

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФFUЗИЯ

УДК 669.1'784

ОСОБЕННОСТИ ТОНКОГО СТРОЕНИЯ ПЕРЛИТА В ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ (ОБЗОР)

© 2024 г. А. А. Батаев^а, И. А. Батаев^а *, К. И. Эмурлаев^а, Е. Д. Головин^а

^аНовосибирский государственный технический университет (НГТУ),
просп. Карла Маркса, 20, Новосибирск, 630073 Россия

*e-mail: i.bataev@corp.nstu.ru

Поступила в редакцию 01.02.2024 г.

После доработки 20.03.2024 г.

Принята к публикации 04.04.2024 г.

Представлен критический обзор исследований перлита — важнейшей структурной составляющей углеродистых и низколегированных сталей. Основное внимание уделено особенностям тонкого строения перлита, выявленным методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Сформулированы наиболее перспективные направления исследований, результаты которых позволят расширить представления о перлитном превращении в сталях и поведении феррито-цементитных смесей в различных условиях внешнего нагружения.

Ключевые слова: сплавы железо—углерод, перлит, структура, дефекты строения, пластическая деформация

DOI: 10.31857/S0015323024070097, **EDN:** JRFKPV

ВВЕДЕНИЕ

Наряду с ферритом перлит представляет собой основную структурную составляющую самой представительной группы конструкционных металлических материалов — углеродистых и низколегированных сталей [1–5].

Феррито-цементитные смеси, входящие в структуру большинства сталей и чугунов и известные специалистам под термином “перлит”, являются, пожалуй, наиболее изученными гетерофазными смесями, анализируемыми в классическом металловедении [6–12]. В число актуальных входят задачи, связанные с реализацией полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, особенностями тонкого строения перлита, разрушением его составляющих [13–18]. В работах [19, 20] показаны перспективы модифицирования перлита за счет выделения в ферритной фазе иных наноразмерных фаз. Интерес к структуре перлита обусловлен рядом обстоятельств. Во-первых, пластинчатый перлит является структурной составляющей в таких изделиях как железнодорожные рельсы и колеса, канатная проволока, стальные трубы, строительная арматура. Во-вторых, присутствующий в структуре сталей перлит определяет особенности поведения многих изделий, технологический процесс изготовления

которых предполагает пластическую деформацию в холодном состоянии. В-третьих, во многих случаях с целью улучшения технологических свойств сталей необходимо обеспечить формирование структуры перлита глобулярного типа. Кроме того, перлит можно рассматривать как модельный материал, пригодный для изучения поведения гетерофазных материалов, структурные составляющие которых характеризуются пластинчатым строением. Имеются и другие обстоятельства, объясняющие необходимость изучения структуры перлита.

Факт присутствия в углеродистых сталях двухфазной структурной составляющей, известной в настоящее время как перлит (pearly constituent), был зафиксирован более 130 лет назад и описан в работе Sorby [2]. Экспериментальные данные об особенностях строения перлита накапливались в течение последующих десятилетий. Учитывая объем информации, связанной с изучением перлита, может создаться впечатление, что к настоящему времени уже сформированы исчерпывающие представления об этой структурной составляющей, которые едва ли могут быть существенным образом изменены. Однако периодически в литературе появляются новые экспериментальные данные об особенностях строения и свойствах перлита.

Несмотря на кажущуюся простоту структуры перлита и изученность процессов, происходящих в различных условиях внешнего воздействия (термического, деформационного или термопластического), имеется много неопределенностей, касающихся особенностей его строения. В их число входят, в частности, структурные преобразования, происходящие в феррите и цементите в первые 10–15 минут отжига при 650–700°C тонкопластинчатого перлита, возникшего в низкотемпературной области распада переохлажденного аустенита. В.М. Счастливец с соавторами, подробно изучающие этот процесс [5], отмечают, что до сих пор не сформированы исчерпывающие представления о деталях диффузионных преобразований, сопутствующих такой термической обработке перлита. Выяснение особенностей, происходящих в тонких цементитных пластинах, ферритных прожеутках, а также вблизи межфазных поверхностей, может быть осуществлено лишь с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения. Отмечается также слабая изученность процессов дислокационных преобразований в феррите и цементите пластинчатого перлита при отжиге сталей. Одна из нерешенных до конца задач, имеющих отношение к структуре пластинчатого перлита, связана с геометрией скольжения дислокаций в цементите. Не изучена подробно тонкая структура межфазных границ.

Следует согласиться с тезисом уральских специалистов о том, что на многие вопросы, касающиеся деталей строения перлита, особенностей его деформации и разрушения, однозначных ответов нет [5]. В этой связи необходимы дополнительные исследования перлита на глубоком уровне с привлечением современных методов исследования. В то же время не следует ожидать активизации исследований перлита с привлечением ресурсов множества научных групп, поскольку стали со структурой перлита в настоящее время не входят в группу материалов, обеспечивающих разработку прорывных технических решений. Продолжение исследований структуры перлита в настоящее время в большей степени представляет интерес с фундаментальной точки зрения.

Цель данной работы заключается в систематизации данных, полученных отечественными и зарубежными специалистами, в том числе и сотрудниками Новосибирского государственного технического университета, при исследовании сплавов, содержащих структуру перлита. Объектами анализа являлись доэвтектоидные, эвтектоидные, а также заэвтектоидные стали и чугуны, в том числе легированные. Особенности строе-

ния перлита проявляются на разных масштабных уровнях. По этой причине анализировали многочисленные данные, полученные с использованием световой микроскопии, а также растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

1. СТРУКТУРНЫЕ СОСТАВЛЯЮЩИЕ ПЕРЛИТА

Феррит

Феррит — твердый раствор внедрения углерода в α -железе [5, 20, 21]. При комнатной температуре в феррите максимально растворяется 0.006% углерода, при 727°C — 0.02%. В отсутствии легирующих элементов прочность феррита минимальна и не превышает 20–30 МПа. Активными упрочнителями феррита являются углерод, азот, водород, бор. Результатом их введения является охрупчивание твердого раствора. При введении никеля негативное влияние на пластичность феррита не проявляется.

Цементит

Цементит представляет собой карбид железа Fe_3C (θ -фаза). В отличие от феррита эта структурная составляющая имеет более сложное строение [6, 22–29]. Кристаллическая структура цементита соответствует ромбической сингонии ($a \neq b \neq c$; $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$) и описывается собственным структурным типом (типом Fe_3C), которому с учетом принятых в кристаллохимии обозначений присвоен символ DO_{11} . Относится этот карбид к пространственной группе симметрии $Pnma$. Отечественными и зарубежными специалистами проведены десятки исследований по определению параметров ромбической элементарной ячейки цементита. По данным Бунина с соавторами [30] $a = 507.87$ пм, $b = 672.87$ пм, $c = 451.44$ пм. В соответствии с работой Fasiska и Jeffrey [22] $a = 508.96$ пм, $b = 674.43$ пм, $c = 452.48$ пм.

Несмотря на большой объем исследований цементита, некоторые особенности его строения до сих пор остаются дискуссионными и заслуживают более пристального внимания. Так, например, используя метод нейтронографии, Воронин показал, что во всех исследованных им образцах типа $\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$ при комнатной температуре проявляется нестехиометрия по углероду [31]. При повышении температуры часть углерода диффундирует из цементита в феррит. Отмечается, что решетка цементита при образовании вакансий в углеродной подрешетке сохраняет устойчивость. Полученные экспериментально результаты дают автору отмеченной работы основания полагать, что цементит представляет собой фазу внедрения Fe_3C_x с широкой областью гомогенности.

Цементит, являющийся более прочной и хрупкой фазой, в значительной степени определяет прочностные свойства стали, ее пластичность и склонность к разрушению. Следует ожидать, что дефекты строения цементита, как и другие структурные особенности, будут оказывать влияние на свойства перлита. Ранее в работах [23, 24, 30, 32] были отражены результаты исследований, свидетельствующие о слоистом и блочном строении цементита в чугунах. В данном случае речь идет о крупных монокристаллах цементита, выделившегося из расплава на стадии кристаллизации чугуна. Слоистое строение характерно также для кристаллов видманштеттова цементита [33]. Можно предположить, что деление цементитных пластин на отдельные слои обусловлено потерей когерентности при увеличении размеров этой фазы на этапе охлаждения материала.

Особенностям строения тонких пластин цементита, входящих в структуру колоний перлита, длительное время внимания уделялось мало. Однако в 2005 г. и в 2017 г. уральскими специалистами были опубликованы монографии, которые в значительной степени восполнили этот пробел [5, 7]. В этих работах обобщены экспериментальные данные, дающие представления о деталях тонкого строения цементитных пластин в пластинчатом перлите. Наибольший интерес представляет информация, полученная с использованием просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с методами дифракционного анализа.

Один из наиболее важных выводов, зафиксированных при проведении электронно-микроскопических исследований перлита, связан с формированием в цементитных пластинах множества планарных дефектов, расположенных друг относительно друга на расстоянии $\sim 15\text{--}30$ нм. Показано, что образуются они непосредственно в процессе изотермического распада аустенита при $500\text{--}700^\circ\text{C}$. Схематически множество планарных дефектов, пересекающих цементитные пластины, отражено на рис. 1а (указаны стрелками). Экспериментально установлено, что анализируемые дефекты располагаются в плоскостях двух кристаллографических типов $(101)_\text{ц}$ и $\{103\}_\text{ц}$.

Причины появления планарных дефектов в цементитных пластинах связывают с особенностями перлитного превращения, в частности, с несоответствием кристаллических решеток феррита и цементита [5, 7]. Формирование указанных дефектов может быть одним из вариантов компенсации этого несоответствия наряду с сеткой межфазных дислокаций либо межфазных ступенек [34, 35]. Последовательный сдвиг цементита по системе параллельных плоскостей по концепции Счастливецова с соавторами представляет механизм структурных преобразований, позволяющий снизить уровень механических напряжений, обусловленных различием физических свойств трех фаз, участвующих в формировании пластинчатого перлита.

Исследуя методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) глубоко протравленную

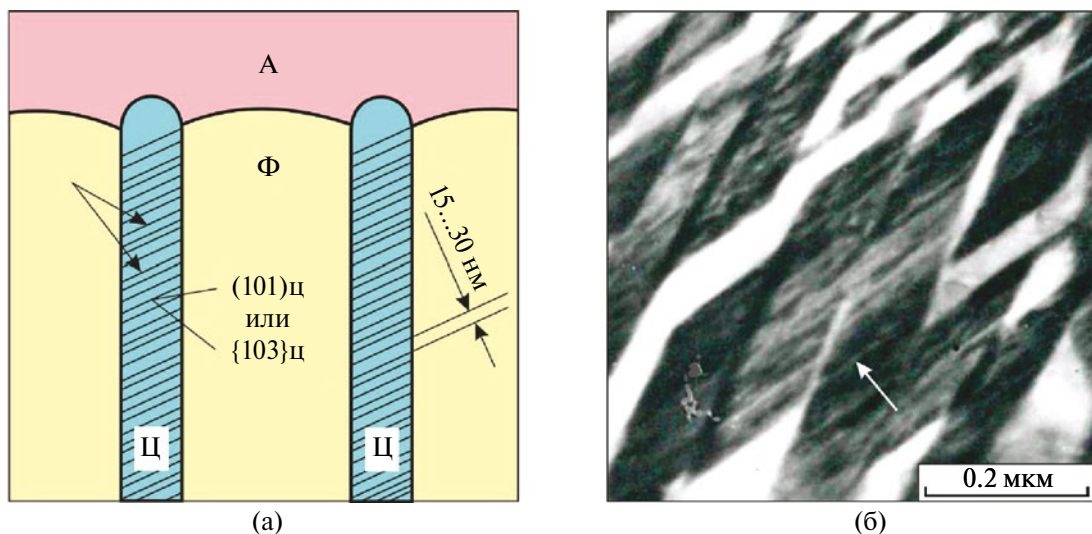


Рис. 1. Планарные дефекты в структуре пластинчатого перлита (указаны стрелками): а — схематическое изображение цементитных пластин с дефектами, возникшими в процессе распада аустенита (по представлениям Яковлевой с соавторами [7]); б — электронно-микроскопический снимок с планарными дефектами в пластически деформированном перлите; А — аустенит, Ф — феррит, Ц — цементит (снимок ПЭМ А.А. Батаева).

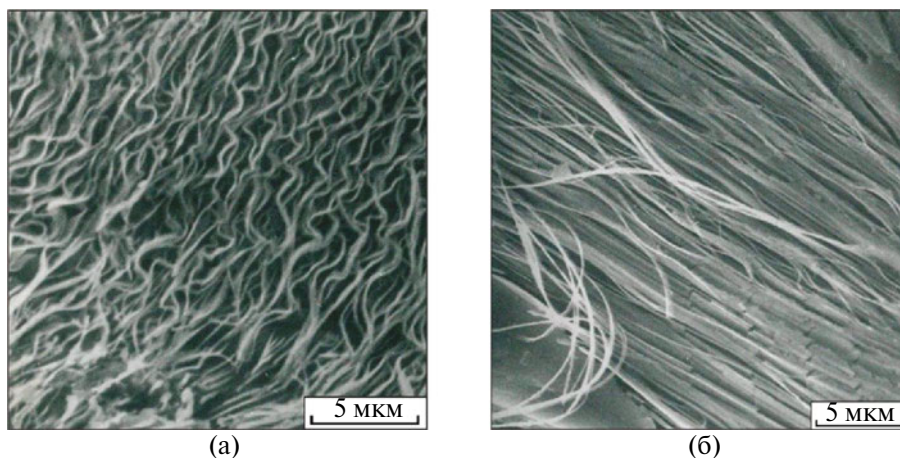


Рис. 2. Строение поверхности пластически деформированного образца из высокоуглеродистой стали (0.60%С), подвергнутого глубокому травлению раствором азотной кислоты в этиловом спирте: а — искривленные пластины цементита; б — цементит в форме волокон (РЭМ, снимки В.А. Батаева).

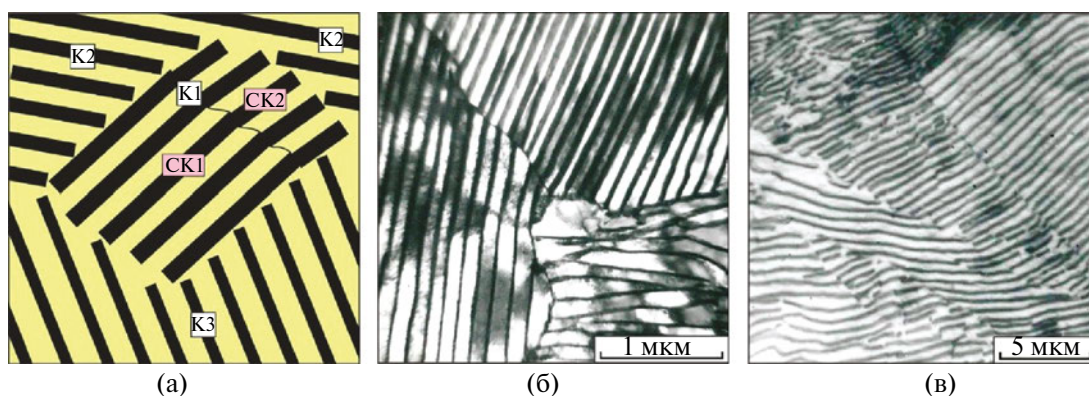


Рис. 3. Строение пластинчатого перлита: а — схема; б, в — снимки, зафиксированные методом просвечивающей электронной и световой микроскопии соответственно; К — колония, СК — субколония (снимки А.А. Батаева).

поверхность пластически деформированной высокоуглеродистой стали St60 (0.60%С), Батаевым были выявлены искривленные пластины цементита (рис. 2а). Отсутствие в поверхностном слое стального образца ферритной матрицы объясняет хаотичную форму пластин, находящихся в напряженном состоянии. В то же время необычными объектами исследования являются фрагменты цементита в форме волокон (рис. 2б). Объяснений такого явления авторы работы в литературе не встречали.

Можно предположить, что формирование волокон связано со сдвигом цементитных пластин вдоль планарных дефектов, происходящим при пластической деформации стали.

2. РАЗНОВИДНОСТИ ПЕРЛИТА

Пластинчатый перлит

Основными структурными элементами, характеризующими гомогенные материалы с по-

ликристаллическим строением, являются зерна. Наблюдаемые между зернами границы обусловлены высокоугловой разориентацией кристаллических решеток смежных микрообъемов. В тех случаях, когда речь идет о малоугловых границах, говорят о присутствии в поликристаллических материалах субзерен.

Схема строения пластинчатого перлита, полученного в условиях, близких к равновесным, при распаде грубозернистого аустенита, представлена на рис. 3а. С использованием световых и электронных микроскопов наблюдаются микрообъемы, в пределах которых содержатся одинаково ориентированные цементитные пластины (рис. 3б, в [6]). На рис. 3а выделены три микрообъема, резко отличающиеся друг относительно друга по разориентации цементитных пластин. Чаше феррито-цементитные построения, в пределах которых цементитные пластины параллельны друг другу, именуют колониями.

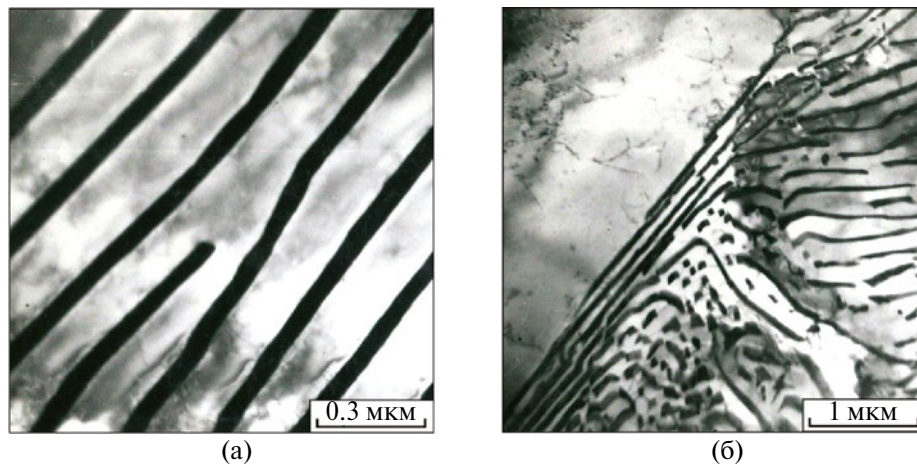


Рис. 4. Дефектное строение пластинчатого перлита: а — прерванная цементитная пластина; б — криволинейные цементитные пластины (ПЭМ, снимки А.А. Батаева).

Следует отметить, что говорить о четкой определенности по отношению к термину “перлитная колония” нельзя, поскольку кроме такого фактора, как угол разориентации пластин в смежных микрообъемах следует учитывать также ориентацию ферритной матрицы. При проведении исследований, выполненных авторами представленной работы, а также другими специалистами, отмечалось отсутствие как высоко-, так и малоугловых границ между многими микрообъемами, в пределах которых цементитные пластины были существенно разориентированы (рис. 3в). Подробный анализ этой проблемы был проведен 30 лет назад в работе [6], однако и сегодня нет оснований полагать, что термин “колония перлита” можно воспринимать однозначно. Простая аналогия между зернами, например, феррита, и колониями перлита не обоснована.

