

Оригинальная статья

УДК 669.112:620.18

DOI: 10.57070/2307-4497-2023-4(46)-9-20

ПОВЕДЕНИЕ ЦЕМЕНТИТА В ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

© 2023 г. В. Е. Громов¹, М. А. Порфирьев¹, О. А. Перегудов², А. А. Серебрякова¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

²Омский государственный технический университет (Россия, 644050, Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. Представлен краткий обзор последних экспериментальных результатов изучения цементита как структурной составляющей перлита, полученных методов просвечивающей микроскопии при различных видах деформирования. Исследовано поведение пластинчатого и зернистого цементита при видах активной деформации (ковке, штамповке, волочении, прокатке, длительной эксплуатации рельсов). Представлены исследования зернистого перлита на образцах углеродистой эвтектоидной стали марки У8, содержащей 0,8 % С, 0,18 % Мп, 0,22 % Si, 0,17 % Cr, 0,12 % Ni, 0,10 % Cu. Рассмотрен исторический аспект происхождения названия «цементит». Из истории металлографического изучения это вещество рассматривается как самостоятельной фазы. Приведен пример практического применения перлитной стали в конструкции моста Акаси-Кайке в Японии (самый длинный однопролетный подвесной мост, опирающийся на огромные тросы из перлитной стали). Уделено внимание анализу трансформации в ходе различных технологических процессов, его морфологии и структурным особенностям, проанализированы основные механизмы разрушения. Выявлено, что при большом пропущенном тоннаже в поверхностном слое накапливается критическая плотность дефектов, что сдерживает развитие обратимой упругой деформации и вовлечение (развитие) механизма пластической дисторсии. Высказано предположение, что повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто за счет более длительного сохранения структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов, исключая разрушение цементитных пластин в перлитных колониях с последующим перемещением атомов углерода на дефекты (дислокации) и области решетки α -железа.

Ключевые слова: цементит, рельсовая сталь, деформация, электронная микроскопия

Благодарность. Авторы выражают благодарность Ю.Ф. Иванову и Н.А. Поповой за стимулирующие дискуссии.

Для цитирования: Громов В.Е., Порфирьев М.А., Перегудов О.А., Серебрякова А.А. Поведение цементита в перлитных сталях при деформации. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):9–12. [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-9-20](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-9-20)

Original article

BEHAVIOR OF CEMENTITE IN PERLITE STEEL UNDER DEFORMATION

© 2023 V. E. Gromov¹, M. A. Porfir'ev¹, O. A. Peregudov², A. A. Serebryakova¹

¹Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

²Omsk State Technical University (11 Mira Ave., Omsk, Omsk region, 644050, Russian Federation)

Abstract. A brief overview of the latest experimental results of the study of cement as a structural component of perlite, obtained by transmission microscopy methods for various types of deformation is presented. The behavior of

lamellar and granular cementite under types of active deformation (forging, stamping, drawing, rolling, long-term operation of rails) has been studied. Studies of granular perlite on samples of carbon eutectoid steel grade U8 containing 0.8% C, 0.18 % Mn, 0.22% Si, 0.17% Cr, 0.12%Ni, 0.10 % Cu are presented. The historical aspect of the origin of the name cementite from the history of the metallographic study of cementite as an independent phase is considered. An example of the practical application of pearlitic steel in the construction of the Akashi-Kaike bridge in Japan (the longest single-span suspension bridge based on huge pearlitic steel cables) is given. Attention is paid to the analysis of transformation during various technological processes, its morphology and structural features, and the main mechanisms of destruction are analyzed. It was revealed that with a large missed tonnage, a critical density of defects accumulates in the surface layer, which inhibits the development of reversible elastic deformation and the involvement (development) of the mechanism of plastic distortion. It is suggested that an increase in the service life of rails can be achieved due to a longer preservation of a structure capable of developing reversible deformation processes that exclude the destruction of cementite plates in pearlite colonies with subsequent movement of carbon atoms to defects (dislocations) and the iron lattice region.

Keywords: cementite, rail steel, deformation, electron microscopy

Gratitude. The authors express their gratitude to Yu.F. Ivanov and N.A. Popova for stimulating discussions.

For citation: Gromov V.E., Porfir'ev M.A., Peregudov O.A., Serebryakova A.A. Behavior of cementite in perlite steel under deformation. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)): 9–12. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2022-4\(46\)-9-20](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2022-4(46)-9-20)

Введение

Цементит (карбид железа Fe_3C или тэта-карбид железа) является одним из основных структурных составляющих сталей. При температурах ниже 727°C в структуре этих сталей содержится только феррит и цементит. Растворимость углерода в феррите весьма невелика. При температуре 727°C она составляет 0,0218 %, но уже при 650°C она падает до 0,010 %, а при 400°C – менее 0,001 %. Если пренебречь теми атомами углерода, которые могут находиться в дефектах кристаллической решетки феррита, то в сталях при комнатной температуре практически весь углерод будет сосредоточен в цементите [1]. Цементит имеет октоэдрическую решетку, относящуюся к пространственной группе Pnma [2, 3].

Несмотря на кажущуюся простоту химического состава и типа кристаллической структуры, цементит требует повышенного внимания при изучении. Общеизвестная формула цементита Fe_3C редко реализуется на практике. Она соответствует составу цементита только в модельных сплавах чистого железа и углерода, а в промышленных сталях может заметно отличаться. Железо – карбидообразующий элемент, хотя и не самый активный среди переходных металлов. Карбиды цементитного типа образуют марганец, железо и кобальт. Ряд убывания склонности к образованию карбидов выглядит следующим образом: Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni.

История металлографического изучения цементита как самостоятельной фазы восходит к концу XIX века [4]. Его название происходит из теории Осмонда и Верта, согласно которой

структура затвердевшей стали состоит из своего рода клеточной ткани, ядро которой железо, а карбид – оболочка клеток. Поэтому считалось, что карбид цементирует железо [5].

Цементит в перлитных сталях является упрочняющей фазой, его структура является предметом интенсивного изучения, поскольку такие стали обладают высокой прочностью при сохранении пластичности. Триумфом инженерной мысли является самый длинный однопролетный мост в мире Акаси-Кайке (рис. 1) из стали, содержащей значительное количество цементита, обеспечивающего прочность канатов для подвешивания настила.

Мост соединяет город Кобе с островом Авадзи и имеет пролет 1,9 км между балками. В конструкциях моста использована проволока из перлитной стали, которой достаточно, чтобы обогнуть семь раз Землю и выдержать землетрясение силой 8,5 баллов по шкале Рихтера.

