

УДК 621.7.044: 669.14: 620.18

## ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЛЕКСА GLEEBLE 3500\*

*Полецков П.П., д.т.н., профессор кафедры технологий обработки материалов*

*Денисов С.В., д.т.н., профессор кафедры технологий обработки материалов*

*Никитенко О.А., к.т.н., инженер-исследователь, научный сотрудник*

*научно-исследовательского сектора (olganikitenko@list.ru)*

*Чукин Д.М., младший научный сотрудник научно-исследовательского сектора*

*Гущина М.С., магистрант кафедры технологий обработки материалов*

**Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова**  
(455000, Россия, Челябинская обл., Магнитогорск, пр. Ленина, 38)

**Аннотация.** Одним из эффективных направлений, способствующих переходу от феррито-перлитной структуры к бейнитной и, следовательно, обеспечивающих повышение прочностных свойств низкоуглеродистых легированных сталей, является применение контролируемой прокатки. Обзор литературных источников показал, что на современном этапе развития науки до сих пор отсутствуют детальные исследования, на основании которых можно делать выводы о влиянии особенностей строения бейнита, обеспечивающего оптимальные свойства низкоуглеродистых легированных сталей. Для определения температурно-временных параметров и режимов проведения обработки с целью получения таких структур весьма целесообразным является установление влияния скорости охлаждения на структуру и свойства рассматриваемой группы стали. В настоящей работе исследованы особенности распада переохлажденного аустенита низкоуглеродистой комплексно-легированной трубной стали, содержащей 0,062 % C; 1,80 % Mn; 0,120 % Mo; 0,032 % Cr; 0,90 % Ni и прочие элементы (Al, Cu, V, Nb, Ti). Определены режимы обработки, обеспечивающие получение бейнитных структур с повышенными прочностными характеристиками в стали исследуемого состава. Установлено, что при малых скоростях охлаждения, не превышающих 6 °C/с, в микроструктуре, помимо феррита, формируется зернистый (или глобулярный) бейнит, состоящий из бейнитной  $\alpha$ -фазы и «островков» мартенситно-аустенитной составляющей размером 1 – 6 мкм. При скорости охлаждения 6 °C/с происходит переход к реечному бейниту, по границам реек которого располагаются карбиды и остаточный аустенит. При скоростях охлаждения более 16 °C/с бейнит имеет пакетно-реечное строение. В диапазоне скоростей охлаждения от 50 до 150 °C/с средняя ширина реек бейнитной  $\alpha$ -фазы уменьшается с 2,24 до 1,32 мкм.

**Ключевые слова:** низкоуглеродистая комплексно-легированная трубная сталь, термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита, исследовательский комплекс Gleeble 3500, dilatометрия, скорость охлаждения, бейнит, твердость.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-235-240

### ВВЕДЕНИЕ

Широкое применение в трубной промышленности нашли низкоуглеродистые легированные стали с феррито-перлитной структурой. Мировой опыт научных исследований показал, что при такой микроструктуре в низкоуглеродистой трубной стали невозможно достичь прочностных свойств, превышающих класс прочности K60 (X70) в сочетании с требуемыми пластическими характеристиками, хладостойкостью и свариваемостью. Необходимы структуры совершенно другого типа. Одним из эффективных и современных направлений, обеспечивающих получение трубных сталей с повышенными характеристиками прочности, является переход от феррито-перлитной структуры к бей-

нитной [1 – 3]. Высокие показатели прочности такой структуры в низкоуглеродистых сталях достигаются за счет формирования кристаллов  $\alpha$ -фазы, обладающих повышенной плотностью дефектов кристаллического строения [3 – 5]. Оптимальная структура с бейнитной  $\alpha$ -фазой может быть получена лишь при правильном подборе условий охлаждения в температурном интервале протекания фазовых превращений [5 – 9].

В научных трудах [3, 10] показано, что применение ускоренного охлаждения обеспечивает повышение прочностных свойств для сталей простого состава на 40 – 50 Н/мм<sup>2</sup>, а для легированных сталей на 80 – 100 Н/мм<sup>2</sup> и, кроме того, позволяет устранить полосчатость структуры и снизить анизотропию свойств. Выявлено, что свойства стали, в структуре которой присутствует бейнит, определяются типом самого бейнита и зависят не только от количества, но и от его морфологических особенностей. Следует отметить, что большой научный вклад в этой области внесли труды

\* Работа проведена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (договор 03.G25.31.0235).