Неопределенность в вопросах, связанных с наименованием структурных образований, наблюдаемых в пластинчатом перлите, вносят и другие факторы. Речь идет, например, о прерванных цементитных пластинах, криволинейности непрерывных цементитных пластин (рис. 4) и о прямолинейном распространении двойников деформации через микрообъемы, в которых пластины цементита ориентированы в разных направлениях. Таким образом, противоречия, касающиеся формы, размеров и внутреннего строения перлитных построений, не позволяют говорить об однозначном решении вопросов, связанных с терминологией.

Схема, представленная на рис. 3, отображает лишь общие закономерности строения пластинчатого перлита. В то же время при проведении структурных исследований встречается множество особенностей феррито-цементитных по-

строений, не соответствующих этой схеме. Некоторые из такого рода отклонений приведены на рис. 5 и рис. 6. К ним следует отнести, например, прерывистость цементитных пластин, а также присутствие цементитных построений Г-, С- и Y-образной формы. Особенность микрообъемов, в которых цементитные пластины ориентированы в двух или даже трех направлениях, заключается в том, что высоко- и малоугловых границ в их пределах не зафиксировано (рис. 6, рис. 7). Это обстоятельство свидетельствует об общности ферритной матрицы для цементитных пластин такого рода, ориентированных в разных направлениях.

Следует отметить, однако, что иногда при проведении трансмиссионных электронно-микроскопических исследований встречаются построения, цементитные пластины в которых разориентированы несущественно (рис. 8). При этом в ферритной матрице возникают малоугловые границы. По аналогии с субзернами построения такого рода авторы работы [15] предлагают называть субколониями.

Глобулярный перлит

Формой, характерной для цементита, образующегося в процессе аустенито-перлитного превращения, являются пластины. Зарождение цементитных включений пластинчатого типа вместо глобулярных объясняется кинетическим фактором, т. е. возможностью более быстрого достижения выигрыша свободной энергии системы. Пластинчатая форма продуктов распада аустенита обеспечивает максимальную скорость перераспределения углерода на фронте аустенито-перлитного превращения. Следует иметь в виду, что полученный таким образом пластинчатый перлит является метастабильной струк-

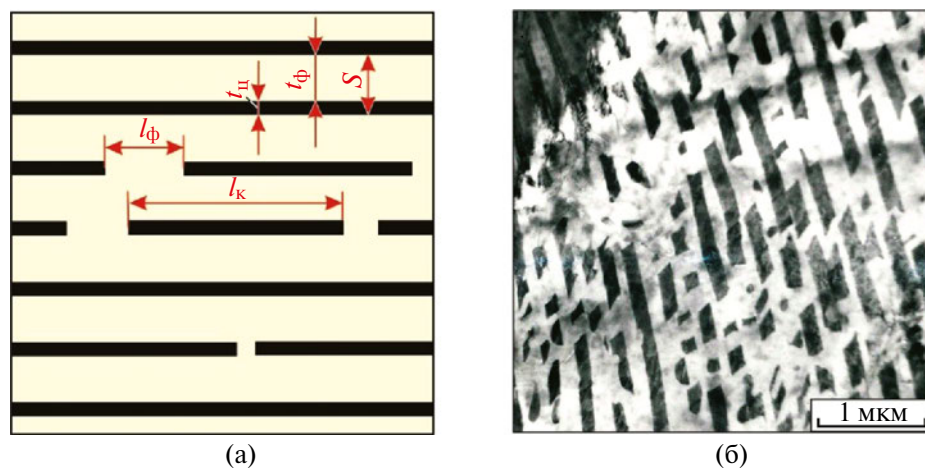


Рис. 5. Прерывистые цементитные пластины в структуре пластинчатого перлита: а — схема; б — ПЭМ-изображение.

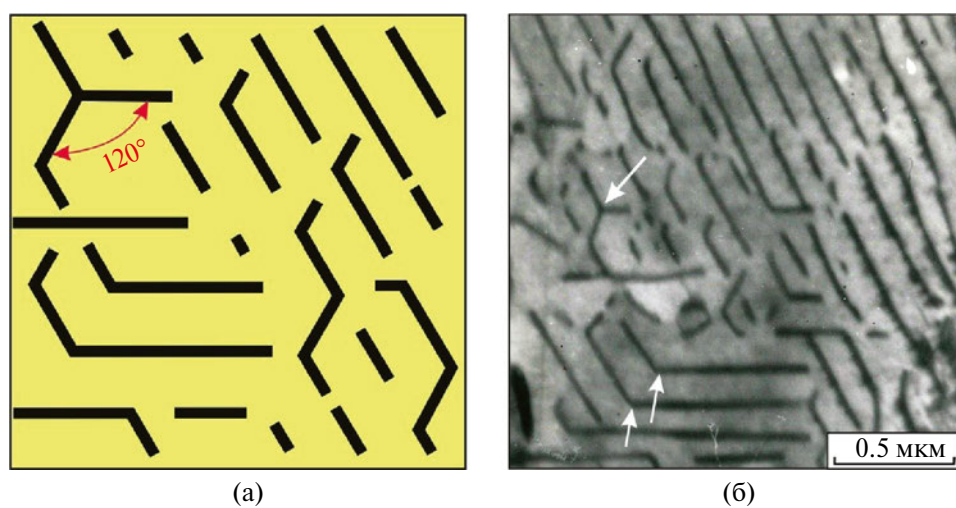


Рис. 6. Микрообъем пластинчатого перлита с цементитными построениями \$\Gamma\$-, C- и Y-образной формы, указанными стрелками: а — схема; б — ПЭМ-изображение (ПЭМ, снимок А.А. Батаева).

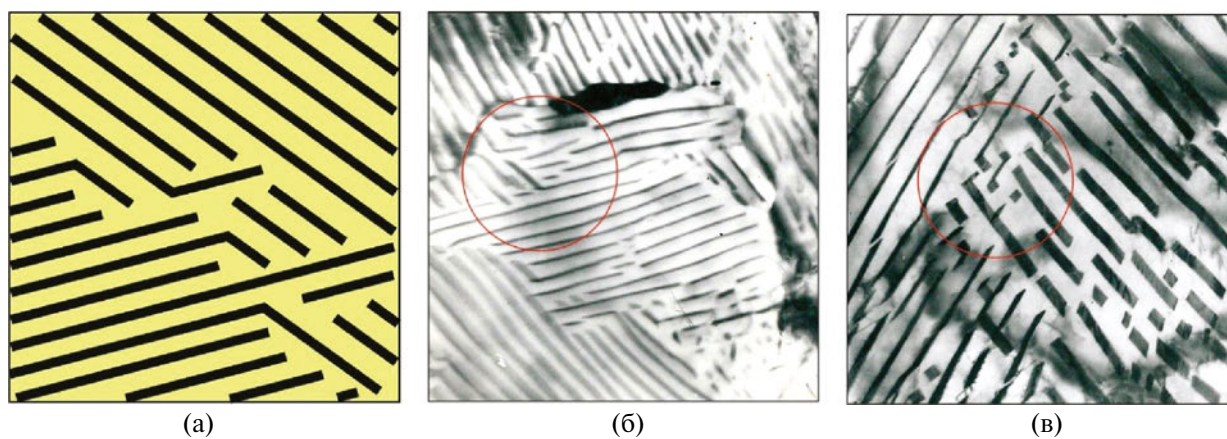


Рис. 7. Микрообъемы пластинчатого перлита с цементитными пластинами, ориентированными в двух направлениях (выделены окружностями): а — схема строения; б, в — снимки, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии (снимки А.А. Батаева).

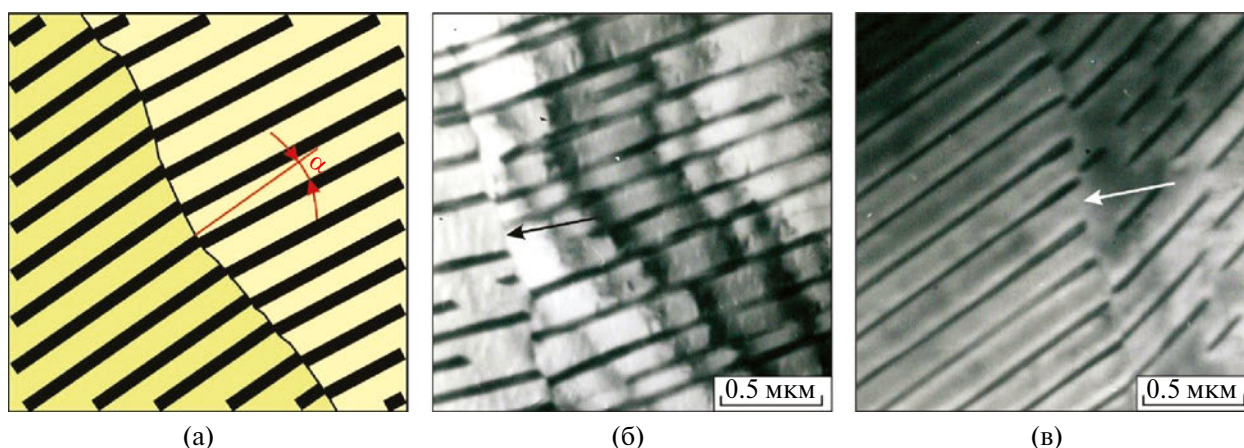


Рис. 8. Границы раздела (указаны стрелками) в микрообъемах феррита, содержащих слабо разориентированные цементитные пластины: а — схема строения; б, в — снимки, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии.

турной составляющей, которая в определенных условиях может перейти в более устойчивое состояние. Такое состояние обеспечивает феррито-цементитная смесь с карбидными частицами глобулярного типа. Преобразование пластинчатого перлита в глобулярный определяется энергетическим фактором, который связан с минимизацией отношения площади цементитной частицы к ее объему, а, следовательно, со снижением поверхностной энергии системы.

Схематически строение глобулярного перлита отражено на рис. 9а. В структуре этого типа, в отличие от пластинчатого перлита, более четко выражены признаки зеренно-субзеренного строения ферритной матрицы. Исследуя глобулярный перлит с использованием просвечивающего электронного микроскопа, можно наблюдать особенности распределения карбидной фазы по объему α -фазы (рис. 9б–г). Наиболее крупные частицы цементита выделяются вдоль мало- и высокоугловых границ феррита (рис. 9в). Основными структурными характеристиками глобулярного перлита, определяющими комплекс его механических свойств, являются объемная доля цементита, размер карбидных частиц d_k и межкарбидное расстояние λ .

В стали эвтектоидного состава объемная доля цементита, как и в пластинчатом перлите, составляет 0.123. Отклонение содержания углерода по отношению к эвтектоиду в большую или меньшую сторону приводит к соответствующему изменению объемной доли цементита. При исследовании пластинчатого перлита зафиксировать отклонение стали от эвтектоидного состава в процессе структурных исследований проще, чем при изучении перлита глобулярного типа. Так, например, в доэвтектоидных сталях со структурой пластинчатого перлита можно

наблюдать дефектные (“рванные”) пластины цементита (при отклонении от условий равновесного распада аустенита в перлит) либо объемы структурно свободного феррита (при малых скоростях охлаждения, обеспечивающих условия распада, близкие к равновесным). При изучении феррито-цементитной смеси глобулярного типа в до- и заэвтектоидных сталях сделать вывод о типе анализируемого материала весьма затруднительно.

Для многих инженерных задач (обработка резанием, давлением) структура глобулярного перлита является более предпочтительной по сравнению с пластинчатой. По этой причине технические решения, обеспечивающие возможность ее формирования, представляют практический интерес. Одним из наиболее экономичных способов получения феррито-цементитной смеси с карбидами глобулярной формы является закалка сталей с последующим высоким отпуском [36]. Процессы отпуска сталей сопровождаются диффузионными преобразованиями пересыщенного твердого раствора, выделением карбидов с последующим их укрупнением, изменением дислокационной структуры и развитием рекристаллизационных процессов.

Кроме закалки с отпуском структура глобулярного перлита может быть получена с использованием ряда других, более трудоемких и энергоемких технологических процессов. Одним из них является отжиг с фазовой перекристаллизацией, известный также под названием сфероидизирующего отжига и являющийся разновидностью неполного отжига (интервал температур A_1 – A_3) [37, 38]. Длительность его составляет 24 ч и более. Глобулярный перлит может быть получен также в процессе отжига сталей при температурах ниже значения A_1 (~ 650 – 700°C). Дли-

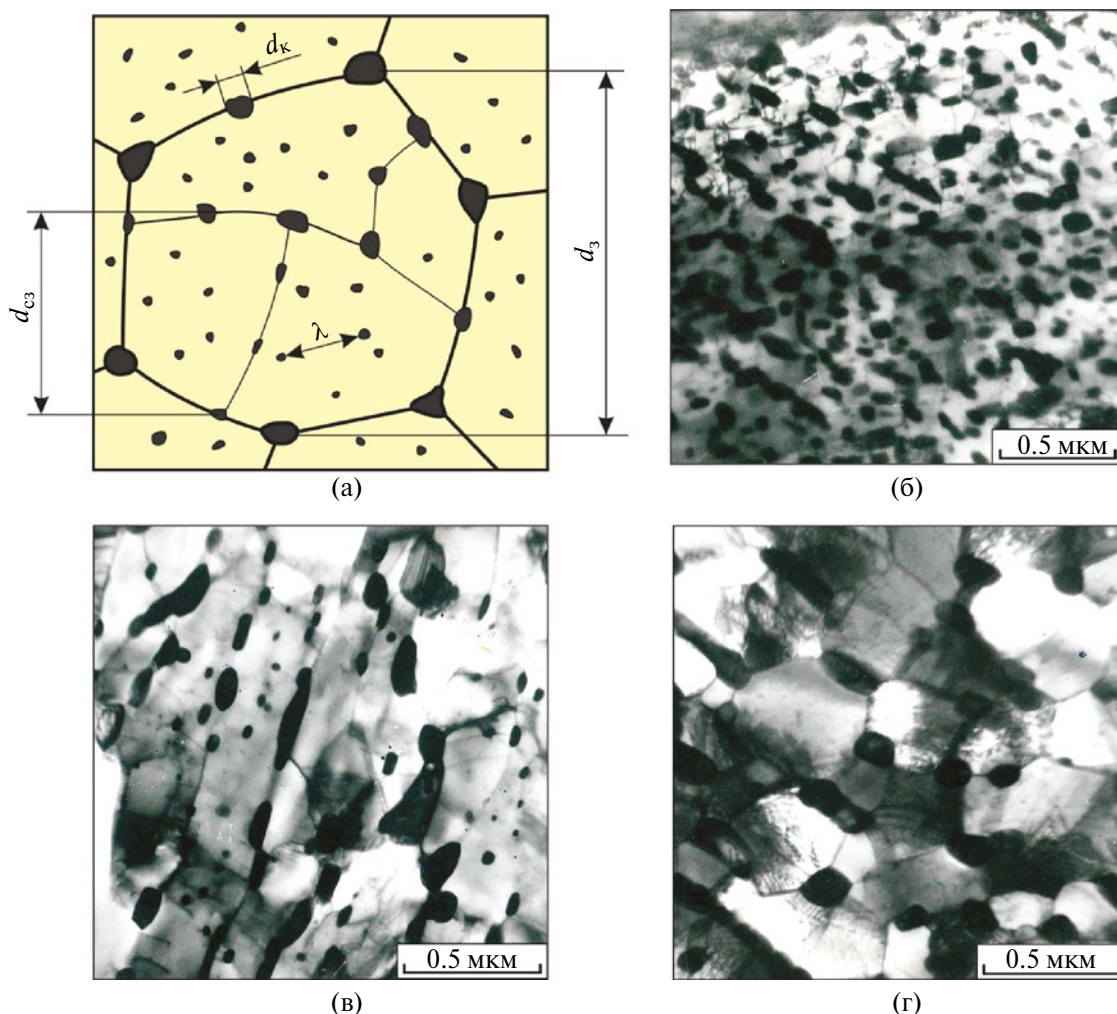


Рис. 9. Строение глобулярного перлита: а — схема строения; d_3 — диаметр зерна феррита; $d_{сз}$ — диаметр субзерна феррита; λ — межкарбидное расстояние; d_k — диаметр карбидной частицы; б–г — структура, зафиксированная методом просвечивающей электронной микроскопии (снимки А.А. Батаева).

тельность этого процесса, называемого иногда подкритическим отжигом [38], достигает 100 ч и может даже превышать эту величину.

При использовании процесса термической обработки, именуемого прерванной закалкой, время сфероидизирующего отжига сталей сокращается в 2 раза [38]. Этот технологический процесс сочетает высокую скорость охлаждения аустенита (равную или больше критической скорости закалки) в интервале температур $A_1 \dots M_n$ и последующее охлаждение с более низкой скоростью. При реализации указанного процесса распад аустенита развивается в основном в перлитной области.

Одно из решений, способствующих формированию структуры глобулярного перлита непосредственно из гомогенного аустенита, основано на термоциклической обработке сталей при температурах ниже значений A_1 [39, 40]. Так, например, в низко- и высокоуглеродистых сталях гло-

булярный перлит возникает в процессе одного термоцикла, сочетающего предварительное охлаждение заготовок до температуры $M_n + 20 \dots 30^\circ\text{C}$ и последующий распад переохлажденного аустенита при $550\text{--}720^\circ\text{C}$ [37]. При обработке легированных сталей количество термоциклов, приводящее к образованию глобулярного перлита, возрастает.

И.Е. Долженков и И.И. Долженков отмечают, что в основе формирования цементитных частиц глобулярной формы лежат процессы регомогенизации аустенита [38]. На практике их проявлению способствуют такие факторы как снижение температуры аустенитизации, а также деформация стали в горячем состоянии. Результатом их одновременного влияния по данным Геллера является формирование структуры неоднородного аустенита, который в процессе последующего распада склонен к преобразованию в перлит глобулярного типа.

Предварительная деформация в холодном состоянии, способствуя резкому увеличению дефектов кристаллического строения как в ферритной, так и в цементитной составляющей перлита, позволяет в значительной степени сократить длительность отжига, обеспечивающего формирование сфероидизированного перлита. С увеличением степени холодной пластической деформации эффективность отмеченного фактора возрастает. Аналогичный вывод можно сделать также о влиянии деформации сталей в теплом состоянии. По данным Kaspar и Kapelner время сфероидизации пластинчатого перлита высокоуглеродистой стали (0.74 % C), пластически деформированной при 650°C, на порядки меньше по сравнению со временем отжига недеформированной стали в таких же условиях.

В работе [41] на примере стали 65Г описаны механизмы образования специфических по форме цементитных включений. Ее авторами было показано, что кратковременный нагрев стали до температур, превышающих A_{C1} , и последующее ускоренное охлаждение не пришедшего в равновесное состояние аустенита, характеризующегося концентрационной и структурной неоднородностью, сопровождается механизмом аномального образования перлита. В отличие от “нормального” роста перлита, результатом которого является формирование микрообъемов с правильной пластинчатой формой цементита, при реализации аномального механизма возникают искривленные цементитные включения, которые не могут быть классифицированы как сферические (глобулярные) или же пластинчатые.

