

УДК 669.14.018.29:539.4.015

**А.Ю. Калетин, Ю.В. Калетина**

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

## **ПОВЫШЕНИЕ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ОБРАЗОВАНИИ БЕСКАРБИДНОГО БЕЙНИТА**

Исследована структура и определены механические свойства хромоникельмолибденовых сталей с содержанием углерода от 0,1 до 0,4 % после медленного непрерывного охлаждения в бейнитной области со скоростью 5 °С/мин. Показано, что при содержании углерода около 0,10–0,15 % в стали после такой термообработки образуется структура бескарбидного бейнита, представляющая собой двухфазную смесь обедненного по углероду бейнитного феррита и пересыщенного углеродом остаточного аустенита различной морфологии. Обнаружено, что такой бескарбидный бейнит обладает существенно более высокими значениями ударной вязкости по сравнению с бейнитом, содержащим карбидные выделения, при практически одинаковых уровнях твердости и прочности. Остаточный аустенит в бескарбидном бейните существенно обогащен по углероду и содержит значительную часть от общего содержания углерода в стали. Повышение уровня вязкости связывается с присутствием в бескарбидном бейните значительного количества обогащенного углеродом остаточного аустенита. Предполагается, что для сталей с бейнитной структурой, образующейся при непрерывном охлаждении, доля углерода в остаточном аустените, независимо от его количества, может характеризовать морфологические особенности структурных составляющих фазовых превращений (бескарбидный бейнит или бейнит с карбидами), а также уровень ударной вязкости стали.

**Ключевые слова:** бейнитные стали, непрерывное охлаждение, бескарбидный бейнит, остаточный аустенит, бейнитный феррит, углерод, цементит, механические свойства, прочность, ударная вязкость.

**A.Yu. Kaletin, Yu.V. Kaletina**

Institute of Metal Physics, Ural Branch of RAS, Ekaterinburg

## **INCREASE IN IMPACT STRENGTH OF STRUCTURAL STEELS BY THE CARBIDE-FREE-BAINITE FORMATION**

Structure and mechanical properties of chrome-nickel-molybdenum steels with carbon content from 0,1 to 0,4 % after slow continuous cooling in the bainitic temperature range with cooling rate  $V_{cool} = 5$  °C/min were investigated. It was shown that at carbon content about 0,10–0,15 % after such heat treatment the structure of carbide-free-bainite represented as two-phase mixture of carbon depleted bainitic ferrite and carbon enriched retained austenite with different morphology were formed in steel. It was found that such carbide-free-bainite possesses significantly more high values of impact strength in comparison with bainite containing carbide precipitations having practically the identical level of hardness and strength. Retained austenite in such carbide-free-bainite is substantially enriched with carbon and contain the considerable part of steel total carbon content. The impact strength level increase is associated with the presence of significant quantity of carbon enriched retained austenite in carbide-free-bainite. It was assumed that for steels with bainitic structure formed under continuous cooling the carbon share content in retained austenite can characterize the morphological peculiarities of

the phase transformation structural constituent (carbide-free-bainite ore bainite with carbides) and impact strength level of steel.

**Keywords:** bainitic steels, continuous cooling, carbide-free-bainite, retained austenite, bainitic ferrite, carbon, cementite, mechanical properties, strength, impact strength.

В последние годы о промежуточном превращении переохлажденного аустенита [1–4] и свойствах бейнита конструкционных сталей [2–5] накоплен достаточно большой материал. Бейнитная структура имеет сложную природу и может существенно менять свою морфологию в зависимости от содержания в стали углерода, легирующих элементов и условий охлаждения. Проявлением многообразия бейнитной структуры в зависимости от легирования и особенностей термической обработки стали является возникновение структуры так называемого бескарбидного бейнита, представляющего собой сочетание малоуглеродистого бейнитного феррита и высокоуглеродистого остаточного аустенита [2–4]. Бескарбидный бейнит может быть верхним и нижним, но в любом случае в нем отсутствуют выделения карбидов. Строение  $\alpha$ -фазы и морфология остаточного аустенита в бескарбидном бейните определяются температурой превращения и степенью легированности стали. При этом значительная часть углерода находится в остаточном аустените. Содержание углерода в остаточном аустените может в несколько раз превышать среднее содержание углерода в стали. Известно [3, 6, 7], что наличие в структуре мелкодисперсного бейнитного феррита без выделения карбидов цементитного типа в сочетании со стабильным остаточным аустенитом обеспечивает получение высокого комплекса прочности и вязкости конструкционных сталей.

