

От редакции

В МГТУ им. Г.И. Носова в 2008 году открыт НИИ Наносталей (директор – Барышников М.П.), активно сотрудничающий с учеными Института физики металлов РАН под руководством академика РАН Счастливцева В.М.

НИИ Наносталей успешно провел и ведет цикл комплексных исследований с ведущими предприятиями России: ОАО «ММК», ОАО «ММК-Метиз», ЗТИ «Профит», Судославский завод сварочных материалов, Нижнетагильский металлургический комбинат, Белорецкий металлургический комбинат.

В НИИ НС функционирует комплексная лаборатория, работающая по следующим направлениям: физическое моделирование свойств материалов и процессов термической и деформационной обработки (комплекс GLEEBLE 3500); оптическая микроскопия; электронная микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ; математическое моделирование металлургических процессов и технологий; механические испытания.

Возможности и оснащение комплексной лаборатории полностью соответствуют современным мировым стандартам в области металлургии.

Испытание материалов

Возможность проведения комплекса механических испытаний:

- растяжение, сжатие, трехточечный изгиб (универсальные испытательные машины Shimadzu AG-IC 300 и 50 кН, видеоэкстензометр Shimadzu TRWiewX);

- твердость и микротвердость (универсальный твердомер M4C075G3 Emco Test; микротвердомер Buehler Microtest 5103);

- ударная вязкость (копер маятниковый МК 300/150).

Моделирование процессов обработки металлов

Комплекс GLEEBLE 3500 предназначен для исследования свойств металлов и сплавов и позволяет моделировать большинство технологических процессов, таких как: горячие/теплые и холодные испытания материалов; испытание образцов различной геометрии на сжатие и растяжение; раскрытие трещин под действием деформации; плавление и кристаллизация; термоциклическая обработка; дилатометрия; исследование фазовых превращений при нагреве и охлаждении; постоянная и дискретная, изотермическая, последеформационная, термическая и термомеханическая усталость.

Комплекс GLEEBLE 3500 позволяет моделировать следующие процессы: непрерывное литье; обработка в полутвердом состоянии; горячая и холодная прокатка; ковка; экструзия; сварочные циклы; стыковая сварка; диффузионная сварка; непрерывный отжиг проката; термическая обработка; порошковая металлургия; синтез новых материалов и др.

Исследования структуры материалов

Исследования макро- и микроструктуры с использованием следующей приборной базы: сканирующий электронный микроскоп JEOL JSM-6490 LV с системами микрорентгеноспектрального анализа INCA Energy 450 x-MAX 50 Premium и дифракции обратно отраженных электронов HKL Premium EBSD System Nordlys II 2 S; оптический инвертированный микроскоп Meiji Techno 7200, с использованием системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO; анализатор стереоизображений поверхности твердых тел на базе стереомикроскопа Meiji Techno RZ-B.

Возможности комплексной лаборатории НИИ НС позволяют проводить широкий спектр исследований при разработке новых видов продукции и технологий их получения, а также при совершенствовании действующих технологий.

УДК 669.15-194.539.24

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ В ПРОЦЕССАХ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ АРМАТУРЫ

Счастливцев В.М.¹, Яковлева И.Л.¹, Копцева Н.В.², Ефимова Ю.Ю.², Никитенко О.А.²

¹ Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

² Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Россия

Аннотация. Исследовано формирование структуры высокоуглеродистой стали эвтектоидного состава при термических и деформационных воздействиях на различных этапах производства высокопрочной арматуры из катанки большого диаметра. Рассмотрены особенности структуры горячекатаной стали, патентированной заготовки и механизмы пластической деформации при волочении стали со структурой тонкопластинчатого перлита.

Ключевые слова: эвтектоидная сталь, патентирование, волочение, перлитная колония, межпластинчатое расстояние.

Введение

В последнее время одним из наиболее востребованных видов метизной продукции в России и за рубежом является высокопрочная арматура, которая

широко используется для изготовления предварительно напряженных железобетонных конструкций разного назначения. При расширении сети железных дорог и строительства высокоскоростных и тяжело нагруженных магистралей в Российской Федерации

происходит переход на железобетонные шпалы нового поколения. В них будет использована стальная арматура повышенной прочности диаметром 9,6 мм взамен проволоки периодического профиля диаметром 3 мм, которая в основном применялась в качестве арматуры до настоящего момента [1-3]. Новая конструкция позволяет уменьшить количество армирующих стержней, значительно сократить металлоемкость конструкций, снизить трудоемкость и энергетические затраты при сохранении эксплуатационных свойств.

