

05

Образование бескарбидного бейнита в высокоуглеродистой кремнистой стали при изотермических условиях

© Н.А. Терещенко¹, И.Л. Яковлева¹, Д.А. Мирзаев²,
И.В. Булдашев²

¹ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

² Южно-Уральский государственный университет, Челябинск

E-mail: labmet@imp.uran.ru

Поступило в Редакцию 7 июня 2017 г.

Показано, что в высокоуглеродистой стали системы Fe–Si–Mn–Cr–V при использовании традиционного печного оборудования возможно получение структуры бескарбидного бейнита. Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии исследован структурный аспект бейнитного превращения, развивающегося в изотермических условиях при 300°C. Установлена ориентационная связь между кристаллическими решетками γ - и α -фаз. Определена сверхравновесная концентрация углерода в бейнитной α -фазе.

DOI: 10.21883/PJTF.2017.24.45335.16908

Полиморфизм железа является основой металловедческого подхода при создании сталей с различным уровнем механических и эксплуатационных свойств. Протекание превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ в сочетании с легированием дает возможность целенаправленного регулирования свойств за счет изменения микроструктуры в процессе термической обработки [1]. По мере понижения температуры механизм превращения аустенита меняется от диффузионного к мартенситному. Ниже перлитного, но выше интервала мартенситного превращения располагается область температур, при которых распад переохлажденного аустенита осуществляется по промежуточной ступени и приводит к образованию бейнита. Среди разнообразных морфологических форм бейнита наибольший интерес представляет структура нижнего бескарбидного бейнита, для которой характерно уникальное сочетание прочности, вязкости и трещиностойкости [2–4].

Для высокоуглеродистых инструментальных сталей типа AISI 52100 (ШХ15СГ) показано [5], что получение структуры бескарбидного бейнита не только формирует комплекс повышенных механических характеристик в сравнении с традиционной для таких материалов структурой отпущенного мартенсита, но также обеспечивает точность геометрических размеров изделий при изготовлении и их постоянство при эксплуатации. Однако природа бейнитного превращения в таких сталях в настоящее время остается во многом дискуссионной, а потому нуждается в дальнейших исследованиях.

Цель настоящей работы состоит в том, чтобы взаимодополняющими методами дилатометрии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии исследовать механизм превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, а также установить возможность получения в инструментальных сталях структуры нижнего бескарбидного бейнита в сочетании со стабильным остаточным аустенитом.

Материалом для исследования служила сталь, химический состав которой включает (at. %): 4.27 C, 2.67 Si, 1.6 Mn, 1.44 Cr, 0.11 V, остальное Fe. Выплавленный слиток был подвергнут гомогенизации и прокован на прутки. Дилатометрические измерения проводились на образцах диаметром 3 mm и длиной 10 mm с помощью автоматизированного цифрового дилатометра „Linseis L78 R.I.T.A.“ в интервале температур от 900°C до комнатной.

При термической обработке заготовок сечением 12 × 12 mm для рентгеновских и структурных исследований использовались лабораторные печи с окислительной атмосферой. Закалка на мартенсит выполнялась путем охлаждения от 900°C в воде. Схема обработки для получения структуры бескарбидного бейнита включала нагрев до 900°C, подстуживание до 300°C, изотермическую выдержку при 300°C продолжительностью от 10 до 30 h, охлаждение в воде.

Для рентгеноструктурного анализа использовался дифрактометр ДРОН-УМ1. Запись дифрактограмм проводилась в K_{α} -излучении трубки с железным анодом при напряжении 30 kV и величине тока 20 mA в шаговом режиме через угол $2\theta = 0.02 \text{ deg}$ с набором импульсов в течение 10 s. Тонкая структура стали и ориентационные соотношения между α - и γ -фазами изучались методом просвечивающей электронной микроскопии с применением дифракционного и темнопольного анализа на микроскопе „JEM-200СХ“.

