

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

PACS numbers: 61.66.Dk, 64.75.Nx, 81.05.Vx, 81.10.-h, 81.40.-z, 82.80.-d

Особенности морфологии бейнита в высокоуглеродистой комплексно-легированной стали

С. О. Кузьмин, В. Г. Ефременко, Ю. Г. Чабак, Е. В. Цветкова

*Приазовский государственный технический университет,
ул. Университетская, 7,
87500 Мариуполь, Украина*

Изучена кинетика структурообразования в стали 75ХГСМ в изотермических условиях, построена С-образная диаграмма распада аустенита, характеризующаяся неполным разделением на перлитный и бейнитный интервалы с кинетическими максимумами при 450°C и 600°C. Описаны типы структур, формирующихся ниже 500°C, предложена уточнённая классификация морфологически различающихся типов бейнита в стали 75ХГСМ. Показано, что для нижнего «массивного» бейнита стали 75ХГСМ характерно наличие прерывистых карбидных выделений вдоль границ реек α -фазы и выделение дисперсных карбидов в участках остаточного аустенита.

Вивчено кінетику структуроутворення в сталі 75ХГСМ за ізотермічних умов, побудовано С-подібну діаграму розпаду аустеніту, яка характеризується неповним розділенням на перлітний та бейнітний інтервали з кінетичними максимумами при 450°C та 600°C. Описано типи структур, що формуються нижче 500°C, запропоновано уточнену класифікацію морфологічно різних типів бейніту в сталі 75ХГСМ. Показано, що для нижнього «масивного» бейніту сталі 75ХГСМ характерна наявність переривчастих карбідних виділень вздовж меж рейок α -фазы та виділення дисперсних карбідів на ділянках залишкового аустеніту.

The kinetics of structure formation in 75ХГСМ steel under isothermal conditions is studied. The C-shaped diagram of the austenite decomposition is plotted. The C-diagram is characterized by incomplete division into pearlitic and bainitic intervals with kinetic peaks at 450°C and 600°C. The types of structures, which are formed below 500°C, are described; the refined classification of morphologically distinct types of bainite in 75ХГСМ steel is proposed. As shown, the lower 'massive' bainite in 75ХГСМ steel is characterized by discontinuous carbide precipitates along the boundaries between the laths of α -phase and by disperse carbides' precipitation within the areas of the retained austenite.

Ключевые слова: микроструктура, морфология, бейнит, аустенит, карбиды, сталь.

(Получено 11 марта 2013 г.; окончат. вариант — 22 июля 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Железнодорожные рельсы эксплуатируются в тяжелых условиях, сочетающих статические и динамические нагрузки, циклическое контактное нагружение и трение [1]. Для их изготовления применяют высокоуглеродистые стали (К74, К76, К76Ф и т.д.), легированные 0,8–1,3% Mn и 0,18–0,40% Si [2, 3]. Более высокой прочностью и устойчивостью к образованию дефектов контактно-усталостного происхождения обладают комплексно-легированные Mn–Cr–Si–Mo (V, Nb) стали [4, 5]. В рельсах из этих сталей возможно формирование бейнитных структур, что, учитывая неоднозначность влияния бейнита на свойства высокоуглеродистых сталей, может приводить (в зависимости от строения и свойств бейнита) как к повышению, так и к понижению свойств рельсов. Термо-временные условия формирования, морфологические особенности и свойства бейнита в высокоуглеродистых Mn–Cr–Si–Mo сталях остаются недостаточно изученными, что сдерживает выбор рациональных режимов их термической обработки.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА

Материалом исследования служила сталь 75ХГСМ промышленного производства химического состава: 0,77% С, 0,98% Mn, 0,46% Si, 0,48% Cr, 0,10% Mo, $\leq 0,005$ Al.

Построение С-диаграммы превращения аустенита производили магнитным методом с применением тензометрической системы фиксации количества магнитной фазы. Вырезанные из головки рельса Р65 образцы размерами 2×10×10 мм нагревали в лабораторной печи до 970°C со скоростью 35°C/с, выдерживали в течение 5 мин, после чего переносили в соляную ванну (50% K₂NO₃, 50% NaNO₂), где образец охлаждался со скоростью 80–385°C/с до температуры ванны (200–650°C), после чего следовала изотермическая выдержка. Началом превращения считали появление 2–3% α -фазы. По окончании выдержки образцы охлаждали в воде и подвергали микроструктурному анализу.

