

DOI: 10.15593/2224-9877/2016.3.13

УДК 620.186.5

С.К. БерезинПермский национальный исследовательский
политехнический университет, Пермь, Россия

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ, ЗАКАЛЕННЫХ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР И ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ

Исследованы процессы образования и распада аустенита при изотермической закалке и закалке из МКИ НМС 15Х2Г2НМФБ и 07Х3ГНМ. Структуру исследовали дифракционными, спектральными методами. Определяли механические свойства. Выявлены особенности закалки из межфазной области температур низкоуглеродистой мартенситной стали 15Х2Г2НМФБ с выраженной структурной наследственностью. Структура пакетного мартенсита НМС 15Х2Г2НМФБ позволяет сочетать высокие технологические и механические свойства. У стали 07Х3ГНМ, не склонной к структурной наследственности, при закалке из МКИ прочность и твердость были существенно ниже, чем после традиционной термической обработки. Принципиальное отличие НМС со структурной наследственностью состоит в том, то при нагреве в межфазную область структура содержит мартенсит и аустенит, который при последующем охлаждении превращается в пакетный мартенсит. Следовательно, окончательная структура содержит мартенсит: сохранившийся после нагрева в МКИ и «свежий», образовавшийся из аустенита. В сталях, не содержащих сильные карбидообразующие элементы, после закалки из МКИ образуется двухфазная феррито-мартенситная структура, прочность которой подчиняется правилу аддитивности.

В результате формирования пакетной мартенситной структуры после закалки из МРКИ с охлаждением на воздухе стали 15Х2Г2НМФБ получены следующие свойства: предел прочности при испытаниях на растяжение $\sigma_B = 1570$ МПа, условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 1250$ МПа, относительное удлинение $\delta = 14$ %, относительное сужение $\psi = 51$ % и ударная вязкость $KCV = 0,9$ МДж/м²; после изотермической закалки при $t = 360$ °С: $\sigma_B = 1270$ МПа, $\sigma_{0,2} = 980$ МПа, $\delta = 15$ %, $\psi = 56$ %, и $KCV = 1,0$ МДж/м². Результаты исследования показали, что сталь, легированную сильными карбидообразующими элементами, предпочтительно закалывать из МКИ с охлаждением на воздухе.

Ключевые слова: изотермическая закалка, межкритический интервал, рейки, пакеты, низкоуглеродистый мартенсит, аустенит, сильные карбидообразующие элементы, структурная наследственность, механические свойства, предел прочности.

S.K. Berezin

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-CARBON MARTENSITIC STEELS HARDENED FROM A TEMPERATURE THE CRITICAL INTERVAL AND AFTER ISOTHERMAL TEMPERING

The processes of formation and decomposition of austenite during isothermal hardening of the intercritical temperature range (ITR) and the LCMS 15H2G2NMFB 07H3GNM. The structure was investigated by diffraction, spectral methods. Mechanical properties were determined. The features of the interface hardening temperatures low carbon martensitic steel 15H2G2NMFB with severe structural heredity. The structure of the martensite packet 15H2G2NMFB LCMS allows to combine high technological and mechanical properties. We began 07H3GNM not prone to structural heredity during hardening of the ITR strength and hardness were significantly lower than after conventional heat treatment. The fundamental difference with the structural heredity LCMS is then heated in the interfacial region structure comprises martensite and austenite in the subsequent cooling, which is transformed into martensite packet. Therefore, the final structure contains martensite: preserved after heating in the ITR and "fresh", formed from the austenite. In steels containing no strong carbide forming elements after hardening of the ITR is formed of two phase ferit-martensitic structure whose strength is subject to the additivity rule.

As a result of the formation of packet martensitic structure after hardening of ITR with air cooling steel 15H2G2NMFB obtained properties: tensile strength, tensile tests $\sigma_B = 1570$ MPa yield strength $\sigma_{0.2} = 1250$ MPa, elongation $\delta = 14\%$, relative restriction $\psi = 51\%$, and toughness KCV = 0.9 MJ/m², after isothermal hardening at $t = 360$ °C: $\sigma_B = 1270$ MPa, $\sigma_{0.2} = 980$ MPa, $\delta = 15\%$, $\psi = 56\%$ and KCV = 1,0 MJ/m². The results showed that the alloyed steel is preferably strong carbide forming elements from ITR to harden by cooling in air.

Keywords: isothermal hardening, intercritical interval, rails, packets, low carbon martensite, austenite, strong carbide forming elements, structural heredity, mechanical properties, tensile strength.

Введение

Исследования кинетики превращения, структуры и характеристик механических свойств низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС) показали, что эти стали имеют высокие прочность, пластичность и вязкость в широких интервалах варьирования температуры и скорости охлаждения, в том числе после охлаждения от температуры горячего формообразования [1–6]. Высокие механические свойства в «свежезакаленном» состоянии НМС обусловлены формированием пакетно-реечной структуры α -фазы и низкой концентрацией углерода в твердом растворе. Применение сталей со структурой пакетного мартенсита эффективно при производстве проката, труб, сварных конструкций и др. [7, 8].