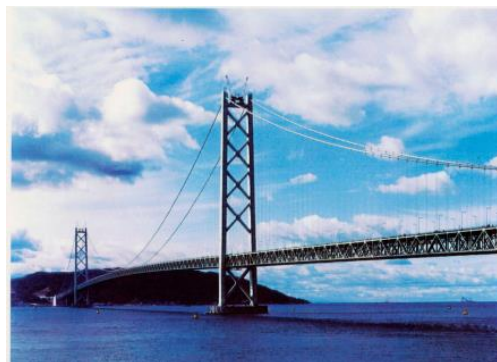


Рис. 1. Мост Акаси-Кайке в Японии [4]

Fig. 1. Akashi-Kaike Bridge in Japan [4]

Результаты и обсуждение

Наибольший интерес с практической точки зрения представляет анализ эволюции пластичности зернистого перлита в ходе пластической деформации. В работе [6] электронно-микроскопическое изучение эволюции микроструктуры грубопластинчатого перлита углеродистой эвтектоидной стали марки У8 (0,80 % С; 0,18 % Мп; 0,22 % Si; 0,17 % Cr; 0,12 % Ni; 0,10 % Cu) представлено после холодной пластической деформации прокаткой на 10, 20, 30, 40 и 50 %.

На ранних стадиях пластической деформации ($\epsilon \approx 10$ %) грубопластинчатого перлита происходит формирование субзеренной структуры в ферритной составляющей. Установлено, что передача деформации из одной ферритной ламели в другую осуществляется пересечением цементитной пластины по плоскостям $(103)_\psi \parallel (101)_\phi$, параллельным плоскостям планарных дефектов. Показано, что при степенях деформации $\epsilon \geq 40$ % в перлите происходит растворение цементитных пластин с преимущественным выносом углерода вблизи планарных дефектов в цементите и дислокационных субграниц в феррите. Обнаружено, что процесс растворения цементитных пластин сопровождается выделением внутри ферритных ламелей мелкодисперсных карбидных частиц.

Вопрос о растворении цементитных пластин в процессе холодной пластической деформации обсуждался в ряде работ, а в последнее десяти-

летие нашел свое экспериментальное подтверждение [7 – 9] при изучении атомного распределения углерода в перлите при деформации.

Растворение цементитных пластин начинается со степени деформации $\epsilon \approx 30$ %, а при $\epsilon \approx 50$ % в большей части перлитных колоний растворение цементитных пластин происходит в значительной степени. Вынос углерода из цементитных пластин наиболее активно происходит вблизи дефектных образований в феррите и цементите. В феррите такими дефектами являются дислокационные субграницы. При растворении цементитных пластин в процессе пластической деформации происходит увеличение концентрации углерода в ферритной составляющей примерно до 3 % (атом.), что намного превышает равновесное значение, которое при температуре 723 °С составляет 0,07 % (атом.) [10, 11].

Исследование зернистого перлита проводили на образцах углеродистой эвтектоидной стали марки У8 (0,80 % С; 0,18 % Мп; 0,22 % Si; 0,17 % Cr; 0,12 % Ni; 0,10 % Cu). Тонкую структуру перлита в исходном (после сфероидизирующего отжига) и деформированном состоянии (после холодной прокатки на 34, 47, 52, 65 %) изучали электронно-микроскопическим методом [12].

На рис. 2 представлено электронно-микроскопическое изображение структуры зернистого перлита. Частицы цементита преимущественно эллипсоидальной формы имеют

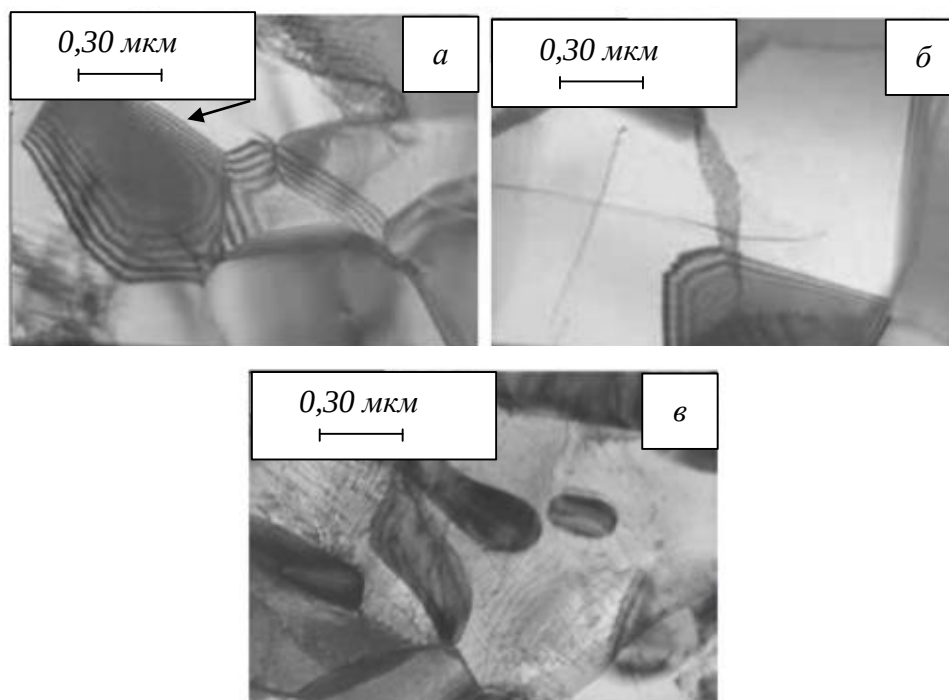


Рис. 2. Тонкая структура углеродистой эвтектоидной стали в отожженном состоянии [13]:
 а – карбидные частицы; б – крупные ферритные зерна; в – полигональные сетки в ферритных зернах
 Fig. 2. Fine structure of carbon eutectoid steel in annealed state [13]:
 а – carbide particles; б – large ferritic grains; в – polygonal meshes in ferritic grains

кристаллографическую огранку (показано стрелкой), межфазная граница свободна от дислокаций. Размер ферритных зерен в среднем сопоставим с размером карбидных частиц. Однако встречаются как очень мелкие, так и очень крупные ферритные зерна размером до 10 мкм. Отдельные дислокации объединены в полигональные сетки или образуют малоугловую границу внутри ферритного зерна.