Несмотря на достаточно большое количество данных относительно особенностей структуры бескарбидного бейнита, существует ряд нерешенных вопросов, касающихся возможности получения структуры бескарбидного бейнита в среднелегированных конструкционных сталях при непрерывном медленном охлаждении и механических свойств такой структуры.

Промежуточное превращение в сталях, легированных кремнием, 38ХС, 35ХГСА, 60С2, при проведении изотермической закалки протекает в две стадии [4, 8]. На первой стадии образуется малоуглеродистый бейнитный феррит и сохраняется обогащенный углеродом остаточный аустенит. Вторая стадия связана с выделением карбидной фазы и уменьшением количества остаточного аустенита. Задержать выделе-

ние карбидов во время промежуточного превращения можно не только при легировании кремнием, но и алюминием [1, 3, 5]. Изотермически закаленная сталь со структурой бескарбидного бейнита характеризуется высоким уровнем трещиностойкости и вязкости [3, 9–11], тогда как выделение карбидов сопровождается резким снижением сопротивления ударному разрушению [10]. Среднеуглеродистые хромоникельмолибденовые стали типа 40X2H2MA, 35X2HMΦA, 38XH3MΦA применяются для тяжело нагруженных деталей ответственного назначения. Эти стали обладают повышенной устойчивостью аустенита в перлитной области. Однако при закалке в масле крупных деталей в центральных участках неизбежно образуется бейнитная структура, что приводит к снижению ударной вязкости.

В связи со сказанным целью настоящей работы являлось исследование влияния содержания углерода в хромоникелевых сталях на получение высокого уровня ударной вязкости бейнитной структуры после непрерывного охлаждения со скоростью 5 °C/мин, соответствующей охлаждению центральных участков массивных деталей.

**Материал и методика исследования.** Исследовали структуру и свойства легированных сталей, химический состав которых приведен в табл. 1. Заготовки исследуемых сталей нагревали до 870 °C, выдерживали 30 мин, после чего охлаждали с печью с постоянной скоростью 5 °C/мин. В результате такой обработки получали бейнитную структуру.

Таблица 1

Химический состав исследованных сталей, мас. %

Сталь	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	V	Al	S	P
40X2H2MA	0,41	1,37	1,52	0,50	0,36	0,25	–	–	0,014	0,025
15X2H3MΦ	0,16	2,21	3,28	0,35	0,26	0,66	0,22	–	0,024	0,012
14X2H2ГMΦ	0,14	2,05	2,33	0,76	0,21	0,38	0,17	–	0,026	0,016
10X2H3ГM	0,10	2,23	2,68	0,91	0,44	0,34	–	–	0,022	0,012

Микроструктуру сталей изучали электронно-микроскопическим методом на микроскопе JEM-200 CX на фольгах, вырезанных из соответствующих образцов, приготовленных по стандартной методике. Количество остаточного аустенита измеряли магнитометрическим методом. Механические свойства определяли при комнатной температуре статическим растяжением образцов (количество образцов было кратно пяти) с диаметром рабочей части 5 мм. Ударную вязкость определяли

на образцах типа I по ГОСТ 9454–78. Для определения параметра решетки остаточного аустенита на аппарате ДРОН-3.0 в  $K_{\alpha}$ -излучении железа снимали линию  $(311)_{\gamma}$ . Полученные данные использовали для расчета содержания углерода в остаточном аустените по методике [2].

**Результаты исследования и их обсуждение.** Электронно-микроскопические исследования показали, что бейнитная структура отличается большим разнообразием. В промышленной стали 40X2H2MA после охлаждения от температуры 870 °С со скоростью 5 °С/мин формируется глобулярная зернистая структура бейнита, который обычно образуется в стали в изотермических условиях при температуре 400–450 °С.