М.Л. Бернштейна [11], В.М. Счастливецова [12 – 14], Л.И. Эфрона [5, 10], М.А. Смирнова [4, 15], Ю.И. Матросова [16], Ю.Д. Морозова [5, 16 – 17] и других ученых. Однако, несмотря на большой мировой опыт проведенных исследований, следует подчеркнуть, что до сих пор не существуют достаточно надежные подходы к выбору той или иной бейнитной структуры, позволяющей иметь не только повышенные прочностные свойства, но и достаточно высокие вязко-пластические характеристики. Кроме того, отсутствует однозначная система классификации и точное толкование морфологических особенностей бейнитных структур, которые наблюдаются при ускоренном охлаждении в низкоуглеродистых легированных сталях, а также их влияние на свойства. Для одной и той же структуры часто используются разные термины и, наоборот, один и тот же термин может обозначать разные структуры.

На основании вышеизложенного была поставлена цель работы: исследование влияния температурно-временных параметров на структуру, фазовые превращения и особенности строения бейнитной составляющей.

#### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Лабораторные эксперименты по выплавке, прокатке, а также металлографические, dilatометрические исследования и испытания механических свойств опытных образцов трубной стали, содержащей 0,062 % C; 1,80 % Mn; 0,12 % Mo; 0,032 % Cr; 0,90 % Ni и прочие элементы (Ti, Nb, V, Al, Cu) выполнены в ООО «ИЦ Термомодеформ-МГТУ» и ЦКП НИИ «Наносталей» (г. Магнитогорск).

С целью установления особенностей распада переохлажденного аустенита образцы нагревали до температуры 1000 °C с применением комплекса Gleeble 3500, осуществляли выдержку в течение 15 мин, а затем охлаждали со скоростями 0,05; 0,1; 0,5; 1; 4; 6; 8; 16; 22; 50; 75 и 150 °C/c.

На основании полученных dilatометрических кривых зависимости изменения диаметра образца от температуры с использованием модуля Pocket Jaw на комплексе Gleeble 3500 по перегибам определяли критические точки стали указанного состава.

Травление образцов осуществляли методом опускания полированной поверхности в ванну с 4 %-ным раствором  $\text{HNO}_3$ .

С целью установления особенностей формирования микроструктуры был использован оптический микроскоп Axio Observer с применением системы компьютерной программы анализа изображений Thixomet PRO [18], а также растровый электронный микроскоп (РЭМ) JSM 6490 LV.

Твердость  $\text{HV}_1$  определяли в соответствии с ГОСТ 9450-60 на твердомеоре Buchler Mikromet методом вдавливания алмазной пирамидки.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Изображения микроструктуры образцов исследуемой стали после охлаждения с различными скоростями, полученные с помощью оптического микроскопа, представлены на рис. 1.

Установлено, что при малых скоростях охлаждения от 0,05 до 0,5 °C/c наблюдается преимущественно феррито-бейнитная структура с темными составляющими (рис. 1, а – в), которые по показаниям РЭМ представляют собой участки перлита (П) (рис. 2, а), участки мартенситно-аустенитной составляющей (МА) и «островки второй фазы» смешанного типа, состоящие из перлита и МА-составляющей (П + МА) (рис. 2, б).

При этом перлит не имеет четко выраженного чередования пластин цементита и феррита. Пластины цементита имеют различную толщину, могут быть изогнуты и разделены на отдельные части. Такой перлит в низкоуглеродистых сталях классифицируют как выродившийся [1, 4, 15].

При скоростях охлаждения выше 0,5 °C/c перлитное превращение практически полностью подавляется и во всем исследуемом интервале скоростей формируется преимущественно бейнитная структура различной морфологии (рис. 1, в – д).

С помощью электронно-микроскопического анализа удалось установить особенности строения бейнита при различных скоростях охлаждения (рис. 3).

При скоростях охлаждения в диапазоне от 0,05 до 6 °C/c помимо феррита в структуре образуется бейнит, состоящий из бейнитной  $\alpha$ -фазы «островков» МА-составляющей размером 1 – 6 мкм (рис. 3, а). Такой бейнит классифицируют как зернистый или глобулярный [15, 20]. Аналогичная структура бейнита была обнаружена в работе [21]. По одним литературным данным зернистый (глобулярный) бейнит образуется лишь при непрерывном охлаждении [22], по другим может возникать и в изотермических условиях [15]. Но во всех случаях формирование такого бейнита происходит в верхней части температурного интервала промежуточного превращения.