С ростом степени пластической деформации в карбидной частице увеличиваются внутренние напряжения, обусловленные неоднородностью деформации ферритной матрицы и накоплением дислокаций на межфазной границе феррит – цементит. Это приводит к разориентации одной части карбидной частицы относительно другой, что сопровождается появлением экстинкционных изгибных контуров, затрудняющих анализ темнопольных изображений дислокаций.

Глобулярный цементит стали марки У8 активно деформируется при комнатной температуре. Одной из наиболее легких мод деформации является образование дефектов упаковки (ДУ), которые зарождаются на межфазной границе феррит – цементит и распространяются вглубь карбидной частицы. С использованием следового и *gb*-анализа показано, что плоскостью распространения ДУ является плоскость (001)_ц, вектор сдвига $bp = \alpha[010]$ (где α – дробное число). Из-за легкости образования ДУ было высказано предположение, что они являются термическими дефектами роста. Показано, что число дефектов упаковки увеличивается с ростом степени деформации, есть экспериментальные свидетельства в пользу образования множественных (возможно близко расположенных) дефектов упаковки (рис. 3). Длина свободного пробега ДУ обусловлена не только размером карбидной частицы, но и другими дефектами, которые образовались в результате пластической деформации и явились препятствиями для вновь образованных дефектов упаковки.

С увеличением степени деформации в карбидных частицах увеличивается плотность дислокаций. При величине $\varepsilon = 34\%$ наблюдаются отдельные дислокации, с увеличением степени деформации до $\varepsilon = 47\%$ число дислокаций возрастает, особенно вблизи межфазной границы феррит – цементит, где образуются дислокационные сплетения. С ростом степени деформации увеличивается число действующих дислокационных систем скольжения. На ранних степенях деформации дислокации принадлежат системе скольжения $[010](001)$, при большей степени деформации появляются отдельные дислокации, принадлежащие $[100](001)$ системе скольжения.

В работе [13] показано, что увеличение плотности дефектов внутри карбидных частиц приводит к активизации процесса выноса из них углерода и последующее растворение. Процесс сопровождается образованием мелкодисперсных глобулярных карбидов в ферритной матрице. В настоящей работе детальное изучение эволюции микроструктуры в карбидных частицах с ростом степени деформации позволило выделить два главных механизма формоизменения карбидных частиц. Образование плоских скоплений или стенок дислокаций, пересекающих карбидную частицу, и ступенчатых, декорированных дислокациями, дефектов упаковки приводит к ускоренному оттоку углерода вблизи этих дефектов в ферритную матрицу. При увеличении степени деформации эти процессы приводят к разделению карбида на частицы меньшего размера.

Другой возможный механизм формоизменения карбидных частиц – образование объемных клубковых дислокационных образований вблизи межфазной границы феррит – цементит (рис. 3). В этом случае вынос углерода из области с повышенной плотностью дислокаций приводит к эффективному перемещению межфазной границы внутрь карбидной частицы. Вопрос о наследовании дислокаций цементита после перемещения межфазной границы детально не исследовался, однако существование ориентационной связи между структурными составляющими зернистого перлита может облегчить этот процесс.

При интенсивной пластической деформации волочением, ковкой, штамповкой среднеуглеродистых сталей атомы углерода могут скапливаться в возникающих в стали в ходе пластической деформации микротрещинах, где свободный углерод конденсируется в виде слоев графита. Поскольку эти слои имеют толщину в несколько межатомных расстояний, они обычно не видны на дифракционной картине и поэтому трудны при диагностике. Этот механизм может частично реализовываться и вероятность его действия возрастает, когда разрушена значительная часть цементита и атомов углерода больше, чем может локализоваться на дефектах кристаллической решетки. Поскольку результаты оптической и электронной микроскопии подтвердили наличие трещин и пор, не исключено, что часть углерода локализована в виде таких слоев в микрополостях различного типа. В процессе разрушения цементита пластической деформацией, по-видимому, имеет место изменение структуры карбида. В работе [13] отмечается, что на основании термомагнитного анализа холоднодеформированной стали делается вывод о возможности фазового превращения $Fe_3C \rightarrow Fe_5C_2$ (χ -карбид) при пластической деформации цементита. Изло-