3. МЕЖПЛАСТИНЧАТОЕ РАССТОЯНИЕ В ПЕРЛИТЕ

Важнейшими параметрами, определяющими комплекс механических свойств перлитных сталей, являются толщина цементитных ($t_{ц}$) и ферритных ($t_{ф}$) пластин. Сумма этих двух параметров определяет межпластинчатое расстояние $S = t_{ц} + t_{ф}$. Измерить их позволяет метод просвечивающей электронной микроскопии металлических фольг. Следует отметить, однако, что практическое определение толщины ферритных и цементитных пластин представляет собой сложный, трудоемкий процесс, особенности которого отражены в работе [6]. Два основных фактора, препятствующих решению отмеченной задачи, связаны со случайной ориентацией цементитных пластин (колоний перлита) в разных зонах фольги и неодинаковой ее толщиной. Наклоненные различным образом колонии пла-

стинчатого перлита, характеризующиеся одинаковыми значениями межпластинчатого расстояния, на экране просвечивающего микроскопа выглядят совершенно по-разному (рис. 10). Изменение толщины фольги также отражается на соотношении геометрических параметров феррита и цементита, которые могут быть измерены на экране просвечивающего электронного микроскопа. Самый достоверный способ оценки дисперсности феррито-цементитной смеси заключается в измерении параметров $t_{ц}$ и $t_{ф}$ в колониях, ориентированных таким образом, что в процессе съемки составляющие их пластины перпендикулярны экрану микроскопа.

Учитывая, что для описания различных по дисперсности феррито-цементитных смесей пластинчатой морфологии в литературе используются такие термины как перлит, сорбит и троостит, вполне естественным является вопрос о границах, соответствующих переходу от одной структуры к другой. Now, давая характеристику этих составляющих, отмечал [42, с. 196]: “Очевидно, что сорбит совершенно постепенно переходит в тростит с одной стороны и в перлит с другой стороны”. Это означает, что деление феррито-цементитной смеси на перлит, сорбит и троостит условно. В соответствии с работой [39] для структуры перлита характерны значения межпластинчатого расстояния в интервале 0.6–1.0 мкм, для сорбита — 0.25–0.3 мкм, для троостита — 0.1–0.15 мкм. Таким образом, параметры, характеризующие дисперсность пластинчатого перлита, сформированного при ~ 700°C и ~ 500°C, отличаются практически на порядок.

С учетом плотности феррита (7.874 г/см³) и цементита (7.662 г/см³) толщина цементитных пластин $t_{ц}$ в эвтектоиде составляет 0.123S, толщина ферритных пластин $t_{ф} = 0.877S$, соотношение $t_{ф}/t_{ц} = 7.13$ [43, 44]. По данным работы [5] $t_{ц} = 0.117S$, $t_{ф} = 0.883S$, $t_{ф}/t_{ц} = 7.57$. В табл. 1 приведены пять примеров, характеризующих дис-

Таблица 1. Дисперсность феррито-цементитной смеси пластинчатого типа (усредненные значения, полученные при анализе результатов из различных литературных источников)

Структура	$t_{из}, ^\circ\text{C}$	$S, \text{ нм}$	$t_{ф}, \text{ нм}$	$t_{ц}, \text{ нм}$
Перлит	710	1000	880	120
Сорбит	650	250	220	30
Троостит	560	100	88	12
	500	70	62	8
Низкотемпературный перлит	350	50	44	6

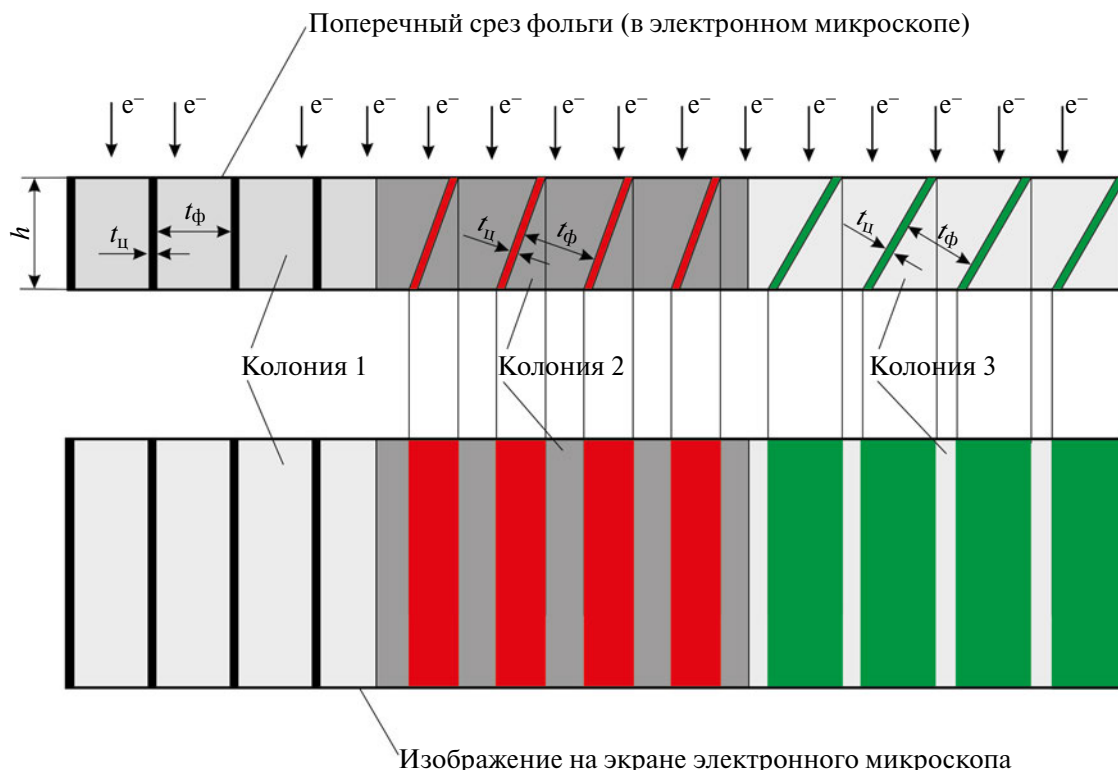


Рис. 10. Схематическое изображение трех колоний пластинчатого перлита одинаковой дисперсности на экране просвечивающего электронного микроскопа (нижняя часть рисунка), ориентированных различным образом в фольге толщиной h (верхняя часть рисунка).

перность феррито-цементитной структуры пластинчатого типа, сформированной при различных температурах распада аустенита ($t_{из}$). Толщина наиболее грубых цементитных пластин, возникших в процессе распада аустенита при 710°C , составляет 120 нм. При снижении температуры до 650°C и более низких значений образуются пластины, соответствующие нанометровому диапазону (толщиной менее 100 нм). Результатом уменьшения толщины цементитных пластин в перлите является рост энергии межфазных границ феррит/цементит. В соответствии с расчетами, выполненными авторами работы [5], снижение толщины цементитных пластин в процессе эвтектоидного превращения до значений менее 6 нм термодинамически невыгодно.

4. ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ В ПЕРЛИТЕ

При анализе структуры перлита и особенностей его формирования интерес представляют ориентационные соотношения между составляющими феррито-цементитной смеси, а также между аустенитом и продуктами его превращения (ферритом и цементитом). Результаты мно-

гочисленных исследований позволяют сделать вывод о том, что на данный момент у специалистов гораздо больше ясности по поводу ориентационных соотношений, выполняемых между ферритом и цементитом. В соответствии с результатами многих исследований для фаз, входящих в состав перлита, характерно проявление соотношения Петча — Питча [45, 46]:

направление $[100]_ц$ отклонено на 2.6° от $[13\bar{1}]_ф$;
направление $[010]_ц$ отклонено на 2.6° от $[131]_ф$;

$$(001)_ц \parallel [5\bar{2}\bar{1}]_ф. \quad (1)$$

Второе соотношение, описанное в этих же работах, имеет вид:

$$[100]_ц \parallel [01\bar{1}]_ф; [010]_ц \parallel [111]_ф; \\ (001)_ц \parallel (2\bar{1}\bar{1})_ф. \quad (2)$$

В отечественной литературе его часто именуют соотношением Багаряцкого, предсказанным в работе [47]. В работе [48] отмечается, что вероятность проявления ориентационного соотношения Багаряцкого возрастает с понижением температуры аустенито-перлитного превращения.

Еще один вариант ориентационного соотношения между кристаллическими решетками феррита и цементита предложен И.В. Исачевым [49]:

$$\begin{aligned} [103]_{\text{Ц}} \parallel [101]_{\text{Ф}}; [010]_{\text{Ц}} \parallel [\bar{1}\bar{1}]_{\text{Ф}}; \\ [\bar{3}01]_{\text{Ц}} \parallel [121]_{\text{Ф}}. \end{aligned} \quad (3)$$

Вопрос о наличии ориентационных соотношений между аустенитом и структурными составляющими перлита является более дискуссионным. Один из вариантов сопряжения аустенита и цементита описан в работе Кутелии [50]. Карькиной с соавторами [7] отмечается возможность проявления между одним из двойниковых вариантов аустенита ($A^{\text{дв}}$), ферритом и цементитом соотношений следующего вида:

$$\begin{aligned} [101]_{\text{Ц}} \parallel \langle 111 \rangle_{\text{Ф}} \parallel \langle 110 \rangle_{A^{\text{дв}}}; \\ \{103\}_{\text{Ц}} \parallel \{110\}_{\text{Ф}} \parallel 111_{A^{\text{дв}}}. \end{aligned} \quad (4)$$

Анализ особенностей сопряжения указанных фаз свидетельствует о том, что связь между двойниковым аустенитом и возникшим из него ферритом описывается ориентационным соотношением Курдюмова—Закса.

5. МЕХАНИЗМЫ РОСТА ПЕРЛИТА

Первые теоретические представления о механизмах роста перлита опубликовали более 65 лет назад Zener и Hillert [4, 9, 51]. В последующие годы эта тема получила развитие во множестве работ отечественных и зарубежных специалистов. Важные аспекты фазовых превращений в сталях отражены в работах Fisher [52], Brandt [53], Блантера [10], Мейля и Хагеля [3]. В перечисленных выше и многих других работах описаны особенности аустенито-перлитного превращения, связанные с формой фронта перлитных колоний, скоростью роста перлита, межпластинчатым расстоянием в колониях перлита, ролью температуры распада аустенита, влиянием легирующих элементов на кинетику перлитного превращения, развитием диффузионных процессов на фронте превращения.

Относительно особенностей формирования феррито-цементитной смеси при распаде аустенита доминирующими являются представления, в соответствии с которыми образование перлита является результатом гетерогенного механизма зарождения входящих в него фаз [3, 54]. Местами, в которых возникают колонии перлита, являются границы аустенитных зерен, нерастворившиеся частицы цементита, неметаллические включения (оксиды, карбиды, нитриды), зоны с концентрационной неоднородностью в аустените. В то же время отмечается, что на сегодняшний день реалистичной теории гетерогенного зарождения перлита не создано [5].

Зарождение и рост колоний перлита следует рассматривать как автокаталитический процесс, в котором зародившаяся первой фазой вызывает появление второй [5]. Садовский полагал, что при формировании перлита ведущей фазой является цементит [55]. В настоящее время такая точка зрения является доминирующей.

6. ФОРМА ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА АУСТЕНИТ/ПЕРЛИТ

Один из вопросов фундаментального характера, имеющий отношение к перлитному превращению, связан с формой границы аустенит/феррит. Анализ этой проблемы отражен в ряде работ, например, [5, 9, 12, 18, 52]. Sundquist отмечал [12], что вид этой границы определяется величиной межпластинчатого расстояния S . При минимальном значении S граница является криволинейной, своей выпуклостью она направлена в сторону аустенита. Значению $S \approx 0.1$ мкм соответствует почти плоская граница. При увеличении межпластинчатого расстояния формируется граница, ориентированная выпуклостью в сторону феррита (рис. 11).

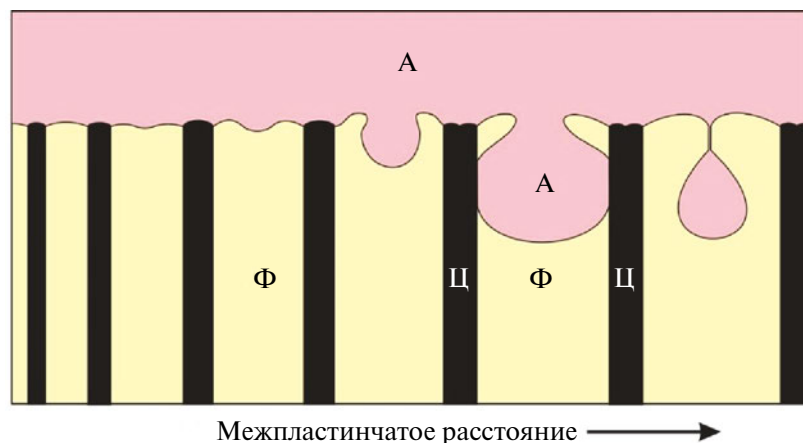


Рис. 11. Изменение формы границы раздела “аустенит—феррит” с увеличением межпластинчатого расстояния в перлите (по данным работы [12]).

В работах Изотова с соавторами форму границ γ/α в пластинчатом перлите фиксировали, используя два подхода [18, 19]. Один из них основан на закалке стали, подвергнутой частичному изотермическому превращению аустенита в перлит. В данном случае о характере сопряжения указанных фаз судили по форме межфазной границы феррит/мартенсит. Во втором случае границу аустенит/феррит декорировали выделяющиеся на ней наноразмерные частицы карбида ванадия. В процессе изотермического распада аустенита высокоуглеродистой стали (0.77 % C; 0.270 % V) при 600 и 650°C были сформированы колонии перлита с межпластинчатым расстоянием, равным ~ 0.12 мкм и ~ 0.3 мкм соответственно. Анализируя методом просвечивающей электронной микроскопии возникшую таким образом структуру, было установлено, что искривленные ряды частиц VC ориентированы выпуклостью против направления роста перлитной колонии, т.е. в сторону ферритных пластин [18].

При изучении сварного шва, полученного методом стыковой контактной сварки плавлением крупногабаритных заготовок из высокоуглеродистой рельсовой стали Э76 и высоколегированной стали 12X18H10T, было зафиксировано не описанное ранее явление формирования периодической гетерофазной структуры. В результате механического перемешивания микрообъемов разнородных сталей, находящихся в горячем состоянии, а также активно развивающихся диффузионных процессов в сварных швах возникают локализованные зоны высокоуглеродистого аустенита, окруженные нелегированным аустенитом, содержание углерода в котором

соответствует высокоуглеродистой стали. Нелегированный аустенит на стадии охлаждения преобразуется по диффузионному механизму с образованием пластинчатого перлита. В пределах зон, обогащенных хромом и никелем, формируются кристаллы мартенсита. Однако значительная доля аустенита, легированного хромом и никелем, при охлаждении до комнатной температуры не распадается.

Никулиной и Смирновым при проведении электронно-микроскопических исследований структуры перлита, возникающего в зонах сопряжения высоколегированного и нелегированного аустенита, зафиксирован необычный характер структурных преобразований [56]. Особенность ферритных пластин перлита заключается в том, что клинообразными выступами аустенита они разделены на две части. Схематически такая структура представлена на рис. 12. В сечении В–В слоистая структура является трехфазной. Расположенные в ней слои цементита, феррита и аустенита чередуются в последовательности "...Ц–Ф–А–Ф–Ц–Ф–А–Ф...". Предполагается, что присутствие клинообразных включений аустенита обусловлено наличием сжимающих напряжений, сопутствующих $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению.

По мере распада γ -фазы доля остаточного аустенита в ферритных промежутках снижается и аустенитные прослойки между ферритными слоями становятся прерывистыми. Тем не менее некоторая доля этой фазы сохраняется в виде вытянутых островков. Пример изображения одного и того же участка гетерофазной структуры в рефлексах альфа-железа, цементита и аустенита приведен на рис. 13.

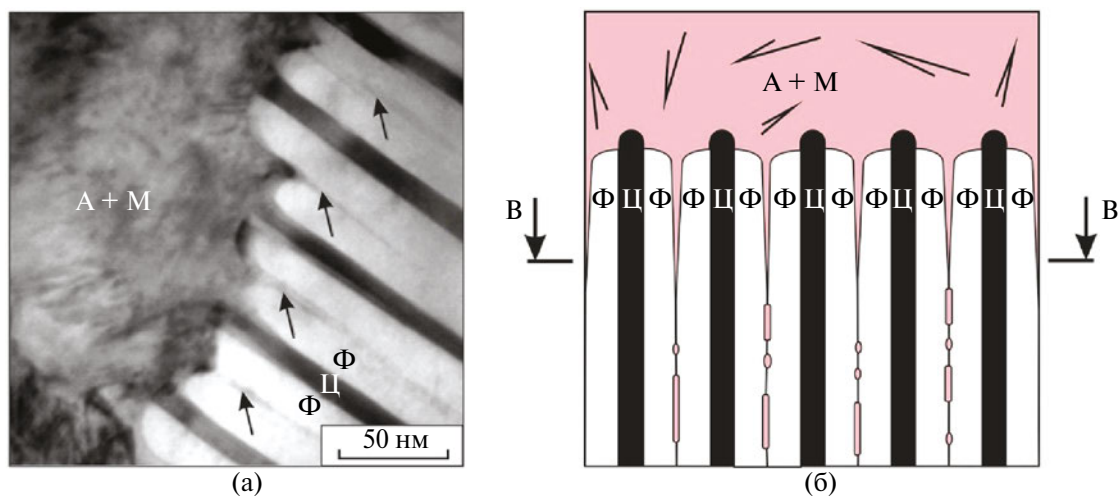


Рис. 12. Трехфазная периодическая структура типа "...Ц–Ф–А–Ф–Ц–Ф–А–Ф..." в зоне сварного шва "высокоуглеродистая сталь Э76 — хромоникелевая сталь 12X18H10T", сформированного методом стыковой контактной сварки плавлением (по работе [56]): а — ПЭМ-изображение структуры (в сечении В — В), стрелками обозначен аустенит; б — схематическое изображение структуры.