В структуре наблюдали участки как глобулярной, так и реечной формы, а также значительное количество карбидов цементитного типа, выделившихся как внутри, так и по границам кристаллов бейнитного феррита (рис. 1). Остаточный аустенит присутствует в незначительном количестве. Такая структура обладает низкой ударной вязкостью – 0,3 МДж/м<sup>2</sup> при уровне прочности около 1100 МПа (табл. 2).

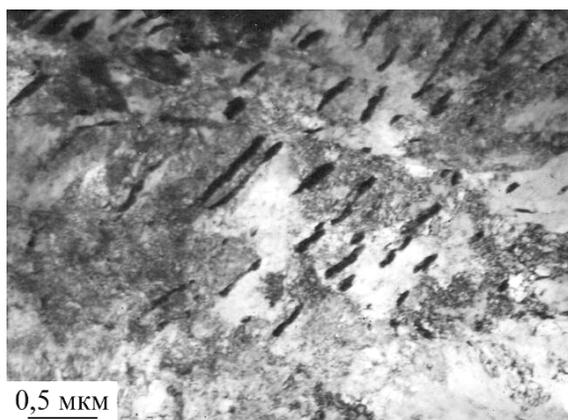


Рис. 1. Структура стали 40X2H2MA после охлаждения от 870 °С со скоростью 5 °С/мин

Было предположено, что для получения бескарбидного бейнита, обеспечивающего повышение ударной вязкости материала, необходимо уменьшить в нем содержание углерода. Для этого исследовали серию специально выплавленных хромоникельмолибденовых сталей с пониженным содержанием углерода – 10X2H3ГМ, 14X2H2ГМФ, 15X2H3МФ, в которых при медленном охлаждении с печью ( $V = 5$  °С/мин) формируется бейнитная структура. Механические свойства этих сталей и стали

40X2H2MA, обработанных по одинаковому режиму, обеспечивающему образование бейнита, приведены в табл. 2. Видно, что при близких значениях прочностных характеристик ударная вязкость хромоникельмолибденовых сталей с пониженным содержанием углерода (0,10–0,15 %) в 3–4 раза выше, чем в стали 40X2H2MA.

Таблица 2

Количество остаточного аустенита  $\gamma_{ост}$  и механические свойства сталей после непрерывного охлаждения от 870 °С в бейнитном интервале температуры в зависимости от содержания углерода

Сталь	$\sigma_b$ , МПа	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>	Твердость, НРС	$\gamma_{ост}$ , %	Содержание углерода, мас. %		Доля углерода в $\gamma_{ост}$ , %
					в стали	в $\gamma_{ост}$	
40X2H2MA	1110	0,30	36	6	0,41	1,0	15
15X2H3MФ	1150	1,33	37	14	0,16	0,9	79
14X2H2ГМФ	1090	1,25	36	15	0,14	0,8	86
10X2H3ГМ	1240	1,10	38	9	0,10	0,8	72

Отличительной особенностью структуры бейнита низкоуглеродистых хромоникельмолибденовых сталей по сравнению со среднеуглеродистыми, как показали электронно-микроскопические исследования (рис. 2), является полное отсутствие карбидов. В низкоуглеродистых сталях морфология бейнита практически одинаковая. Наблюдали кристаллы бейнитного феррита, как речной, так и глобулярной формы, и остаточный аустенит в виде островковых и пленочных участков. При этом остаточный аустенит содержит 0,8–1,0 % углерода. Таким образом, при непрерывном охлаждении массивных деталей, в которых неизбежно образование бейнита, для обеспечения высокой ударной вязкости следует применять стали с ограниченным содержанием углерода, обеспечивающим бейнитную прокаливаемость с образованием бескарбидного бейнита.

Содержание углерода может изменяться в зависимости от состава стали. В хромоникельмолибденовых сталях без других легирующих элементов содержание углерода, обеспечивающее образование бескарбидного бейнита, составляет 0,10–0,15 %.