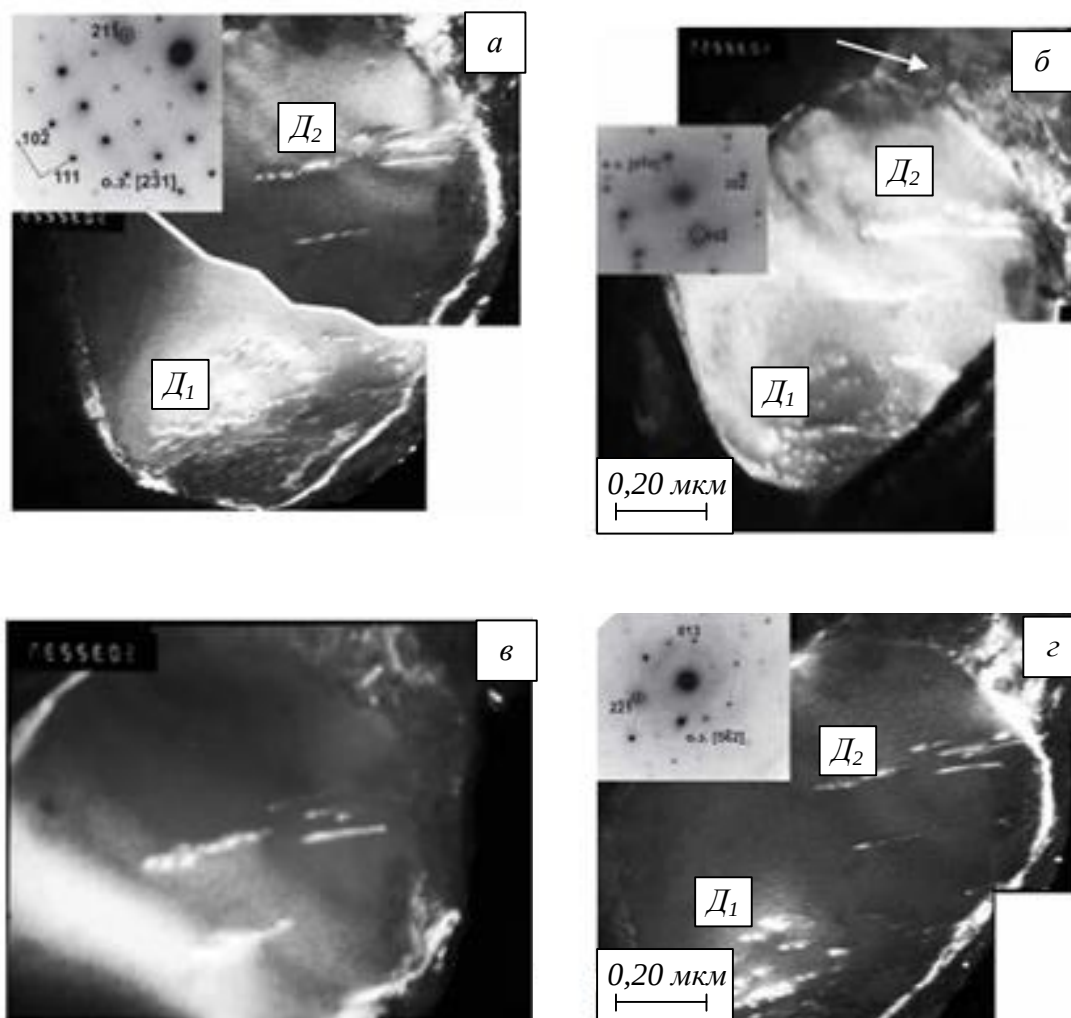


Рис. 3. Микроструктура в цементите зернистого перлита углеродистой стали после деформации 47 % (темнопольные изображения получены в рефлексах 211ц (а); 103ц (б); 025ц (в); 102ц (г)) [13]

Fig. 3. Microstructure of carbon steel granular perlite cementite after 47% deformation (dark-field images were obtained in reflexes 211c (a); 103c (б); 025c (в); 102c (г)) [13]

женные результаты позволяют говорить об изменении химического состава цементита и о его фазовом превращении в процессе холодного деформирования.

Необходимо отметить, что образование различного типа субструктур в условиях превалирования того или иного механизма разрушения цементита было рассмотрено в работах [14, 15]. Особая роль межфазной границы α -фаза – цементит в процессах разрушения частиц карбида Fe_3C отмечена в работах [14, 15]. Когерентная или полукogerентная границы облегчают проникновение дислокаций из α -фазы в цементит и обратно, и тем самым способствуют разрушению и растворению карбида. Некогерентная большеугловая межфазная граница стабилизирует структуру карбида и оставляет возможность лишь диффузионного массопереноса. Именно поэтому пластины перлита разрушаются, а сферические частицы цементита на границах сохраняются. Установлено, что межфазная граница служит местом протекания в карбиде фазового превраще-

ния, в котором участвуют сдвиговые процессы и массоперенос. Процесс растворения «на месте» связан с массопереносом атомов углерода. Он может осуществляться по нескольким механизмам. Во-первых, диффузией атомов по междоузлиям, впервые этот механизм был подтвержден в работе [6]. Второй механизм переноса – диффузия атомов углерода по деформационным вакансиям, третий диффузия по дислокационным трубкам. Известно, что энергия активации диффузии по ядрам дислокаций много меньше, чем по объему материала. В работе [6] этот механизм включен в перечень возможных способов переноса атомов углерода при растворении цементита. Удельный вес всех механизмов растворения цементита будет зависеть от структуры последнего, условий деформирования и степени легирования стали. Этот вопрос еще предстоит исследовать. Необходимо отметить, что дислокации могут «терять» атомы углерода скорее всего на участках твердого раствора со значительной

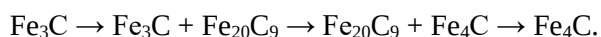
Т а б л и ц а 1

Взаимодействие атомов углерода в карбидах с дефектами строения в железоуглеродистых сплавах
Interaction of carbon atoms in carbides with structural defects in iron-carbon alloys

Место локализации атомов углерода	Энергия связи, эВ	
	Интервал	Средняя
Карбид Fe ₂ C	0,05 – 0,30	0,13
ε-карбид	0,10 – 0,30	0,21
Цементит	0,10 – 0,50	0,27
Карбид вообще	–	0,20
Атмосфера Котрелла	0,30 – 0,70	0,50
Ядро дислокаций	0,50 – 1,00	0,50
Вакансия	–	0,41
Субграницы и границы зерен	0,30 – 0,60	0,45
Дефекты вообще	0,20 – 0,90	0,61

кривизной кручением кристаллической решетки. Эти участки закрепляются после попадания туда углерода. В противном случае процесс должен идти в обратном направлении – углерод должен переходить из твердого раствора на дислокации. Этот обратный процесс дает выигрыш в энергии примерно 0,22 – 0,25 эВ/атом.

Цепочка фазовой трансформации цементита в процессе холодного выдавливания, исходя из результатов вышеизложенных исследований, выглядит следующим образом:



Остальной углерод присутствует на дефектах кристаллического строения (вакансии, дислокации, субграницы, границы зерен, микротрещины) и в твердом растворе.

Результат обобщения литературных данных работ [14, 15] о взаимодействии атомов углерода в карбидах с дефектами строения в железоуглеродистых сплавах представлен в табл. 1.

При получении данных об энергии связи атомов углерода в карбидах железа помимо экспериментальных трудностей, возникает сложность, связанная с необходимостью учитывать переменную стехиометрию карбидов, их дефектность и дисперсность, энергию границы карбид – матрица (когерентные, некогерентные), наличие на этой границе градиента concentra-

ции углерода. Понимание процессов перераспределения атомов углерода между карбидами и дефектами может быть понятно лишь на основании обобщенных данных, которые свидетельствуют о том, что с ростом плотности дислокаций и других дефектов локальное термодинамическое равновесие требует перехода атомов углерода из карбидов на дефекты кристаллического строения.

Одним из деформационных воздействий, преобразующих структуру перлита, является длительная эксплуатация рельсов. Она сопровождается деформационным преобразованием структуры перлита, одним из проявлений которого является разрушение и растворение пластин цементита. Выполненные оценки показали, что вне зависимости от направления исследования объемная доля цементита увеличивается от 4,5 % на поверхности до 10,4 % на глубине 10 мм при анализе вдоль центральной оси и от 3,1 до 9,6 % вдоль радиуса скругления рабочей выкружки (табл. 2) [16 – 22].