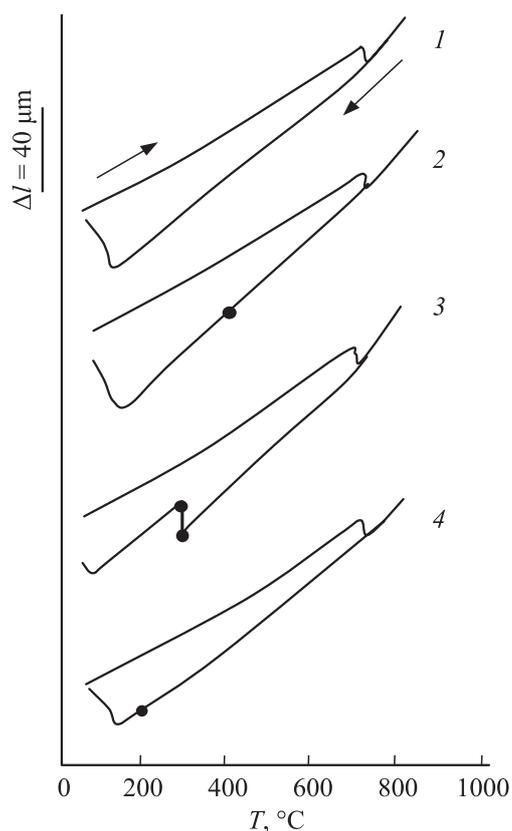


Рис. 1. Дилатометрические кривые стали C-Si-Mn-Cr-V, подвергнутой термической обработке по различным схемам: 1 — закалка, 2 — изотермическая выдержка при 400°C, 3 — изотермическая выдержка при 300°C, 4 — изотермическая выдержка при 200°C.

Термическое воздействие в дилатометре включало единые для всех образцов условия аустенитизации: нагрев до 900°C и выдержку в течение 600 s. Изменение длины образцов Δl в зависимости от температуры представлено на рис. 1; восходящие ветви на дилатометрических кривых свидетельствуют о том, что точка A_{C1} достигается при повышении

температуры до 771°C , интервал превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ при скорости нагрева 0.5°C/s составляет менее 35°C . Температура 900°C соответствует существованию аустенита, поэтому последующая выдержка при этой температуре способствует выравниванию химического состава твердого раствора аустенита по углероду.

Охлаждение дилатометрических образцов осуществлялось различным образом. В процессе непрерывного охлаждения от температуры аустенитизации до комнатной (вариант 1 — закалка) высокотемпературная γ -фаза сохраняется до $M_s = 90^{\circ}\text{C}$, после чего сталь испытывает мартенситное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ (нисходящая ветвь кривой 1 на рис. 1). Варианты 2–4 включали охлаждение от 900°C до температур 400, 300, 200°C соответственно и изотермическую выдержку при каждой из этих температур в течение 5 h, что условно отмечено на соответствующих дилатометрических кривых темным кружком, далее все образцы также охлаждались до 20°C .

При охлаждении по варианту 2 длина образца в процессе выдержки при 400°C остается неизменной, а температура начала мартенситного превращения несколько повышается по сравнению с аналогичной величиной для закаленного состояния: $M_s = 101^{\circ}\text{C}$ (кривая 2 на рис. 1). Дестабилизация аустенита обусловлена обеднением твердого раствора аустенита по углероду за счет начальных этапов карбидообразования. При охлаждении по варианту 4, включающему изотермическую выдержку при температуре 200°C , форма дилатометрической кривой (в том числе положение точки M_s), идентична форме дилатограммы закаленной стали (кривые 4 и 1 на рис. 1). Из этого можно заключить, что диффузионная активность атомов углерода при 200°C заметно снижена и в аустените сохраняется исходная концентрация углерода.

Охлаждение по варианту 3 качественно меняет вид дилатограммы. В процессе изотермической выдержки при 300°C после инкубационного периода продолжительностью не более 3 min длина дилатометрического образца сокращается пропорционально времени выдержки. По истечении 5 h на дилатометрической кривой появляется вертикальный участок, высота которого составляет $10\ \mu\text{m}$ (кривая 3 на рис. 1). Стабильность непревращенного аустенита существенно возрастает и при последующем охлаждении температура начала мартенситного превращения сдвигается в сторону низких температур ($M_s = 37^{\circ}\text{C}$ против $M_s = 90^{\circ}\text{C}$ после закалки). Эти данные свидетельствуют о том, что при 300°C аустенит характеризуется минимальной устойчивостью