Особенностью структуры бейнита исследованных сталей является существенное обогащение остаточного аустенита по углероду – примерно в 2,5 раза для стали 40X2H2MA, в 6 раз – для стали 15X2H3MФ, и в 8 раз – для стали 10X2H3ГМ, по сравнению с общим

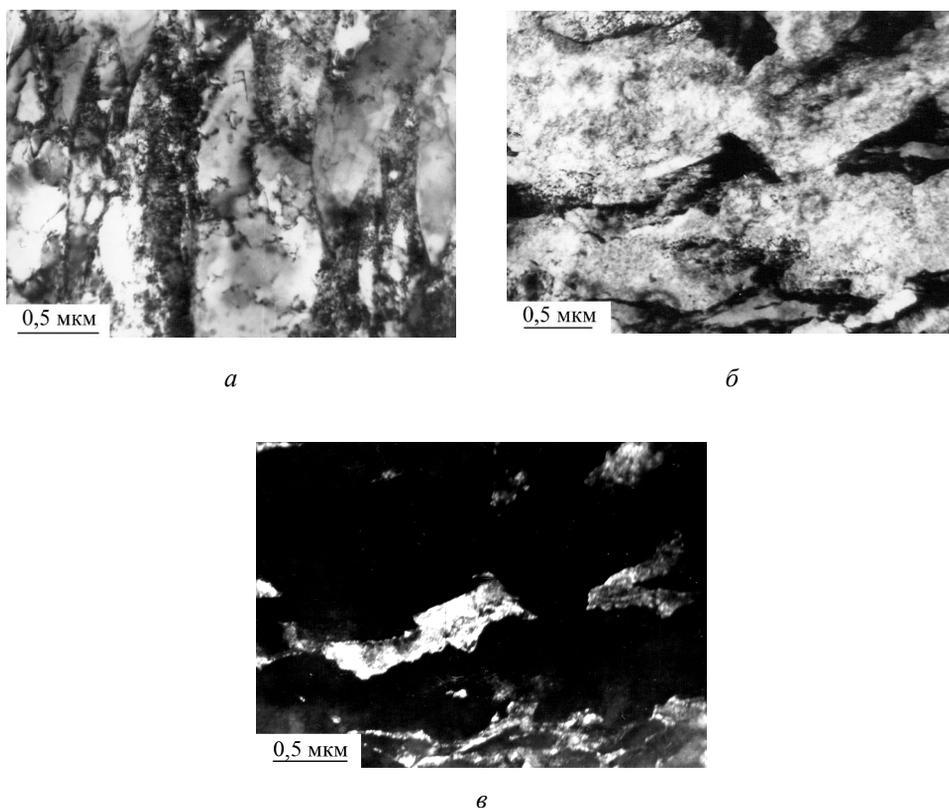


Рис. 2. Структура сталей 14X2H2GMФ (а), 10X2H3GM (б, в) после охлаждения от 870 °С со скоростью 5 °С/мин: а, б – светлопольное изображение; в – темнопольное изображение в рефлексе 002 $\gamma$

содержанием углерода в стали (см. табл. 2). Такое обогащение является характерным признаком протекания бейнитного превращения, определяет химический состав и морфологические особенности образовавшихся структурных составляющих – бейнитного феррита и остаточного аустенита в зависимости от температур протекания промежуточного превращения. При этом, как следует из табл. 2, содержание углерода в остаточном аустените для всех исследованных сталей составляет приблизительно одинаковую величину: 0,8–1,0 % углерода, количество остаточного аустенита отличается несущественно для сталей с полностью бескарбидным бейнитом и для стали 40X2H2MA – от 6 до 15 %. Содержание углерода в феррите всех исследованных сталей с бескарбидным бейнитом составляет около 0,03–0,04 %, что соответствует его содержанию в нижнем бейните. Таким образом, количество остаточно-

го аустенита и степень его обогащения углеродом не могут объяснить существенные различия в уровне ударной вязкости исследованных сталей. Однако если рассчитать долю углерода, содержащегося в остаточном аустените, от общего содержания углерода в стали, то картина меняется существенно (см. табл. 2, последняя колонка). Видно, что в случае образования бескарбидного бейнита основная часть углерода находится в остаточном аустените – 72–86 %, при этом стали обладают высокой ударной вязкостью при примерно одинаковом уровне прочности.

Для стали 40X2H2MA доля углерода в остаточном аустените составляет всего 15 %, т.е. 85 % углерода находится в феррите и в цементите, при этом ударная вязкость низкая.