Выявленная потеря углерода может быть обусловлена как обезуглероживанием поверхностного слоя металла рельсов в процессе сверхдлительной эксплуатации, так и выходом атомов углерода на дефекты структуры стали (линии дислокаций, границы зерен и субзерен), то есть реализацией процесса динамического

Т а б л и ц а 2

Количественные характеристики структуры рельсов после пропуска 1770 млн т брутто [19]
Quantitative characteristics of the rail structure after passing 1770 million gross tons [19]

Параметры	Значение параметра (среднее по анализируемому слою), %					
	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
	10 мм	2 мм	Поверхность	10 мм	2 мм	Поверхность
Объемная доля Fe ₃ C	10,4	8,2	4,5	9,6	3,6	3,1
Доля углерода	0,74	0,59	0,32	0,69	0,26	0,22

старения стали. Взаимодействие дислокаций с атомами внедрения приводит к закреплению дислокаций, препятствующему их дальнейшему движению, способствуя существенному упрочнению материала, в конечном итоге, приводя его к охрупчиванию. Факт охрупчивания поверхностного слоя металла проявляется в формировании множественных микро- и макротрещин в головке рельсов.

Одним из основных механизмов разрушения цементита является его перерезание скользящими дислокациями. Второй механизм разрушения пластин цементита заключается в вытягивании в процессе пластической деформации дислокациями атомов углерода из решетки карбидной фазы с образованием атмосфер Коттрелла вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цементита (0,4 эВ). Диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластины цементита. При этом степень распада цементита должна определяться плотностью дислокаций и типом субструктуры (рис. 4).

При пластической деформации сталей с перлитной структурой происходят сложные структурные изменения в определенной последовательности и (или) параллельно. Это приводит: во-первых, к распаду частиц карбидной фазы, в результате чего наблюдается утонение и дробление цементитных пластин; во-вторых, при

деформации происходит коробление и растаскивание перлитных колоний на отдельные части, вплоть до отдельных пластин. При этом пластины цементита разрезаются и измельчаются. Происходит разрушение, как пластин цементита, так и самих перлитных колоний [23 – 25].

Деформация цементитных прослоек приводит к одновременному протеканию дислокационного и диффузионного выносов атомов углерода из карбида железа. При этом в областях α -фазы, обогащенных атомами углерода, происходит образование ячеисто-сетчатой, а затем фрагментированной субструктур. Фрагментация материала – это образование разориентированных объемов, разделенных границами дислокационного типа.

В работе [24] представлены результаты исследования тонкой структуры поверхностных слоев опорного вала прокатного стана 2000 Новолипецкого металлургического комбината. Опорные валки выполнены из стали марки 9ХФ с исходной структурой пластинчатого перлита. В ходе эксплуатации вала происходит интенсивная пластическая деформация. Вблизи поверхности вала деформация максимальна, а в центре минимальна, структура стали имеет градиентный характер, изменения в структуре происходят по мере удаления от поверхности вглубь материала.

В ходе пластической деформации перлитная структура стали частично разрушается, а накопление дислокаций влечет за собой фрагментацию материала. При этом наблюдается два типа фрагментации: первичная и вторичная. Первичная фрагментация сохраняет слегка искаженную структуру пачек ломелей Fe_3C , которые разделены малоугловыми границами. Эти границы расположены в плоскостях, перпендикулярных главной оси ломели. Помимо первично фрагментированного перлита в значительных количествах присутствует вторично фрагментированный (в нем ломельная структура в основном разрушена). Вторично фрагментированный перлит представляет смесь зерен α -фазы и цементита. Средний размер фрагментов вблизи поверхности вала и на расстоянии 10 мм от поверхности составляет 0,31 и 0,38 мкм [23 – 25].

Особо следует обратить внимание на тонкую структуру карбида железа Fe_3C . Он встречается в трех характерных местах дефектной структуры материала: в бывших колониях, подвергшихся частичному разрушению; в субграницах фрагментации α -фазы; внутри фрагментов на дислокациях. Объемная доля цементита и размеры частиц в подвергшихся разрушению бывших колониях выше, чем внутри фрагментов на дислокациях. Уменьшение этих параметров происходит по мере приближения к поверхности вал-

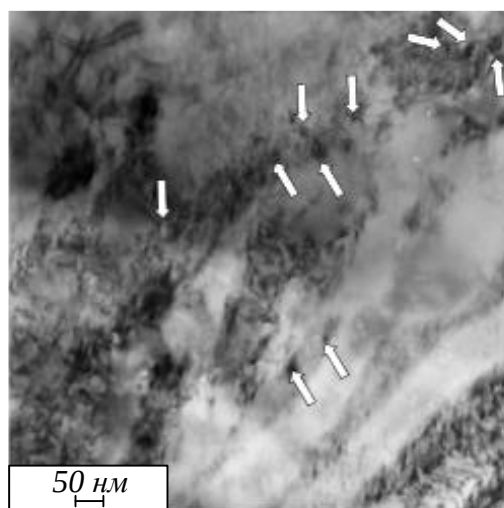


Рис. 4. ПЭМ изображение третьей стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии (стрелками указаны наноразмерные частицы карбидной фазы пластин цементита, формирующиеся в структуре)

Fig. 4. TEM image of the third stage of the process of transformation of cementite plates of a pearlite colony (arrows indicate nanoscale particles of the carbide phase of cementite plates formed in the structure)

ка. Необходимо обратить внимание еще на одну фазу, присутствующую в материале, в относительно небольших количествах, однако она может значительно влиять на механические свойства материала. Это частицы специального карбида Me_6C округлой формы, их размер составляет примерно 0,5 мкм вблизи поверхности вала и 0,7 мкм на расстоянии 10 мм. Частицы карбида не содержат дислокаций, в исследуемых условиях деформируются исключительно упруго. Вследствие этого в них запасена большая упругая энергия, которая определяется значительной величиной кривизны-кручения кристаллической решетки. Одновременно они являются источниками дальнедействующих полей для окружающей их матрицы. Высокие поля напряжений в частицах специальных карбидов могут приводить к их растрескиванию. В этом случае частицы служат источниками трещин для α -фазы. Основная доля углерода (до 0,60 % (по массе)) сосредоточена в частицах цементита. В небольших количествах (не выше 0,10 %) углерод находится в α -фазе и в значительно больших (примерно 0,25 – 0,30 %) на дефектах решетки, то есть в ядрах дислокаций, на субграницах и границах зерен [23 – 25].