Исследование микроструктуры проводили с помощью оптического микроскопа «Axiovert 40 MAT» и просвечивающего электронного микроскопа «JEOL JEM-100-C-XII». Твердость образцов измеряли на твердомере Роквелла, микротвердость — на приборе «Affri DM8» при нагрузке 100 г.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В исходном состоянии образцы стали 75ХГСМ имели структуру пластинчатого перлита. Учитывая относительно невысокое содержание хрома и молибдена в стали и отсутствие специальных карбидов, выдержка образцов в течение 5 мин при высокой температуре (970°C) оказывается достаточной для полного растворения эвтектоидного цементита и гомогенизации аустенита по углероду. Обезуглероживание образцов при такой выдержке практически не происходит.

На основе полученных кинетических кривых (рис. 1) была построена С-образная диаграмма превращения переохлажденного аустенита в стали 75ХГСМ, представленная на рис. 2. Видно, что эта сталь имеет нехарактерную для традиционных Mn–Si рельсовых сталей [3, 6, 7] раздвоенную форму С-образной диаграммы. Превращение аустенита в стали 75ХГСМ характеризуется двумя кинетическими максимумами: при 450°C (инкубационный период — 50 с) и 600°C (инкубационный период — 38 с). Мартенситная точка M_n стали соответствует 252°C.

Твердость, замеренная на образцах по завершении превращения, изменяется от 60 HRC при 200°C до 31 HRC при 650°C; монотонность снижения твердости по мере повышения температуры изотермической выдержки ($t_{из}$) нарушается при 550°C, когда твердость

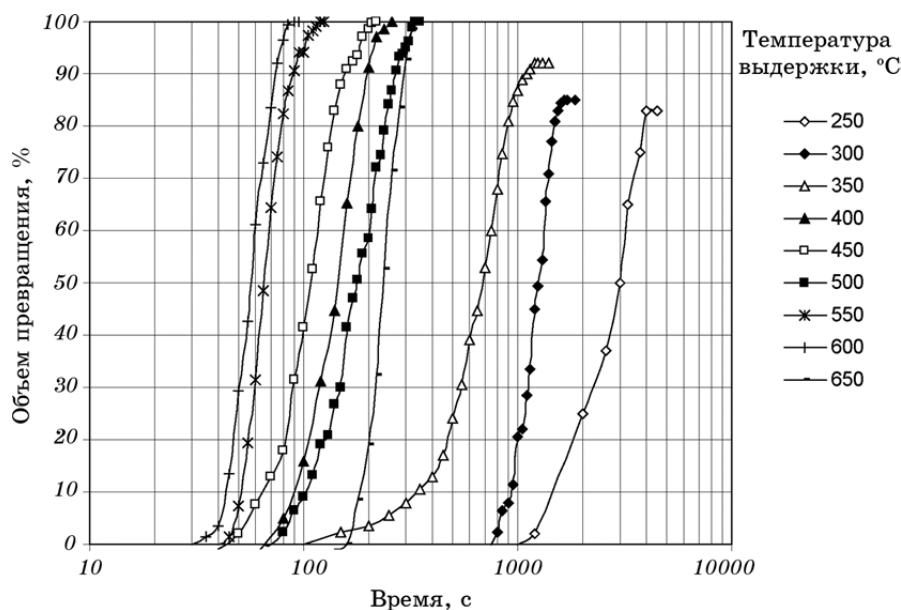


Рис. 1. Кинетические кривые превращения аустенита в стали 75ХГСМ.

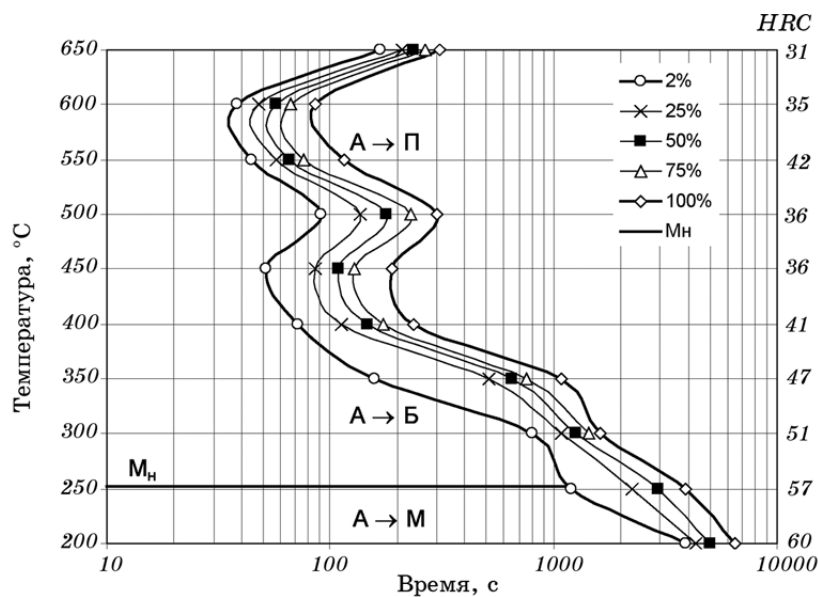


Рис. 2. С-диаграмма превращения переохлажденного аустенита в стали 75ХГСМ.