Арматура является основным несущим компонентом в конструкции шпалы, определяющим ее работоспособность и долговечность. Поэтому эффективное применение предварительно напряженных железобетонных шпал в существенной степени зависит от физико-механических свойств напрягаемой арматуры, в связи с чем появилась необходимость разработки новых технологий производства высокопрочной стержневой арматуры, позволяющих получать повышенный уровень ее механических свойств [4].

Наибольшее распространение на сегодняшний день получили технологии изготовления высокопрочной арматуры с использованием специализированных линий [1, 4]. При этом в качестве исходной заготовки широко используется катанка, подвергнутая ускоренному охлаждению в потоке проволочных прокатных станов [5], структура которой должна быть близка к структуре патентированной стали и в основном должна представлять собой тонкопластинчатую ферритно-карбидную смесь (ФКС), которую принято называть сорбитом патентирования [6-8]. В то же время опыт производства высокопрочной арматурной проволоки на новом оборудовании выявил специфику, обусловленную большим сечением исходной заготовки (15-16 мм в диаметре) [9]: в катанке больших диаметров получение качественных сорбитизированных структур в условиях прокатного передела затруднительно. Так, в исследованиях, выполненных в ФГБОУ ВПО «Магнитогорский технический университет им. Г.И. Носова», было показано [10], что в сталях, близких по составу к эвтектоидным, при реальных скоростях охлаждения катанки диаметром 10 мм с прокатного нагрева не удается предотвратить выделение избыточного феррита и сформировать псевдоэвтектоидную структуру типа сорбита. Это делает невозможным использование катанки большого диаметра для прямого волочения при изготовлении проволочной заготовки для производства высокопрочной арматуры и требует использования патентированной заготовки для достижения высокого уровня механических свойств готовой арматуры.

Патентирование заключается в нагреве металла до аустенитного состояния (до температур выше точки A_{C3}) с последующим охлаждением в специальных средах с температурами 450-550°C [11]. В результате такой обработки сталь приобретает высокодисперсную ферритно-цементитную структуру с очень малым межпластиночным расстоянием 0,1-0,2 мкм и толщиной цементитных пластинок 200-400 Å. Такая структура обладает сочетанием пластичности при одновременной высокой прочности, а также хорошей способностью к деформации с большими степенями обжа-

тия. В конечном итоге это обеспечивает после волочения высокие прочностные свойства стали с сохранением повышенной вязкости. Однако анализ режимов патентирования, используемых на большинстве метизных заводов России, показал, что достоверные и хорошо отработанные параметры процесса адаптированы, в основном, к заготовке диаметром до 8 мм.

Одной из важнейших операций технологии производства высокопрочной арматуры является волочение [3, 12]. Между тем опыт деформационной обработки заготовки диаметром более 10 мм в отечественной практике до последнего времени отсутствовал. В условиях ОАО «Магнитогорский метизно-металлургический завод «ММК-МЕТИЗ» высокопрочную арматуру для шпал нового поколения изготавливают из высокоуглеродистой стали с содержанием углерода, близким к эвтектоидному. Имеющиеся в литературе представления об изменении тонкой структуры и механизмах субструктурного упрочнения стали при деформации тонкопластинчатого перлита развиты для проволоки ограниченного сечения [13]. Вместе с тем известно, что при волочении заготовки большого диаметра отдельные слои металла в поперечном сечении прутка испытывают различную по величине и направлению деформацию [14]. Центральные слои, расположенные на оси волочильного канала, испытывают только деформацию растяжения, поскольку направления их главных осей деформации совпадают с направлением оси канала. Деформация же периферийных слоев, расположенных ближе к поверхности прутка, сопровождается дополнительными сдвиговыми составляющими. При этом с увеличением расстояния от оси проволоки увеличивается различие в схемах напряженного состояния и деформационное поведение локальных объемов материала. Такая неоднородность пластической деформации особенно явно проявляется в сталях с перлитной структурой, в которых даже небольшие обжатия сопровождаются интенсивной пластической деформацией локальных микрообъемов материала, эволюция структуры в которых имеет свою специфику [15].

Таким образом, для обеспечения загрузки новых линий при работе с катанкой большого диаметра необходимо рационализировать технологические параметры обработки и адаптировать их к условиям реального современного производства, что требует систематического изучения структуры эвтектоидной стали, подвергнутой термомеханическому воздействию в производственных условиях. Исходя из вышесказанного, целью данной работы является исследование структуры эвтектоидной стали, формирующейся при термическом и деформационном воздействии в технологических процессах изготовления высокопрочной арматуры из катанки большого диаметра.