На начальной стадии преобразования цементитные пластины окутываются скользящими дислокациями, что сопровождается разбиением пластин на отдельные слабаразориентированные фрагменты. Затем вследствие вытягивания атомов углерода из решетки цементита может происходить изменение структуры карбида. Это обусловлено проникновением скользящих дислокаций из кристаллической решетки феррита в кристаллическую решетку цементита. На следующем этапе растворения цементита весь объем, ранее занимаемый цементитной пластиной, заполняется наноразмерными частицами.

Аспекты, связанные с перемещением атомов углерода в условия интенсивных деформационных воздействий, представляют особый интерес и требуют привлечения адекватных механизмов. К их числу может быть отнесено представление о механизме пластической дисторсии, когда за счет формирования кривизны кристаллической решетки материал способен испытывать значительное формоизменение без нарушения сплошности [26]. В рамках физической мезомеханики такой механизм трактуется как наномасштабные мезоскопические структурные состояния. Например, в условиях низких температур испытаний позволяет кратно повысить ударную вязкость сталей с ОЦК-решеткой [27].

Согласно классическим представлениям диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструкту-

рой, которая формируется вокруг пластин цементита. При этом степень распада цементита, как правило, определяется плотностью дислокаций и типом субструктуры [28 – 30].

При «вытягивании» атомов углерода из кристаллической решетки наблюдается изменение дефектной субструктуры карбида из-за проникновения дислокаций в решетку цементита. Однако некогерентная межфазная граница α -Fe – Fe₃C будет этому препятствовать, оставляя возможным лишь диффузионный массоперенос. Он может быть реализован различными механизмами [31, 32]: диффузии по междоузлиям и по деформационным вакансиям.

Ротационные моды пластической деформации связаны с формированием локальной кривизны решетки [33 – 35]. Можно предположить, что развитие рассматриваемого эффекта в металле рельса делает возможным (облегченным) перемещение атомов углерода. В силу циклического характера приложения нагрузки такой механизм может развиваться обратимо, что позволяет элементам внутренней структуры перестраиваться без образования несплошностей.

Следует особо отметить, что рассматриваемый процесс не носит диффузионный характер, поскольку развивается в условиях невысоких температур, а нагрузка прикладывается нерегулярно, но циклически. Таким образом, при небольшом пропущенном тоннаже удастся сохранить минимальную дефектность металла без образования микронесплошностей.

При большом пропущенном тоннаже в поверхностном слое накапливается критическая плотность дефектов, что сдерживает развитие обратимой упругой деформации и вовлечение (развитие) механизма пластической дисторсии. Формирование подобной «критической» структуры будет завершаться зарождением микротрещин по усталостному механизму и выходу рельсов из строя. По этой причине повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто за счет как можно более длительного сохранения структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов, исключаящих разрушение цементитных пластин в перлитных колониях с последующим перемещением атомов углерода на дефекты (дислокации) и области решетки α -железа.

Выводы

Проведен краткий анализ публикаций по исследованию поведения пластинчатого и зернистого цементита при различных видах активной деформации (ковке, штамповке, волочении, прокатке, длительной эксплуатации рельсов). Обращено внимание на формирование градиентных струк-

тур и механизмы разрушения цементита. Отмечена роль ротационных мод пластической деформации при трансформации цементита.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Счастливцев В.М., Медведева Н.И., Крапошин В.С., Талис А.Л., Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Кузнецов А.Р., Кабанова И.Г., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А., Табатчикова Т.И., Воронин В.И., Хлебникова Ю.В., Окишев К.Ю. *Цементит в углеродистых сталях*. Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2017:380.
2. Гуляев А.П. *Металловедение*. Москва: Металлургия, 1986:544.
3. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. *Структура перлита и конструктивная прочность стали*. Новосибирск: Наука: Сиб. изд. фирма, 1993:278.
4. Bhadeshia H. Cementite. *International Materials Reviews*. 2019;65(1):1–27. <http://dx.doi.org/10.1080/09506608.2018.1560984>
5. Chezeau N., De Réaumur à la Première Guerre Mondiale: les étapes de la maîtrise de l'acier, l'essor des aciers spéciaux. *Comptes Rendus Chimie*. 2012;15(7):585–594
6. Цементит в углеродистых сталях / Под ред. В.М. Счастливцева. Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2017:380 с.
7. Гаврилюк В.Г. *Распределение углерода в стали*. Киев: Наукова думка. 1987:208.
8. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я. *Прочность и пластичность холоднодеформированной стали*. Киев: Наукова думка. 1974:231.
9. Koptseva N.V., Efimova Y.Y., Gulin A.E. Behavior of fine pearlite plates in the deformation of high-carbon steel. *Steel in Translation*. 2019;49:286–290.
10. Hong M.N., Reynolds Jr. W.T., Tarui T., Hono K. Atom Probe and Transmission Electron Microscopy Investigations of Heavily Drawn Pearlitic Steel Wire. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999;30(13):717–727. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-999-1003-y>
11. Read H.G., Reynolds W.T., Hono K., Tarui T. Apfim and TEM Studies of Drawn Pearlitic Wire. *Scripta materialia*. 1997;37(8):1221–1230.
12. Карькина Л.Е., Зубкова Т.А., Яковлева И.Л. Исследование дислокационной структуры цементита зернистого перлита после холодной пластической деформации. *Физика Металлов иMetalloведение*. 2013;114(3):255–263. <https://doi.org/10.7868/S0015323013030091>
13. Целлермаер В.Я. Субструктурно-фазовые превращения при интенсивной пластической деформации металлов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1999;12:44–49.
14. Gavriluyuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2003;345(1-2):81–89. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
15. Грачев В.В., Громова А.В., Целлермаер В.Я., Ивахин М.П., Козлов Э.В. Эволюция дислокационных субструктур в мало- и среднеуглеродистых сталях при волочении. *Вестник Самарского государственного технического университета. Сер.: Физ.-мат. науки*. 2004;27:123–129.
16. Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А. Трансформация структурно-фазовых состояний в головке рельсов при экстремально длительной эксплуатации. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(3):209–215. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-209-215>
17. Кузнецов Р.В., Перегудов О.А., Шляров В.В. Перераспределение атомов углерода в рельсах при сверхдлительной эксплуатации. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(2):134–136. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-134-136>
18. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кузнецов Р.В., Глезер А.М., Шлярова Ю.А., Перегудов О.А. Деформационное преобразование структуры и фазового состава поверхности рельсов при сверхдлительной эксплуатации. *Деформация и разрушение материалов*. 2022;1:35–39. <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2022-1-35-39>
19. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Кормышев В.Е., Полевой Е.В. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 5. Градиентные структурно-фазовые состояния по радиусу скругления головки рельсов после сверхдлительной эксплуатации. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2022;1:9–18. https://doi.org/10.54826/19979258_2022_1_56
20. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Шлярова Ю.А., Юрьев А.А., Кормышев В.Е. Структура рельсов после экстремально длительной эксплуатации. *Известия вузов. Физика*. 2022;65(3(772)):160–165. <https://doi.org/10.17223/00213411/65/3/160>
21. Кузнецов Р.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кормышев В. Е., Шлярова Ю.А., Юрьев А.А. Градиенты структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры рельсов при сверхдлительной эксплуатации. *Известия Алтайского государственного университета*.