повышается до 42 *HRC* относительно 36 *HRC* при 500°C.

С помощью оптической и просвечивающей микроскопии исследовали морфологические особенности структур, возникающих в стали 75ХГСМ в ходе превращения аустенита в бейнитном интервале температур. Используя электронные изображения, оценивали общий характер микроструктуры и проводили количественную оценку ее состояния, используя такие показатели, как ширина рек α -фазы, длина, ширина и площадь (проекция) карбидных частиц, объемная доля карбидов (%), плотность распределения карбидов (количество частиц на единицу площади фотографии).

Продукты превращения при температурах, близких к M_n (200–300°C), представляют собой длинные иглы, толщина которых остается неизменной в процессе превращения (рис. 3, а). Распад аустенита протекает за счет увеличения количества игольчатых выделений, начинаясь от границ, а затем охватывая внутризеренные области (рис. 3, б). Поскольку объемная диффузия углерода при низких температурах затруднена, то превращение реализуется, в основном, посредством зернограничной диффузии, развиваясь за счет увеличения количества игольчатых выделений, а не их разрастания. При $t_{из} = 200^\circ\text{C}$ превращение не завершается до конца, в структуре наряду с иглами присутствуют слаботравящиеся фазы — мартенсит и остаточный аустенит. Микротвердость такой структуры составляет 683 *HV*.