В данном случае это, очевидно, интервал от 700 до 500 °C. На сегодняшний день не имеется четкого объяснения механизма возникновения такого бейнита. Отмечается, что в условиях непрерывного охлаждения пластинчатые кристаллы бейнитной  $\alpha$ -фазы разрастаются и «грубеют», а лишь потом принимают форму, близкую к равноосной [21 – 22]. По другим литературным источникам высказывается предложение, что кристаллы глобулярного бейнита растут по диффузионно-контролируемому ступенчатому механизму [15]. Бейнитная  $\alpha$ -фаза при своем росте захватывает островки с непревращенным аустенитом с повышенным содержанием углерода, что приводит к беспорядочному расположению вторичных фаз (карбидов) внутри глобулярных кристаллов, образующихся при окончательном охлаждении. В этом же диапазоне охлаждения обнаруживается

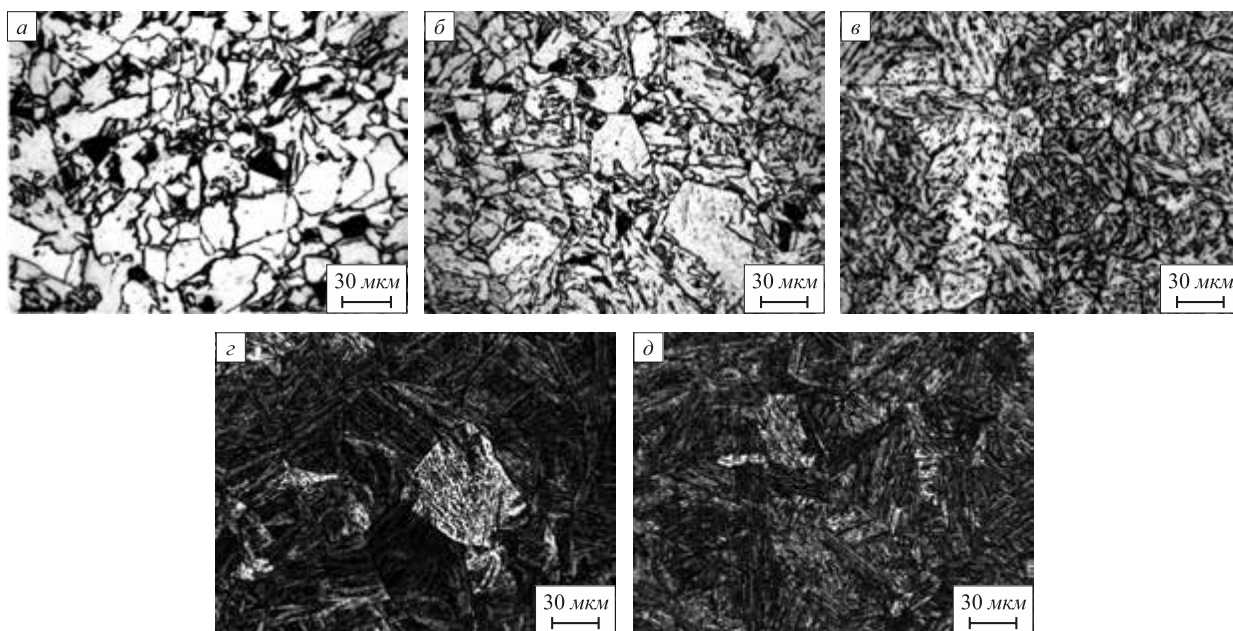


Рис. 1. Микроструктура исследуемой стали после охлаждения со скоростью, °C/s: 0,05 (а), 0,1 (б), 0,5 (в), 8 (г) и 75 (д),  $\times 500$

Fig. 1. Microstructure of the investigated steel after cooling at different rates at °C/s: 0.05 (a), 0.1 (б), 0.5 (в), 8 (г) and 75 (д),  $\times 500$