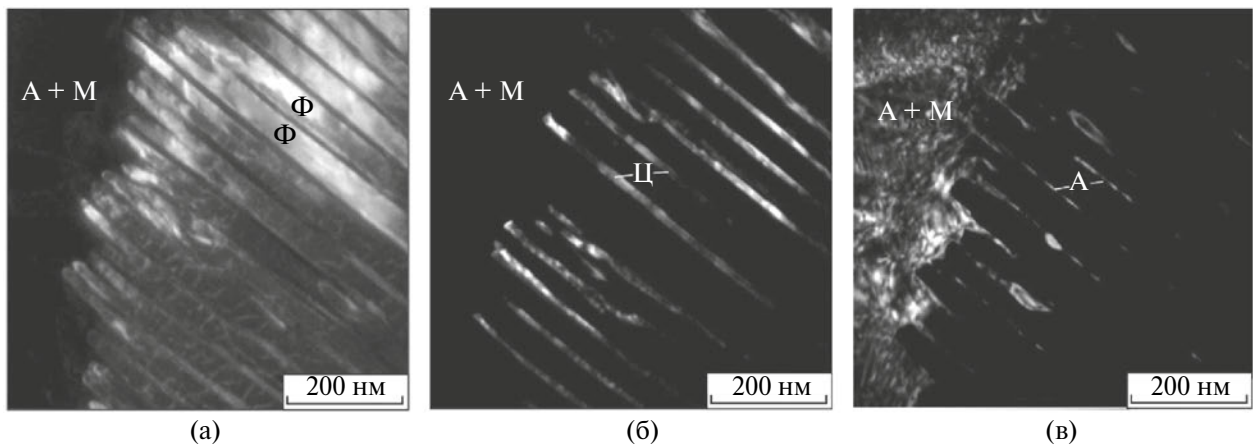


Рис. 13. Темнопольные изображения одного и того же участка трехфазной периодической структуры типа "...Ц–Ф–А–Ф–Ц–Ф–А–Ф...", возникшей в зоне сварного шва "высокоуглеродистая сталь Э76 — хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т": а — в рефлексе α -Fe; б — в рефлексе цементита; в — в рефлексе аустенита [56].

7. НАПРЯЖЕНИЯ НА ГРАНИЦЕ "АУСТЕНИТ — ПЕРЛИТ"

Анализируя процессы, происходящие на фронте аустенито-перлитного превращения, Любов провел расчеты механических напряжений, появление которых связано с различием концентрации углерода на межфазных границах. Он показал, что величина концентрационных напряжений при образовании перлита может достигать 1000 МПа, что превышает величину предела текучести аустенита. Это означает, что на фронте превращения должен проявляться механизм релаксации напряжений, сопровождающийся пластической деформацией материала.

8. "СВЕЖИЙ" ПЛАСТИНЧАТЫЙ ПЕРЛИТ

Из общего определения структуры пластинчатого перлита следует, что она представляет набор чередующихся пластин разнородных фаз, резко различающихся по твердости и содержанию углерода. При этом редко обсуждаются особенности твердорастворного упрочнения α -фазы, возникшей при различных температурах перлитного превращения. Введенное в работах уральских специалистов понятие "свежий" перлит подчеркивает возможность изменения структуры и свойств феррито-цементитной смеси при ее дополнительной выдержке в диапазоне температур перлитного превращения (не сопровождающейся преобразованием морфологии возникших ранее фаз) [5]. В большей степени изменения ферритной составляющей характерны для структуры, сформированной при низких температурах перлитного превращения ($\sim 500^\circ\text{C}$). Обусловлено это тем, что обе фазы только что возникшего перлита находятся в неравновесном состоянии. Присутствующий в

избыточном количестве углерод является фактором, лежащим в основе механизма твердорастворного упрочнения феррита [8]. Снижение доли углерода в процессе выдержки стали при температурах, соответствующих верхнему диапазону перлитного превращения ($\sim 650\text{--}700^\circ\text{C}$), сопровождается разупрочнением феррита, а, следовательно, и перлита в целом.

Экспериментально установлено [5], что переход из псевдоравновесного состояния в равновесное в процессе дополнительной изотермической обработки стали при 700°C наблюдается только при выдержках длительностью 5–30 мин. Наблюдаемый в процессе структурных исследований периодический дифракционный контраст позволил предположить, что при выдержке длительностью до ~ 30 мин для феррита характерна концентрационная неоднородность по углероду. Превышение этого времени приводит к устранению отмеченного явления.

Результатом даже пятиминутной выдержки при 650°C пластинчатого перлита, возникшего при $480\text{--}550^\circ\text{C}$, является снижение предела прочности высокоуглеродистой стали (0.72 % С) от 1180 МПа до 900 МПа [57]. Снижение прочностных свойств авторы указанных работ объясняют, главным образом, снижением концентрации углерода в ферритной составляющей перлита.

Одно из объяснений высокой прочности "свежего" перлита связывают с метастабильностью цементита, который при пластической деформации склонен к диссоциации и способен при своем распаде насыщать углеродом ферритную составляющую [58, 59].

9. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ПЕРЛИТ

Исследуя высокоуглеродистые стали У12 и У15, Счастливым с соавторами был зафик-

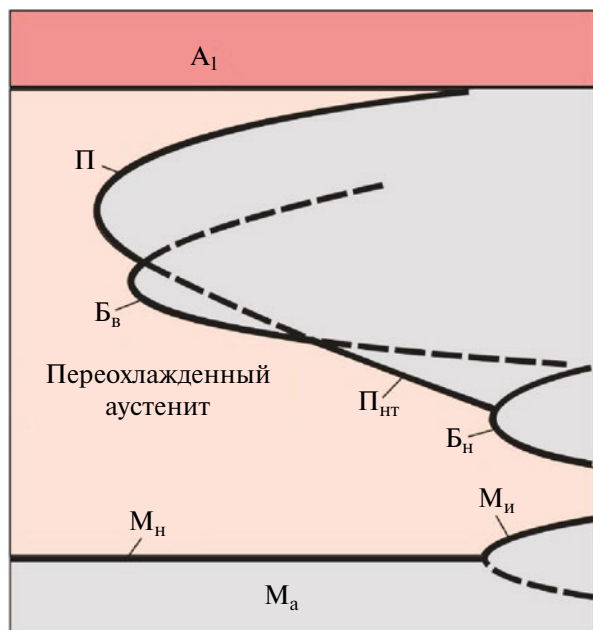


Рис. 14. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали с кривыми, соответствующими образованию перлита (П), верхнего (Б_в) и нижнего (Б_н) бейнита [5]. П_{нт} — низкотемпературный перлит, М_и — изотермический мартенсит, М_а — атермический мартенсит.

сирован и детально изучен эффект образования низкотемпературного перлита [5, 60–62]. Формируется этот перлит в температурном интервале 375–325°С. Природа его появления, по представлениям авторов указанных работ может быть понятна из схемы, приведенной на рис. 14. Из этой схемы следует, что в углеродистых сталях наряду с перлитным превращением реализуются два превращения бейнитного типа (высокотемпературное — Б_в и низкотемпературное — Б_н), каждое из которых описывается собственной кинетикой. При наложении на С-образную кривую перлитного превращения двух С-кривых, соответствующих верхнему и нижнему бейниту, возникает область низкотемпературного перлита (П_{нт}), как показано на рис. 14. В соответствии со схемой высокотемпературный (П) и низкотемпературный перлит (П_{нт}) описываются единой С-кривой распада, прерванной областью верхнего бейнита (Б_в).

О единстве высоко- и низкотемпературного перлита свидетельствует тот факт, что они описываются единой зависимостью межпластинчатого расстояния от температуры превращения. Природа карбидной фазы в низко- и высокотемпературном перлите также одинакова. В обоих случаях формируется цементит (θ-фаза). Морфологически оба вида перлита подобны, между ферритом и цементитом низкотемпературного перлита реализуется ориентационное соотношение Багаряцкого.

10. НАНОРАЗМЕРНЫЕ ЧАСТИЦЫ В ФЕРРИТНЫХ ПРОМЕЖУТКАХ

Наноразмерные частицы карбидов ванадия и молибдена

К числу особых морфологических разновидностей перлита следует отнести структурные построения в виде чередующихся пластин феррита и цементита с распределенными в α-фазе наноразмерными частицами, например, карбидами VC. О возможности образования высокопрочных карбонитридных частиц в ферритных промежутках пластинчатого перлита в сталях, содержащих ванадий, ранее отмечалось в работах Flügge и Knowles с соавторами [63, 64]. Аналогичные результаты зафиксировали Batte, Non-euscombe и Pickering при исследовании феррита в низкоуглеродистой стали (0.2 % C), легированной ванадием [65–66].

Учитывая, что наименее прочной фазой в перлите является феррит, очевидно, что, упрочняя ее каким-либо образом, следует ожидать соответствующего повышения прочности гетерофазного материала. Наиболее простой, используемый на практике способ упрочнения феррита, связан с пластической деформацией сталей и увеличением плотности дислокаций в феррите. Ярким примером реализации этого механизма увеличения прочностных свойств является волочение высокоуглеродистой проволоки, используемой для получения стальных канатов [11]. Формирование наноразмерных частиц в ферритных промежутках перлита обеспечивает иной подход к упрочнению гетерофазной смеси. Фактически речь идет о проявлении механизма дисперсионного твердения α-фазы перлита, пересыщенной ванадием. Экспериментально установлено, что упрочняющий эффект, обусловленный присутствием в ферритных промежутках перлита частиц карбонитрида ванадия, составляет ~ 60 МПа на 1% ванадия [63].

Характерные особенности распределения частиц карбида ванадия в пластинчатом перлите описаны в работах Изотова с соавторами [18, 19]. В качестве основного материала ими использовалась сталь базового состава Fe–0.77C–0.8Mn–0.27V. Экспериментально показано, что частицы VC выделяются в виде равно отстоящих друг от друга искривленных рядов, обращенных выпуклостями в сторону ферритных прослоек, т.е. против направления роста перлитной колонии (рис. 15). Расстояние между рядами составляет ~ 20 нм. В слоях феррита, прилегающих к межфазным границам α/Fe₃C, частицы карбида ванадия не выделяются. Причина локального отсутствия карбидов может быть связана с недостаточным

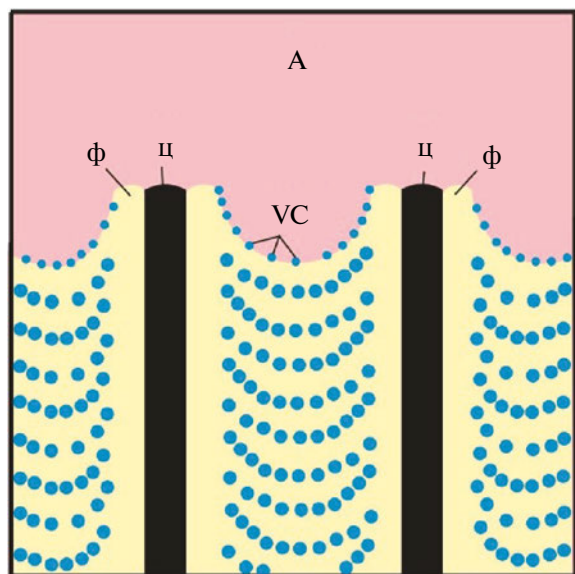


Рис. 15. Декорирование наноразмерными частицами карбида ванадия движущихся скачкообразно границ аустенит — феррит. По статье [18].

количеством в анализируемых зонах углерода, который диффузионным путем мигрирует в направлении цементитных пластин.

Следует подчеркнуть, что частицы VC возникают в процессе распада аустенита при 600°C и выше [18, 19]. Отсутствие этих карбидов в ферритных промежутках перлита после изотермической обработки стали при 560°C объясняется низким коэффициентом диффузии ванадия в феррите.

Анализ результатов трансмиссионных структурных исследований позволяет сделать вывод о дискретном перемещении границы аустенит/феррит в процессе перлитного превращения. Можно полагать, что выделившиеся на этой границе частицы VC в течение некоторого времени стабилизируют ее в неподвижном состоянии. На следующей стадии превращения граница отрывается от сдерживающих ее частиц и скачкообразно перемещается в следующее положение. Таким образом, формируется система искривленных, периодически расположенных рядов частиц карбида ванадия.

Очерчивая границу γ/α , наноразмерные частицы позволяют оценить характер распределения возникших при этом рядов и дать количественные представления о кинетике перлитного превращения. Анализ структурных преобразований, развивающихся в высокоуглеродистой стали в процессе распада аустенита при 630–640°C, показал, что при скорости роста колоний пластинчатого перлита ~ 160 нм/с период скачкообразного перемещения границы γ/α составляет ~ 0.125 с [19]. Этого времени достаточно для

формирования частиц VC размером ~ 5 –10 нм. Расстояние между соседними частицами в ряду составляет примерно такую же величину.

Наноразмерные частицы ϵ -меди

Особый тип высокодисперсной гетерофазной структуры формируется при легировании углеродистых сталей медью [19, 67–73]. В соответствии с данными, представленными в работе [74], при 1126 К растворимость меди в α -железе составляет 1.8 %, а при 973 К — 0.4 %. При комнатной температуре растворимость меди в железе ничтожна [75]. Такой же вывод сделан относительно растворимости меди в цементите [76]. Ограниченная растворимость меди в феррите при комнатной температуре является фактором, приводящим к ее выделению в виде ϵ -фазы в процессе аустенито-перлитного превращения. Эта фаза представляет собой твердый раствор железа и других легирующих элементов в меди. Таким образом, структура, возникшая при медленном охлаждении железоуглеродистых сплавов, легированных медью, является трехфазной (α -Fe, Fe_3C , ϵ -Cu).

В зависимости от содержания меди, введенной в железоуглеродистые сплавы, размеры частиц ϵ -Cu могут отличаться более чем на четыре порядка (от ~ 5 нм до ~ 250 мкм и более) [68]. На примере чугуна, легированного медью (14%), показано, что размеры частиц ϵ -Cu, выделившихся из γ -фазы (~ 200 нм) и располагающихся внутри перлитных колоний, примерно в десять раз больше по сравнению с размерами частиц, возникших при распаде пересыщенной медью α -фазы (~ 20 нм). Диаметр выделившихся из аустенита частиц ϵ -Cu соизмерим с размерами ферритных промежутков. Таким образом, субмикронные частицы ϵ -Cu оказываются встроенными в ферритные промежутки и цементитные пластины перлита (рис. 16).

В работе [67], исследуя серый чугун (~ 3.5 % C), содержащий 1.6 и 10.8 % меди, наблюдали наноразмерные включения ϵ -Cu, выделившиеся в ферритных промежутках пластинчатого перлита. По форме включения представляют стержни (волокон) различной длины диаметром ~ 15 –20 нм (рис. 17).

Полученные экспериментально данные свидетельствуют о наличии кристаллографической связи частиц ϵ -Cu и ферритной матрицы пластинчатого перлита. Установлено, что взаимная ориентация решеток ϵ -Cu и α -Fe близка к соотношению Курдюмова–Закса:

$$\begin{aligned} (\bar{1}\bar{1}1)_{\epsilon\text{-Cu}} \parallel (011)_{\alpha\text{-Fe}}; \\ [110]_{\epsilon\text{-Cu}} \parallel [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha\text{-Fe}}. \end{aligned} \quad (5)$$

Наиболее крупные частицы анализируемой фазы выделяются на межфазных границах

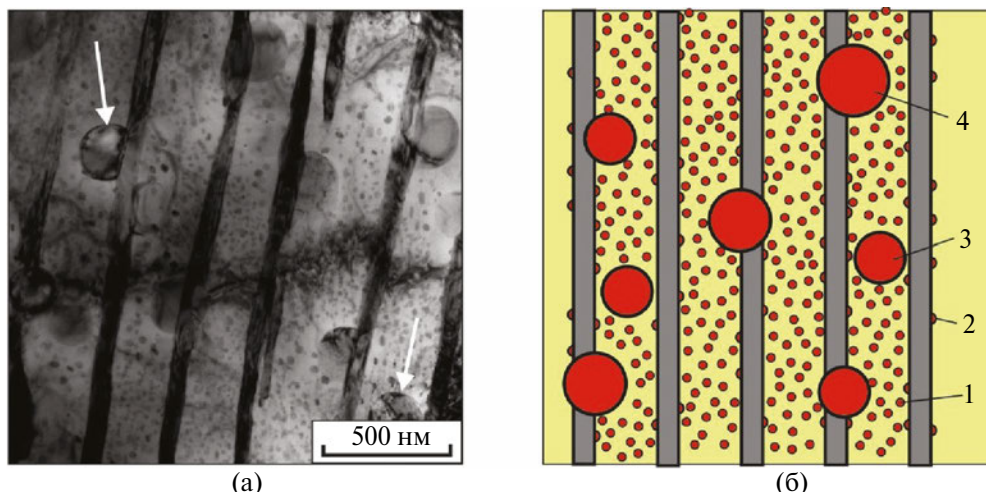


Рис. 16. Выделения частиц ϵ -меди в пластинчатом перлите чугуна, содержащего 14.7 % Cu (а), и схема колонии перлита (б) с включениями ϵ -меди, выделившимися из α -железа (1, 2) и из γ -железа (3, 4). ПЭМ (снимок Н.В. Степановой и А.И. Смирнова).

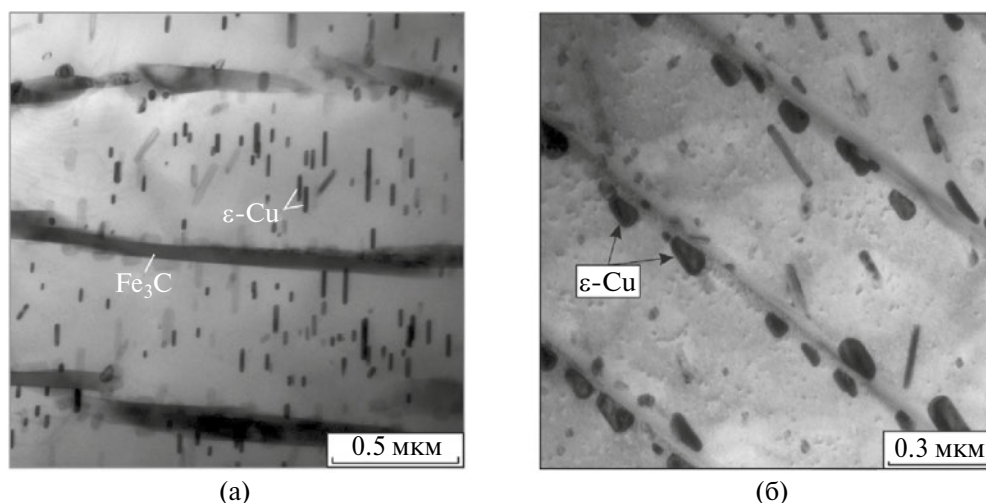


Рис. 17. Кристаллографически ориентированные частицы ϵ -Cu в феррите пластинчатого перлита: а — наноразмерные включения ϵ -Cu; б — крупные частицы ϵ -Cu на межфазных границах, ПЭМ (снимки Н.В. Степановой, И.А. Батаева и А.И. Смирнова).

$\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ (рис. 17б, указаны стрелками). Кроме ориентированных в феррите волокон ϵ -меди наблюдаются изометричные частицы с формой, близкой к шаровидной (рис. 18).

Ускоренное охлаждение аустенита, обогащенного медью, препятствует выделению частиц ϵ -меди. Возникший в таких условиях легированный медью феррит является метастабильной фазой. В результате нагрева сплава из феррита выделяются частицы ϵ -меди. При этом α -фаза переходит в равновесное состояние.

Выделившиеся на стадии охлаждения сплава наноразмерные частицы ϵ -меди следует рассматривать как фактор, оказывающий существенное упрочняющее воздействие на феррит перлита и на сталь в целом.