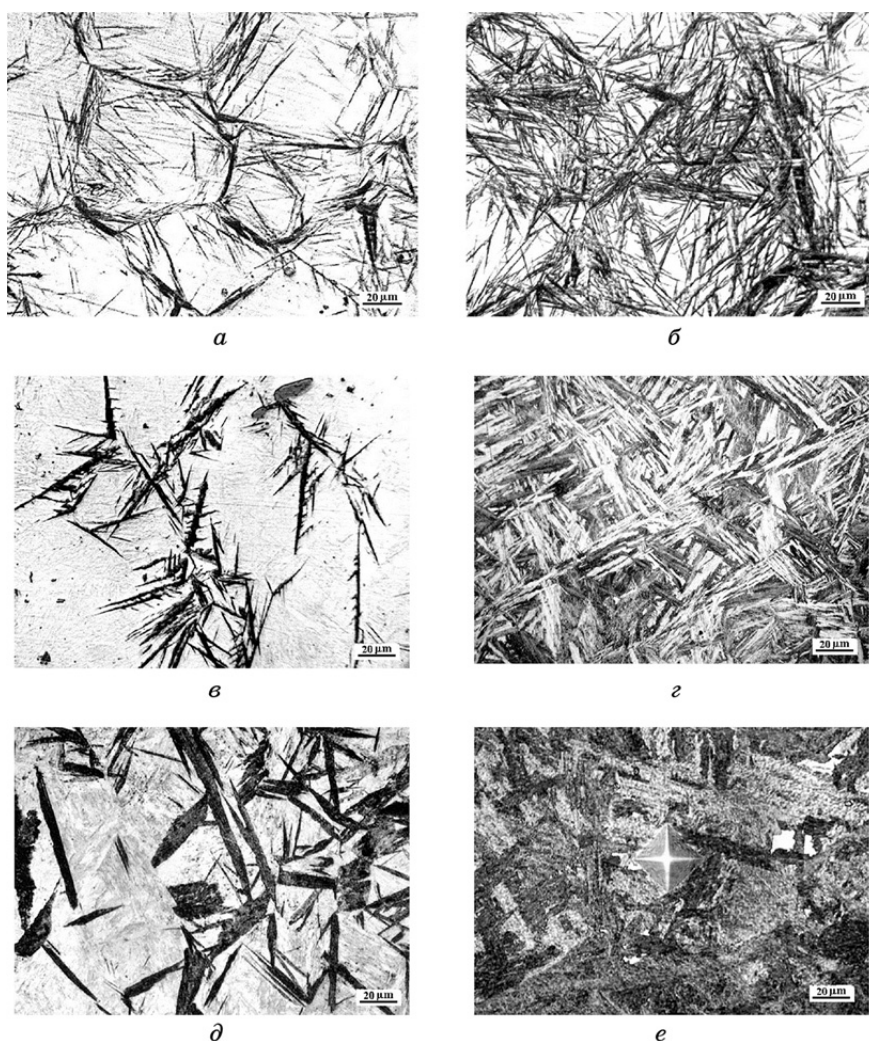


Рис. 3. Микроструктура стали 75ХГСМ: нижний игольчатый бейнит ($t_{\text{из}} = 200^{\circ}\text{C}$, выдержка 4150 с (а), 6500 с (б)); нижний «массивный» бейнит ($t_{\text{из}} = 250^{\circ}\text{C}$, выдержка 1800 с (в), 4500 с (г)); нижний «массивный» бейнит ($t_{\text{из}} = 300^{\circ}\text{C}$, выдержка в течение 640 с (д), 3600 с (е)).

Как следует из рис. 4, а, иглы представляют собой пересекающиеся под разными углами рейки α -фазы толщиной от $\approx 0,15$ до $\approx 0,80$ мкм (рис. 5, а). Внутри реек в большом количестве (28,6 шт./мкм² или 5,4% об.) присутствуют дисперсные карбиды (средняя длина 0,070 мкм, ширина — 0,011 мкм) (рис. 4, б). Карбиды ориентированы вдоль кристаллографических плоскостей под углами от 56 до 70° к длинной оси рейки. Субструктура реек неоднородна, наряду с

микродвойниками и дислокационными скоплениями в них присутствуют участки, относительно свободные от дефектов.

При $t_{из} = 250^{\circ}\text{C}$ превращение начинается с появления отдельных игольчатых выделений дендритообразного строения (рис. 3, в), которые при дальнейшем развитии превращения утолщаются и, возникая параллельно друг другу, образуют пакеты, формирующие структуру «леса» бейнитных игл с микротвердостью 635 HV (рис. 3, з). Отмечено укрупнение и увеличение количества карбидных частиц, залегающих внутри реек α -фазы (относительно выдержки при 200°C). Границы реек, в основном, свободны от карбидов, однако в некоторых местах отмечены пограничные прерывистые выделения карбидов (рис. 4, в). В остаточном аустените выявлено большое количество высокодисперсных карбидных частиц (рис. 4, з).

В случае $t_{из} = 300^{\circ}\text{C}$ превращение также начинается с появления игольчатых выделений линзоподобной формы, но более широких и «массивных», чем при $200\text{--}250^{\circ}\text{C}$ (рис. 3, д). По мере развития превращения игольчатые образования утолщаются, сливаются с соседними иглами, образуя массивные конгломераты с отсутствием чет-