- 2022;1:44–50. [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2022\)1-06](https://doi.org/10.14258/izvasu(2022)1-06)
22. Григорович К.В., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А. Формирование тонкой структуры перлитной стали при сверхдлительной пластической деформации. *Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки*. 2022;503(1):8–12. <https://doi.org/10.31857/S2686740022020079>
 23. Козлов Э.В., В.Е. Громов, Коваленко В.В., Попова Н.А. *Градиентные структуры в перлитной стали*. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ. 2004:224.
 24. Козлов Э.В., Попова Н.А., Жулейкин С.Г., Коваленко В.В., Ветер В.В., Громов В.Е. Градиентные структуры неравновесного перлита в деформируемой стали. *Физическая мезомеханика*. 2003;6(5):73–79. <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2003-00067>
 25. Попова Н. А., Жулейкин С.Г., Игнатенко Л.Н., Коваленко В.В., Ветер В.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. Образование градиентных структур в перлитной стали при эксплуатации. *Вестник российских университетов. Математика*. 2003;4:589–590.
 26. Грачев В.В., Сарычев В.Д., Петров В.И., Громов В.Е. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали, формирующиеся при дифференцированной термической обработке и в процессе эксплуатации. *Вестник ТГУ*. 2003;8:4.
 27. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Chernyavskii A.G. Plastic distortion as a fundamental mechanism in nonlinear mesomechanics of plastic deformation and fracture. *Physical Mesomechanics*. 2016;19(3):255–268. <http://dx.doi.org/10.1134/S1029959916030048>
 28. Panin V.E., Derevyagina L.S., Lebedev M.P., Syromyatnikova A.S., Surikova N.S., Pochivalov Yu.I., Ovechkin B.B. Scientific basis for cold shortness of structural bcc steels and their structural degradation at below zero temperatures. *Physical Mesomechanics*. 2017;20(2):125–133. <http://dx.doi.org/10.1134/S1029959917020023>
 29. Панин В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Громов В.Е., Панин С.В., Кормышев В.Е., Рубаникова Ю.А. Эволюция тонкой структуры и свойств металла рельсов при длительной эксплуатации. *Физическая мезомеханика*. 2020;5:85–94.
 30. Фетисов В.П. Оценка пластичности при деформации углеродистой стали. *Литье и металлургия*. 2019;3:85–88.
 31. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*. 2003;345:81–89. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
 32. Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Materialia*. 2011;59:3965–3977. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.022>
 33. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Materialia*. 2001;45(12):1469–1472. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01185-X](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01185-X)
 34. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Нелинейные волновые процессы в деформируемом твердом теле как многоуровневой иерархически организованной системе. *УФН*. 2012;182(12):1351–1357. <https://doi.org/10.3367/UFNr.0182.201212i.1351>
 35. Панин В.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Кормышев В.Е. Роль кривизны решетки в деградации структуры поверхностного слоя металла рельсов при длительной эксплуатации. *Доклады Российской Академии наук. Физика, Технические Науки*. 2020;494(1):89–92. <https://doi.org/10.31857/S2686740020050144>

REFERENCES

1. Schastlivtsev V.M., Medvedeva N.I., Kraposhin V.S., Talis A.L., Kar'kina L.E., Kar'kin I.N., Kuznetsov A.R., Kabanova I.G., Yakovleva I.L., Mirzaev D.A., Tabatchikova T.I., Voronin V.I., Khlebnikova Yu.V., Okishev K.Yu. *Cementite in carbon steels*. Yekaterinburg: Izd-vo UMTs UPI, 2017:380. (In Russ.).
2. Gulyaev A.P. *Metallovedenie*. Moscow: Metallurgiya, 1986:544. (In Russ.).
3. Tushinskii L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Perlite structure and structural strength of steel*. Novosibirsk: Nauka: Sib. izd. firma, 1993:278. (In Russ.).
4. Bhadeshia H. Cementite. *International Materials Reviews*. 2019;65(1):1–27. <http://dx.doi.org/10.1080/09506608.2018.1560984>
5. Chezeau N., De Réaumur à la Première Guerre Mondiale: les étapes de la maîtrise de l'acier, l'essor des aciers spéciaux. *Comptes Rendus Chimie*. 2012;15(7):585–594
6. Schastlivtsev V.M. ed. *Cementite in carbon steels*. Ekaterinburg: Izd-vo UMTs UPI, 2017:380. (In Russ.).
7. Gavriljuk V.G. *Carbon distribution in steel*. Kiev: Naukova dumka. 1987:208. (In Russ.).
8. Gridnev V.N., Gavriljuk V.G., Meshkov Yu.Ya. *Strength and plasticity of cold-formed steel*. Kiev: Naukova dumka. 1974:231. (In Russ.).
9. Koptseva N.V., Efimova Y.Y., Gulín A.E. Behavior of Fine Pearlite Plates in the Deformation