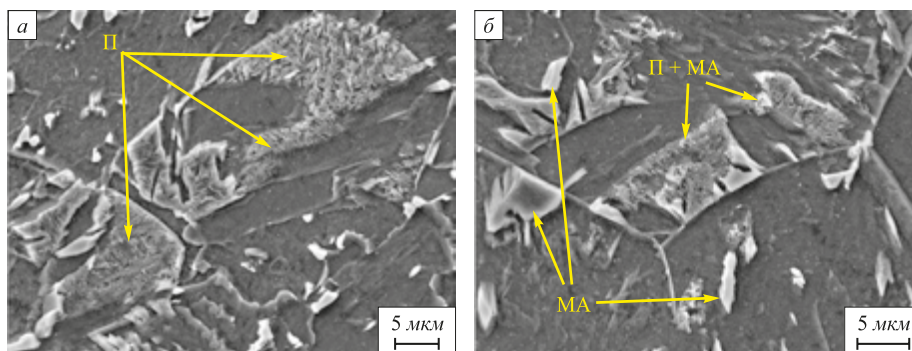


Рис. 2. Характерная микроструктура исследуемой стали после охлаждения со скоростями 0,05 – 0,5 °C/s: строение перлита (П),  $\times 2500$  (а), участки мартенситно-аустенитной составляющей (МА) и «островки второй фазы» смешанного типа (П+МА),  $\times 3000$  (б)

Fig. 2. Typical microstructure of the investigated steel after cooling with 0.05 – 0.5 °C/s rate: structure of perlite (П),  $\times 2500$  (a), areas of martensitic-austenitic component (МА) and “areas of the second phase” mixed type (П + МА),  $\times 3000$  (б)

бейнит, имеющий вытянутую игольчатую форму, который, согласно классификации, предложенной М.А. Смирновым [4, 15], называют игольчатым (рис. 3, б – в). Установлено, что кристаллы бейнитной  $\alpha$ -фазы расположены преимущественно параллельно (рис. 3, б), но могут быть ориентированы и хаотично (рис. 3, в).

В работах зарубежных авторов [21 – 22] указывается, что зернистый и игольчатый бейнит появляются в одном температурном интервале, однако зернистый бейнит возникает при более медленном охлаждении, чем игольчатый.

В интервале 6 – 16 °C/s уменьшается ширина рек, наблюдается их более выраженная организация в пакеты, таким образом формируется так называемый реечный бейнит (рис. 3, г, д). Границы рек декорированы

мелкими частицами «вторых», которые, скорее всего, являются карбидами и остаточным аустенитом.

При скорости охлаждения более 16 °C/s изменяется вид реечного бейнита – он становится пакетно-реечным (рис. 3, е) [19]. С увеличением скорости охлаждения от 50 до 150 °C/s средняя ширина рек бейнитной  $\alpha$ -фазы уменьшается с 2,22 до 1,34 мкм.

После охлаждения со скоростью 0,05 °C/s твердость образца составила 201 НВ. Такое невысокое значение твердости объясняется присутствием феррита, перлита и небольшого количества бейнита. По мере увеличения скорости охлаждения увеличивается доля бейнита и, соответственно, возрастает твердость.

На основании проведенного комплекса металлографических исследований и дилатометрического анализа