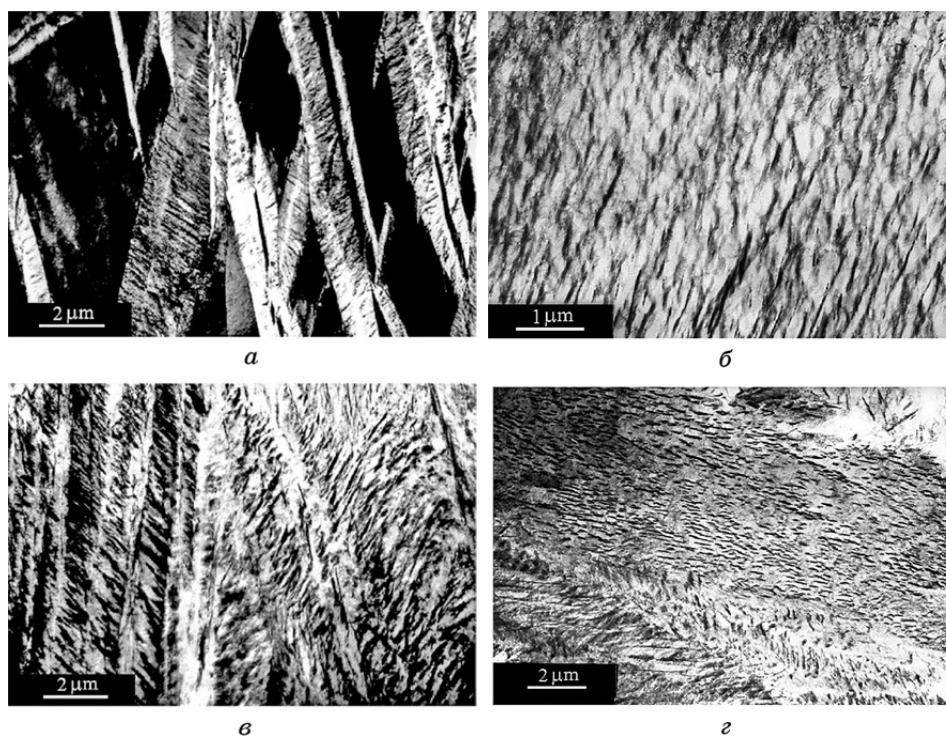


Рис. 4. ПЭМ-изображения микроструктуры нижнего игольчатого бейнита (а, б) и нижнего «массивного» бейнита (в, з), полученных при 200 и 250°C соответственно.

ких границ между отдельными элементами и микротвердостью 580–600 HV (рис. 3, *е*). Субструктура игл состоит из реек α -фазы шириной от 0,75 до 1,75 мкм; размеры карбидов и плотность их распределения еще выше, чем при 200–250°C (рис. 5). Основная доля карбидов расположена внутри реек, однако, как и в случае выдержки при 250°C, выявляются прерывистые выделения карбидов на границах между рейками.

Микроструктура стали 75ХГСМ, полученная выдержкой при 350–450°C, имеет сравнительно однородную темную окраску при отсутствии выраженной игольчатости, характерной для описанных выше структур. В отличие от более низких температур выдержки, при 350–400°C превращение начинается с появления (преимущественно по границам зерен) вытянутых пластин разной ширины (рис. 6, *а*); в дальнейшем они достаточно быстро разрастаются посредством торцевого и бокового роста. В результате возникает структура однородной темной окраски (рис. 6, *б*), либо характерная структура с чередованием светло-серых и темных участков, ориентированных вдоль нескольких кристаллографических направлений (рис. 6, *в*).

Как следует из рис. 5, бейнитное превращение при $t_{из} = 350^\circ\text{C}$ сопровождается формированием меньшего числа карбидов при существенном (в ≈ 2 раза) увеличении их средних размеров и в ≈ 3 раза средней площади. Объемная доля карбидов возрастает до 6,7% об. Бейнит, возникший при 350°C, состоит из широких (2,5–4,0 мкм) реек α -фазы с продольным расположением карбидов внутри реек.

Между широкими рейками выявлены более узкие (шириной

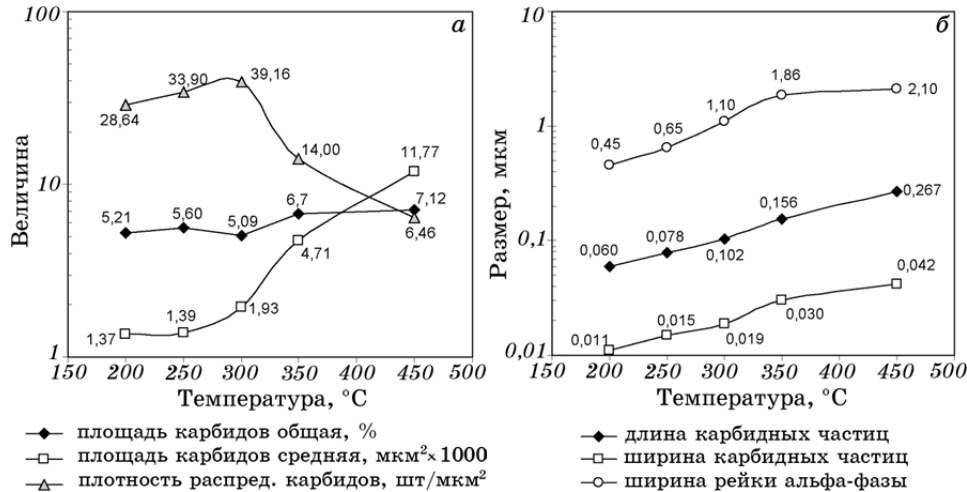


Рис. 5. Влияние температуры изотермической выдержки на количество, размеры карбидов и реек α -фазы в бейните стали 75ХГСМ.