Наноразмерные цементитные включения в ферритных прослойках

Пластическая деформация пластинчатого перлита, насыщая обе его фазы дефектами, переводит материал в менее стабильное состояние. В процессе пластического течения стали преобразуются как ферритные, так и цементитные пластины. Для цементитных пластин возможен сдвиг по плоскостям $(\bar{1}03)_{\text{ц}} \parallel (\bar{1}01)_{\text{ф}}$ вдоль которых залегают планарные дефекты [5, 7]. Полагают, что результатом этого процесса может быть отток углерода в смежные пластины феррита и образование в цементите тонких ферритных прослоек. Очевидно, что деление цементитных пластин на отдельные блоки является фактором, который будет способствовать сфероидизации карбидных частиц (рис. 19).

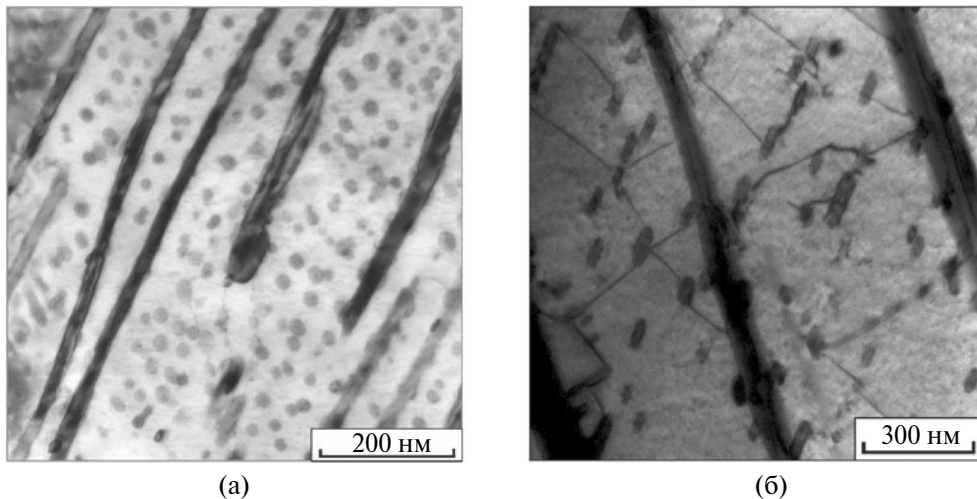


Рис. 18. Особенности выделения частиц ϵ -меди в ферритных промежутках пластинчатого перлита (низкоуглеродистая сталь (0.3 % C), легированная медью (6 % Cu) и алюминием): а — частицы шаровидной формы; б — ориентированные частицы, ПЭМ (снимки Н.В. Степановой, И.А. Батаева и А.И. Смирнова).

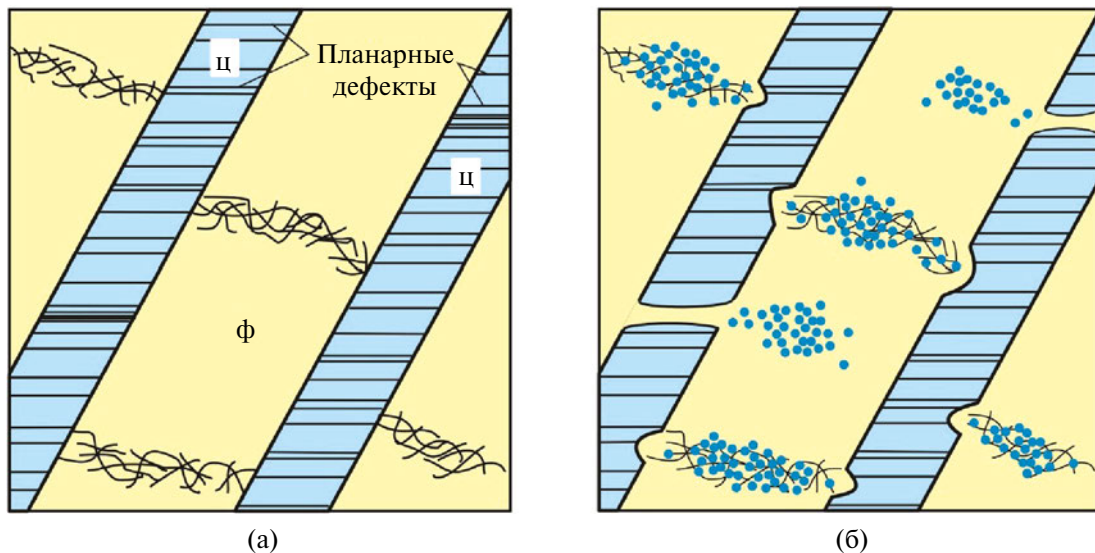


Рис. 19. Диссоциация цементитных пластин с образованием нанодисперсных глобулярных карбидов в местах скоплений планарных дефектов и вблизи дислокационных скоплений в ферритных пластинах (по работе [5]): а — дислокационные скопления в феррите, б — образование наноразмерных глобулярных частиц цементита.

Результатом пластической деформации ферритной фазы перлита является формирование в ней дислокационных скоплений. Образующиеся на дислокациях атмосферы Коттрелла “вытягивают” углерод из цементитных пластин, что является причиной их деградации [77–80]. Возникшая таким образом структура является крайне неравновесной. При выполнении условий, способствующих усилению диффузионной подвижности углерода, в ферритных промежутках перлита возникают наноразмерные глобулярные частицы цементита. Такого рода преобразования экспериментально были зафиксированы в

работе [5]. Максимальную плотность мелкодисперсных частиц наблюдали вблизи межфазных границ и в зонах скопления дислокаций в ферритных прослойках.

Феррито-цементитная смесь, в которой присутствуют микрообъемы цементита, кардинально различающегося по форме и размерам, также является нестабильной. Температурно-временные условия, способствующие диффузионным преобразованиям в стали, будут сопровождаться растворением наиболее мелких цементитных частиц и перемещению углерода в обратном направлении — в сторону частиц пластинчатой формы.

11. ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫЙ ПЕРЛИТ

Деформация является одним из факторов, способствующих преобразованию структуры пластинчатого перлита и изменению комплекса механических свойств сталей. Как и следует ожидать, характер структурных изменений в перлите в значительной степени определяется степенью деформации стали [16, 81].

11.1. Деформация в холодном и теплом состоянии

В слабодеформированном состоянии перлит сохраняет пластинчатую морфологию. После прокатки со степенью $\sim 5\text{--}10\%$ большинство цементитных пластин остаются целыми. В то же время дислокационная структура феррита подвержена существенным преобразованиям. Наиболее характерный эффект заключается в образовании вдоль межфазных границ построений в виде дислокационной “бахромы” (рис. 20а, б). Резкое увеличение количества такого рода дефектов обусловлено различием пластических

свойств ферритной и цементитной фаз. Для деформированного в холодном состоянии перлита характерно также образование дислокационной структуры ячеистого типа (рис. 20в).

Деформация стали в теплом состоянии (при температурах, соответствующих перлитному превращению) сопровождается формированием в α -фазе перлита плоских построений, расположенных между цементитными пластинами и ограниченных с боковых сторон дислокационными границами субзеренного типа (рис. 20г, д). В слабодеформированной эвтектоидной стали (со сплошными цементитными пластинами) поперечный размер образующихся микроблоков соответствует толщине ферритных пластин t_f .

Таким образом, ферритные микрообъемы, ограниченные перлитными пластинами и границами субзеренного типа, в перлите со сплошной карбидной фазой располагаются в один слой. Если же цементитные пластины не являются сплошными, что характерно для доэвтектоидных сталей, на месте отрезков отсутствующих цементитных пластин, как правило,

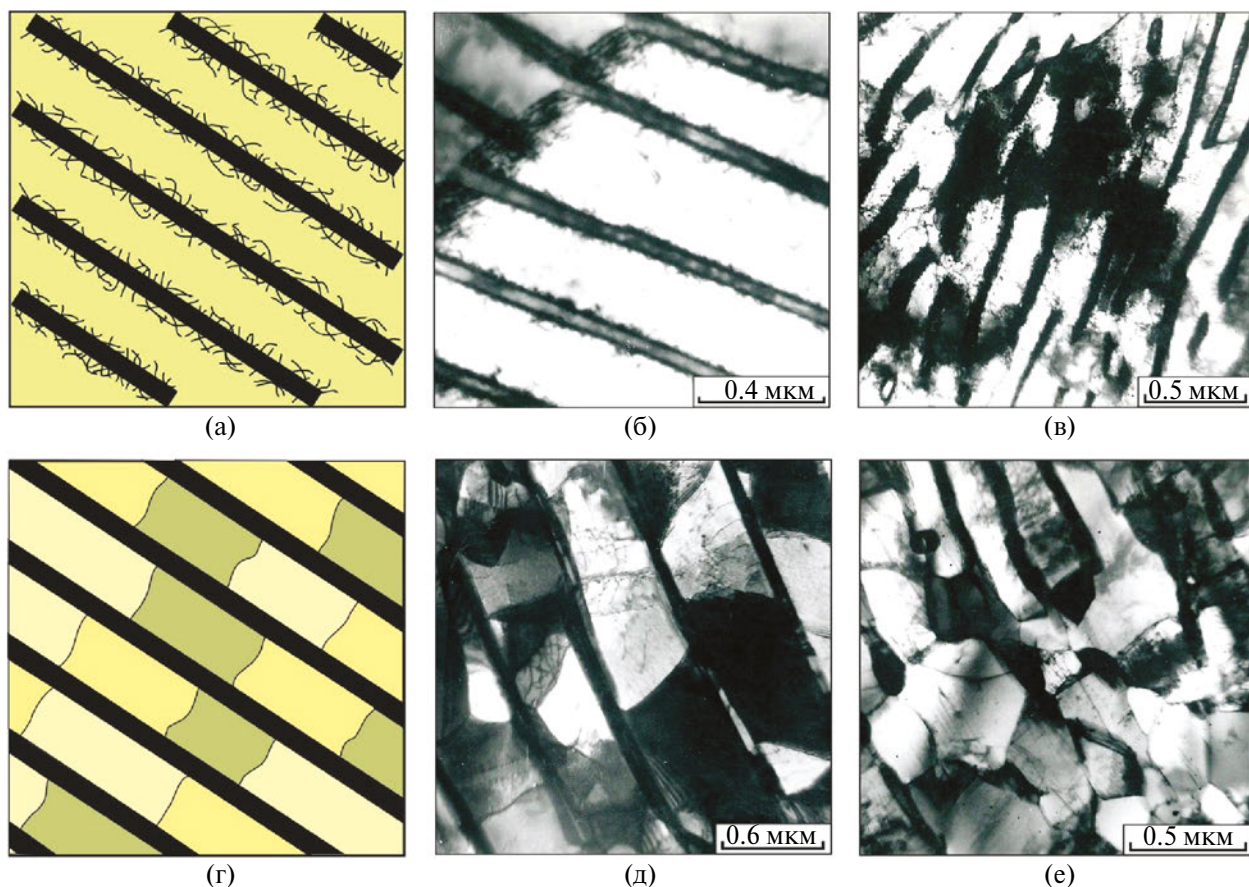


Рис. 20. Строение слабодеформированного пластинчатого перлита: (а–в) деформация в холодном состоянии; (г–е) деформация в теплом состоянии; а, г — схемы строения; б, в, д, е — снимки, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии. ПЭМ (снимки А.А. Батаева).

формируются субзеренные границы (рис. 20е). Аналогичная структура возникает в холоднодеформированной стали со структурой пластинчатого перлита при нагреве ее до $\sim 500\text{--}700^\circ\text{C}$.

11.2. Развороты α -фазы в пластинчатом перлите. Дисклинации

Важная особенность, характерная для структуры пластинчатого перлита, связана с возможностью визуализации процессов пластического течения материала. Присутствующие в перлите разнородные фазы, четко различающиеся при структурных исследованиях с использованием световых и электронных микроскопов, выполняют роль своеобразных структурных меток, по изменению формы и взаимного расположения которых можно получить обоснованные представления о процессах массопереноса в пластически деформируемых сталях. Наиболее заметные структурные преобразования характерны для сталей, деформированных с высокими степенями. Особый интерес представляют процессы пластического течения, сопровождающиеся разворотом микрообъемов материала.

Рыбин в своей монографии [82] отмечал, что при достижении некоторой степени деформации ϵ_0 повороты микрообъемов материала, связанные с его фрагментацией, проявляются вне зависимости от исходного структурного состояния сплава при всех используемых на практике режимах нагружения в широком диапазоне температур и скоростей деформации. Объясняется такое поведение металлических материалов процессами диссипации подводимой при деформации механической энергии, обеспечивающими сохранение сплошности материала.

В зависимости от условий внешнего нагружения объектов механизмы структурных преобразований, сопровождающиеся проявлением ротационного канала пластичности, различаются. Один из них связан с формированием дефектов кристаллического строения, получивших название диполи частичных дисклинаций. Строение такого дефекта в однофазном материале представлено на рис. 21а. Каждая из частичных дисклинаций, представляет собой оборванную в объеме материала границу, состоящую из дислокаций одного знака. Дислокации, присутствующие в соседних стенках, по знаку различны. Из представленной на рисунке схемы следует, что материал микрообъема, расположенного между двух частичных дисклинаций, развернут по отношению к микрообъемам, находящимся слева и справа.

Аналогичная схема локальных преобразований, имеющих место в перлите, была представлена в монографии [6] (рис. 21б). Как следует

из рисунка, по мере перераспределения разнородных дислокаций и выстраивания их в виде двух стенок, цементитные пластины последовательно искривляются. Как и в случае диполей частичных дислокаций, возникающих в однофазных материалах, визуально фиксируется зона незавершенного сдвига материала. Пример структуры такого типа, зафиксированный методом просвечивающей электронной микроскопии, представлен на рис. 21в. Можно полагать, что в этой зоне присутствуют дислокации различного знака, которые на момент фиксации структуры деформированного материала по дислокационным границам не перераспределились, т.е. не вошли в состав возникших ранее разнородных частичных дисклинаций.

11.3. Полосы сброса. Полосы сдвига

Следует подчеркнуть, что колонии пластинчатого перлита с формированием слоистых построений с микрообъемами незавершенного сдвига материала (рис. 21в) встречаются довольно редко. Гораздо чаще в структуре пластинчатого перлита формируются дефекты строения в виде явно выраженных полос локализованного пластического течения, распространяющихся на большие расстояния, например, от одной границы колонии до другой. Расположенные по обе стороны от полосы блоки слабдеформированного (или недеформированного) материала смещаются друг относительно друга на большие расстояния, формируя в слоистой структуре характерный узор. В литературе, анализируя такого рода дефекты, говорят о полосах сдвига или полосах сброса.

Первые работы, в которых на глубоком уровне были проанализированы полосы сброса в структуре пластинчатого перлита, были выполнены, вероятно, Pröger. В диссертационной работе [84], опубликованной в 1964 г., описывая процесс формирования полос деформации (die Knickung или die Knickbandbildung), Pröger отмечает множество разновидностей полос сброса, отличающихся по происхождению (возникшие в процессе среза, растяжения, сжатия), по стадии возникновения (первичные, вторичные), по форме (Z-образные, S-образные, симметричные, несимметричные, прямые, волнистые, параллельные, разветвляющиеся). В структуре грубопластинчатого перлита анализируемые полосы локализованной деформации можно наблюдать даже с использованием методов световой микроскопии. В то же время наиболее интересные особенности тонкого строения этих дефектов были получены методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Ряд снимков, зафиксированных с исполь-

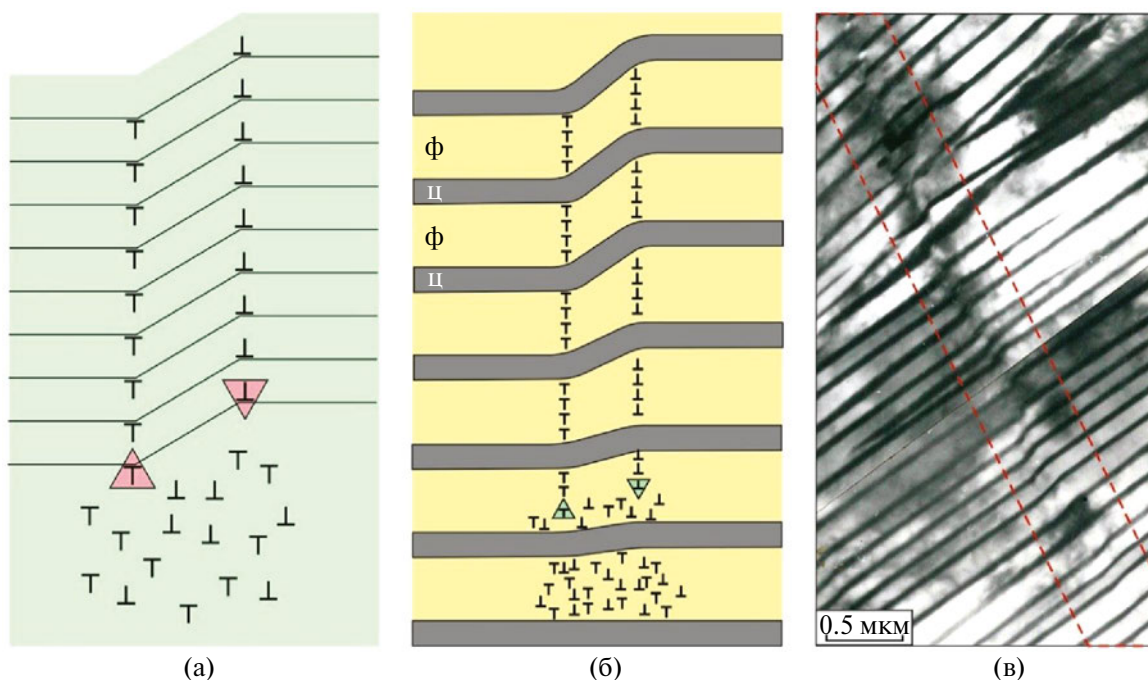


Рис. 21. Модели продвижения диполей частичных дисклинаций в однофазном материале: (а) [83] и в пластинчатом перлите (б) [6]; в — электронно-микроскопический снимок фрагмента незавершенного сдвига цементитных пластин в колонии пластинчатого перлита в направлении из верхнего левого угла к нижнему правому углу; Ф — феррит; Ц — цементит (снимок ПЭМ А.А. Батаева).