Методики экспериментов и исследований

Прутки из сталей 15Х2Г2НМФБ и 07Х3ГНМ в исходном состоянии получали после закалки с деформационного нагрева. Образцы нагревали в камерной лабораторной печи и закаливали по двум схемам: изотермически и из МКИ. В случае закалки из МКИ аустенитизация происходила при температуре 810 °С, изотермическую закалку проводили от температуры 950 °С, выдержка – 30 мин, охлаждение в воде или на воздухе.

Микроструктуру изучали на микроскопе Neophot-32 при увеличении от 100 до 1000 крат с помощью цифровой камеры Levenhuk C800 (разрешение камеры 1280×1024 пикселей). Для выявления микроструктуры поверхность шлифа травили 4%-ной азотной кислотой. Ударную вязкость KCV определяли согласно ГОСТ 9454–78 на маятниковом копре ИО 5003–0,3 на образцах (исходные размеры образца 10×10 мм) с V-образным надрезом. Данные по ДСК были получены с помощью прибора STA Jupiter 449 фирмы Netzsch. Образцы сплава 15Х2Г2НМФБ представляли собой шайбы диаметром ~4 мм и высотой ~3 мм. Измерение твердости образцов проводили на приборе ТК-24М (Роквелл) по шкале HRC (ГОСТ 9013–59). Доверительный интервал составил ±2 единицы. На одноосное растяжение образцы испытывали в соответствии с ГОСТ 1497–84 на машине МИ-40 КУ. Исследовали НМС, легированную ванадием и ниобием 15Х2Г2НМФБ и сталь бескарбидообразующих элементов 07Х3ГНМ (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав сталей

Марка стали	Содержание элементов, %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Nb	Mo	Cu	S	P
15Х2Г2НМФБ	0,15	0,31	2,07	2,39	1,48	0,14	0,07	0,53	0,19	0,008	0,016
07Х3ГНМ	0,07	0,27	0,93	3,25	1,06	0,10	–	0,2	–	0,025	0,025

В исходном состоянии образцы имели твердость на уровне 40 HRC и средний размер зерна аустенита 12,5 мкм 15Х2Г2НМФБ и 23 мкм 07Х3ГНМ (табл. 2); распределение зерен по размеру представлено на рис. 1.

Таблица 2

Средний размер зерна и твердость сталей
в исходном горячекатаном состоянии

Марка стали	Размер зерна $d_{\text{ср}}$, мкм	Твердость HRC
15X2Г2НМФБ	12,5	42
07X3ГНМ	23	38

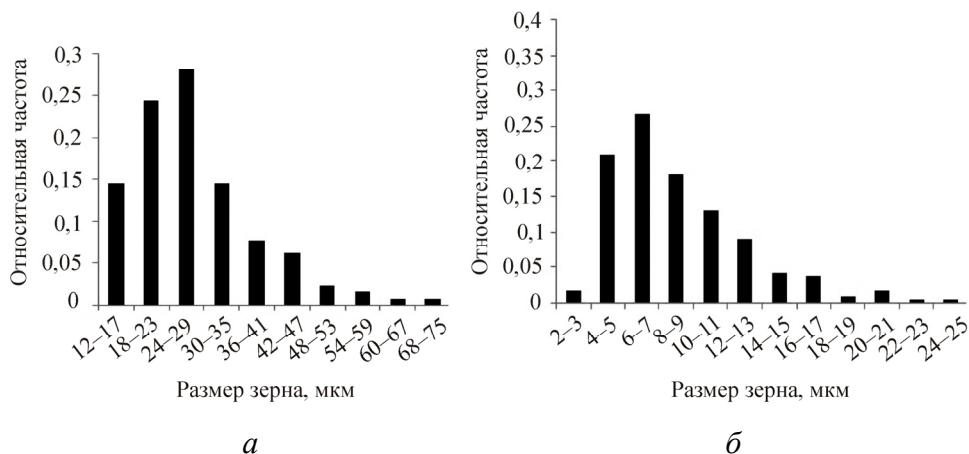


Рис. 1. Распределение зерен по размеру: а – 07X3ГНМ; б – 15X2Г2НМФБ

Мелкозернистая структура в НМС 15X2Г2НМФБ обусловлена присутствием сильных карбидообразующих элементов – карбидов V и Nb (рис. 2). Дисперсная структура аустенита, которая формируется внутри зерен, обеспечивает малые размеры реек и пакетов [9].