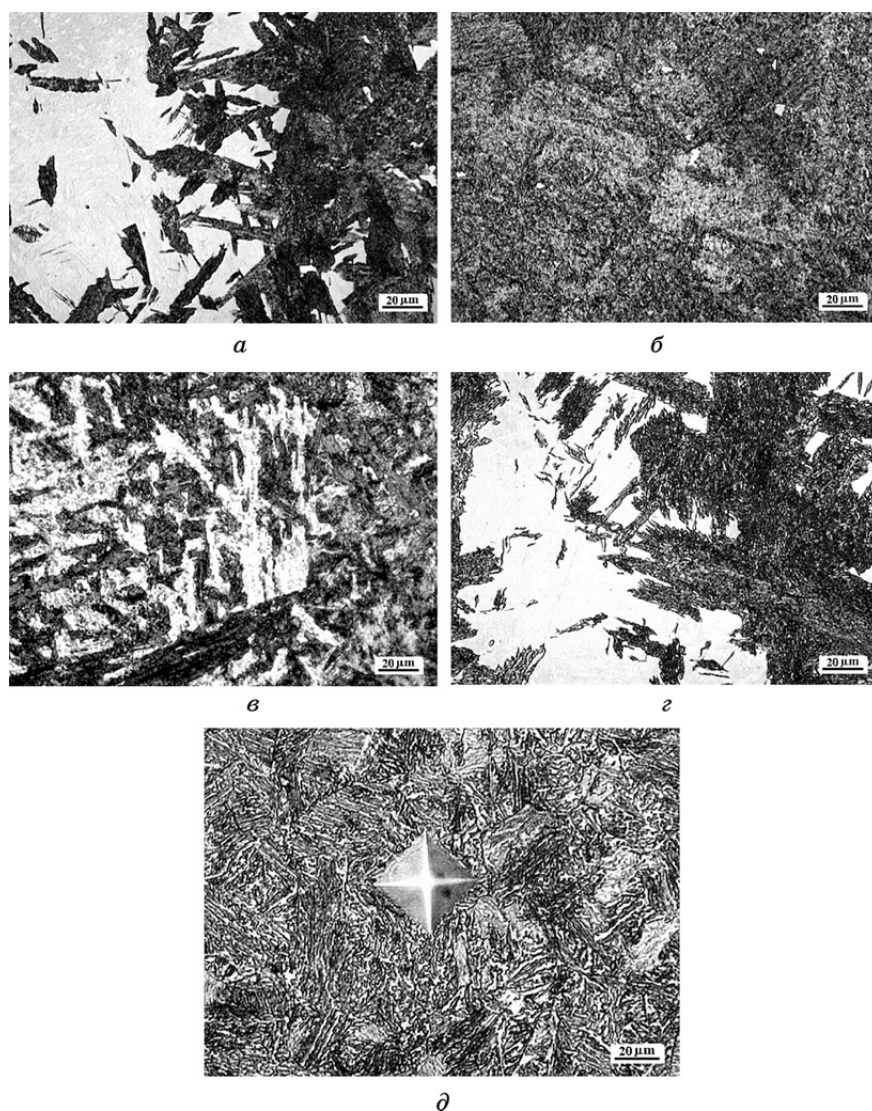


Рис. 6. Микроструктура стали 75XГСМ: верхний пластинчатый бейнит ($t_{из} = 350^{\circ}\text{C}$, выдержка 300 с (а), 1200 с (б, в)); верхний «перистый» бейнит ($t_{из} = 450^{\circ}\text{C}$, выдержка 120 с (г), 300 с (д)).

0,45–0,60 мкм), с расположением карбидов внутри рейки под углом $\cong 55^{\circ}$ (рис. 7, а). По границам этих разнородных реек залегают карбиды. Дислокации внутри реек α -фазы распределены неравномерно (рис. 7, б).

При температуре кинетического максимума бейнитного превращения (450°C) формируется четко выраженная гетерогенная мик-

