сплавов. E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru.

Ващук Екатерина Степановна — Филиал ФГБОУ ВО Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева в Прокопьевске (653039 Россия, Прокопьевск, ул. Ноградская, 32), кандидат технических наук, доцент, специалист в области физики конденсированного состояния. E-mail: vashuk2012@bk.ru.

Иванов Юрий Федорович — Институт сильноточной электроники СО РАН (634055 Томск, проспект Академический, 2/3), доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник, специалист в области физики плазмы и физики конденсированного состояния. E-mail: yufi55@mail.ru.

Analysis of hardening mechanisms of rail steel under plastic deformation by uniaxial compression

К. В. Aksenova, V. E. Gromov, E. S. Vashchuk, Yu. F. Ivanov

Using the methods of scanning and transmission electron microscopy, an analysis was made of the evolution of the structure and defective substructure of rail steel under uniaxial compression up to a degree of 50%. It is revealed that the strain hardening has a multistage nature and is accompanied by a decrease in the scalar and excess dislocation density and fragmentation of pearlite grains, which increases with increasing strain. Fracture of cementite plates proceeding through the mechanisms of their dissolution and cutting by mobile dislocations is revealed. On the basis of data on the structural-phase states, the defective substructure of rail steel, obtained by the methods of modern physical materials science, a quantitative analysis of the mechanisms of hardening of rail steel at degrees of compression deformation of 15, 30, 50 % was carried out. It is shown that at the initial stage ($\varepsilon = 15\%$), the main strengthening factor of the steel under study is the presence of lamellar pearlite grains, and at high degrees of deformation ($\varepsilon = 50\%$), hardening by incoherent particles of the carbide phase. The overall yield strength of steel was estimated in the first approximation, based on the additivity principle, which assumes the independent action of each of the hardening mechanisms. A good qualitative agreement between the experimentally obtained and theoretically calculated values of steel strength has been revealed.

Keywords: rail steel, deformation, uniaxial compression, structure, dislocation substructure, hardening mechanisms, additive yield strength.

Aksenova Krestina — Siberian State Industrial University (654007 Novokuznetsk, 42 Kirov str.), PhD (Eng.), associate professor, specialist in the field of condensed matter physics. E-mail: 19krestik91@mail.ru.

Gromov Viktor — Siberian State Industrial University (654007 Novokuznetsk, 42 Kirov str.), Dr. Sci. (Phys.-Math.), professor, head of the Chair, specialist in the field of physical materials science of steels and alloys. E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru.

Vashchuk Ekaterina — T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Prokopyevsk Branch (653039 Prokopyevsk, Nogradskaya 32), PhD (Eng.), associate professor, specialist in the field of condensed matter physics. E-mail: vashuk2012@bk.ru.

Ivanov Yurii — Institute of High-Current Electronics SB RAS (634055 Tomsk, Akademicheskoy Avenue, 2/3), Dr. Sci. (Phys.-Math.), prof., chief researcher, specialist in the field of plasma physics and condensed matter physics. E-mail: yufi55@mail.ru.