Материал и методика исследования

Исследование было проведено на сталях промышленных плавок, которые по химическому составу были наиболее близки к стали 80 и содержали 0,79-0,87% C, ~ 0,2% Si и ~ 0,4% Mn.

Для металлографического анализа были отобраны образцы на различных технологических этапах метизного производства в условиях ОАО «Магнитогор-

ский метизно-калибровочный завод «ММК-МЕТИЗ».

Исходной заготовкой служил горячекатаный подкат диаметром 15,5 мм с пределом прочности от 1050 до 1105 МПа. После аустенитизации при температуре 970°C проводилось патентирование в свинцовой ванне при температуре 540-550°C. Временное сопротивление патентированной заготовки составило 1265 МПа. Проволочную заготовку получали волочением термообработанной катанки в многократном прямоточном волочильном стане RL 120/8 с диаметра 15,5 мм на диаметр 10 мм, в результате чего временная прочность достигала 1540 МПа.

Для микроанализа из образцов изготавливались шлифы с использованием запрессовки в смолу «Transoptic» на автоматическом прессе Simplimet 1000 на линии пробподготовки фирмы Buechler. Для выявления микроструктуры поверхность шлифов подвергалась травлению в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте методом погружения полированной поверхности в ванну с реактивом.

Структура массивных образцов была исследована на оптическом микроскопе Meiji Techno при увеличениях от 50 до 1000 крат с использованием системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO, а при увеличениях более 1000 крат – методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) во вторичных и упруго отраженных электронах на сканирующих электронных микроскопах JSM 6490 LV и «Quanta-200». Тонкие фольги вырезали из центральной части образцов и утоняли электролитически. Просвечивающий электронно-микроскопический (ПЭМ) анализ фольг проводили на микроскопе «JEM-200CX» с применением дифракционного и темнопольного методов. Исследования выполняли в Центрах коллективного пользования «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» Института физики металлов УрО РАН и НИИ «Наностали» ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова».

Результаты и их обсуждение

В исходном горячекатаном состоянии структура стали 80 представляет собой преимущественно ферритно-карбидную смесь (ФКС) – перлит, колонии которого имеют правильное, регулярное строение с параллельным расположением пластин цементита и размером в поперечнике 6-12 мкм (рис. 1, а). При этом в структуре присутствует небольшое количество структурно-свободного феррита (темные участ-

ки на рис. 1, а). Межпластиночное расстояние составляет в большинстве колоний около 0,2 мкм (рис. 1, б). Это позволяет считать, что температура образования перлита находилась в интервале 700-630°C [16].

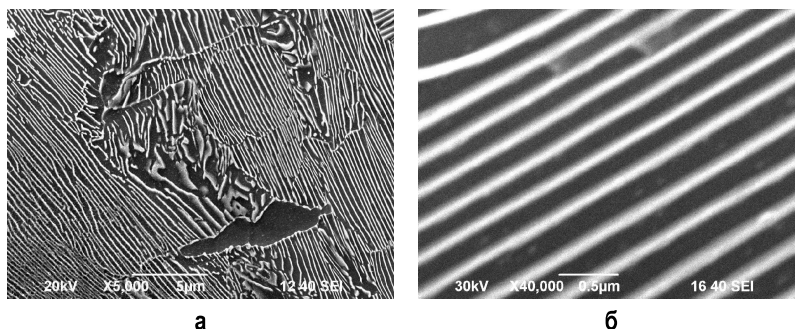


Рис. 1. Структура эвтектоидной стали после горячей прокатки, РЭМ

Особенности горячекатаного состояния аустенита наиболее наглядно проявляются в тонкой структуре ферритной составляющей перлита (рис. 2). Внутри перлитной колонии присутствует одна преимущественная ориентировка α -фазы, что видно на темнопольных изображениях структуры, полученных в ферритных рефлексах (рис. 2, б). Разориентировка отдельных областей ферритной матрицы оценивалась по наклону фольги в колонне электронного микроскопа и составляла примерно 1-1,5 град. В ферритной составляющей наблюдаются единичные дислокации, соединяющие соседние цементитные пластины.