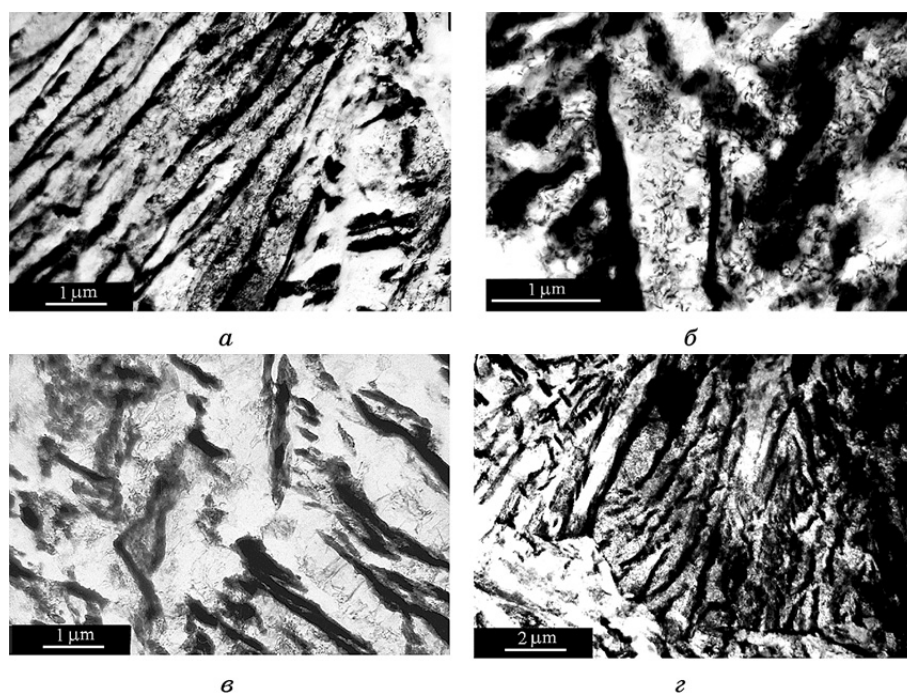


Рис. 7. ПЭМ-изображение микроструктуры верхнего пластинчатого бейнита (*а, б*) и верхнего «перистого» бейнита (*в, г*), полученных при 350 и 450°C соответственно.

роструктура, имеющая «перистое» строение (рис. 6, *г, д*) и микро-твердость 350–360 *HV*. Рост температуры выдержки до 450°C вызывает повышение ширины реек α -фазы в среднем до 2,1 мкм и увеличение размеров карбидов в среднем в 1,5 раза относительно 350°C (рис. 5). Плотность распределения карбидов снижается в 2,2 раза (до 6,46 шт./мкм²). Пространство между карбидными включениями становится менее насыщенным дефектами кристаллического строения (рис. 7, *в*), в то же время возрастает дефектность строения карбидов. Карбиды располагаются преимущественно вдоль границ реек, обуславливая слоистость строения бейнита (рис. 7, *г*); в отдельных местах наблюдается изгиб карбидов, указывающий на разворот фрагментов рейки в пространстве.

Представленные результаты показывают условность принятого разделения продуктов промежуточного превращения на нижний и верхний бейнит. Как следует из рис. 3–7, каждая их структур, формирующихся в стали 75ХГСМ при конкретной температуре выдержки, имеет индивидуальные морфологические признаки. Бейнит, возникающий в стали 75ХГСМ при температурах не выше 300°C, согласно общепринятым подходам относится к нижнему

бейниту. Вместе с тем, с учетом описанной морфологии его следует подразделить на нижний бейнит игольчатый ($t_{из} = 200^{\circ}\text{C}$) и нижний бейнит «массивный» ($t_{из} = 250\text{--}300^{\circ}\text{C}$), что более точно отражает особенности строения этих структур.

При росте температуры изотермической выдержки свыше 300°C игольчатая форма продуктов превращения сменяется на пластинчатую, что можно трактовать как переход от нижнего бейнита к верхнему. При $t_{из} = 350\text{--}400^{\circ}\text{C}$ формируется верхний пластинчатый бейнит, а при $t_{из} = 450^{\circ}\text{C}$, когда происходит выраженная гетерогенизация строения пластин, связанная с резким укрупнением карбидов, возникает верхний «перистый» бейнит.

Предложенное разделение продуктов бейнитного превращения на подгруппы и соответствующие термины вводятся в порядке обсуждения, они имеют смысл лишь применительно к исследованной марке стали. Как показывает анализ литературных источников [8–11], такой подход к описанию бейнитных структур используется различными авторами, поскольку многообразие строения продуктов промежуточного превращения в различных сталях не укладывается в традиционное разделение структур на верхний и нижний бейнит, что заставляет исследователей предлагать свои классификации, наиболее адекватные для каждого конкретного случая.

Отличительной особенностью нижнего «массивного» бейнита в стали 75ХГСМ является наличие начальной стадии выделения карбидов по границам реек α -фазы, что нехарактерно для строения нижнего бейнита в сталях [12]. Кроме того, в γ -фазе нижнего «массивного» бейнита зафиксировано наличие большого количества дисперсных карбидов. Эти результаты указывают на то, что достаточно высокое содержание углерода, а также присутствие в стали сильных карбидообразующих элементов (Cr, Mo) стимулирует выделение карбидов из аустенита в ходе бейнитного превращения. На эти особенности влияния химического состава стали указывали Г. Курдюмов, Л. Утевский и Р. Энтин, отмечавшие в своей работе [12], что вероятность выделения карбидов из аустенита при промежуточном превращении возрастает по мере повышения исходной концентрации углерода в γ -фазе, а также в зависимости от легирования в следующей последовательности (по мере возрастания): кремний \rightarrow марганец \rightarrow хром \rightarrow никель.