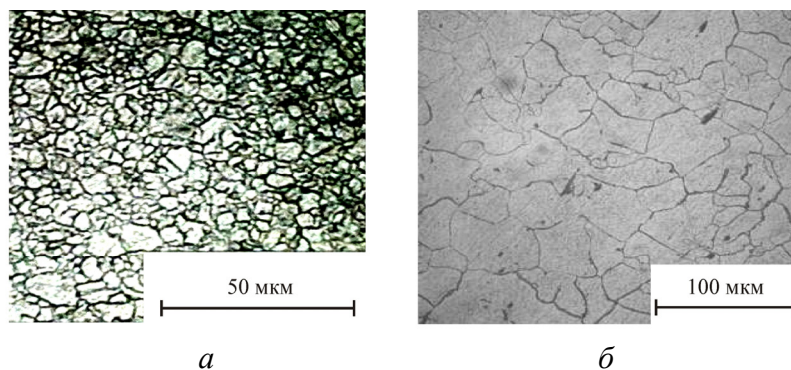


Рис. 2. Исходная зеренная структура: а – 15X2Г2НМФБ; б – 07X3ГНМ

Сохранение дисперсной структуры мартенсита и мелкозернистого аустенита при нагреве до относительно высоких температур связывают с особым видом структурной наследственности в НМС [1]. Сохранение пакетной структуры обеспечивает высокие механические свойства α -фазы (рис. 3, 4), что позволяет проводить закалку из верхнего температурного интервала межфазной области НМС 15Х2Г2НМФБ.

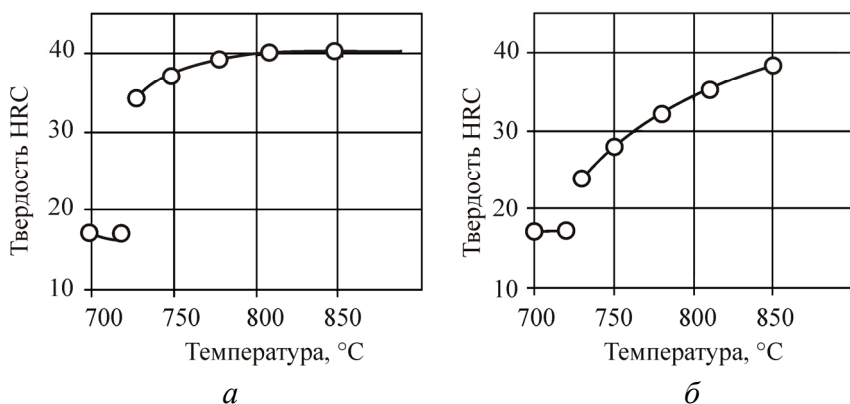


Рис. 3. Влияние температуры нагрева на твердость НМС:
а – 15Х2Г2НМФБ; б – 07Х3ГНМ

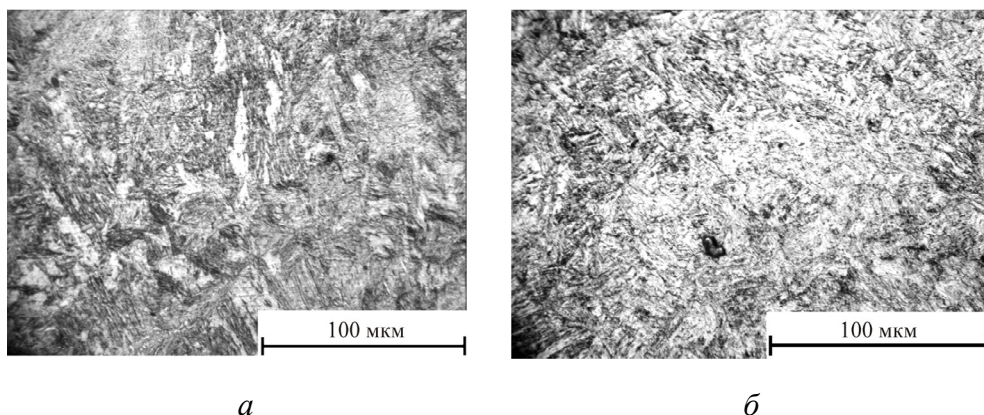


Рис. 4. Закалка из верхней части межкритического интервала температур (810 °С, 30 мин, НМС 15Х2Г2НМФБ): а – закалка в воду; б – закалка на воздухе

При нагреве под закалку в МКИ стали 07Х3ГНМ мартенсит частично распадается на феррито-карбидную смесь [10], о чем свидетельствуют два пика на кривой ДСК (рис. 8), поэтому значения свойств стали существенно ниже, чем после закалки от 950 °С (табл. 3) [10].

После закалки из МКИ, независимо от охлаждающей среды, структура стали 15Х2Г2НМФБ включает главным образом пакетный мартенсит (рис. 4). Повышенная плотность дислокаций в пакетном мартенсите и дисперсность характерных элементов структуры – реек обуславливают высокий уровень прочности, а подвижность дислокаций – пластичность и релаксационную способность [2]. Закалка из МКИ на воздухе обеспечивала лучшие характеристики механических свойств по сравнению с аналогичной закалкой в воду, что, по-видимому, связано с уменьшением концентрации напряжений на опасных дефектах. Такую интерпретацию результатов подтверждает одновременное заметное повышение ударной вязкости (табл. 3).

