

УДК 620.186.8

П.А. Леонтьев, Ю.Н. Симонов, А.С. Иванова

P.A. Leontiev, Y.N. Simonov, A.S. Ivanova

Пермский национальный исследовательский политехнический университет
Perm National Research Polytechnic University

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И СТРУКТУРЫ
КРЕМНИСТЫХ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ
УГЛЕРОДА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ
В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР С НИЗКОЙ
ДИФФУЗИОННОЙ ПОДВИЖНОСТЬЮ
АТОМОВ ЖЕЛЕЗА**

**STUDY OF TRANSFORMATIONS AND STRUCTURES
OF SILICON STEELS AFTER ISOTHERMAL EXPOSURE
AT DIFFERENT TEMPERATURES**

Рассмотрены свойства и структура низколегированных кремнистых сталей. С использованием самого современного оборудования изучено влияние температуры выдержки при охлаждении из аустенитной области на структуру и свойства этих сталей в широком интервале температур ниже температур диффузного превращения. Построены изотермические диаграммы превращения переохлажденного аустенита.

Ключевые слова: бейнит, остаточный аустенит, стали, фазовые превращения, твердость, изотермическая обработка.

Structure and properties low-carbon silicon steels were under consideration with the use of modern equipment transformations and structure of these steels was studied within a wide range of cooling rates. Isothermal diagrams of overcooled austenite of silicon steels were plotted.

Keywords: bainite, residual austenite steel, phase transformations, hardness, isothermal processing.

В предыдущей работе [1] была показана актуальность исследования кремнистых сталей и поставлен вопрос о выборе режимов термической обработки для получения структуры бескарбидного бейнита (БКБ). Были рассмотрены свойства и структура низколегированных кремнистых сталей.

С использованием самого современного оборудования изучено влияние скорости охлаждения на структуру и свойства этих сталей в широком интервале скоростей от 0,04 до 100 °С/с. Были построены термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Сделан вывод о невозможности получения структуры БКБ при непрерывном охлаждении и поставлен вопрос об исследовании этих сталей при изотермических выдержках в бейнитном интервале температур.

В данном исследовании использовали стали марок 30ХГСА, 60С2, 9ХС (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

Сталь	С	Si	Mn	Ni	Mo	Al	Cr	Cu
30ХГСА	0,32	1,06	0,87	0,06	0,005	0,026	0,92	0,16
60С2	0,64	1,83	0,80	0,03	0,004	0,01	0,23	0,04
9ХС	0,91	1,45	0,51	0,15	0,010	–	1,11	0,15

Были проведены дилатометрические исследования на закалочном дилатометре Linseis L78 RITA. Обработку данных дилатометрических исследований проводили при помощи разработанного первым автором данной статьи программного обеспечения.

Приготовление шлифов для микроструктурных исследований проводили по стандартной методике на шлифовально-полировальном станке «Нерис». Испытания на микротвердость проводили на микротвердомере ПМТ-3. Данные по микротвердости переводили в твердость по Роквеллу. Микроструктуру образцов исследовали с помощью светового микроскопа OLYMPUS GX-51 (Carl Zeiss, Германия) в программе «ВидеоТестМастер 4.0». Вывод изображения на монитор осуществляли при помощи камеры SIS Altra 20.

Режимы изотермической обработки подбирали, опираясь на данные, полученные при непрерывном охлаждении. Для каждой стали были взяты по четыре температуры, находящиеся выше M_n , и по одной температуре ниже M_n (табл. 2).

В результате проведенных исследований были получены дилатограммы, результаты микродюрметрического анализа и микроструктуры для всех представленных режимов.

Таблица 2

Температуры изотермической выдержки для исследуемых сталей,
(выдержка 21 600 с, скорость охлаждения 50 °С/с)

Сталь	M _n , °С	Температура изотермической выдержки, °С				
		300	360	380	400	500
30ХГСА	350	300	360	380	400	500
60С2	250	200	275	300	350	400
9ХС	200	180	250	300	350	400

Для дилатограмм, полученных в бейнитных диапазонах температур, характерны следующие этапы:

0. Период стабилизации температуры образца, который составляет во всех случаях примерно 2–3 с.

1. Инкубационный период, который характеризуется постоянством геометрических размеров образца.

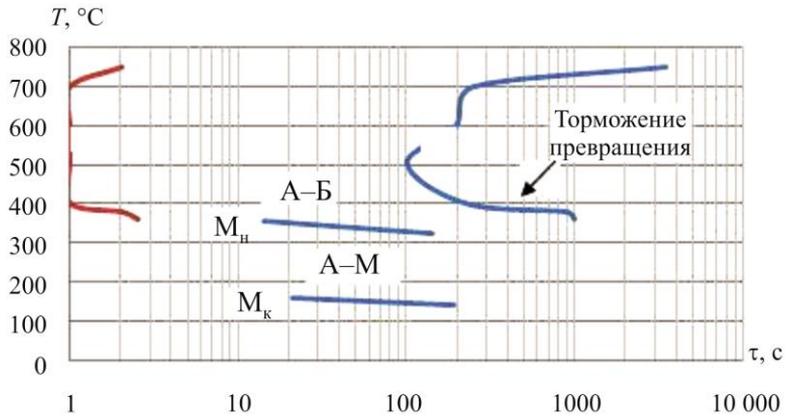
2. Протекание $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, о чем свидетельствует увеличение длины образца.