В работах [13, 14] установлено, что даже небольшое повышение концентрации хрома интенсифицирует образование карбидной сетки по границам аустенитных зерен при охлаждении проката из сталей ШХ15 и 130Х. Авторы работ объясняют это уменьшением растворимости углерода в γ -железе под влиянием хрома.

Наличие карбидов на границах реек α -фазы в нижнем массивном бейните следует рассматривать как отрицательный фактор, способный снижать сопротивление стали хрупкому разрушению [15]. Кроме того, остаточный аустенит в этом бейните оказывается дис-

персионно упрочненным, что может затруднять релаксацию напряжений за счет микропластической деформации аустенитных прослоек. Таким образом, структура нижнего «массивного» бейнита в стали 75ХГСМ является потенциально неблагоприятной с точки зрения комплекса механических свойств рельсов и других металлоизделий, что требует подтверждения в ходе проведения дополнительных исследований.

5. ВЫВОДЫ

1. В результате изучения кинетики превращения построена S-образная диаграмма распада переохлажденного аустенита в стали 75ХГСМ. Установлено, что превращение аустенита в изотермических условиях характеризуется двумя кинетическими максимумами: при 450°C и 600°C с инкубационным периодом соответственно 50 с и 38 с. Мартенситная точка M_s соответствует 252°C.

2. В соответствии с морфологическими особенностями структуры уточнена классификация типов бейнита в стали 75ХГСМ. Показано, что при 200°C в стали формируется нижний бейнит игольчатого строения, при 250–300°C — нижний бейнит «массивного» строения, при 350–400°C — верхний пластинчатый бейнит, а при 400–450°C — верхний «перистый» бейнит.

3. Установлено, что повышение температуры изотермической выдержки сопровождается увеличением ширины реек α -фазы, укрупнением карбидных частиц и снижением их количества. При этом происходит уменьшение плотности дефектов кристаллического строения в бейнитной α -фазе и повышение дефектности строения карбидных частиц.

4. В нижнем «массивном» бейните стали 75ХГСМ зафиксировано присутствие прерывистых карбидных выделений на границах границ реек α -фазы и дисперсных карбидов в участках остаточного аустенита, что может быть связано с легированием стали хромом.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Е. А. Шур, *Повреждения рельсов* (Москва: Интекст: 2012).
2. В. В. Павлов, М. В. Темлянец, Л. В. Корнева, А. Ю. Сюскин, *Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов* (Москва: Теплотехник: 2007).
3. Д. В. Сталинский, Д. К. Нестеров, А. С. Рудюк, В. Е. Сапожков, *Термическая обработка рельсов с нагрева токами высокой частоты (ТВЧ)* (Харьков: УкрГНТЦ «Энергосталь»: 2009).
4. Д. К. Нестеров, Н. Ф. Левченко, В. Е. Сапожков, Ж. В. Башкатова, *Сталь*, № 12: 67 (1989).
5. О. П. Юшкевич, *Сучасні проблеми металургії*, № 10: 138 (2007).

6. В. В. Лемпицкий, Д. С. Казарновский, С. В. Губерт (Москва: Металлургия: 1972).
7. Д. К. Нестеров, В. Е. Сапожков, Н. Ф. Левченко, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 8: 30 (1990).
8. Н. К. D. Bhadeshia, *Bainite in Steels* (London: The Institute of Materials: 1992).
9. Г. Н. Теплухин, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 7: 23 (1993).
10. Г. Н. Теплухин, А. Н. Данилов, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 10: 60 (1983).
11. О. П. Морозов, В. М. Счастливец, И. Л. Яковлева, *Физ. мет. металловед.*, № 2: 150 (1990).
12. Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и сталях* (Москва: Наука: 1977).
13. М. М. Штейнберг, М. А. Смирнов, А. И. Комиссаров, *Металловедение и термическая обработка металлов*, № 1: 39 (1971).
14. Ю. В. Яценко, Я. И. Спектор, *Сталь*, № 10: 75 (1984).
15. М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер, *Специальные стали* (Москва: Металлургия: 1985).