Таблица 3

Значения показателей механических свойств НМС после закалки

Условное обозначение стали	Режим термообработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, МДж/м ²
15Х2Г2НМФБ	Закалка из МКИ в воду	1190	1490	12	48	0,75
	Закалка из МКИ на воздухе	1250	1570	14	51	0,90
	Изотермическая закалка (360 °С)	980	1270	15	56	1,0
07Х3ГНМ	Закалка из МКИ на воздухе	810	1050	14	60	1,3
	Изотермическая закалка (360 °С)	815	1100	16	65	1,4

В случае образования смеси полиэдрической и пакетной морфологий α -фазы НМС 07Х3ГНМ прочность закаленных из МКИ образцов уменьшается, вязкость и пластичность сохраняют высокие значения ($KCV = 1,3$ МДж/м², $\delta = 14$ %).

Уровень прочности, пластичности и вязкости после изотермической закалки зависит от присутствия в структуре продуктов перлитного превращения и верхнего бейнита. Относительно небольшое количество нижнего бейнита вносит аддитивный вклад в прочность и не влияет на вязкость [11]. Повышенная вязкость структур «мартен-

сит – нижний бейнит» может быть обусловлена большими углами разориентации границ, что приводит к затруднению распространения трещины [12].

В процессе технологической обработки детали могут длительное время находиться при повышенных температурах (например, сварка), выше температуры конца мартенситного превращения, кроме того, представляет интерес исследование изотермической закалки НМС, так как в данном случае возможно получение бейнито-мартенситной структуры. Ясно, что температура выдержки должна быть ниже возможного нормального превращения и образования структур верхнего бейнита (весьма длительные выдержки), и вместе с тем для образования бейнита необходимо сохранение диффузионной подвижности углерода. Температура должна быть на уровне 360 °С, т.е. ниже границы образования верхнего бейнита [13].

Сталь 07Х3ГНМ не содержит сильных карбидообразующих элементов, весь углерод растворен в аустените. Легированный переохлажденный аустенит имеет высокую устойчивость. При охлаждении до температуры 500 °С ($M_n^{\text{атерм}}$) образуется порция α -фазы по атермическому механизму. После достижения температуры изотермы (360 °С) нераспавшийся аустенит в изотермических условиях превращается в мартенсит. Структура образцов представляет собой смесь атермического и изотермического пакетного мартенсита (рис. 5).

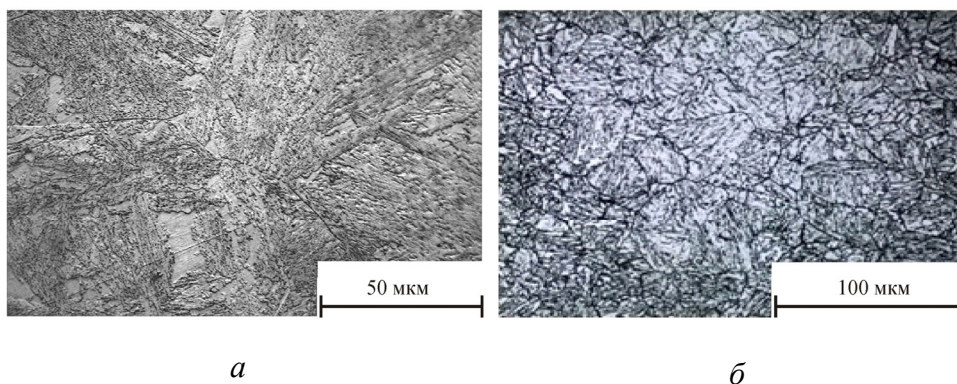


Рис. 5. Микроструктура сталей после изотермической выдержки при температуре 360 °С: а – 07Х3ГНМ; б – 15Х2Г2НМФБ

После закалки из МКИ мартенсит сталей 15Х2Г2НМФБ и 07Х3ГНМ имел реечную структуру (рис. 6).