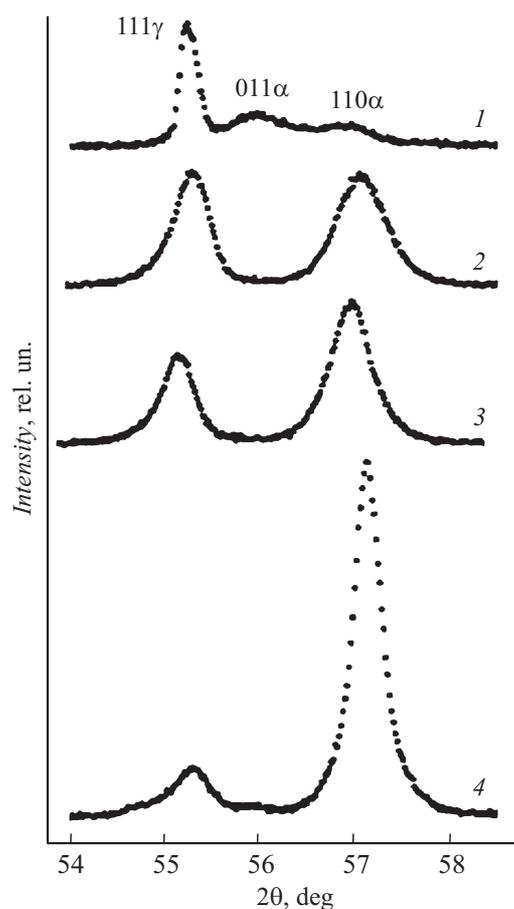


Рис. 2. Фрагменты дифрактограмм стали C–Si–Mn–Cr–V после термической обработки в различных режимах: 1 — закалка от 900°C с охлаждением в воде; 2–4 — нагрев до 900°C, подстуживание до 300°C, изотермическая выдержка 300°C в течение 10 (2), 20 (3) и 30 h (4).

относительно распада по промежуточной ступени и в исследуемой стали интенсивно развивается бейнитное превращение, в ходе которого происходит активное перераспределение углерода между α - и γ -фазами.

О кинетике бейнитного превращения в процессе изотермической выдержки при 300°C можно судить по результатам рентгеноструктурного анализа при сравнении с закаленным состоянием исследуемой стали (рис. 2). На дифрактограмме закаленной стали в области углов $2\theta = 54.0\text{--}58.5\text{ deg}$ присутствует узкий и высокий интерференционный максимум 111γ аустенита; мартенсит представлен хорошо разрешенным дублетом линий 011α и 110α (кривая 1). Величина междублетного расстояния $\Delta\theta$ 110α соответствует содержанию углерода в мартенсите $C \geq 4.0\text{ at.}\%$. Она близка к концентрации углерода в химическом составе стали. Это означает, что практически весь углерод, растворенный в аустените при 900°C , сохранился в решетке мартенсита. Доля мартенсита в структуре стали, оцененная по отношению интенсивностей дифракционных пиков γ - и α -фаз, составляет 42%.

Расположенные ниже на рис. 2 дифрактограммы 2–4 получены для образцов исследуемой стали после изотермической выдержки при 300°C продолжительностью 10, 20, 30 h и последующего охлаждения до комнатной температуры. На дифрактограмме 2 передние линии γ - и α -фаз имеют примерно равную интенсивность. Интерференционный максимум 110α в данном случае представляет собой суперпозицию отражений от двух состояний α -фазы с различным содержанием углерода: бейнита и мартенсита. В отличие от закаленного состояния явно выраженный дублет отсутствует, поэтому можно заключить, что доля мартенсита невелика.

После выдержки в течение 20 h расположенный в области больших углов максимум, принадлежащий α -фазе, заметно выше аустенитного и несколько уже (рис. 2, кривая 3). Такая эволюция картины рентгеновской дифракции обусловлена тем, что в результате изотермического превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ количество бейнита в структуре увеличивается, а последующее превращение остаточного аустенита в мартенсит тормозится вследствие стабилизации остаточного аустенита и снижения M_s . В стали, выдержанной при 300°C в течение 30 h, бейнитная фаза становится преобладающей, ее объемная доля достигает 83% (кривая 4). Содержание углерода в кристаллической решетке бейнита, оцененное (см. [6]) по уширению максимума 110α , составляет примерно 0.64 at.%. Эта величина, существенно превышающая равновесную концентрацию углерода в феррите, согласуется с данными работы [6], полученными методом атомной зондовой томографии.