3. Отпуск мартенсита $\alpha' \rightarrow \alpha'' + \text{Fe}_3\text{C}$, о чем свидетельствует уменьшение длины образца.

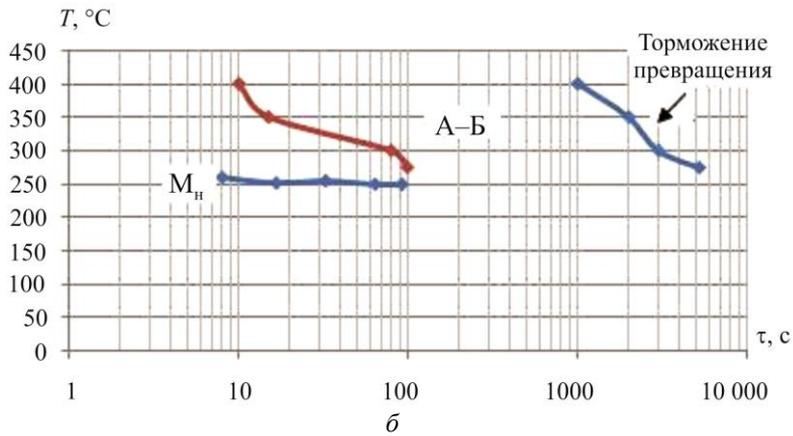
4. Распад остаточного аустенита $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$, об этом свидетельствует увеличение длины образца.

На основе этих закономерностей были построены диаграммы изотермического распада (рис. 1).

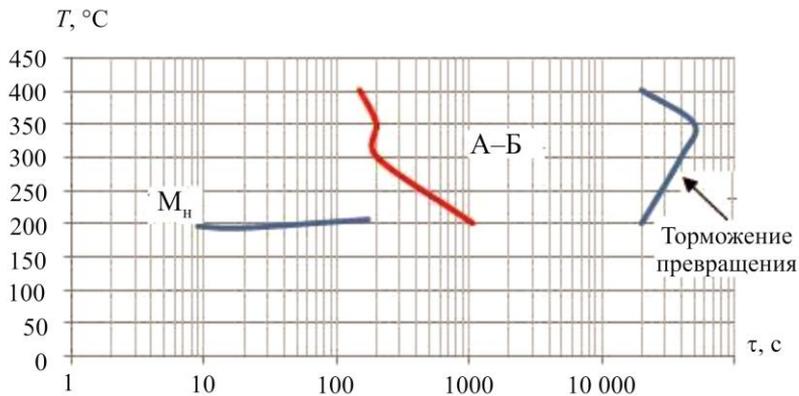
Результаты микроструктурного и микродюрметрического анализа представлены в табл. 3. Зависимость твердости образцов от температуры выдержки приведена на рис. 2. Видно, что твердость высокоуглеродистой стали 9ХС снижается на всем исследованном интервале изотермической обработки. Твердость стали 60С2 изменяется экстремально, с минимумом при температуре выдержки, равной 350 °С. Изменение твердости среднеуглеродистой стали 30ХГСА имеет наиболее сложный характер: при низких температурах выдержки она несколько снижается; при температуре 380 °С наблюдается максимум твердости стали 30ХГСА, затем наблюдается снижение твердости данной стали.



a



б



в

Рис. 1. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита для стали 30ХГСА (*a*), 60С2 (*б*), 9ХС (*в*)

Таблица 3

Результаты исследования сталей 30ХГСА, 60С2 и 9ХС
после изотермической обработки (выдержка 6 ч,
скорость охлаждения 50 °С/с)

Результаты исследования для стали 30ХГСА					
Температура изотермической выдержки, °С	300	360	380	400	500
Структура	М + А _{ост}	Б _н	Б _н	Б _н + Б _в	Б _в
Твердость, HRC	28	26	36	33	24
Результаты исследования для стали 60С2					
Температура изотермической выдержки, °С	200	275	300	350	400
Структура	М + А _{ост}	Б _н	Б _н	Б _н + Б _в	Б _в + Б _н
Твердость, HRC	48	41	38	26	40
Результаты исследования для стали 9ХС					
Температура изотермической выдержки, °С	180	250	300	350	400
Структура	М + А _{ост}	Б _н	Б _н	Б _в + Б _н	Б _в
Твердость, HRC	53	45	41	37	26

Объяснение такого, на первый взгляд, весьма разнохарактерного изменения твердости исследуемых сталей связано с превращениями, происходящими в них в процессе изотермической обработки.