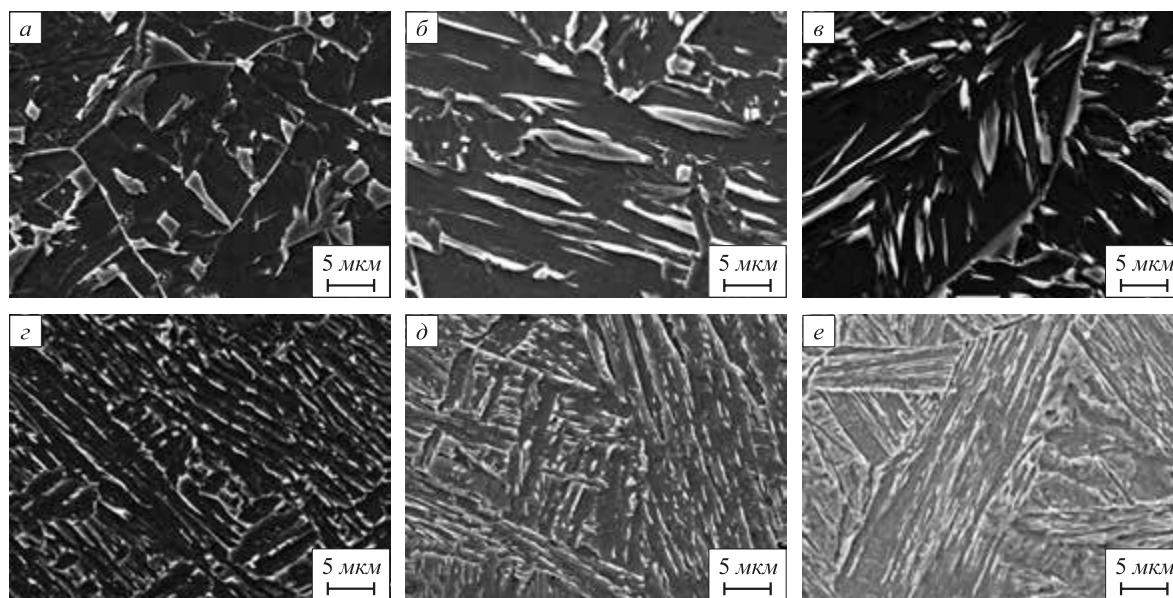


Рис. 3. Морфология бейнита в стали после охлаждения со скоростью, °C/с:  
0,1 (а); 0,5 (б); 4 (в); 6 (г); 16 (д); 75 (е),  $\times 3000$

Fig. 3. Morphology of bainite in steel after cooling at different rates at °C/s:  
0.1 (a); 0.5 (b); 4 (c); 6 (d); 16 (d); 75 (e),  $\times 3000$

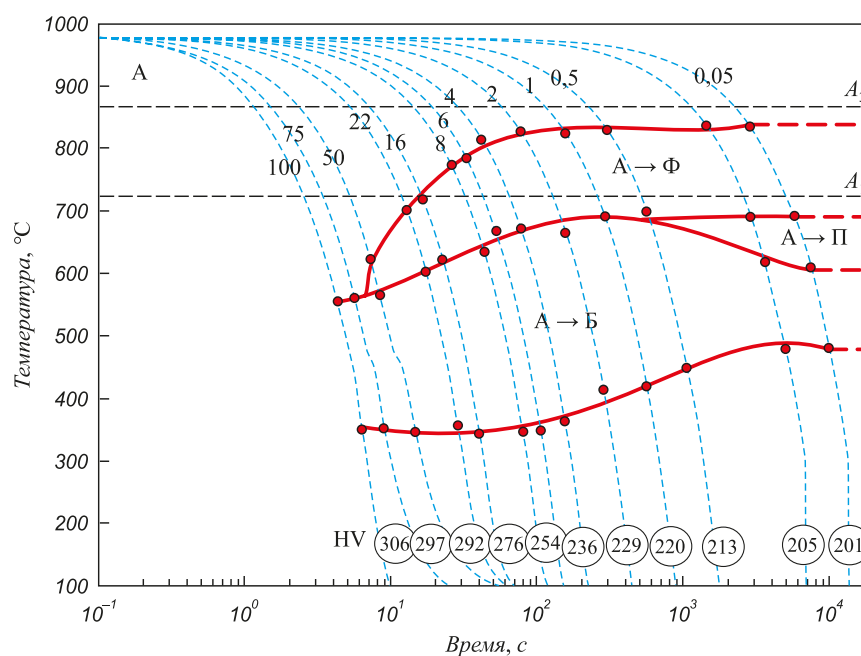


Рис. 4. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита трубной стали, содержащей 0,062 % C; 1,80 % Mn; 0,12 % Mo; 0,032 % Cr; 0,90 % Ni и прочие элементы (Ti, Nb, V, Al, Cu)

Fig. 4. CCT diagram of decay of supercooled austenite pipe steel with  
0.062 % C; 1.80 % Mn; 0.12 % Mo; 0.032 % Cr; 0.90 % Ni and other elements (Ti, Nb, V, Al, Cu)

была построена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали указанного состава (рис. 4).

Распад переохлажденного аустенита при охлаждении со скоростью от 1 до 50 °C/с начинается с выделения по диффузионному механизму при температурах 730 – 720 °C избыточного феррита.

По мере увеличения скорости охлаждения температура начала выделения феррита понижается и при 50 °C/с его выделение подавлено полностью.

При скоростях охлаждения от 0,05 и до 0,5 °C/с по диффузионному механизму формируется и перлит. Превращение начинается при температуре около 700 °C и заканчивается при температуре около 680 °C.

При скорости охлаждения, превышающей  $0,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , распад аустенита с выделением перлита подавляется полностью.

Бейнитное превращение реализуется во всем рассматриваемом интервале скоростей охлаждения от  $0,05$  до  $150\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Однако промежуточное (бейнитное) превращение в стали не идет до конца. Частично непревращенный аустенит остается между кристаллами бейнитной  $\alpha$ -фазы при охлаждении вплоть до комнатной температуры и может претерпевать мартенситное превращение. Однако в данном исследовании дилатометрическими испытаниями не было зафиксировано заметного увеличения объема образца и, соответственно, мартенситной точки превращения.