Таким образом, для исследованных сталей с бейнитной структурой, образующейся при непрерывном медленном охлаждении, доля углерода в остаточном аустените, независимо от его количества, может характеризовать морфологические особенности структурных составляющих фазовых превращений (бескарбидный бейнит или бейнит с карбидами), а также уровень ударной вязкости стали.

Сделаем следующие выводы. Для среднеуглеродистых хромоникельмолибденовых сталей уменьшение содержания углерода до 0,10–0,15 % позволяет исключить карбидообразование в ходе промежуточного превращения при непрерывном охлаждении и приводит к образованию бескарбидного бейнита, представляющего собой феррито-аустенитную структуру, не содержащую выделений карбидной фазы.

Высокая ударная вязкость сталей со структурой бескарбидного бейнита обусловлена отсутствием выделений карбидов и повышенным количеством остаточного аустенита. Остаточный аустенит в бескарбидном бейните существенно обогащен по углероду и содержит значительную часть от общего содержания углерода в стали. При содержании в остаточном аустените бескарбидного бейнита более 70–85 % углерода сталь при почти одинаковой прочности обладает уровнем ударной вязкости, который в 3–4 раза выше, чем для стали с бейнитом, содержащим карбидные выделения.

*Работа выполнена по плану РАН (темы «Структура» и «Кристалл») при частичной поддержке проекта Президиума УрО РАН 12-У-2-1017.*

### **Список литературы**

1. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. – 2nd edition. – London: The Institute of Materials, 2001. – 460 p.
2. Bojarski Z., Bold T. Structure and properties of carbide-free-bainite / Acta Met. – 1974. – Vol. 22, no. 10. – P. 1223–1234.
3. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Very strong bainite // Current Opinion in Solid State and Materials Science: DK 8. – 2004. – P. 251–257.
4. Калетин А.Ю. Влияние остаточного аустенита на структуру и свойства конструкционных сталей после высокого отпуска: дис. ... канд. техн. наук. – Свердловск, 1985. – 199 с.
5. Garcia-Mateo C., Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanical properties of low-temperature bainite // Materials Science Forum 500. – 2005. – P. 495–502.
6. Калетин Ю.М., Рыжков А.Г., Калетин А.Ю. Влияние кремния и алюминия на свойства конструкционных хромоникелевых сталей с бейнитной структурой // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1989. – № 6. – С. 96–99.
7. Влияние стабильности остаточного аустенита на трещиностойкость конструкционной стали / М.Н. Георгиев, А.Ю. Калетин, Ю.Н. Си-монов, В.М. Счастливцев // ФММ. – 1990. – № 1. – С. 113–121.
8. Sandvik B.P.V. The bainite reaction in Fe–Si–C alloys: the primary stage // Met. Trans. – 1982. – Vol. 13A, no. 5. – P. 777–787.
9. Microstructure-properties relationships in carbide-free bainitic steels / J.C. Hell, M. Dehmas, S. Allain, J.M. Prado // ISIJ international. 2011. – Vol. 51, no. 10. – P. 1724–1732.
10. Охрупчивание конструкционной стали с бейнитной структурой при отпуске / А.Ю. Калетин, В.М. Счастливцев, Н.Т. Карева, М.А. Смирнов // ФММ. – 1983. – Т. 56, вып. 2. – С. 366–371.
11. Структура и свойства конструкционных сталей после термомеханической обработки в бейнитной области температур / В.М. Счастливцев, Ю.В. Калетина, М.А. Смирнов, А.Ю. Калетин // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 4. – С. 1–9.

Получено 10.11.2014

**Калетин Андрей Юрьевич** (Екатеринбург, Россия) – кандидат технических наук, старший научный сотрудник Института физики металлов УрО РАН; e-mail: akalet@imp.uran.ru

**Калетина Юлия Владимировна** (Екатеринбург, Россия) – доктор технических наук, ведущий научный сотрудник Института физики металлов УрО РАН; e-mail: kaletina@imp.uran.ru

**Kaletin Andrey** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Senior Research Scientist, Institute of Metal Physics, Ural Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: akalet@imp.uran.ru

**Kaletina Yulia** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Chief Research Scientist, Institute of Metal Physics, Ural Branch of Russian Academy of Sciences; e-mail: kaletina@imp.uran.ru