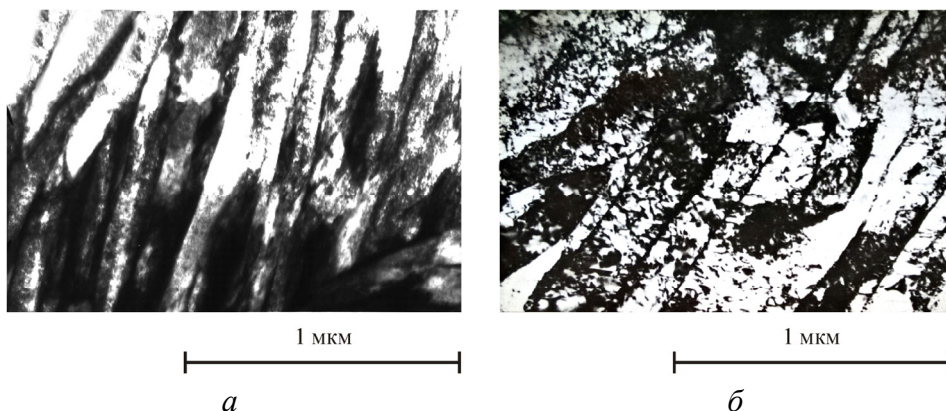


Рис. 6. Реечная структура НМС: а – 15Х2Г2НМФБ; б – 07Х3ГНМ

Значения температуры начала мартенситного превращения в изотермических условиях и при непрерывном охлаждении могут не совпадать. Зависимость количества образовавшегося мартенсита от продолжительности выдержки при температуре 360 °С для стали 07Х3ГНМ и 15Х2Г2НМФБ представлена на рис. 7.

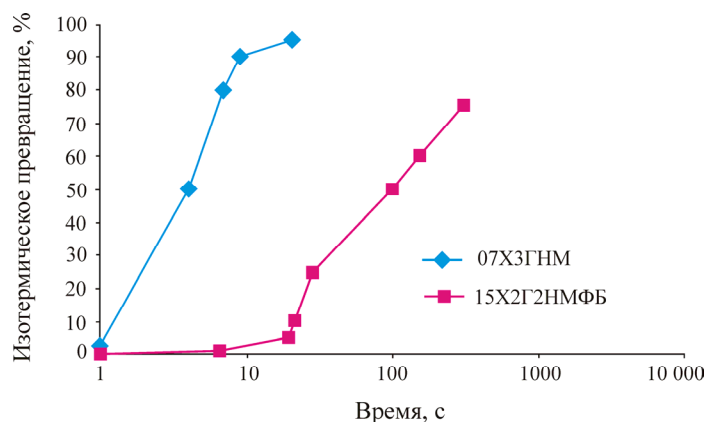


Рис. 7. Зависимость доли изотермического превращения от времени при температуре 360 °С

Аустенит стали 15Х2Г2НМФБ термодинамически более устойчив по сравнению с НМС 07Х3ГНМ. Длительное пребывание на температуре 360 °С может привести к образованию структур нижнего

бейнита [13]. Однако механические свойства стали со структурой нижнего бейнита мало отличаются от свойств стали с мартенситной структурой. В НМС 07Х3ГНМ нижнего бейнита не образуется, так как превращение практически завершается примерно за 3 мин.

Более высокие показатели надежности после закалки на воздухе связаны с частичной релаксацией напряжений, что понижает величину напряжений в местах их наибольшей концентрации. В структуре НМС 15Х2Г2НМФБ при закалке были выявлены участки, по форме напоминающие глобулы. В работе [9] показано, что при закалке на воздухе этой стали возможно образование участков мартенсита с «глобулярной» (бесструктурной) морфологией. Если исходить из того, что причиной разрушения являются образование и рост трещин в местах с наибольшей концентрации напряжений, то уменьшение концентрации напряжений может привести к повышению не только пластичности, вязкости, но и прочности, поэтому образование небольшого количества глобулярного мартенсита не приводит к ухудшению свойств НМС.

В целом после закалки из МКИ на воздухе достигнуты механические свойства, примерно соответствующие верхнему интервалу значений показателей после закалки от температуры 980 °С и отпуска.

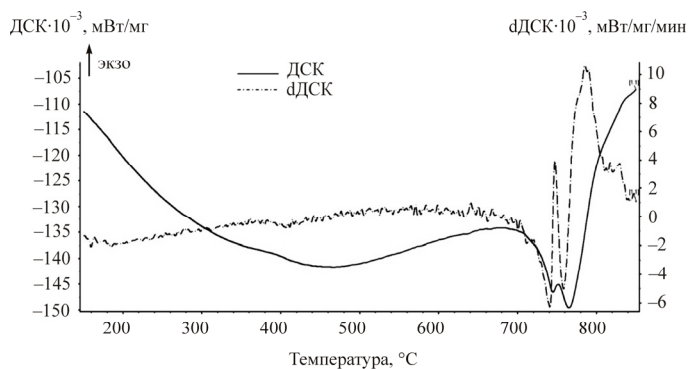
Исследования методом ДСК-нагрева стали позволили определить критические точки (табл. 4). Наличие двух пиков на кривой ДСК, а также двух максимумов первой производной указывает на двухстадийное образование аустенита. Известно, что первым этапом превращения может являться обратное мартенситное превращение, а затем оставшаяся α -фаза превращается в аустенит по диффузионному механизму [5].