## Выводы

С использованием исследовательского комплекса Gleeble 3500 установлены закономерности структурно-фазовых превращений при различной скорости охлаждения в стали, содержащей  $0,062\text{ }\%$  C;  $1,80\text{ }\%$  Mn;  $0,12\text{ }\%$  Mo;  $0,032\text{ }\%$  Cr;  $0,90\text{ }\%$  Ni и прочие элементы (Al, Cu, V, Nb, Ti). Определены морфологические особенности бейнитной составляющей, формирующейся при скоростях охлаждения от  $0,05$  до  $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Построенная термокинетическая диаграмма является новой, она отсутствует в известных справочниках и необходима при выборе режимов термической и термомеханической обработки стали указанного состава.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М. Методы упрочнения трубных сталей // *Сталь*. 2005. № 7. С. 67 – 74.
2. Thompson S.W., Colvin D.J., Krauss G. Continuous cooling transformations and microstructure in low-carbon high-strength low-alloy plate steel // *Met. Trans.* 1990. Vol. 21A. No. 4. P. 1493 – 1507.
3. Bramfitt B.L., Speer J.G. A perspective on the morphology of bainite // *Met. Trans.* 1990. Vol. 21A. No. 4. P. 817 – 829.
4. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. Влияние скорости охлаждения на свойства низкоуглеродистой трубной стали // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. 2007. Вып. 9. № 21(93). С. 15 – 18.
5. Эфрон Л.И., Ильинский В.И., Голованов А.В., Морозов Ю.Д. Металловедческие основы получения хладостойких трубных сталей путем высокотемпературной контролируемой прокатки // *Сталь*. 2003. № 6. С. 69 – 72.
6. Krauss G., Thompson S.W. Ferritic microstructures in continuously cooled low-and ultralow carbon steels // *ISI International*. 1995. Vol. 35. No. 8. P. 937 – 945.
7. Копцева Н.В., Чукин Д.М., Ефимова Ю.Ю. и др. Исследование влияния скорости охлаждения на формирование структуры ка-
8. Чукин М.В., Полецков П.П., Копцева Н.В. и др. Структурно-фазовые превращения при непрерывном охлаждении высокопрочных среднеуглеродистых комплексно-легированных низкоуглеродистых сталей // *Теория и технология металлургического производства*. 2016. № 1 (18). С. 57 – 62.
9. Чукин М.В., Салганик В.М., Полецков П.П. и др. Основные виды и области применения стратегического высокопрочного листового проката // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2014. № 4. С. 41 – 44.
10. Эфрон Л.И. Формирование структуры и механических свойств конструкционных сталей при термомеханической обработке в потоке прокатного стана // *Сталь*. 1995. № 8. С. 57 – 64.
11. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
12. Счастливцев В.М., Копцева Н.В., Артемова Т.В. Электронно-микроскопическое исследование структуры мартенсита в малоуглеродистых сплавах железа // *Физика металлов и материаловедение*. 1976. Т. 41. № 6. С. 1251 – 1260.
13. Садовский В.Д., Фокина Е.А., Счастливцев В.М. Остаточный аустенит в закаленной стали. – М.: Наука, 1986. – 111с.
14. Родионов Д.П., Счастливцев В.М., Степанова Н.Н., Смирнов Л.В. Форма мартенситных кристаллов в пакетном (реечном) мартенсите // *Физика металлов и материаловедение*. 1986. Т. 61. № 1. С. 115 – 120.
15. Смирнов М.А., Пышминцев И.Ю., Борякова А.Н. Классификация микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей // *Металлург*. 2010. № 7. С. 45 – 51.
16. Эфрон Л.И., Ильинский В.И., Морозов Ю.Д., Голованов А.В. Разработка и промышленное опробование трубной стали повышенной прочности и хладостойкости с преимущественно бейнитной структурой // *Сталь*. 2003. № 9. С. 83 – 87.
17. Матросов Ю.И. Разработка принципов микролегирования и режимов контролируемой прокатки малоуглеродистых сталей для труб магистральных газопроводов: Автореф. дис. ... докт. техн. наук. – М., 1982. – 42 с.
18. Koptseva N.V., Chukin M.V., Nikitenko O.A. Use of the Thixomet pro software for quantitative analysis of the ultrafine-grain structure of low-and medium-carbon steels subjected to equal channel angular pressing // *Metal Science and Heat Treatment*. 2012. Vol. 54. No. 7 – 8. P. 387 – 392.
19. Bhadeshia H.K. Bainite in steels. 2nd ed. – London: Ins. of Materials, 2001. – 454 p.
20. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Кинетика образования бейнита и пакетного мартенсита. I. Учет структуры пакета // *Физика металлов и материаловедение*. 2000. Т. 90. № 5. С. 55 – 65.
21. Свищенко В.В., Чепрасов Д.П., Ивановский А.А., Филатов Ю.А. Особенности фазового состава продуктов промежуточного превращения в стали 24X2HAc // *Ползуновский Вестник*. 2005. № 2. Часть 2. С. 95 – 97.
22. ASM Handbook. Vol. 9: Metallography and Microstructures. – ASM Int, 2004. – 1184 p.