- of High-Carbon Steel. *Steel in Translation*. 2019;49:286–290.
10. Hong M.N., Reynolds Jr. W.T., Tarui T., Hono K. Atom Probe and Transmission Electron Microscopy Investigations of Heavily Drawn Pearlitic Steel Wire. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999;30(13):717–727. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-999-1003-y>
 11. Read H.G., Reynolds W.T., Hono K., Tarui T. Apfm and TEM Studies of Drawn Pearlitic Wire. *Scripta materialia*. 1997;37(8):1221–1230.
 12. Kar'kina L.E., Zubkova T.A., Yakovleva I.L. Investigation of the dislocation structure of granular perlite cementite after cold plastic deformation. *Fizika Metallov i Metallovedenie*. 2013;114(3):255–263. (In Russ.). <https://doi.org/10.7868/S0015323013030091>
 13. Tsellermaer V.Ya. Substructural-phase transformations during intensive plastic deformation of metals. *Izvestie vuzov. Chernaya metallurgiya*. 1999;12:44–49. (In Russ.).
 14. Gavriluyuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2003;345(1-2):81–89. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
 15. Grachev V.V., Gromova A.V., Tsellermaer V.Ya., Ivakhin M.P., Kozlov E.V. Evolution of dislocation substructures in low- and medium-carbon steels during drawing. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Ser.: Fiz.-mat. nauki*. 2004;27:123–129. (In Russ.).
 16. Kuznetsov R.V., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A. Transformation of structural-phase states in the rail head during extremely long-term operation. *News of universities. Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2022;65(3):209–215. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-209-215>
 17. Kuznetsov R.V., Peregudov O.A., Shlyarov V.V. Redistribution of carbon atoms in rails during ultra-long operation. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2022;65(2):134–136. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-134-136>
 18. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kuznetsov R.V., Glezer A.M., Shlyarova Yu.A., Peregudov O.A. Deformation transformation of the structure and phase composition of the rail surface during ultra-long operation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2022;1:35–39. (In Russ.). <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2022-1-35-39>
 19. Kuznetsov R.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yur'ev A.A., Kormyshev V.E., Polevoi E.V. Evolution of structural-phase states and properties of differentially hardened 100-meter rails during extremely long-term operation. *Message*
 5. Gradient structural-phase states along the radius of rounding of the rail head after ultra-long operation. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2022;1:9–18. (In Russ.). https://doi.org/10.54826/19979258_2022_1_56
 20. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kuznetsov R.V., Shlyarova Yu.A., Yur'ev A.A., Kormyshev V.E. The structure of rails after extremely long-term operation. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2022;65(3(772)):160–165. (In Russ.). <https://doi.org/10.17223/00213411/65/3/160>
 21. Kuznetsov R.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kormyshev V. E., Shlyarova Yu.A., Yur'ev A.A. Gradients of structure, phase composition and dislocation substructure of rails during ultra-long operation. *Izvestiya Altaiskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2022;1:44–50. (In Russ.). [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2022\)1-06](https://doi.org/10.14258/izvasu(2022)1-06)
 22. Grigorovich K.V., Gromov V.E., Kuznetsov R.V., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A. Formation of a thin structure of pearlite steel under ultra-long plastic deformation. *Doklady Rossiiskoi akademii nauk. Fizika, tekhnicheskie nauki*. 2022;503(1):8–12. (In Russ.). <https://doi.org/10.31857/S2686740022020079>
 23. Kozlov E.V., V.E. Gromov, Kovalenko V.V., Popova N.A. *Gradient structures in pearlitic steel*. Novokuznetsk: ITs SibGIU. 2004:224. (In Russ.).
 24. Kozlov E.V., Popova N.A., Zhuleikin S.G., Kovalenko V.V., Veter V.V., Gromov V.E. Gradient structures of nonequilibrium pearlite in deformable steel. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2003;6(5):73–79. (In Russ.). <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2003-00067>
 25. Popova N.A., Zhuleikin S.G., Ignatenko L.N., Kovalenko V.V., Veter V.V., Gromov V.E., Kozlov E.V. Formation of gradient structures in pearlite steel during operation. *Vestnik rossiiskikh universitetov. Matematika*. 2003;4:589–590. (In Russ.).
 26. Grachev V.V., Sarychev V.D., Petrov V.I., Gromov V.E. Gradient structural-phase states in rail steel formed during differentiated heat treatment and during operation. *Vestnik TGU*. 2003;8:4 (In Russ.).
 27. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Chernyavskii A.G. Plastic distortion as a fundamental mechanism in nonlinear mesomechanics of plastic deformation and fracture. *Physical Mesomechanics*. 2016;19(3):255–268. <http://dx.doi.org/10.1134/S1029959916030048>
 28. Panin V.E., Derevyagina L.S., Lebedev M.P., Syromyatnikova A.S., Surikova N.S., Pochivalov Yu.I., Ovechkin B.B. Scientific basis for cold shortness of structural bcc steels and their structural degradation at below zero temperatures. *Physical Mesomechanics*. 2017;20(2):125–133. <http://dx.doi.org/10.1134/S1029959917020023>

29. Panin V.E., Ivanov Yu.F., Yur'ev A.A., Gromov V.E., Panin S.V., Kormyshev V.E., Rubannikova Yu.A. Evolution of the fine structure and properties of metal rails during long-term operation. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2020;5:85–94. (In Russ.).
30. Fetisov V.P. Assessment of plasticity during deformation of carbon steel. *Lit'e i metallurgiya*. 2019;3:85–88. (In Russ.).
31. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*. 2003;345:81–89. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
32. Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Materialia*. 2011;59:3965–3977. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.022>
33. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Materialia*. 2001;45(12):1469–1472. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01185-X](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01185-X)
34. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V. Nonlinear wave processes in a deformable solid as a multilevel hierarchically organized system. *UFN*. 2012;182(12):1351–1357. (In Russ.). <https://doi.org/10.3367/UFNr.0182.201212i.1351>
35. Panin V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yur'ev A.A., Kormyshev V.E. The role of lattice curvature in the degradation of the structure of the surface layer of metal rails during long-term operation. *Doklady Rossiiskoi Akade-mii nauk. Fizika, Tekhnicheskie Nauki*. 2020;494(1):89–92. (In Russ.). <https://doi.org/10.31857/S2686740020050144>

Сведения об авторах

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Михаил Анатольевич Порфирьев, соискатель кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф.

В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: mport372@gmail.com
ORCID: 0000-0003-3602-5739

Олег Александрович Перегудов, к.т.н., проректор по молодежной политике и воспитательной деятельности, Омский государственный технический университет
E-mail: olegomgtu@mail.ru
ORCID: 0000-0001-5154-5498

Анна Александровна Серебрякова, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: aserebrakova87@gmail.com

Information about the authors

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Mikhail A. Porfir'ev, Candidate of the Department of Natural Sciences named after Prof. V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: mport372@gmail.com
ORCID: 0000-0003-3602-5739

Oleg A. Peregudov, Cand. Sci. (Eng.), Vice-Rector for Youth Policy and Educational Activities, Omsk State Technical University
E-mail: olegomgtu@mail.ru
ORCID: 0000-0001-5154-5498

Anna A. Serebryakova, Postgraduate student of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: aserebrakova87@gmail.com

Поступила в редакцию 21.07.2023

После доработки 03.08.2023

Принята к публикации 08.08.2023

Received 21.07.2023

Revised 03.08.2023

Accepted 08.08.2023