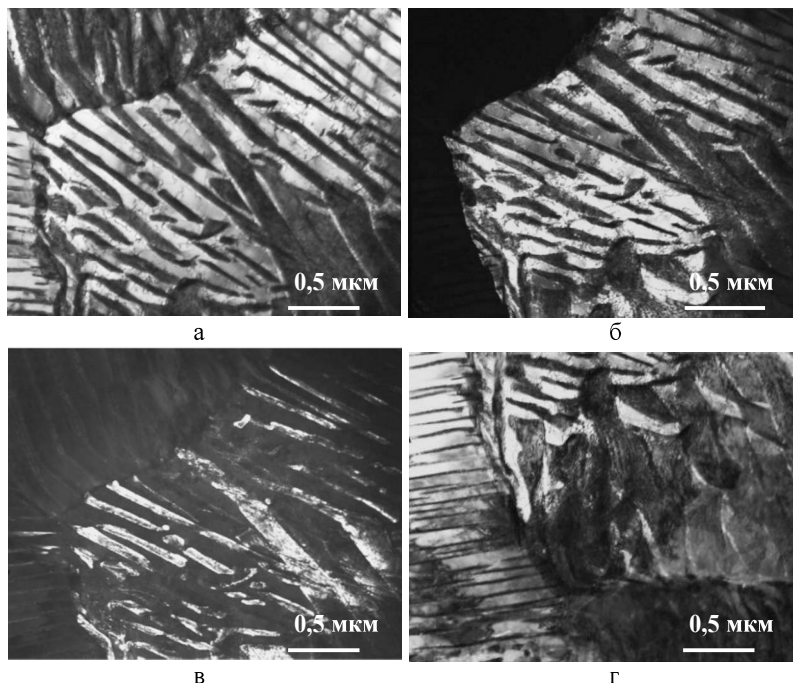


Рис. 2. Перлитные колонии в горячекатаной стали: а, г – светпольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе феррита типа (110); г – темнопольное изображение в рефлексе цементита типа (103)

Тонкая структура цементитных пластин достаточно неоднородна. В пластинах, ориентированных нормально к плоскости фольги, области однородного контраста, свободные от дефектов, простираются на расстояние 1 мкм и более, но имеются участки с развитой внутренней субструктурой (рис. 2, в). Феррит и цементит в перлитной колонии связаны ориентационными соотношениями Петча. Такая картина характерна для большей части перлитных колоний.

В структуре горячекатаной стали в незначительном количестве сформировались участки вырожденного перлита и бейнитоподобные области (рис. 2, г), появление которых может быть связано с локальными неоднородностями химического состава.

В структуре патентированной стали основной объем занимает пластинчатая ФКС (рис. 3, а), для которой характерно классическое строение перлитных колоний с протяженными, преимущественно параллельными пластинами цементита (рис. 4, а). Однако основное отличие патентированного состояния исследуемой стали от горячекатаного заключается в измельчении структуры. Переохлаждение аустенита до 540-550°C приводит к тому, что после патентирования размер перлитных колоний уменьшается в 3-4 раза по сравнению с горячекатаным состоянием до 2-6 мкм, а межпластиночное расстояние внутри перлитной колонии уменьшается и составляет 0,15-0,17 мкм (рис. 3, б).

Внутреннее строение пластин цементита достаточно совершенное, на темнопольном изображении в рефлексе цементита видно, что пластины имеют однородный контраст по всей длине пластины и свободны от дефектов, (рис. 4, в, г).

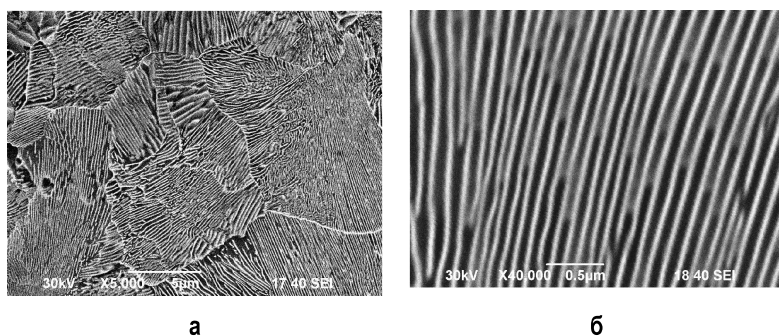


Рис. 3. Структура эвтектоидной стали после патентирования при 540°C, РЭМ

Ферритная составляющая сохраняет единую для колонии ориентировку, плотность дислокаций в ферритных ламелях чрезвычайно низкая. Для ферритной составляющей характерен сильный дифракционный

контраст (см. рис. 4, в), что свидетельствует о повышенном уровне внутренних напряжений в α -фазе и пересыщении ее углеродом. Межфазные границы цементит-феррит в перлите остаются плоскими и параллельными, на них отсутствуют ступени скопления дислокаций (см. рис. 4, в).