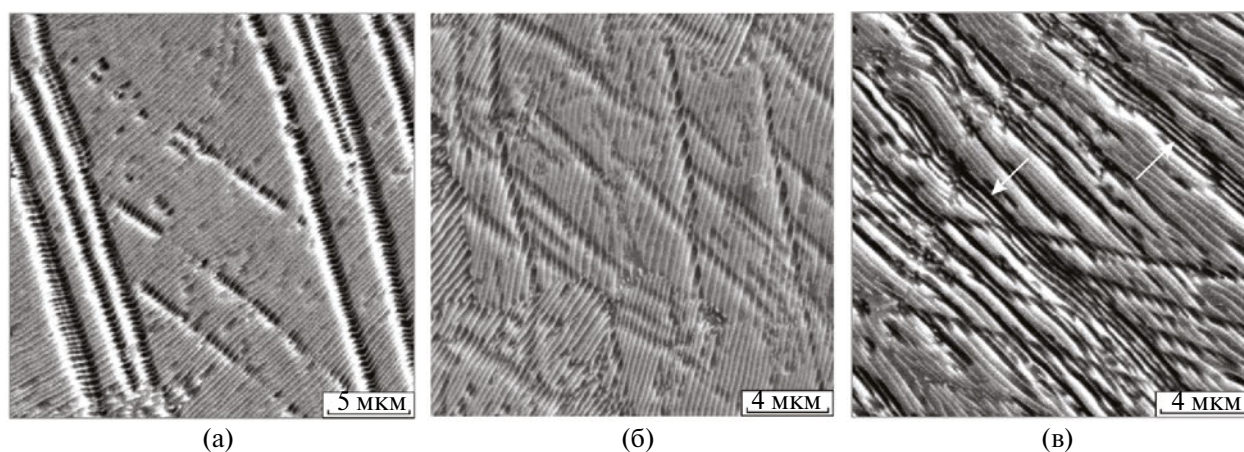


Рис. 22. Полосы сдвига в пластически деформированном пластинчатом перлите: а, б — полосы, пересекающие пластины феррита и цементита; в — семейство полос, ориентированных вдоль ферритных пластин (указаны стрелками). Химическое травление шлифов. РЭМ (снимки И.А. Батаева).

зованием растровой электронной микроскопии, представлен на рис. 22. Формирование темных зон в ферритных промежутках перлита свидетельствует о повышенной дефектности α -фазы.

Схема образования полосы сброса в колонии пластинчатого перлита, представленная в диссертации Pröger (рис. 23), по своей сути соответствует механизму пластического течения, основанному на формировании диполей частичных дисклинаций (рис. 21). В обоих случаях для фор-

мирования построений S-образной формы необходим переизбыток разноименных по знаку дислокаций и возможность разделения их на две части. Авторы работы [85] отмечали, что формирование такого рода дефектов определяется перестройкой дислокаций краевого типа. Следует подчеркнуть, что в модели, которую представил Pröger, в отличие от дисклинационной модели, перегиб пластин обеспечивается более широкими скоплениями дислокаций одного и того же

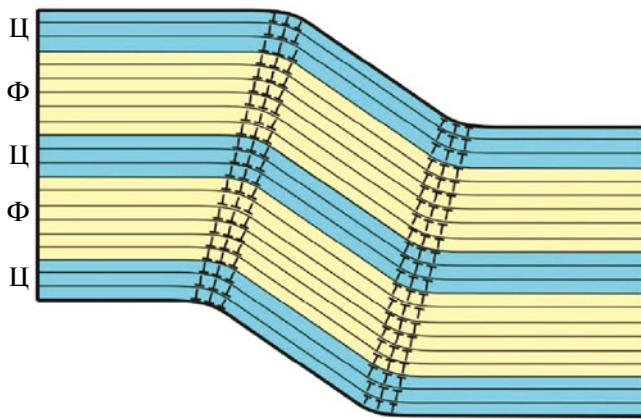


Рис. 23. Модель формирования полосы сброса в пластинчатом перлите [83].

знака. В отличие от двойников, границы полос сброса не являются плоскостями “нулевой” толщины [84].

Термин “полоса сброса” тесно связан с геологическими преобразованиями земной коры, которая, как и пластинчатый перлит, имеет слоистое строение. В геологии сброс означает разрывное нарушение, в соответствии с которым один блок земной коры опускается относительно другого.

По своей сути формирование полосы сброса сопровождается сдвигом одной части деформируемого материала относительно другой. Для описания процессов локализации пластического течения в деформируемых металлических материалах термин “полоса сдвига” применяется чаще чем “полоса сброса”.

Образование полос сброса неразрывно связано с реализацией механизмов ротационной пластичности в деформируемых материалах. В работах [86, 87] на примере высокоуглеродистых сталей, подвергнутых волочению, было показано, что способность пластинчатого перлита пластически деформироваться с образованием полос сброса и развитием ротационной моды пластической деформации связана с характером легирования.

Исследованию полос сдвига в гомогенных материалах, а также в сплавах, содержащих частицы второй фазы глобулярной формы, посвящено множество работ. По сравнению с материалами этого типа достоинством сплавов со слоистой структурой, в том числе и пластинчатого перлита, является характер визуализации, позволяющий делать обоснованные выводы о процессах массопереноса в процессе пластической деформации.

На рис. 24 представлены два типа полос сдвига, существенно отличающихся между собой. В

полосах первого типа (рис. 24а–в) цементитные пластины, несмотря на свою природную хрупкость, изгибаются, удлиняются, становясь при этом значительно тоньше. Методами структурного анализа наблюдаются узкие полосы сдвига, цементитные пластины в которых остаются неразрушенными. Можно полагать, что сохранению их сплошности способствует характер напряженного состояния, имеющего место в зоне деформации перлита. В присутствии сжимающих напряжений склонность к пластической деформации материала без образования трещин возрастает.

Полосы сдвига второго типа (рис. 24г–е) по сравнению с первыми значительно шире. Действующие в зоне сдвига напряжения раздвигают цементитные пластины, результатом чего является расслоение материала вдоль межфазных границ, сопровождающееся потерей сплошности материала. Утонения цементитных пластин в центральных зонах полос этого типа не происходит. В то же время в местах резкого перегиба пластин наблюдается их разрушение.

Следует подчеркнуть, что склонность к пластической деформации материала без разрушения характерна для колоний перлита с более тонкими цементитными пластинами. Если же деформации подвергается грубопластинчатый перлит, высока вероятность хрупкого разрушения цементита с образованием характерных осколков. Напряжения растягивающего типа являются еще одним фактором, инициирующим механизм хрупкого разрушения цементита.

Анализируя особенности процесса пластической деформации перлита, завершающегося образованием мелких трещин и слиянием их в магистральный дефект, следует подчеркнуть роль локализации пластического течения, которая в двухфазной структуре слоистого типа проявляется более ярко по сравнению с пластичными гомогенными металлическими материалами. По изменению формы закономерно чередующихся ферритных и цементитных слоев можно обоснованно судить о характере структурных преобразований материала в условиях внешнего нагружения.

Следует подчеркнуть, что очаги локализации пластического течения, связанные определенным образом с особенностями строения металлических материалов, являются типичными предвестниками процесса их разрушения.

11.4. Двойникование пластинчатого перлита

Двойникование является одним из механизмов пластической деформации сталей. Экспериментально установлено, что в обычных условиях нагружения (комнатная температура, малые ско-

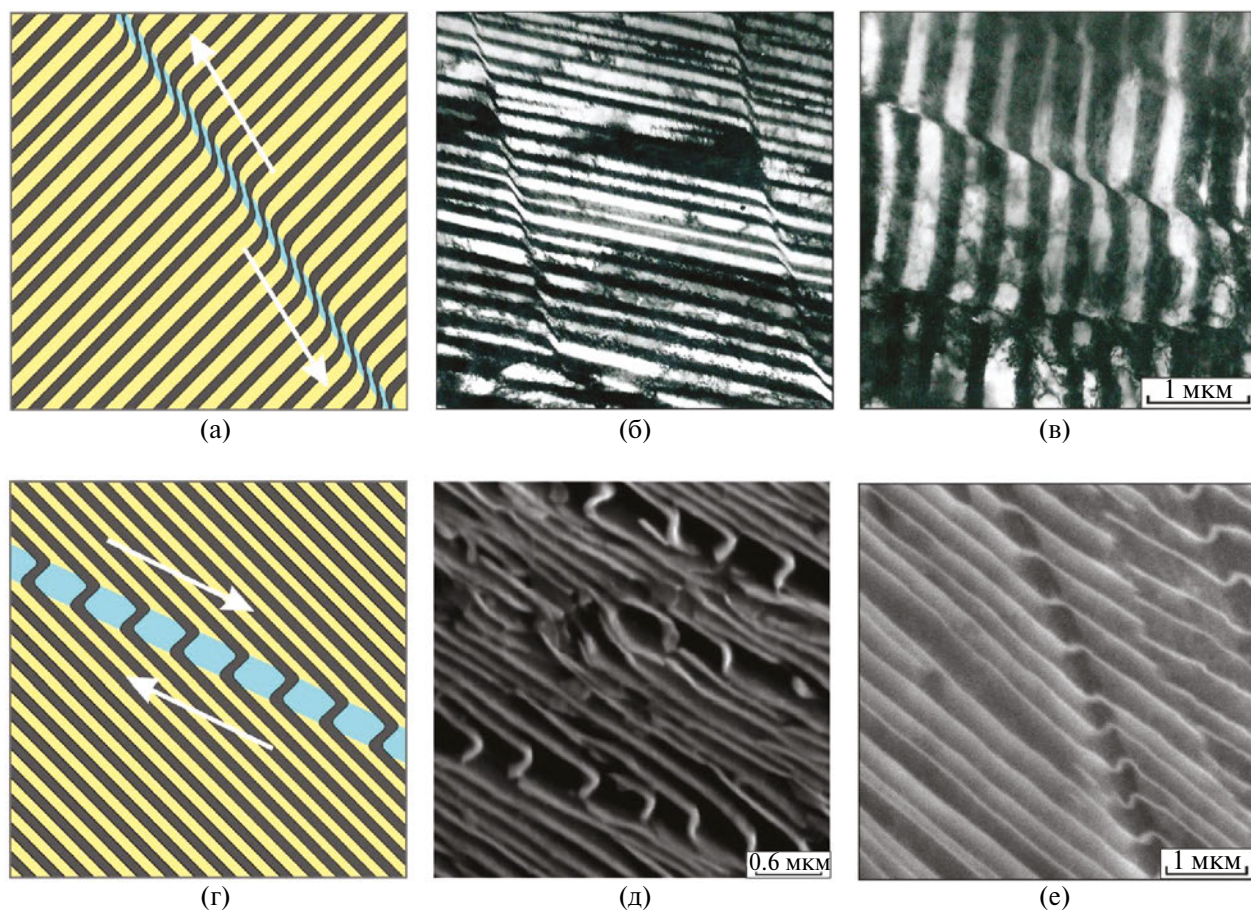


Рис. 24. Полосы сдвига в колониях пластинчатого перлита: (а–в) схема и снимки (ПЭМ) узких полос сдвига, сопровождающихся утонением цементитных пластин без их разрушения; (г, д) схема и снимки (РЭМ) широких полос сдвига, цементитные пластины в которых склонны к разрушению (снимки А.А. Батаева (ПЭМ) и И.А. Батаева (РЭМ)).

рости пластической деформации) феррит, присутствующий в структуре сталей, к двойникованию не склонен. В процессе кристаллизации и термической обработки углеродистых сталей, сопровождающейся формированием структуры феррита, этот тип дефектов также не образуется. В то же время М. Прöger показал, что в процессе пластической деформации со скоростью более 9 м/с при температуре жидкого азота в структуре пластинчатого перлита формируются двойники. Дефекты такого типа он наблюдал, используя обычный световой микроскоп [84]. Ряд сделанных им выводов о поведении цементитных пластин при двойниковании ферритной матрицы перлита, экспериментально не подтвержден. По этой причине к ним следует относиться с осторожностью.

В работе Bowden и Kelly двойники деформационного происхождения изучали при более высоких увеличениях методом просвечивающей электронной микроскопии [88]. Большинство этих дефектов образуется в тех случаях, когда

плоскость двойника пересекает пластины цементита под углом более 45 градусов, т.е. в колониях с минимальной эффективной толщиной карбидов (рис. 25а). В то же время, по данным Прöger [84] возможно формирование двойников, расположенных в ферритных промежутках и не пересекающих цементитные пластины (рис. 25б).

Примеры двойников в структуре пластинчатого перлита, зафиксированные методом ПЭМ Никулиной с соавторами, приведены на рис. 26.

Анализ темнопольного и светопольного изображений позволяет сделать вывод о том, что толщина двойников, наблюдаемых в α -фазе перлита, соизмерима с толщиной цементитных пластин.

Исследуя процессы пластической деформации высокоуглеродистой стали, Прöger отмечал механизм структурных преобразований, при реализации которого двойники, пересекающие колонии перлита в поперечном направлении, продолжают свое движение вдоль пластин со-

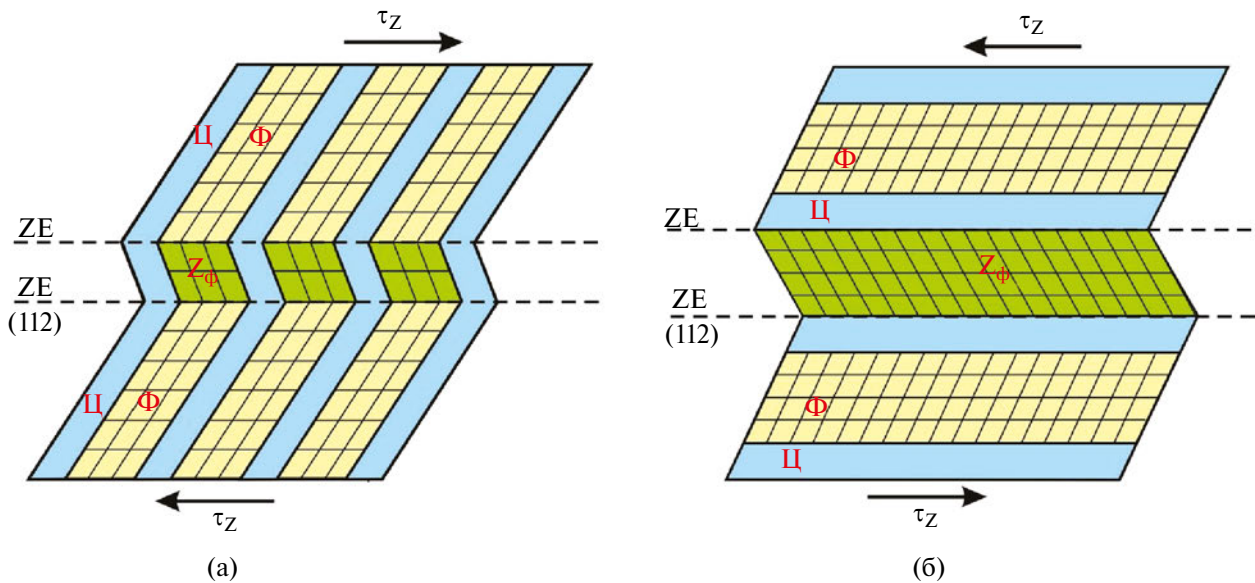


Рис. 25. Схемы образования двойников, ориентированных поперек цементитных пластин (а) и расположенных между цементитными пластинами (б); Ф — феррит, Ц — цементит, Z_ϕ — двойник в феррите перлита, ZE — плоскость двойникования в феррите [84].

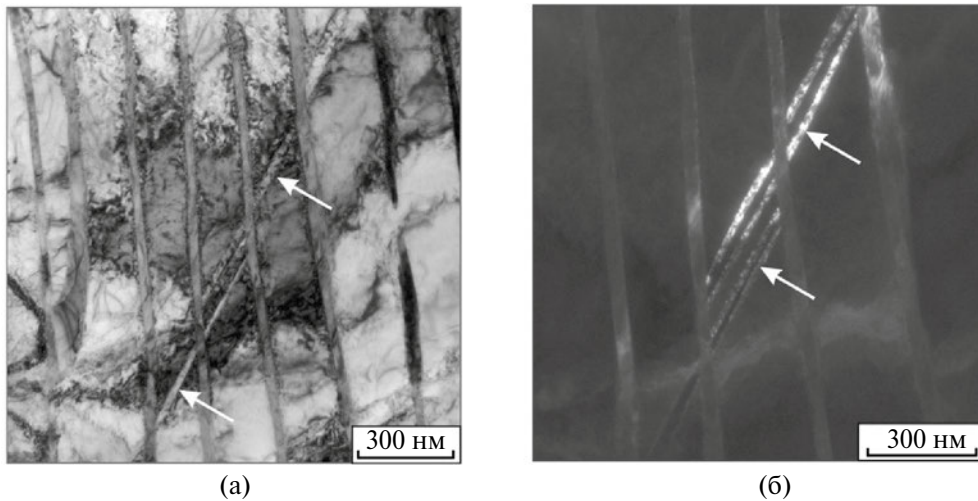


Рис. 26. Светлопольное (а) и темнопольное (б) изображения двойников деформационного происхождения (показаны стрелками) в структуре пластинчатого перлита (снимки ПЭМ А.И. Смирнова и А.А. Никулиной).

седней колонии [6, 84]. Схематически результат этого процесса отображен на рис. 27. Причиной, объясняющей такой характер двойникования, по нашим представлениям, может быть единство ферритной матрицы обеих колоний перлита.

11.5. Двойники в феррито-перлитной структуре

Наличие единой ферритной матрицы в смежных колониях перлита позволяет ставить вопрос о принципиальных различиях этих структурных образований: “Всегда ли ферритные матрицы соседних колоний разориентированы?” Прямолнейное распространение двойника при его

выходе из одной колонии и дальнейшее продвижение в соседней колонии указывает на то, что ферритная матрица в этих микрообъемах одна и та же. Подтверждением этой гипотезы является тот факт, что при исследовании перлита методом просвечивающей электронной микроскопии часто на стыках соседних колоний в феррите не наблюдаются границы, свидетельствующие о разориентировке микрообъемов.

Проведенные исследования свидетельствуют о том, что ферритная матрица может быть единой не только для соседних колоний пластинчатого перлита (в сталях эвтектоидного состава),

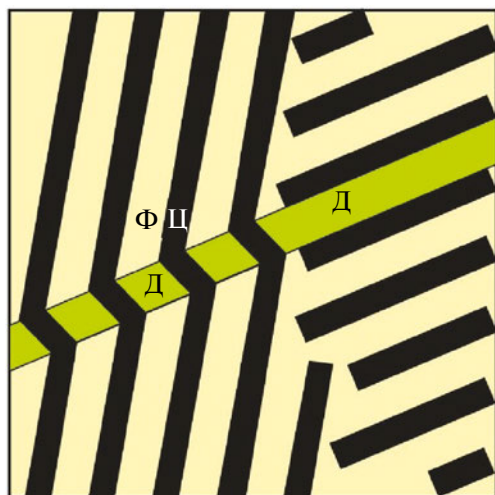


Рис. 27. Формирование прямолинейного двойника в двух колониях пластинчатого перлита, характеризующихся единой ферритной матрицей: Д — двойник; Ц — цементит; Ф — феррит. (По представлениям М. Pröger [84]).

но также и для ферритных зерен и граничащих с ними колоний перлита (в доэвтектоидных сталях). Доказательством этому могут быть снимки, на которых представлена деформированная взрывом сталь 20 с феррито-перлитной структурой (рис. 28). Методами структурного анализа зафиксированы микрообъемы, в которых возникшие при пластической деформации двойники без смены направления пересекают ферритные зерна и граничащие с ним колонии пластинчатого перлита.