Во-первых, необходимо учитывать, что при повышении температуры выдержки решающим образом изменяется морфология образующейся α -фазы: при низких температурах, 250–300 °С, формируется преимущественно мартенсит отпуска; в интервале 300–400 °С формируется α -фаза трооститного типа; а при более высоких температурах выдержки следует ожидать появления α -фазы типа сорбита отпуска. Во-вторых, морфология продуктов превращения остаточного аустенита также зависит от температуры выдержки, и чем выше температура обработки, тем менее дисперсные продукты появляются в результате распада аустенита.

Учитывая сказанное, можно первый участок снижения твердости связать с заменой мартенсита отпуска на троостит отпуска, снижение твердости на самом высокотемпературном участке следует объяснять появлением сорбита отпуска. Повышение твердости в интервале температур 350–400 °С в сталях 30ХГСА и 60С2 можно объяснить тем, что при выдержке в этом диапазоне температур происходит выделение дисперсных карбидов по границам частиц α -фазы, что согласуется с данными, полученными в работе [2].

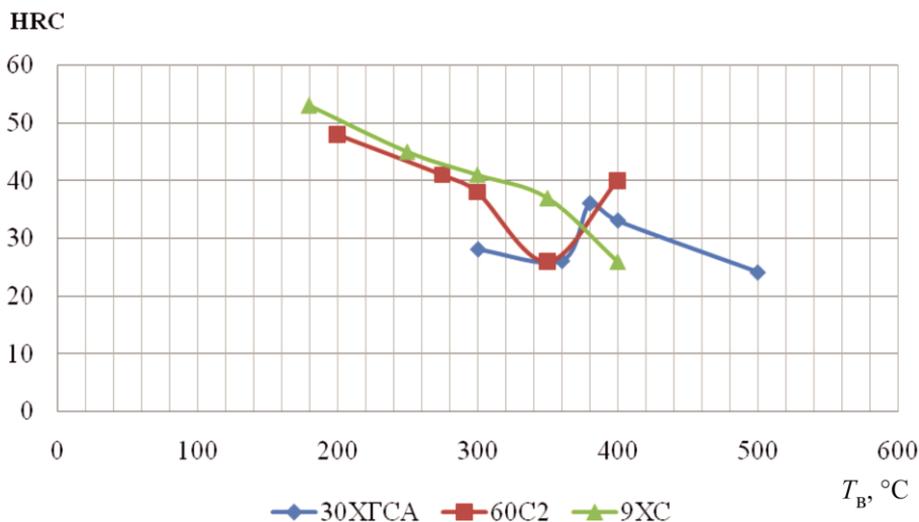


Рис. 2. Твердость сталей 30XГСА, 60С2 и 9ХС в зависимости от температуры выдержки

Для сталей 30XГСА и 60С2 соотношения количества кремния и углерода таково, что карбиды не могут коагулировать. Дисперсные карбиды затрудняют рост пластин α -фазы. В стали 9ХС кремния недостаточно для замедления роста частиц карбидной фазы.

Сохранение аустенита в структуре кремнистых сталей даже после весьма длительной выдержки косвенно свидетельствует о том, что при изотермической обработке исследованных сталей возможно получение структуры бескарбидного бейнита с достаточно высоким содержанием остаточного аустенита. Следовательно, повышение твердости в диапазоне температур 300–400 °C связано с образованием высокодисперсных частиц α -фазы.

Таким образом, результаты экспериментов, проведенных в изотермических условиях, позволяют обоснованно подходить к выбору температур изотермической обработки с целью получения структуры бескарбидного бейнита в кремнистых сталях.

Список литературы

1. Леонтьев П.А., Симонов Ю.Н., Иванова А.С. Исследование фазовых превращений и структуры кремнистых сталей с различным содержанием углерода при непрерывном охлаждении // Вестник Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. Машиностроение, материаловедение. – 2013. – Т. 15, № 4. – С. 33–39.

2. Георгиев М.Н., Калетин А.Ю., Симонов Ю.Н. Влияние стабильности остаточного аустенита на трещиностойкость конструкционной стали // Физика металлов и металловедение. – 1990. – № 1. – С. 113–121.

Получено 6.02.2014

Леонтьев Петр Алексеевич – аспирант, Пермский национальный исследовательский политехнический университет (614990, Пермский край, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: talto@mail.ru).

Иванова Анастасия Сергеевна – магистр, Пермский национальный исследовательский политехнический университет (614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: mto@pstu.ru).

Симонов Юрий Николаевич – доктор технических наук, профессор, Пермский национальный исследовательский политехнический университет (614990, г. Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: mto@pstu.ru).

Leontiev Petr Alekseevich – Graduate Student, Perm National Research Polytechnic University (614990, Perm, Komsomolsky av., 29, e-mail: talto@mail.ru).

Ivanova Anastasya Sergeevna – Master of Engineering, Perm National Research Polytechnic University (614990, Perm, Komsomolsky av., 29, e-mail: mto@pstu.ru).

Simonov Yuri Nikolaevich – Doctor of Technical Sciences, Professor, Perm National Research Polytechnic University (614990, Perm, Komsomolsky av., 29, e-mail: mto@pstu.ru).