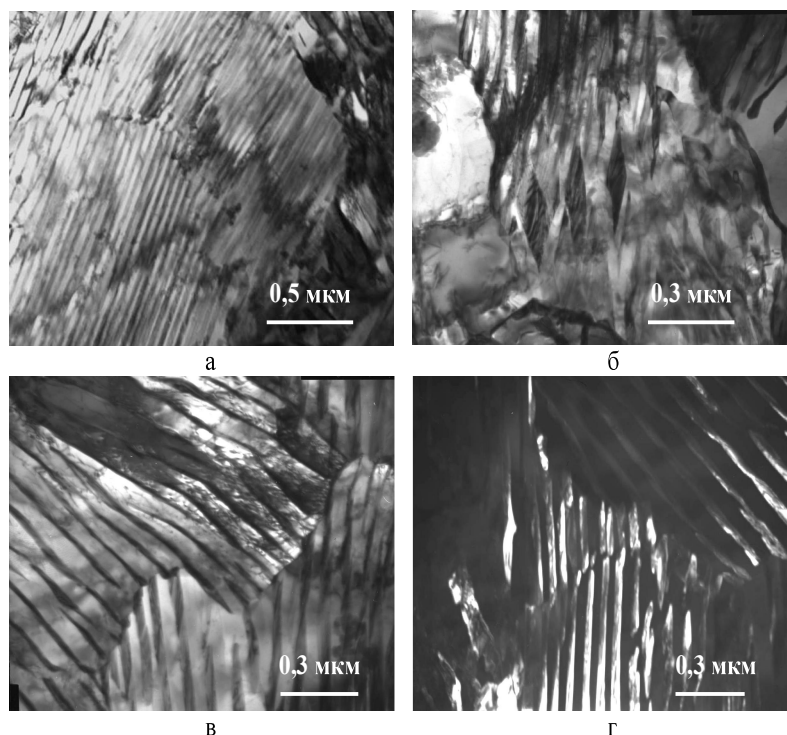


Рис. 4. Особенности строения ФКС в структуре патентированной стали: а, б – светлопольные изображения; в – темнопольное изображение в рефлексе цементита типа (101)

Помимо ФКС в структуре патентированной стали имеются участки с бейнитной структурой (рис. 4, б), объемная доля которых, однако, невелика и не превышает 5%.

Типичную структуру эвтектоидной стали, подвергнутой волочению с диаметра 15,5 мм на диаметр 10 мм (истинная деформация $\epsilon=0,88$), иллюстрирует рис. 5, а. Размер перлитных колоний несколько уменьшился, межпластиночное расстояние сократилось примерно до 0,06 мкм, в том числе за счет толщины цементитных пластин. Этот факт указывает на способность патентированной эвтектоидной стали к эстафетной передаче пластической деформации по механизму скольжения.

В отличие от патентированного состояния, структура после волочения крайне неоднородна. В перлитных колониях, ориентированных вдоль оси волочения, сохраняется строение колонии и пластинчатая форма цементита, типичные для патентированного состояния (рис. 5, б), однако цементитные пластины частич-

но разбились на фрагменты (рис. 5, г). Благоприятное расположение цементитных колоний относительно направления волочения позволяет в локальных объемах реализовать большие степени деформации.

Ферритная составляющая перлита отличается крайне высокой плотностью дислокаций. У фрагментов цементитных пластин в ферритной составляющей образуются дислокационные клубки, преобразующиеся в вытянутые стенки ячеек (рис. 5, в).

Из литературных источников известно, что пластическая деформация перлитных колоний эвтектоидной стали, ориентированных вдоль оси волочения, осуществляется по механизму трансляционного скольжения и сопровождается уменьшением межпластинчатого расстояния за счет пропорционального изменения толщины цементитной пластины и ферритного промежутка [17]. Средняя величина межпластинчатого расстояния в колониях в данном случае сокращается с 0,1-0,15 мкм после патентирования до 0,06 мкм после волочения.