Ранее в работах [89, 90] с использованием метода EBSD было показано, что единая ориентация ферритной составляющей присуща конгломерату из большого числа перлитных колоний в масштабе “бывшего” аустенитного зерна. Полученные авторами указанных работ результаты являются прямым доказательством единства ферритной матрицы в группе смежных колоний, возникших в пределах одного зерна γ -фазы.

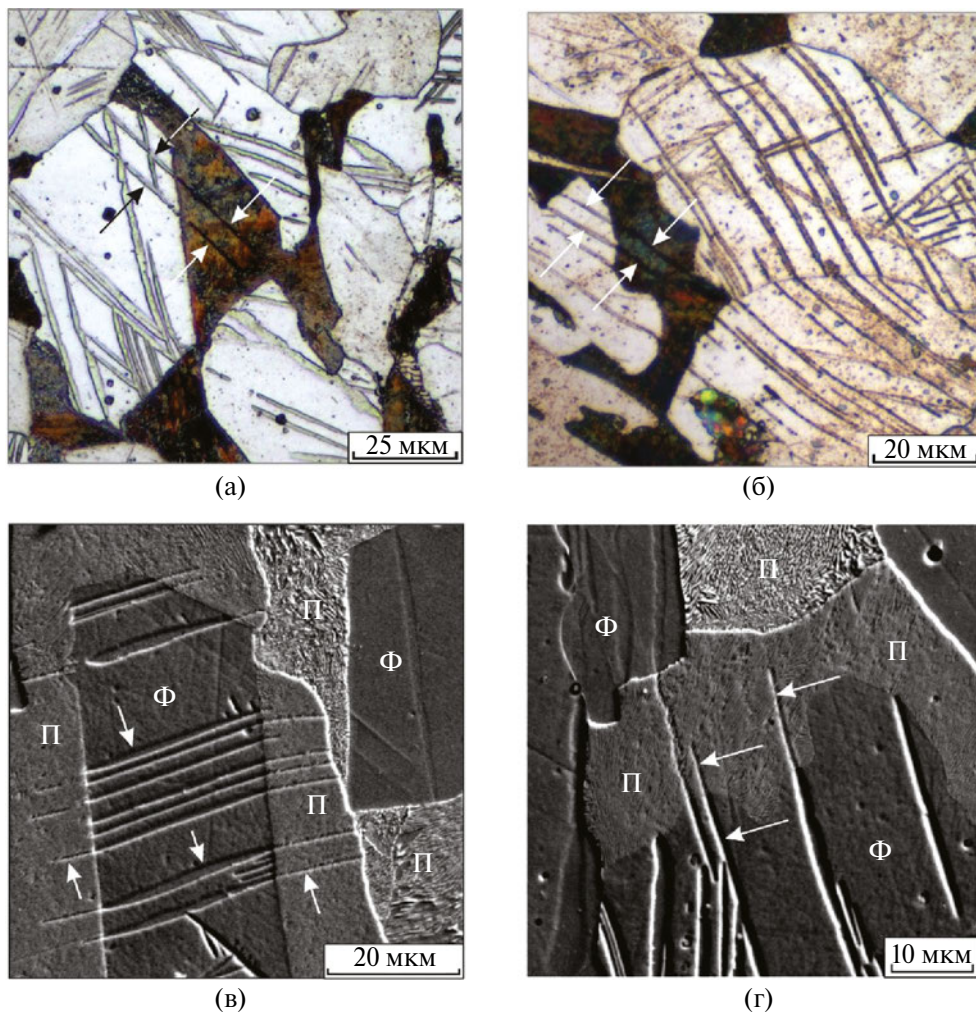


Рис. 28. Двойники, прямолинейно пересекающие ферритное зерно и колонию пластинчатого перлита в деформированной взрывом стали 20 (указаны стрелками): а, б — световая микроскопия; в, г — растровая электронная микроскопия. П — перлит, Ф — феррит (снимки И.А. Батаева).

11.6. Разрушение цементитных пластин

Подробный анализ особенностей разрушения цементита в пластинчатом перлите приведен в работах [6, 16]. Учитывая тип кристаллической решетки цементита, особенности его строения, высокий уровень твердости и отсутствие пластичности при испытании массивных образцов, можно ожидать, что в процессе пластической деформации сталей, находящихся в перлитном состоянии, цементитные пластины будут интенсивно разрушаться. Однако характер поведения цементитной фазы определяется не только ее свойствами, но также и рядом других факторов. Во-первых, следует отметить толщину цементитных пластин. С увеличением этого параметра склонность к разрушению карбидов возрастает.

Второй фактор, определяющий характер разрушения пластинчатого перлита, связан с образованием полос сброса, сопровождающихся перегибом цементитных пластин. Экспериментально установлено, что чем уже полоса, тем выше склонность цементитных пластин к разрушению. Наиболее узкие полосы возникают при деформации сталей по схеме растяжения.

11.7. Сдвиг цементитных пластин вдоль планарных дефектов

Характерные примеры хрупкого разрушения цементитных пластин в пластически деформированном перлите представлены на рис. 29. Возникшие при этом элементы имеют форму осколков, сдвинутых друг относительно друга. Есть убедительные основания полагать, что сдвиг осуществляется вдоль планарных дефектов, возникших на стадии аустенито-перлитного превращения [5, 7].

Значимость отмеченных планарных дефектов определяется не только влиянием на механиче-

ские свойства цементитных пластин, но также тем обстоятельством, что места их выхода на габитусные плоскости цементита определяют локальные зоны растворения карбида железа и оттока углерода в ферритные пластины. Развитие этого процесса, сопровождающегося формированием внутри цементитных пластин ферритных мостиков, приводит к проявлению одного из механизмов преобразования пластинчатого перлита в глобулярный (рис. 30). Важная роль указанных структурных дефектов определяется и тем, что передача деформации из одной ферритной пластины в другую осуществляется через расположенную между ними цементитную пластину по плоскостям $(\bar{1}03)_\text{п} \parallel (\bar{1}01)_\text{ф}$, параллельным планарным дефектам [5].

12. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРОЙ ПЕРЛИТА

12.1. Прочность пластинчатого перлита

Особенности строения перлита определяют характер его поведения в различных условиях внешнего нагружения. Важнейшей характеристикой сплавов конструкционного назначения, в том числе сталей с перлитной и феррито-перлитной структурой, является уровень их прочностных свойств. Величина предела текучести материалов, используемая при проведении инженерных расчетов, определяет металлоемкость проектируемых конструкций и по этой причине имеет важное прикладное значение.

В настоящее время при описании прочностных свойств металлических материалов доминирует дислокационная теория, учитывающая возможность проявления в сплавах ряда дислокационных механизмов упрочнения. Для описа-

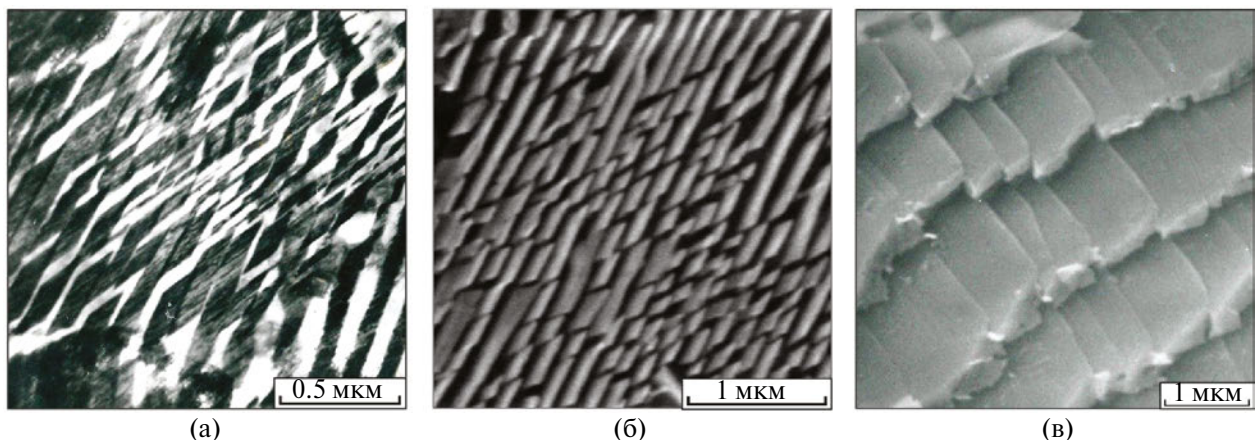


Рис. 29. Раздробленные пластины цементита в пластически деформированном перлите: а — просвечивающая электронная микроскопия; б, в — растровая электронная микроскопия (снимки А.А. Батаева и И.А. Батаева).

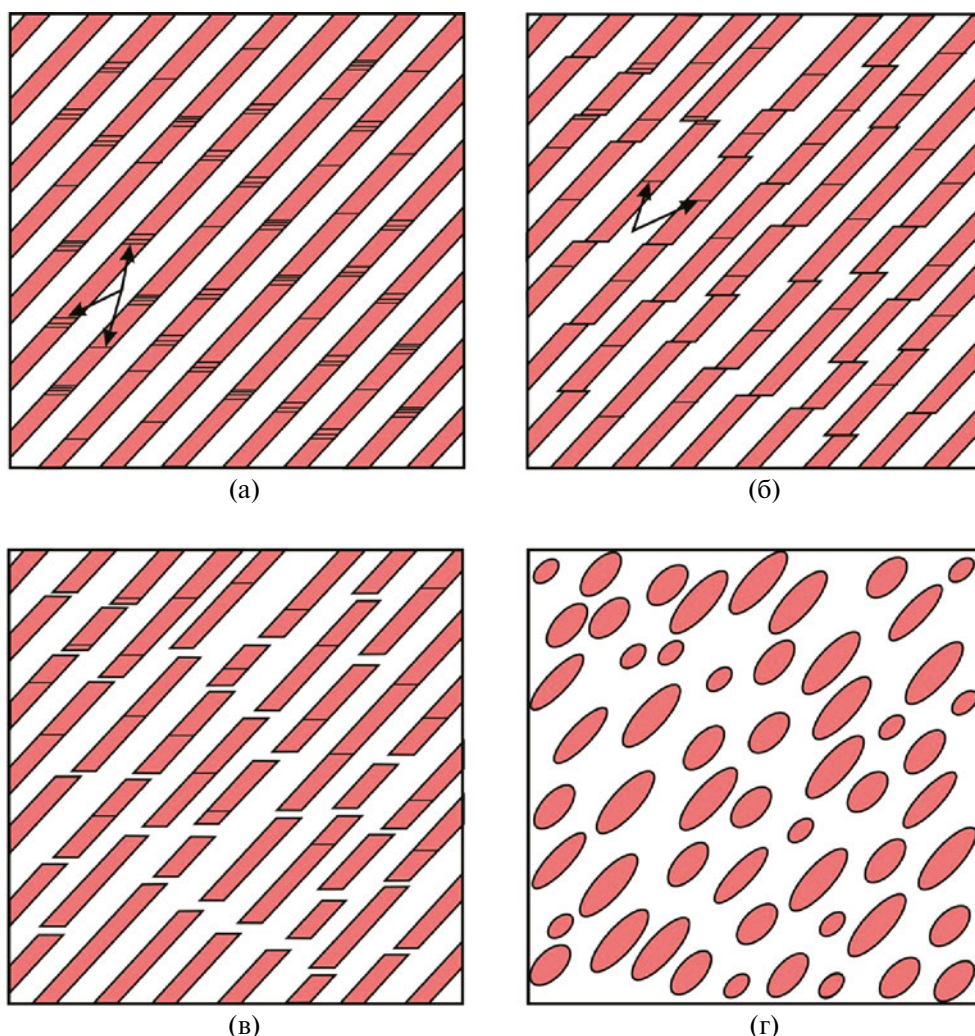


Рис. 30. Влияние планарных дефектов на процесс сфероидизации цемента при отжиге пластически деформированной стали: а — планарные дефекты (указаны стрелками) в группе цементитных пластин; б — стадия инициации сдвига по дефектным плоскостям; в — стадия формирования ферритных мостиков; г — стадия сфероидизации фрагментов цементитных пластин (представление структурных преобразований по работе [5]).

ния предела текучести материалов, находящихся в однофазном состоянии, широко используется зависимость Холла—Петча, имеющая вид:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k d_3^{-\frac{1}{2}}, \quad (6)$$

где σ_0 — напряжение сопротивления движению дислокаций, обусловленное проявлением механизма Пайерлса — Набарро, присутствием распределенных в матрице дислокаций и влиянием растворенных атомов. Параметр d_3 в указанной зависимости представляет размер зерна сплава, а k — параметр, который характеризует степень блокировки дислокаций границами зерен. Из уравнения (6) следует, что результатом измельчения зеренной структуры однофазного сплава, т.е. увеличения в нем протяженности высокоу-

гловых границ является рост предела текучести материала.

Предел текучести сталей со структурой пластинчатого перлита определяется свойствами наименее прочной из двух фаз — феррита. Функцию границ зерен, препятствующих передвижению дислокаций, а, следовательно, оказывающих упрочняющее воздействие на металлические сплавы, оказывают цементитные пластины [11]. Возникает вопрос: “Какой структурный параметр является аналогом диаметра ферритного зерна в уравнении Холла—Петча?” В соответствии с представлениями Гриднева с соавторами в расчетах необходимо учитывать длину наибольшей плоскости скольжения, возникающей в ферритном промежутке, которая в 4.75 раза больше величины t_ϕ . С учетом этого об-

стоятельства для сталей со структурой пластинчатого перлита зависимость Холла—Петча приобретает вид:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k(4.75t_\Phi)^{-1/2}. \quad (7)$$

Сравнивая зависимости (6) и (7), можно сделать вывод о том, что фактически речь идет о единстве природы упрочнения железа и сталей со структурой перлита.

В соответствии с исследованиями, выполненными Макаровым с соавторами [91], при испытании образцов из стали со структурой тонкопластинчатого перлита, находящегося в неравновесном состоянии, зависимость Холла—Петча, описывающая связь прочностных свойств с величиной межпластинчатого расстояния, не выполняется.

В общем случае можно выделить три пути, обеспечивающие возможность повышения прочности перлита. Один из них, как отмечено выше, связан с повышением дисперсности феррито-цементитной смеси. Во-вторых, можно усилить механизм твердорастворного упрочнения феррита, растворив в нем кроме углерода иные элементы. В-третьих, перемещение дислокаций в ферритных промежутках перлита можно затруднить, введя в феррит еще более мелкие частицы, например, ϵ -меди. Совершенно очевидно, что в ферритных промежутках толщиной менее 100...200 нм такие частицы могут быть только наноразмерными. Частицы такого типа представляют весьма значимый структурный фактор, оказывающий дополнительное упрочняющее воздействие на ферритную составляющую перлита. Долгое время возможность реализации механизмов упрочнения ферритной составляющей в литературе не обсуждалась. Однако с совершенствованием методов структурного анализа, в частности с улучшением разрешающей способности просвечивающих электронных микроскопов экспериментально была показана возможность практической реализации дополнительного упрочнения ферритной составляющей в пластинчатом перлите.

Для объяснения зависимости Холла—Петча в сталях со структурой пластинчатого перлита используют две дислокационные модели. Одна из них именуется моделью дислокационных скоплений, вторая — моделью деформационного упрочнения. Краткий их анализ, проведенный по аналогии с гомогенными сплавами, представлен в работе [6]. Модель дислокационных скоплений предполагает, что для передачи пластического скольжения из одной ферритной пластины в другую, т.е. для реализации пластического течения в перлите, в одной из них необ-

ходимо сконцентрировать определенное количество дислокаций. Чем меньше величина t_Φ , тем больше уровень напряжений, который позволяет обеспечить необходимое количество дислокаций. Если же в плоскости скольжения количество дислокаций будет меньше критического значения, пластическая деформация в перлите развиваться не будет.

Вторая из отмеченных моделей — модель деформационного упрочнения — связана с количеством дислокаций, генерируемых в процессе внешнего нагружения сталей. Полагают, что источниками дислокаций при деформации пластинчатого перлита являются границы раздела между ферритом и цементитом [92]. Исходя из этого, следует, что чем выше дисперсность феррито-цементитной смеси, т.е. чем больше площадь межфазных границ, тем больше плотность дислокаций, возникающих на этапе нагружения стали, а, следовательно, выше уровень ее предела текучести.

12.2. Прочность глобулярного перлита

Основным фактором, определяющим прочностные свойства перлита глобулярного типа, является межкарбидное расстояние λ , которое, в свою очередь, определяется объемной долей цементита и размерами карбидных частиц. Частицы цементита, характерные для сталей со структурой глобулярного перлита, образующегося при реализации используемых на практике технологических процессов, являются некогерентными по отношению к ферритной матрице. В процессе пластической деформации стали они представляют собой непреодолимые для дислокаций (неперерезаемые) структурные барьеры. В общем виде прирост предела текучести сплава $\Delta\sigma_\Phi$, обусловленный присутствием некогерентных частиц, описывается уравнением Орована, имеющем вид [93]:

$$\Delta\sigma_\Phi = \frac{2\alpha M G b}{\lambda}, \quad (8)$$

где α — коэффициент, равный ~ 0.5 ; M — ориентационный множитель; G — модуль сдвига матрицы; b — вектор Бюргерса матрицы; λ — межчастичное расстояние. В тех случаях, когда размер частиц, выделившихся в матрице $\bar{d}$, соизмерим с межчастичным расстоянием, вместо величины λ в расчетах используют параметр $(\lambda - \bar{d})$.

13. ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРОЙ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА

Широкий комплекс триботехнических исследований высокоуглеродистых сталей со струк-

турой перлита выполнен уральскими специалистами [58, 91, 94–98]. В работах Макарова с сотрудниками [95, 96] и Егоровой [97] показано положительное влияние легирования эвтектоидной стали кремнием и хромом на стойкость в условиях абразивного изнашивания. Отмечается, что износостойкость перлита, легированного хромом, может превышать аналогичный показатель нижнего бейнита, который, в свою очередь, обладает гораздо более высоким уровнем твердости.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Несмотря на то, что перлит является структурной составляющей, присутствующей во многих сталях, и на глубоком уровне изучается более пятидесяти лет, имеется много неопределенностей, касающихся особенностей его образования и деталей тонкого строения. Анализ многочисленных данных, полученных в отечественных и зарубежных лабораториях, свидетельствует о целесообразности проведения дополнительных исследований с использованием современного аналитического оборудования и привлечением методов моделирования материалов. Особого внимания заслуживают данные о тонком строении цементита, определяющие характер его поведения в различных условиях внешнего нагружения. Зафиксированные экспериментально результаты не позволяют объяснить убедительно процессы утонения цементитных пластин в условиях холодного волочения сталей эвтектоидного состава. По мнению авторов представленной работы целесообразно проведение дополнительных исследований, направленных на выявление особенностей фрагментированного состояния цементита. Для объяснения ресурса пластичности сталей, содержащих перлит, необходимы данные о строении межфазных границ, наличии вблизи них дефектов кристаллического строения, в частности дислокаций. Обоснованные экспериментально представления о дефектном состоянии карбидной фазы позволят выявить наиболее рациональные технические решения, обеспечивающие преобразование цементитных пластин в частицы глобулярной формы. Заслуживают внимания исследования, направленные на формирование гетерофазной структуры сталей, содержащих цементитные частицы в форме пластин и глобул субмикронного размера, расположенных в ферритной матрице, которая, в свою очередь, дополнительно упрочнена наноразмерными карбидами. Целесообразно изучение поведения сталей со структурой как пластинчатого, так и глобулярного перлита в условиях высокоскоростного нагру-

жения. Полученные при этом данные позволят расширить представления о механизмах пластической деформации и разрушения гетерофазных материалов. Нет сомнений, что при выполнении отмеченных выше исследований будут получены данные, выходящие за рамки сложившихся представлений о строении пластинчатого перлита и природе этой структурной составляющей.