Таблица 4

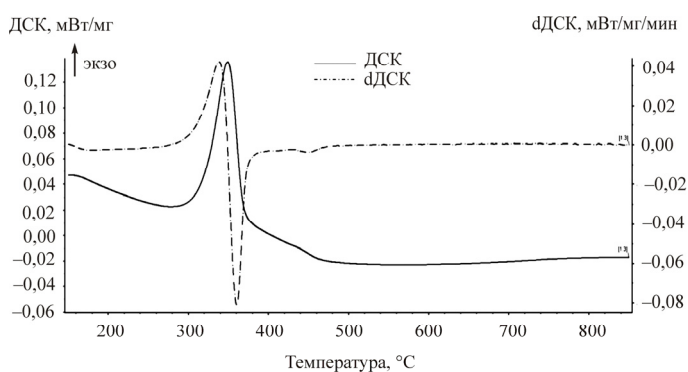
Температура критических точек НМС 15Х2Г2НМФБ и 07Х3ГНМ

Обозначение стали	Температура критических точек t , °С			
	A_{c1}	A_{c3}	M_n	M_k
15Х2Г2НМФБ	710	840	375	320
07Х3ГНМ	758	832	527	303

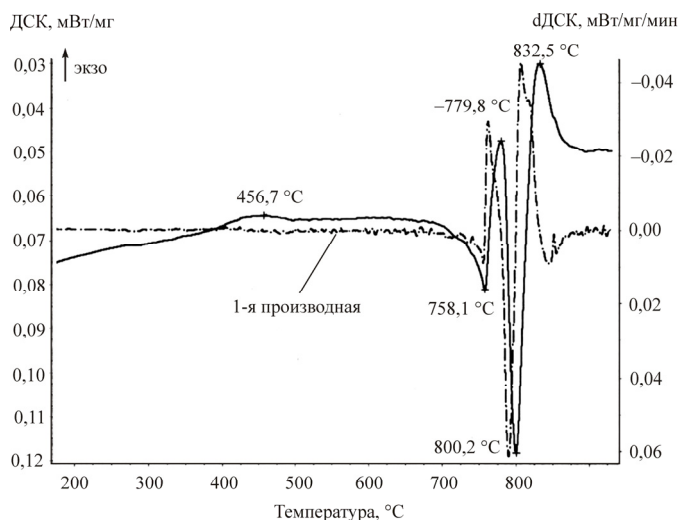
Сопоставляя ДСК и учитывая малое различие в составах ранее изученной стали 12Х2Г2НМФБ и 15Х2Г2НМФБ, можно утверждать, что в НМС 15Х2Г2НМФБ также наблюдали двухстадийное образование аустенита (рис. 8, а).



a

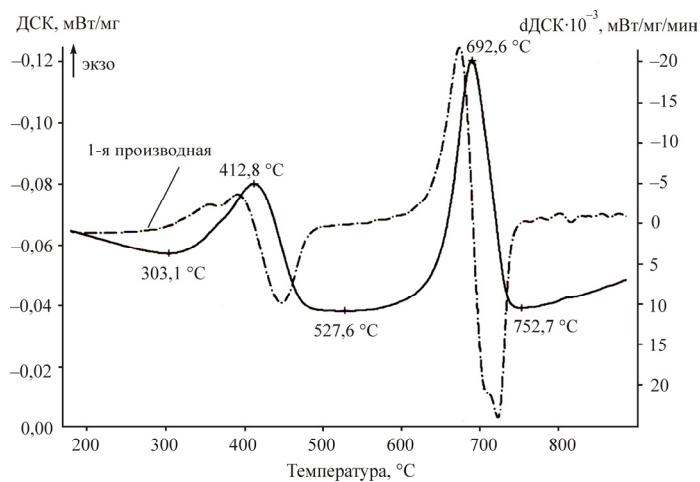


б

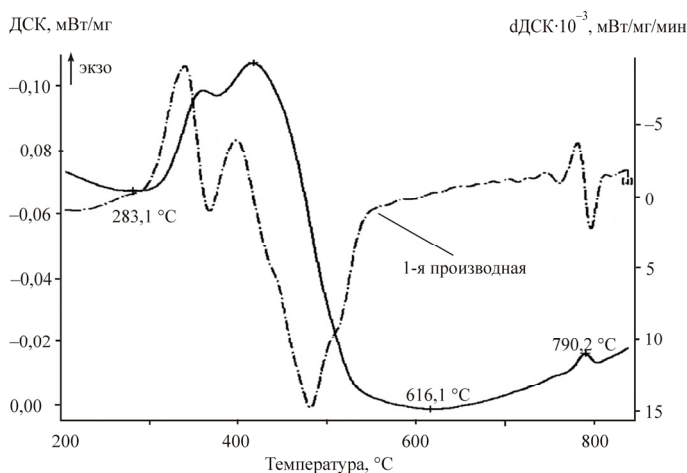


в

Рис. 8. ДСК-диаграммы нагрева (*a*, *б*) и охлаждения (*б*, *г*, *д*) НМС:
a, *б* – 15Х2Г2НМФБ; *в*, *г*, *д* – 07ХЗГНМ; *г* – охлаждение 10 град/мин;
д – охлаждение 40 град/мин (см. также с. 192)



2



д

Рис. 8. Окончание

На кривой ДСК-нагрева 07ХЗГНМ имеется два пика, которые соответствуют образованию аустенита по сдвиговому и диффузионному механизмам [5].