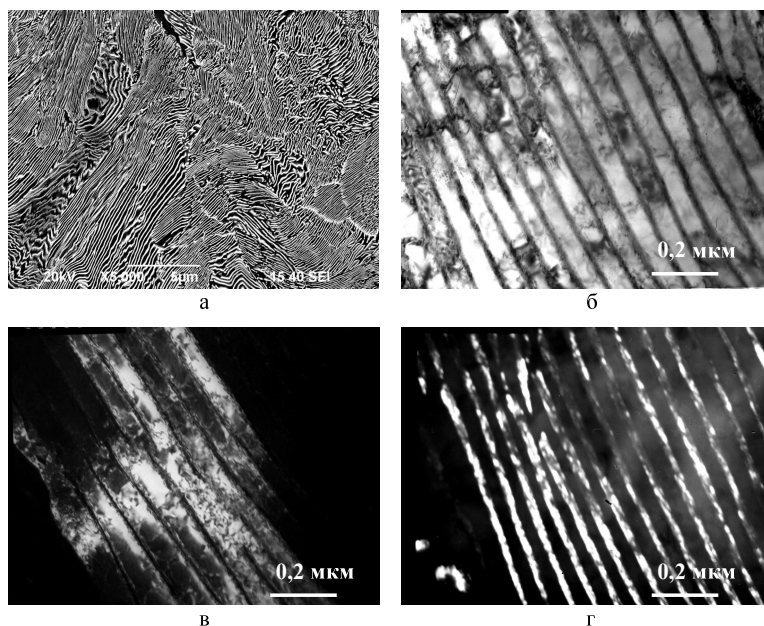


Рис. 5. Особенности структуры стали после волочения: а – РЭМ; б – светлопольное (ПЭМ); в, г – темнопольные изображения (ПЭМ) в рефлексе феррита (в) и цементита (г)

В перлитных колониях, ориентированных под большим углом к оси волочения (о чем может свидетельствовать очень большое межпластинчатое расстояние в косом сечении перлитной колонии), происходит переориентация под воздействием деформирующей нагрузки. Наклонная ориентация перлитных колоний относительно действующей нагрузки способствует проявлению ротационной моды пластической деформации. За счет сдвига локальных микрообъемов в перлитной колонии образуются полосы локализованной пластической деформации, на цементитной пластине возникают ступени, и пластинчатая форма карбидной фазы поэтапно трансформируется в волнообразную. В результате морфология цементитной фазы изменяется: пластины изгибаются и разрушаются, разделяясь на фрагменты (рис. 6, а).

При дроблении возникающие напряжения могут релаксировать за счет пластической деформации в локальных объемах, о чем свидетельствует смещение частей раздробившегося цементита. Вместе с тем на границах субколоний, ограничивающих пластическую деформацию скольжением, большие локальные пиковые напряжения могут релаксировать за счет разрыва цементитных пластин с образованием микротрещин (рис. 6, б). Пластины цементита, ориентированные почти перпендикулярно оси волочения, в наибольшей степени подвержены разрушению.

Следует отметить, что, несмотря на малое количество бейнитной составляющей в микроструктуре патентированной стали, при холодной деформации они могут в сильной степени способствовать зарождению трещин размером больше критического в этих участках.

Заключение

Анализ полученных результатов исследования изменений микроструктуры стали эвтектоидного состава при термическом и деформационном воздействии в процессах производства высокопрочной арматуры позволили выявить два основных механизма пластической деформации стали при волочении. Перлитные колонии, ориентированные вдоль оси волочения, деформируются преимущественно за счет трансляционного скольжения, что сопровождается уменьшением межпластинчатого расстояния при сохранении морфологического подобия с патентированным состоянием. В колониях, расположенных под большим углом относительно оси волочения, развивается ротационная мода пластической деформации, которая сопровождается разрушением цементитных пластин, их дроблением на фрагменты и может привести к образованию трещин критического размера.

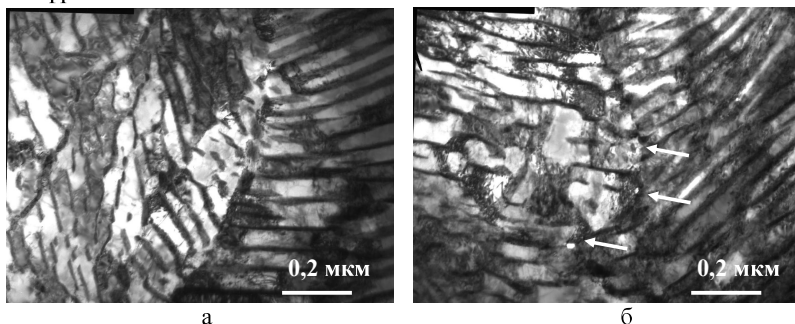


Рис. 6. Особенность строения цементита в структуре после волочения патентированной стали (степень деформации 55,5%)