Работа выполнена в рамках проекта FSUN-2024-0005 “Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях”.

Исследования проведены на оборудовании ЦКП “Структура, механические и физические свойства материалов” НГТУ.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bhadeshia H.K.D.H., Honeycombe R.W.K. Steels: Microstructure and Properties. Butterworth-Heinemann, 2017. 461 p.
2. Sorby H.C. On the Microscopical Structure of Iron and Steel // JISI. 1887. № 1. P. 255–289.
3. Мейль Р.Ф., Хагель У.К. Аустенитно-перлитное превращение // Успехи физики металлов. Сб. ст. М.: Металлургиздат, 1960. Вып. III. С. 88–156.
4. Zener C. Kinetics of the Decomposition of Austenite // Trans AIME. 1946. V. 167. P. 550–583.
5. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 312 с.
6. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: Наука, 1993. 278 с.
7. Цементит в углеродистых сталях: коллектив. монография / Под. ред. В.М. Счастливцева. Екатеринбург: Издательство УМЦ УПИ, 2017. 380 с.
8. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А. Структурные превращения в перлите при нагреве. 1. Твердорастворное упрочнение ферритной составляющей перлита // ФММ. 1994. Т. 77. № 4. С. 138–148.
9. Hillert M. Solid State Phase Transformations // Jernkontorets Annaler. 1957. V. 141. № 11. P. 757–790.
10. Блантер М.Е. Фазовые превращения при термической обработке стали. М.: Металлургиздат, 1962. 270 с.
11. Гряднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. Киев: Наукова думка, 1974. 231 с.
12. Sundquist B.E. The edgewise growth of pearlite // Acta Met. 1968. V. 16. № 12. P. 1413–1427.
13. Bramfitt B.L., Marder A.R. A transmission-electron-microscopy study of the substructure of high-pu-

- rity pearlite // Mater. Charact. 1997. V. 39. № 2–5. P. 199–207.
14. Embury J.D., Fisher R.M. The structure and properties of drawn pearlite // Acta Metall. 1966. V. 14. P. 147–159.
 15. Бернштейн М.Л., Владимирская Т.Н., Займовский В.А. Влияние высокотемпературной термомеханической изотермической обработки на структуру и механические свойства стали // Изв. АН СССР. Металлы. 1979. № 2. С. 130–139.
 16. Батаев А.А., Тушинский Л.И., Батаев В.А. Особенности разрушения цементита при деформации сталей со структурой пластинчатого перлита // ФММ. 1995. Т. 80. № 5. С. 148–154.
 17. Mehl R.F. The Structure and Rate Formation of Pearlite // Metallogr. Microstruct. Anal. 2015. V. 4. P. 423–443.
 18. Изотов В.И., Комков Н.А., Филиппов Г.А. Кинетика и кристаллогеометрия выделения карбида ванадия на межфазной границе при перлитном превращении стали // ФММ. 2013. Т. 114. № 3. С. 279–289.
 19. Изотов В.И., Комков Н.А., Филиппов Г.А. Морфология и кристаллогеометрия выделений медьсодержащей фазы и дисперсное упрочнение перлитной стали Fe–C–Mn–Cu и Fe–C–Mn–Cu–V // ФММ. 2015. Т. 116. № 1. С. 40–50.
 20. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.
 21. Honeycombe R.W.K. Ferrite // Metal Sci. 1980. V. 14. № 6. P. 201–214.
 22. Fasiska E.J., Jeffrey G.A. On the Cementite Structure // Acta Cryst. 1965. V. 19. P. 463–471.
 23. Таран Ю.Н., Новик В.И. О фигурах травления в кристаллах цементита // Кристаллография. 1965. Т. 10. Вып. 6. С. 901–907.
 24. Таран Ю.Н., Новик В.И. Строение цементита белого чугуна // Литейное производство. 1967. № 1. С. 34–38.
 25. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю. О возможных положениях атомов углерода в решетке цементита // ФММ. 2003. Т. 96. № 3. С. 75–82.
 26. Koreeda A., Shmitzu K. Dislocations in Cementite // Philosophical Magazine. 1968. V. 17. № 149. P. 1083–1086.
 27. Levchenko E.V., Evteev A.V., Belova I.V., Murch G.E. Molecular dynamics simulation and theoretical analysis of carbon diffusion in cementite // Acta Mat. 2009. V. 57. № 3. P. 846–853.
 28. Petch N.J. The interpretation of the crystal structure of cementite // J. Iron Steel Institute. 1944. V. 149. P. 143–150.
 29. Okamoto T., Matsumoto H. Precipitation of ferrite from cementite // Metal Sci. 1975. V. 9. № 1. P. 8–12.
 30. Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. М.: Металлургия, 1969. 416.
 31. Воронин В.И., Бергер И.Ф., Горностырев Ю.И., Урцев В.И., Кузнецов А.Р., Шмаков А.В. Состав цементита в зависимости от температуры. In-situ нейтронография и результаты ab-initio расчетов // Письма в ЖЭТФ. 2010. Т. 91. № 3. С. 154–157.
 32. Таран Ю.Н., Мазур В.И. Структура эвтектических сплавов. М.: Металлургия, 1978. 312 с.
 33. Батаев В.А., Кращук Н.В. Особенности строения избыточного цементита в сталях // Сборник научных трудов НГТУ. 1988. № 3. С. 59–67.
 34. Spanos G., Aaronson H.I. The interfacial structure and habit plane of proeutectoid cementite plates // Acta Met. Mater. 1990. V. 38. № 12. P. 2723–2732.
 35. Hsueh S.A., Shiflet G.J. Pearlite Growth Mechanism // Acta Metallurgica. 1987. V. 35. № 5. P. 1019–1028.
 36. Белоус М.В., Черепин В.Т., Васильев М.А. Превращения при отпуске стали. М.: Металлургия, 1973. 231 с.
 37. Парусов В.В., Долженков И.И., Сухомлин В.И. Превращение аустенита в зернистый перлит в углеродистых и легированных сталях // МИТОМ. 1985. № 6. С. 6–11.
 38. Долженков И.Е., Долженков И.И. Сфероидизация карбидов в стали. М.: Металлургия, 1984. 142 с.
 39. Узлов И.Г., Парусов В.В., Долженков И.И. Механизм и кинетика превращения аустенита в зернистый перлит // МИТОМ. 1980. № 5. С. 54–55.
 40. Узлов И.Г., Парусов В.В., Долженков И.И., Евсюков М.Ф. Исследование кинетики и механизма распада аустенита сталей ШХ15 и 9ХС // Изв. АН СССР. Металлы. 1980. № 1. С. 121–124.
 41. Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Урцев В.Н., Дегтярев В.Н., Шмаков А.В. Природа аномального образования перлита в среднеуглеродистой стали при неравновесных условиях нагрева // ФММ. 2016. Т. 117. № 6. С. 593–599.
 42. How H.M. Железо, сталь и другие сплавы. Гостехиздат. Бюро иностранной науки и техники. Берлин, 1923. 535 с.
 43. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Гос. науч.-тех. изд-во лит-ры по черной и цвет. металлургии, 1963. 456 с.
 44. Салтыков С.А. Введение в стереометрическую металлографию. Ереван: Изд-во АН АрмССР, 1950. 261 с.
 45. Petch N.J. The orientation relationships between cementite and α -iron // Acta Crystallographica. 1953. V. 6. № 1. P. 96.
 46. Pitsch W. Der Orientierungszusammenhang zwischen Zementit und Ferrit in Perlit // Acta Metallurgica. 1962. V. 10. P. 79–81.
 47. Багаряцкий Ю.А. Вероятный механизм распада мартенсита // ДАН СССР. 1950. Т. 73. № 6. С. 1161–1164.
 48. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. М.: Металлургия, 1994. 288 с.
 49. Исайчев И.В. Ориентация цементита в отпущенной углеродистой стали // ЖТФ. 1947. Т. 17. Вып. 6. С. 835–838.

50. Кутелия Э.Р. О кристаллографических соотношениях решеток аустенита и цементита // ФММ. 1969. Т. 28. № 5. С. 853–857.
51. Turnbull D. Theory of cellular precipitation // Acta Met. 1955. V. 3. № 1. P. 55–63.
52. Fisher J.C. Eutectoid Decompositions / Thermodynamics in Physical Metallurgy. Cleveland, Ohio: ASM. 1950. P. 201–241.
53. Brandt W.H. Solution of the Diffusion Equation Applicable to the Edgewise Growth of Pearlite // J. Appl. Phys. 1945. V. 16. P. 139–146.
54. Миркин И.Л. Исследование эвтектоидной кристаллизации стали / Структура и свойства сталей и сплавов: XVIII сб. тр. Моск. ин-та стали им. И.В. Сталина. М.: Оборонгиз, 1941. С. 5–158.
55. Садовский В.Д. Структурные превращения при закалке и отпуске конструкционных сталей // Тр. ин-та металлофизики и металлургии. Свердловск: УФАН СССР, 1945. Вып. 3. С. 3–68.
56. Никулина А.А., Смирнов А.И., Батаев И.А., Батаев А.А., Попелюх А.И. Особенности роста пластинчатого перлита в зоне сварки разнородных сталей // ФММ. 2016. Т. 117. № 1. С. 58–64.
57. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Заваров А.С. Влияние отпуска на структуру и свойства патентированной стали // ФММ. 1980. Т. 49. № 1. С. 138–144.
58. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Макаров А.В., Егорова Л.Ю., Яковлева И.Л. Влияние твердорастворного упрочнения феррита и сфероидизации цементита на износостойкость эвтектоидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита // ФММ. 1999. Т. 88. № 1. С. 94–103.
59. Макаров А.В., Коган Л.Х., Счастливцев В.М., Горкунов Э.С., Табатчикова Т.И., Колобылин Ю.М., Яковлева И.Л. Возможности контроля твердости и износостойкости эвтектоидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита магнитным и электромагнитным методами // Дефектоскопия. 2000. № 8. С. 3–17.
60. Счастливцев В.М., Садовский В.Д., Морозов О.П., Яковлева И.Л. О существовании низкотемпературного перлита в заэвтектоидных сталях // ФММ. 1981. Т. 51. № 5. С. 991–1001.
61. Морозов О.П. О кинетических и структурных закономерностях превращения аустенита сталей // ФММ. 1984. Т. 57. № 1. С. 142–150.
62. Морозов О.П., Счастливцев В.М. Низкотемпературный перлит в высокоуглеродистых нелегированных сталях // ФММ. 1988. Т. 66. № 5. С. 910–919.
63. Flüge J., Heller W., Schweitzer R. Gefüge und mechanische Eigenschaften von Schienenstählen // Stahl und Eisen. 1979. Bd. 99. № 16. S. 841–845.
64. Knowles G., Kelly P.M. Elasticmodulus hardening // Effect of second-phase particles on the mechanical properties of steel. London: Iron and Steel Institute, 1972. P. 9–15.
65. Honeycombe R.W.K., Pickering F.B. Ferrite and Bainite in Alloy Steels // Metal. Trans. 1972. V. 3. № 5. P. 1099–1112.
66. Batte A.D., Honeycombe R.W.K. Precipitation of Vanadium Carbide in Ferrite // J. Iron and Steel Inst. 1973. V. 211. № 4. P. 284–289.
67. Батаев И.А., Степанова Н.В., Батаев А.А., Никулина А.А., Разумаков А.А. Особенности выделения наноразмерных частиц ϵ -фазы меди в ферритных промежутках пластинчатого перлита // ФММ. 2016. Т. 117. № 9. С. 932–937.
68. Батаев А.А., Степанова Н.В., Батаев И.А., Канг Й., Разумаков А.А. Особенности выделения фазы ϵ -Cu в чугунах, легированных медью и алюминием // Металловедение и термич. обработка металлов. 2018. № 3. С. 18–25.
69. Stepanova N.V., Bataev I.A., Kang Y., Lazurenko D.V., Bataev A.A., Razumakov A.A., Jorge Junior A.M. Composites of copper and cast iron fabricated via the liquid: In the vicinity of the limits of strength in a non-deformed condition // Materials Characterization. 2017. V. 130. P. 260–269.
70. Батаев И.А., Степанова Н.В., Батаев А.А., Разумаков А.А. Особенности упрочнения феррита и перлита в сталях и чугунах, легированных медью // Изв. вузов. Физика. 2017. Т. 60. № 6. С. 86–90.
71. Медь в черных металлах / Под ред. И. Ле Мэя, Л. М.—Д. Шетки: Пер. с англ. Под ред. О.А. Банных. Москва: Металлургия, 1988. 311 с. (*Le May I. and Schetky L. Mc D. Copper in Iron and Steel. New York: Wiley Interscience, 1982.*)
72. Fournalis G., Baker A.J., Papadimitriou G.D. Microscopic characterization of interphase precipitation of ϵ -Cu in hypereutectoid Fe–Cu–C alloys // Acta Metal. et Mater. 1995. V. 43. № 7. P. 2589–2604.
73. Chairuangsi T., Edmonds D.V. Precipitation of copper in abnormal ferrite and pearlite in hyper–eutectoid steels // Acta Mater. 2000. V. 48. № 15. P. 3931–3949.
74. Salje G., Feller-Knipmeier M. The diffusion and solubility of copper in iron // J. Appl Phys. 1977. V. 48. P. 1833.
75. Горностырев Ю.Н., Карькин И.Н., Карькина Л.Е. Взаимодействие дислокаций с наноразмерными выделениями метастабильной фазы и дисперсионное упрочнение сплава Fe–Cu // ФТТ. 2011. Т. 53. № 7. С. 1317–1324.
76. Сильман Г.И., Камынин В.В., Гончаров В.В. Влияние меди на структуру и свойства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 6. С. 43–48.
77. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали. Киев: Наукова думка, 1987. 208 с.
78. Гряднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Немошкаленко В.В., Прокопенко В.Г., Разумов О.Н. Влияние легирующих элементов на распад цементита при пластической деформации стали // Докл. АН СССР. 1977. Т. 236. № 4. С. 857–860.
79. Гряднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Надуттов В.М., Полушкин Ю.А. Перераспределение углерода и легирующих элементов при пластической деформации и последующем нагреве стали // ФММ. 1980. Т. 50. № 3. С. 582–587.

80. Wilson D.V. Texture and Structure of Relation of Changes in the Cementite Strains in Steel // *Nature*. 1951. V. 167. № 4257. P. 899–900.
81. Батаев А.А., Тушинский Л.И., Батаев В.А., Зуев Л.Б. Особенности пластической деформации сталей со структурой пластинчатого перлита // *Изв. вузов. Физика*. 1996. № 7. С. 3–10.
82. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
83. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
84. Pröger M. Die Deformations- und Bruchmechanismen des lamellaren Perlits: Diss. – Stuttgart, 1964. 101 S.
85. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982. 584 с.
86. Терещенко Н.А., Яковлева И.Л., Чукин М.В., Ефимова Ю.И. Развитие ротационной моды пластической деформации при волочении перлитных сталей различных систем легирования // *ФММ*. 2015. Т. 116. № 3. С. 289–299.
87. Счастливцев В.М., Терещенко Н.А., Яковлева И.Л., Чукин М.В. Формирование аксиальной текстуры при волочении стали с пластинчатой структурой // *ДАН*. 2014. Т. 459. № 5. С. 574–577.
88. Bowden H.G., Kelly P.M. Deformation twinning in shock-loaded pearlite // *Acta Met.* 1967. V. 15. № 1. P. 105–111.
89. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Чукин М.В. Формирование кристаллографически-ориентированной колонии продуктов эвтектоидного распада в процессе пластической деформации стали волочением // *ДАН*. 2012. Т. 447. № 4. С. 387–390.
90. Терещенко Н.А., Яковлева И.Л., Зубкова Т.А., Чукин М.В., Копцева Н.В. Структурные уровни деформации перлита в углеродистой стали эвтектоидного состава // *ФММ*. 2013. Т. 114. № 5. С. 468–479.
91. Макаров А.В., Саврай Р.А., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Егорова Л.Ю. Механические свойства и особенности разрушения при статическом растяжении высокоуглеродистой стали с перлитными структурами различного типа // *ФММ*. 2007. Т. 104. № 5. С. 542–555.
92. Takahashi T., Nagumo M. Flow stress and work hardening of pearlite steel // *Trans. Jap. Inst. Metals*. 1970. V. 11. № 2. P. 113–119.
93. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 312 с.
94. Макаров А.В., Саврай Р.А., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Егорова Л.Ю. Структурные особенности поведения высокоуглеродистой перлитной стали при циклическом нагружении // *ФММ*. 2011. Т. 111. № 1. С. 97–111.
95. Макаров А.В., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Осинцева А.Л., Егорова Л.Ю. Влияние кремния на износостойкость при трении и абразивном воздействии высокоуглеродистой стали со структурами изотермического распада аустенита // *Деформация и разрушение материалов*. 2010. № 6. С. 1–7.
96. Макаров А.В., Егорова Л.Ю., Табатчикова Т.И., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Осинцева А.Л. Влияние легирования хромом на структуру и абразивную износостойкость высокоуглеродистых сталей после изотермического превращения аустенита // *Деформация и разрушение материалов*. 2013. № 11. С. 31–38.
97. Егорова Л.Ю. Влияние структурного состояния перлита на физико-механические и коррозионные свойства высокоуглеродистых сталей. Автореф. дисс.к.т.н. Екатеринбург: ИФМ УрО РАН, 2014. 23 с.
98. Макаров А.В., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю. Износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей со структурой изотермического распада аустенита // *ФММ*. 2004. Т. 97. № 5. С. 94–105.

FINE STRUCTURE OF LAMELLAR PEARLITE IN IRON–CARBON ALLOYS (REVIEW)

A. A. Bataev¹, I. A. Bataev^{1,*}, K. I. Emurlaev¹, and E. D. Golovin¹

¹*Novosibirsk State Technical University (NSTU), Novosibirsk, 630073 Russia*

**e-mail: i.bataev@corp.nstu.ru*

This paper presents a review of studies on pearlite, the most important structural constituent of carbon and low-alloy steels. It mainly focuses on the fine structure of pearlite revealed by transmission electron microscopy (TEM) and scanning electron microscopy (SEM). Additionally, the paper highlights the key areas for future exploration to better understand the pearlite transformation in steels and the response of ferrite-cementite mixtures to different external loading conditions.

Keywords: iron-carbon alloys, pearlite, structure, defects, plastic deformation