Тонкую структуру бейнита, сформировавшегося в изотермических условиях при 300°C , иллюстрирует рис. 3. На светлопольном изобра-

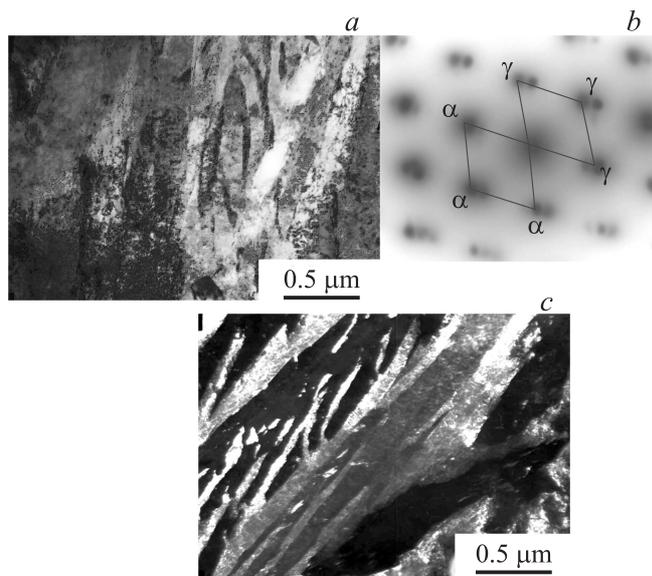


Рис. 3. Структура стали C–Si–Mn–Cr–V после термической обработки по схеме нагрев до 900°C, подстуживание до 300°C, изотермическая выдержка 300°C в течение 30 h: *a* — светлопольное изображение, *b* — электронограмма и схема ее расшифровки, *c* — темнопольное изображение в рефлексе 020 γ .

жении видны вытянутые в преимущественном направлении элементы структуры переменного контраста, в отдельных областях отмечается повышенная плотность дислокаций (рис. 3, *a*). На электронограмме, полученной с данного участка, наблюдаются рефлексы α - и γ -фаз, образующие две подрешетки с осями зон $[110]\gamma$ и $[111]\alpha$ (рис. 3, *b*). Кристаллические решетки бейнита и аустенита подчиняются ориентационным соотношениям Курдюмова–Закса $(110)_{\text{ОЦК}} \parallel (101)_{\text{ГЦК}}$, что свидетельствует о сдвиговом характере превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. Пластинки бейнита толщиной 20–50 nm сгруппированы в пакеты, разделенные тонкими прослойками остаточного аустенита. На темнопольном изображении, полученном в рефлексе 020 γ , кристаллы остаточного аустенита находятся в отражающем положении (рис. 3, *c*). Отсутствие на дифрак-

ционной картине карбидных рефлексов дает основание полагать, что весь углерод распределен между решетками аустенита и бейнита. При этом следует отметить, что в работе [7] для стали близкого химического состава, но содержащей значительно меньше Mn (0.29 at.%), было показано, что изотермический распад аустенита при 300°C сопровождается выделением частиц цементита и ϵ -карбида. Поэтому можно предположить, что наряду с легированием кремнием и алюминием марганец также играет важную роль в образовании бескарбидного бейнита.

Итак, в высокоуглеродистой стали системы Fe–Si–Mn–Cr–V при использовании традиционного печного оборудования возможно создание структуры на основе бескарбидного бейнита. Данные, полученные прямыми экспериментальными методами, дают основание считать, что бейнитное превращение, развивающееся в переохлажденном аустените в изотермических условиях при 300°C, осуществляется сдвиговым путем и сопровождается перераспределением углерода между γ - и α -фазами без выделения карбидов. При оценке факторов, способствующих достижению повышенного уровня механических свойств после такой обработки, следует отметить пересыщение α -фазы по углероду, дисперсность бейнитных кристаллов, наличие вязких прослоек остаточного аустенита.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-10252).

Список литературы

- [1] *Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л.* Структура термически обрабатываемой стали. М.: Металлургия, 1994. 288 с.
- [2] *Bhadeshia H.K.D.H.* Bainite in steels. London: The Institute of Materials, 2001. 460 p.
- [3] *Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H.* // Current Opinion Solid State Mater. Sci. 2004. V. 8. Iss. 3-4. P. 251–257.
- [4] *Сарафанов Г.В., Переверзевцев В.Н.* // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. В. 19. С. 105–110.
- [5] *Sourmail T., Smanio V.* // Acta Mater. 2013. V. 61. Iss. 7. P. 2639–2648.
- [6] *Caballero F.G., Miller M.K., Garsia-Mateo C., Cornide J., Santofimia M.J.* // Scripta Mater. 2012. V. 67. Iss. 10. P. 846–849.
- [7] *Donazil E., Podravsky T., Svejcar J.* // Arch. Eisenhüttewesen. 1982. Bd 52. N 7. S. 289–293.