Список литературы

1. Лебедев В.Н. Опыт освоения производства высокопрочной стабилизированной арматуры для железобетонных шпал нового поколения // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2010. №2. С. 74-76.
2. Лебедев В.Н., Корчунов А.Г., Чукин М.В. Производство высокопрочной стабилизированной арматуры для железобетонных шпал нового поколения // Металлург. 2011. №1. С. 75-78.
3. Голубчик Э.М., Корчунов А.Г., Коломиец Б.А. Освоение технологии производства высокопрочной арматуры для железобетонных шпал нового поколения // Известия Юго-Западного государственного университета. 2011. №5-1 (38).
4. Исследование вариантов технологических процессов производства высокопрочной стержневой арматуры для железобетонных шпал / Носов А.Д., Носков Е.П., Вершигора С.М., Рудаков В.П., Корчунов А.Г., Чукин В.В., Челищев В.Н. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2005. №3(11). С. 80-83.
5. Юхвевц И.А. Производство высокопрочной арматуры. М.: Металлургия, 1973. 264 с.
6. Высокопрочные арматурные стали / Гуляев А.П., Астафьев А.С., Волкова М.А. и др. М.: Металлургия, 1966. 140 с.
7. Влияние регулируемого охлаждения на свойства катанки / Бекенгоф Г., Швир Ф., Рокрор Г. и др. // Черные металлы. 1967. №6. С. 11-29.
8. Структура и свойства канатной катанки и проволоки после регулируемого охлаждения / Узлов И.Г., Бабич В.К., Парусов В.В. и др. // Сталь. 1983. №11. С. 77-79.
9. Мезин И.Ю., Чукин В.В. Анализ вариантов формирования свойств исходной заготовки при производстве высокопрочной стальной арматуры для железобетонных шпал // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2011. №4. С. 30-34.
10. Чукин Д.М., Ишимов А.С., Жеребцов М.С. Использование комплекса Gleeble 3500 для анализа фазовых превращений в стали эвтектоидного состава, микролегированной бором // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. М.В. Чукина. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. Вып. 38. С. 53-57.
11. Особенности структурообразования высокоуглеродистых сталей при патентировании / Копцева Н.В., Чукин М.В., Ефимова Ю.Ю., Трубицын Г.В., Литвинова Н.В. // Сталь. 2013. №2. С. 42-45.
12. Особенности деформационной обработки высокопрочной арматуры для железобетонных шпал нового поколения / Корчунов А.Г., Чукин М.В., Гун Г.С., Рубин Г.Ш., Полякова М.А., Долгий Д.К. // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2011. №36 (253). С. 76-80.
13. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. Киев: Наук. думка, 1974. 230 с.
14. Обработка металлов давлением / Шевакин Ю.Ф., Чернышев В.Н., Шаталов Н.А., Мочалов Н.А. М.: Интермет Инжиниринг, 2005. 496 с.
15. Глезер А.М. Принципы создания multifunctionальных конструкционных материалов нового поколения // Успехи физических наук. 2012. Т. 182. №5. С. 559-566.
16. Перлит в углеродистой стали / Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. и др. Екатеринбург: УРО РАН, 2006. 310 с.
17. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. М.: МИСиС, 1997. 527 с.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

THE STRUCTURE FORMATION REGULARITIES IN THERMAL-DEFORMATIONAL AFFECTING IN THE HIGH-STRENGTH REINFORCEMENT PRODUCTION

Schastlivtsev Vadim Mikhailovich – D.Sc. (Eng.), Professor, Chief of laboratory in Russian Academy of Science, Academician of Russian Academy of Sciences, scientific supervisor of the department of Materials Science, Institute of Metal Physics, Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia. E-mail: labmet@imp.uran.ru.

Yakovleva Irina Leonidovna – D.Sc. (Eng.), Professor, Chief Research Scientist, laboratory of physical metallurgy, Institute of Metal Physics, Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia. E-mail: labmet@imp.uran.ru.

Koptseva Natalya Vasilyevna – D.Sc. (Eng.), Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Russia. E-mail: kopceva1948@mail.ru.

Efimova Yuliya Yuryevna – Ph.D. (Eng), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Russia. E-mail: jefimova78@mail.ru.

Nikitenko Olga Aleksandrovna – Ph.D. (Eng), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Russia.