При медленном охлаждении со скоростью 10 град/мин в температурных интервалах от ~720 до ~590 °C наблюдали нормальное превращение аустенита. Дальнейшее понижение температуры прерывало превращение по нормальному механизму, и в интервале температур 527–303 °C фазовый переход завершался по сдвиговому механизму

с образованием пакетного мартенсита. При высоких скоростях охлаждения перлитное превращение в стали 07ХЗГНМ не наблюдали (см. рис. 8).

При охлаждении НМС 15Х2Г2НМФБ распад низкоуглеродистого аустенита сопровождался образованием только одного локального экстремума, площадь под локальным экстремумом ДСК позволяет определить характер превращения (рис. 8, б). На основании данных о выделившейся теплоте превращение является сдвиговым [14]. Металлографические исследования подтверждают образование главным образом пакетного мартенсита.

Перегиб в интервале температур 380–470 °С и расширение площади под кривой позволяют предположить возможность выделения и иной морфологической формы α -фазы в НМС (см. рис. 8, б). В работах [9, 15] показано, что вторая высокотемпературная форма мартенсита может иметь пластинчатую или глобулярную морфологию, но возможно и образование нижнего бейнита. Электронная микроскопия не позволяет идентифицировать по размерам реек и ориентации карбидов нижний бейнит. Образование небольшого количества нижнего бейнита не оказывает заметного влияния на механические свойства НМС.

Заключение

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. При нагреве образцов из НМС 15Х2Г2НМФБ со скоростью 10–40 град/мин наблюдали двухстадийный характер превращения, свидетельствующий о возможности образования аустенита сдвиговым и диффузионным способами.

2. Сохранение исходной структуры после нагрева в межфазную область позволяет получать реечную структуру α -фазы у НМС, содержащей сильные карбидообразующие элементы. Независимо от охлаждающей среды после закалки стали 15Х2Г2НМФБ структура включала главным образом пакетный мартенсит.

3. Достигнутое сочетание прочности, пластичности и вязкости у заклеенной из МКИ стали 15Х2Г2НМФБ свидетельствует о возможности замены полной закалки (980 °С) закалкой из верхнего температурного интервала МКИ (810 °С).

Список литературы

1. Структурная наследственность в низкоуглеродистых мартенситных сталях / С.С. Югай, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов, Н.Н. Митрохович // МиТОМ. – 2004. – № 12. – С. 24–29.
2. Клейнер Л.М., Шацов А.А. Нанокристаллическая структура низкоуглеродистого реечного мартенсита и конструкционная прочность // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2007. – Т. 4, № 1. – С. 72–75.
3. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой мартенситной стали 12Х2Г2НМФТ при закалке / С.С. Югай, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов, Н.Н. Митрохович // ФММ. – 2004. – Т. 97, № 1. – С. 107–112.
4. Ramazani A., Berme B., Prah U. Steel and iron based alloys // Structural Materials and Processes in Transportation. – Weinheim: Willey-VCH, 2013. – С. 5–48.
5. Фазовые и структурные превращения в низкоуглеродистых мартенситных сталях / Л.М. Клейнер, Д.М. Ларинин, Л.В. Спивак, А.А. Шацов // ФММ. – 2009. – Т. 108, № 2. – С. 161–168.
6. Effect of the high-temperature deformation on the ms temperature in a low c martensitic stainless steel / M.A. Alvarado-Meza, E. García-Sanchez, M.P. Guerrero-Mata, R. Colás, O. Covarrubias-Alvarado, A. Salinas-Rodriguez // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2013. – Т. 22, № 2. – С. 345–350.
7. Клейнер Л.М., Шацов А.А. Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса: учеб. пособие. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2008. – 303 с.
8. Клейнер Л.М., Шацов А.А. Новые конструкционные материалы: низкоуглеродистые мартенситные и порошковые стали. Прикладное материаловедение / Перм. гос. техн. ун-т. – Пермь, 2004. – 142 с.
9. Формирование зеренной и реечной структуры в низкоуглеродистых мартенситных сталях термоциклированием / И.В. Ряпосов, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов, Е.Ф. Носкова // МиТОМ. – 2008. – № 9. – С. 33–39.
10. Югай С.С. Объемное и поверхностное упрочнение низкоуглеродистых мартенситных сталей с наследственно мартенситной структурой: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Пермь, 2004. – 16 с.

11. Structure effect on cracking resistance of high strength structural steel / N.G. Pokrovskaya, L.N. Belyakov, I.P. Zhegina, E.Yu. Grigor'eva // *МиТОМ*. – 1997. – № 10. – С. 8–12.

12. Бернштейн М.Л. Прочность стали. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.

13. Bhadeshia H.K. Bainite in steels. – Second ed. – Cambridge: The University Press, 2001. – 454 p.

14. Гребеньков С.К., Шацов А.А., Ряпосов И.В. Деформационное упрочнение низкоуглеродистых мартенситных сталей с выраженной структурной наследственностью // *МиТОМ*. – 2013. – № 11(701). – С. 34–39.

15. Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали / Э.В. Козлов, Н.А. Попова, О.В. Кабанина, С.И. Климашин, В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 177 с.

References

1. Iugai S.S., Kleiner L.M., Shatsov A.A., Mitrokhovich N.N. Strukturalnaia nasledstvennost' v nizkouglerodistykh martensitnykh staliakh [Structural heredity in the low-carbon martensitic steels]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov*, 2004, no. 12, pp. 24-29.

2. Kleiner L.M., Shatsov A.A. Nanokristallicheskaia struktura nizkouglerodistogo rechnogo martensita i konstruktsionnaia prochnost' [The nanocrystalline structure of low carbon lath martensite and structural strength]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2007, vol. 4, no. 1, pp. 72-75.

3. Iugai S.S., Kleiner L.M., Shatsov A.A., Mitrokhovich N.N. Formirovanie struktury i svoistv nizkouglerodistoi martensitnoi stali 12Kh2G2NMFT pri zakalke [Formation of structure and properties of low carbon martensitic steel by quenching 12H2G2NMFT]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2004, vol. 97, no. 1, pp. 107-112.

4. Ramazani A., Berme B., Prah U. Steel and iron based alloys. *Structural Materials and Processes in Transportation*. Weinheim: Willey-VCH, 2013, pp. 5-48.

5. Kleiner L.M., Larinin D.M., Spivak L.V., Shatsov A.A. Fazovye i strukturnye prevrashcheniia v nizkouglerodistykh martensitnykh staliakh

[Phase and structural transformations in low-carbon martensitic steels]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2009, vol. 108, no. 2, ss. 161-168.

6. Alvarado-Meza M.A., García-Sánchez E., Guerrero-Mata M.P., Colás R., Covarrubias-Alvarado O., Salinas-Rodríguez A. Effect of the high-temperature deformation on the ms temperature in a low c martensitic stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22, no. 2, pp. 345-350.

7. Kleiner L.M., Shatsov A.A. Konstruktsionnye vysokoprochnye nizkouglerodistyie stali martensitnogo klassa [Construction High-strength low-carbon martensitic steel grade]. Permskii gosudarstvennyi tekhnicheskii universitet, 2008. 303 p.

8. Kleiner L.M., Shatsov A.A. Nove konstruktsionnye materialy: nizkouglerodistyie martensitnye i poroshkovye stali. Prikladnoe metallovedenie [New construction materials: low-carbon martensitic steel and powder. applied Metallography]. Permskii gosudarstvennyi tekhnicheskii universitet, 2004. 142 p.

9. Riaposov I.V., Kleiner L.M., Shatsov A.A., Noskova E.F. Formirovanie zerennoi i reechnoi struktury v nizkouglerodistyx martensitnykh staliakh termotsiklirovaniem [Formation of grain and lath structure in low carbon martensitic steels, thermal cycling]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2008, no. 9, pp. 33-39.

10. Iugai S.S. Ob'emnoe i poverkhnostnoe uprochnenie nizkouglerodistyx martensitnykh stalei s nasledstvenno martensitnoi strukturoi [The volume and surface hardening of low carbon martensitic steels with hereditary martensitic]. Ph. D. thesis. Perm', 2004. 16 p.

11. Pokrovskaya N.G., Belyakov L.N., Zhegina I.P., Grigor'eva E.Yu. Structure effect on cracking resistance of high strength structural steel. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 1997, no. 10, pp. 8-12.

12. Bernshtein M.L. Prochnost' stali [Strength steel]. Moscow: Metallurgiiia, 1974. 200 p.

13. Bhadeshia H.K. Bainite in steels. Cambridge: The University Press, 2001. 454 p.

14. Greben'kov S.K., Shatsov A.A., Riaposov I.V. Deformatsionnoe uprochnenie nizkouglerodistyx martensitnykh stalei s vyrazhennoi strukturnoi nasledstvennost'iu [Hardening of low carbon martensitic steels with severe structural heredity]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2013, no. 11(701), pp. 34-39.

15. Kozlov E.V., Popova N.A., Kabanina O.V., Klimashin S.I., Gro-mov V.E. Evoliutsiia fazovogo sostava, defektnoi struktury, vnutrennikh napriazhenii i pereraspredelenie ugleroda pri otpuske litoi konstruktsionnoi stali [The evolution of phase composition, defect structure, internal stress and redistribution of carbon tempering cast structural steel]. Novokuznetsk: Sibirskii gosudarstvennyi industrial'nyi universitet, 2007. 177 p.

Получено 2.02.2016

Об авторе

Березин Семён Константинович (Пермь, Россия) – аспирант кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: Semka-ya@mail.ru.

About the author

Semen K. Berezin (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Metal Science, Laser and Head Treatment of Metals, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: Semka-ya@mail.ru.