Поступила в редакцию 31 июля 2017 г.

После доработки 7 февраля 2019 г.

Принята к публикации 21 февраля 2019 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. Vol. 62. No. 3, pp. 228–240.

## DECAY OF SUPERCOOLED AUSTENITE OF LOW-CARBON PIPE STEEL WITH THE USE OF GLEEBLE 3500 COMPLEX

P.P. Poletskov, S.V. Denisov, O.A. Nikitenko, D.M. Chukin, M.S. Gushchina

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, Russia

**Abstract.** The promising direction in improving the strength properties of low-carbon steels is the use of controlled rolling providing formation of structures with prevalence of a bainite component. Analysis of the references has shown that now there are no detailed researches which allow to approve what morphological type of bainite provides the most optimal properties. In this regard in the present work the influence of cooling rate on the structure, properties, and structural-phase transformations of low-carbon complex-alloyed pipe steel containing 0.062 % C; 1.80 % Mn; 0.12 % Mo; 0.032 % Cr, 0.90 % Ni and other elements (Al, Cu, V, Nb, Ti) was studied. The dilatometric method was used to construct the CCT diagram of the decay of supercooled austenite of low-carbon complex-alloyed pipe steel. The qualitative and quantitative analysis of microstructure was carried out and hardness after various speeds of cooling was determined. There were identified the cooling rates providing bainite structures and increase in the strength properties of steel with specified composition. At a cooling rate since 0.05 to 6 °C/s, along with ferrite, a globular bainite is formed in the microstructure, consisting of bainitic  $\alpha$ -phase and "islands" of martensite-austenite component ranging in size from 1 – 6  $\mu\text{m}$ . At a cooling rate of 6 °C/s, conversion to reed bainite is observed, along with the borders of which the carbides and residual austenite are located. At cooling rates of more than 16 °C/s, bainite becomes bag-rack. With an increase in cooling rate from 50 to 150 °C/s, the average width of the bainite  $\alpha$ -phase rails decreases from 2.22 to 1.32  $\mu\text{m}$ .

**Keywords:** low-carbon complex pipe steel, CCT diagram, research complex Gleeble 3500, dilatometry, cooling rate, bainite, hardness.