Abstract. The structure formation of the high-carbon eutectoid steel in thermal and deformation affecting at various stages of high-strength reinforcement production from large-diameter rod has been investigated. The peculiarities of the structure of hot-rolled steel, patented bar and plastic deformation mechanisms in drawing steel with the fine-lamellar pearlite structure are considered.

Keywords: eutectoid steel, patenting, drawing, pearlite colony, interlamellar spacing.

References

1. Lebedev V.N. Experience in developing production of high-strength stabilized reinforcement for concrete sleepers of new generation. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2010, no. 2, pp. 74-76.
2. Lebedev V.N., Korchunov A.G., Chukin M.V. Production of high-strength stabilized reinforcing steel for concrete sleepers of new generation. *Metalurg* [Metallurg]. 2011, no. 1, pp. 75-78.
3. Golubchik E.M., Korchunov A.G., Kolomiets B.A. Development of manufacturing practice of high-strength reinforcement for concrete sleepers of new generation. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta*. [Proceedings of the South-Western State University]. 2011. № 5-1 (38). pp. 127-133.
4. Nosov A.D., Noskov E.P., Vershigora S.M., Rudakov V.P., Korchunov A.G., Chukin V.V., Chelischev V.N. Study of variants of manufacturing processes of high-strength stabilized reinforcement for new generation concrete sleepers. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2005, no. 3 (11), pp. 80-83.
5. Yuhvets I.A. *Proizvodstvo vyisokoprochnoy armatury* [Production of high-strength reinforcement]. Moscow: Metallurgy, 1973. 264 p.
6. Gulyaev A.P., Astafiev A.S., Volkova M.A., etc. *Vyisokoprochnyye armaturnyye stali* [High-strength reinforcing steels]. Moscow: Metallurgy, 1966. 140 p.
7. Bekengof G., Shvir F., Rokror G., etc. The influence of controlled cooling on the properties of wire rod. *Chemye metally* [Ferrous metals]. 1967, no. 6, pp. 11-29.
8. Uzlov I.G., Babich V.K., Parusov V.V., etc. Structure and properties of the rope rod and wire after the controlled cooling. *Stal'* [Steel]. 1983, no. 11, pp. 77-79.
9. Mezin I.Y., Chukin V.V. The analysis of the variants of shaping qualities of starting stock material during manufacture high-strength steel reinforcement for reinforced-concrete ties. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2011, no. 4, pp. 30-34.
10. Chukin D.M., Ishimov S.A., Zharebtsov M.S. The use of complex Gleeble 3500 for the analysis of phase transformations in eutectoid composition steel microalloyed with boron. *Obrabotka sploshnykh i sloistyykh materialov: mezhuuz. sb. nauch. tr. / pod red. M.V. Chukina* [Treatment of solid and laminated materials: interacademic collection of research papers]. Ed. M.V. Chukin. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University publ. 2012, vol. 38, pp. 53-57.
11. Koptseva N.V., Chukin M.V., Efimova Y.Y., Trubitsyn G.V., Litvinova N.V. Peculiarities of structure formation in high-carbon steels patenting. *Stal'* [Steel]. 2013, no. 2, pp. 42-45.
12. Korchunov A.G., Chukin M.V., Gun G.S., Rubin G.Sh., Polyakova M.A., Dolgiy D.K. Characteristics of deformation processing of high-strength reinforcement for the new generation reinforced concrete ties. *Vestnik Yuzhno-Uralskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya* [Vestnik of South Ural State University. Series: Metallurgy]. 2011, no. 36(253), pp. 76-80.
13. Gridnev V.N., Gavriluk V.G., Meshkov Yu.Ya. *Prochnost i plastichnost holodnoformirovannoy stali* [Strength and ductility of cold-deformed steel]. Kiev: Naukova Dumka publ. 1974. 230 p.
14. Shevakin Y.F., Chemyshev V.N., Shatalov N.A., Mochalov N.A. *Obrabotka metallov daviem* [Metal Forming]. Moscow: Internet Engineering, 2005. 496 p.
15. Glezer A.M. Principles of creating multifunctional constructional materials of new generation. *Physics Uspekhi*. 2012, vol. 182, no. 5, pp. 559-566.
16. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., etc. *Perlit v uglerodistoy stali* [Pearlite in carbon steel]. Ekaterinburg: UR RAS, 2006. 310 p.
17. Shtremel M.A. *Prochnost' splavov* [Alloys Strength]. Part 2. Moscow: MISiS, 1997. 527 p.