**DOI:** 10.17073/0368-0797-2019-3-228-240

## REFERENCES

- Pyshmintsev I.Yu., Farber V.M. Strengthening pipe steel. *Steel in Translation*. 2005, vol. 35, no. 7, pp. 47–56.
- Thompson S.W., Colvin D.J., Krauss G. Continuous cooling transformations and microstructure in low-carbon high-strength low-alloy plate steel. *Met. Trans.* 1990, vol. 21 A, no. 4, pp. 1493–1507.
- Bramfitt B.L., Speer J.G. A perspective on the morphology of bainite. *Met. Trans.* 1990, vol. 21 A, no. 4, pp. 817–829.
- Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu., Boryakova A.N. Effect of cooling rate on the properties of low-carbon pipe steel. *Vestnik YuUrGU*. 2007, Issue 9, no. 21 (93), pp. 15–18. (In Russ.).
- Efron L.I., Il'inskii V.I., Golovanov A.V., Morozov Yu.D. Production of cold-resistant tube steels by controlled high-temperature rolling. *Steel in Translation*. 2003, vol. 33, no. 6, pp. 60–65.
- Krauss G., Thompson S.W. Ferritic microstructures in continuously cooled low-and ultralow carbon steels. *ISIJ International*. 1995, vol. 35, no. 8, pp. 937–945.
- Koptseva N.V., Chukin D.M., Efimova Yu.Yu., Nikitenko O.A., Ishimov A.S. Investigation of influence of cooling rate on the formation of wire rod structure from 80R steel for the production of high-strength reinforcement. *Chernye metally*. 2014, no. 2, pp. 23–31. (In Russ.).
- Chukin M.V., Poletskov P.P., Koptseva N.V., Baryshnikov M.P., Efimova Yu.Yu., Nikitenko O.A., Ishimov A.S., Gushchina M.S., Berezhnaya G.A. Structural-phase transformations during continuous cooling of high-strength medium-carbon complex-alloyed low-blazed steels. *Teoriya i tekhnologiya metallurgicheskogo proizvodstva*. 2016, no. 1(18), pp. 57–62. (In Russ.).
- Chukin M.V., Salganik V.M., Poletskov P.P., Denisov S.V., Kuznetsova A.S., Berezhnaya G.A., Gushchina M.S. Main types and applications of strategic high-strength sheet metal. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2014, no. 4, pp. 41–44. (In Russ.).
- Efron L. I. Formation of structures and mechanical properties of constructional steels during thermomechanical treatment in flow of the rolling mill. *Stal'*. 1995, no. 8, pp. 57–64. (In Russ.).
- Bernshteyn M.L., Zaimovskii V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 480 p. (In Russ.).
- Schastlivtsev V.M., Koptseva N.V., Artemova T.V. Electron microscopic investigation of the martensite structure in low-carbon iron alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 1976, vol. 41, no. 6, pp. 109–118.
- Sadovskii V.D., Fokina E.A., Schastlivtsev V.M. *Ostatocnyy austenit v zakalennom stali* [Residual austenite in hardened steel]. Moscow: Nauka, 1986, 111 p. (In Russ.).
- Rodionov D.P., Schastlivtsev V.M., Stepanova N.N., Smirnov L.V. Shape of the martensite crystals in packet (lath) martensite. *Physics of Metals and Metallography*. 1986, vol. 61, no. 1, pp. 109–114.
- Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu., Boryakova A.N. Classification of low-carbon pipe steel microstructures. *Metallurgist*. 2010, vol. 54, no. 7-8, pp. 444–454.
- Efron L.I., Il'inskii V.I., Morozov I.D., Golovanov A.V. Tube steel of increased strength and low-temperature stability with predominantly bainite structure. *Steel in Translation*. 2003, vol. 33, no. 9, pp. 66–72.
- Matrosov Yu.I. *Razrabotka printsipov mikrolegirovaniya i rezhimov kontroliruemoi prokatki maloperlitnykh staley dlya trub magistral'nykh gazoprovodov: avtoref. diss. doktora tekhn. nauk*. [Development of the principles of micro alloying and controlled rolling modes for low-perlite steels for main gas pipelines: Extended Abstract of Dr. Sci. Diss.]. Moscow: 1982, 42 p. (In Russ.).
- Koptseva N.V., Chukin M.V., Nikitenko O.A. Use of the Thixomet pro software for quantitative analysis of the ultrafine-grain structure of low-and medium-carbon steels subjected to equal channel angular pressing. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012, vol. 54, no. 7-8, pp. 387–392.
- Bhadeshia H.K. *Bainite in steels*. 2nd ed. London: Ins. of Materials, 2001, 454 p.
- Mirzaev D.A., Okishev K.Yu., Schastlivtsev V.M., Yakovleva I.L. Kinetics of the formation of bainite and packet martensite: I. Effect of the structure of packets. *Physics of Metals and Metallography*. 2000, vol. 90, no. 5, pp. 471–480.
- Svishchenko V.V. Features of phase composition of intermediates in steel 24Kh2NACH. *Polzunovskii Vestnik*. 2005, no. 2, Part 2, pp. 95–97. (In Russ.).
- ASM Handbook. Vol. 9: Metallography and Microstructures*. ASM Int., 2004, 1184 p.

**Funding.** The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation as part of a comprehensive project to create high-tech production, carried out with the participation of the Russian higher education institution (contract 03.G25.31.0235).

## Information about the authors:

**P.P. Poletskov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Materials Processing Technologies"

**S.V. Denisov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Materials Processing Technologies"

**O.A. Nikitenko**, Cand. Sci. (Eng.), Research Engineer, Research Associate of Scientific Research Sector (olganikitenko@list.ru)

**D.M. Chukin**, Junior Researcher of Scientific Research Sector

**M.S. Gushchina**, MA Student of the Chair "Materials Processing Technologies"

Received July 31, 2017

Revised February 7, 2019

Accepted February 21, 2019