



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Формирование структуры и свойств низкоуглеродистого мартенсита при закалке

Семен Березин^{а*}, Александр Шацов^б, Ольга Теренина^с

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Комсомольский проспект, 29, г. Пермь, 6140990, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0001-5622-313X>, Semka-ya@mail.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-2723-964X>, a.shatsov@yandex.ru,
^с <https://orcid.org/0000-0003-0054-8298>, olga.terenina@bk.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.3

История статьи:

Поступила: 19 марта 2018
Рецензирование: 13 апреля 2018
Принята к печати: 25 апреля 2018
Доступно онлайн: 15 июня 2018

Ключевые слова:

Низкоуглеродистая сталь
Неметаллические включения
Рейка
Пластина
Мартенсит
Разрушение
Механические свойства
Граница раздела
Концентрация напряжений

АННОТАЦИЯ

Введение. Созданию низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС) предшествовала разработка мало-перлитных или бесперлитных и бейнитных сталей. Обеим группам сталей для термообработки не требовалось жидких охлаждающих сред, а прочность была на уровне 400...600 МПа. Более высокой прочности соответствовала структура бейнита, но бейнитные стали имеют существенные недостатки, связанные с технологичностью и относительно невысокой вязкостью, так как сложно избежать при термообработке появления верхнего бейнита. Современные бейнитные стали имеют прочность на уровне 1500 МПа, но проблемы достижения требуемых характеристик надежности остаются. При отношении Cr/C больше 35 в вес. % (8 ат. %) бейнитного превращения в низкоуглеродистых сталях (0,04...0,1 % C) не наблюдают, и такие стали относят к НМС. В работе изучены стали, обозначенные 07X3ГНМ, 15X2Г2НМФБ, 27X2Г2НМФБ. **Цель работы.** Определить состав, морфологию и механические свойства НМС с неметаллическими включениями. Оценить влияние структуры мартенсита на механические свойства НМС с сильными карбидообразующими элементами после полной закалки и из межкритического интервала (МКИ). **Методы исследований.** Для изучения структуры применяли микроскоп Olympus GX-51, растровый электронный микроскоп Tescan MIRA3 с приставкой, позволяющей проводить энергодисперсионный анализ. Тонкую структуру и морфологию фаз изучали просвечивающей и растровой электронной микроскопией. Для просвечивающей электронной микроскопии использовали фольги, полученные методом электрополировки. Образцы предварительно нарезали электроэрозионным станком на пластины размером 10×4 мм толщиной 0,2...0,3 мм. Далее проводили двухстороннее утонение на наждачных бумагах до толщины 0,05...0,06 мм. Электрополировку проводили при температурах, близких к 0 °C, в электролите состава 80 % ледяной уксусной кислоты, 20 % хлорной кислоты. Тонкую структуру просматривали на микроскопах JEM 200CX и CM 30 при ускоряющем напряжении до 200 кВ. Значение параметра I_c определяли в соответствии с ГОСТ 25.50–85 по результатам испытаний на статический изгиб образцов с трещиной, тип 4, размерами $5 \times 10 \times 60$ мм. Механические свойства при испытаниях на растяжение определяли по ГОСТ 1497–84, ударную вязкость – по ГОСТ 9454–78. Критические точки были установлены с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии и подтверждены dilatометрическими исследованиями. Термообработка сталей включала закалку 950 °C, отпуск 250 °C в первом случае, и закалку из МКИ – во втором. **Результаты и обсуждение.** Основными включениями НМС были оксиды алюминия, близкие к глобулярной форме оксиды FeO, MnO, SiO₂, и продолговатой формы сульфиды (FeS, MnS). В сталях с сильными карбидообразующими элементами карбиды содержали повышенное количество ниобия и ванадия. Исследования разрушения образцов со структурой низкоуглеродистого мартенсита, содержащего неметаллические включения, показали, что основной причиной уменьшения вязкости при увеличении содержания углерода является рост доли пластинчатой составляющей. При построении модели разрушения сталей с реечно-пластинчатой структурой мартенсита исходили из аддитивного вклада в прочность различных морфологических форм мартенсита и ведущей роли в инициировании разрушения непроницаемых для дислокаций границ раздела пластинчатой составляющей.

Для цитирования: Березин С.К., Шацов А.А., Теренина О.С. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистого мартенсита при закалке // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 2. – С.144–159. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20-2-144-159.

*Адрес для переписки

Березин Семён Константинович, аспирант
Пермский национальный исследовательский политехнический университет
пр. Комсомольский, 29,
614000, г. Пермь, Россия
Тел.: 89194673241, e-mail: Semka-ya@mail.ru

Введение

Современные конструкционные среднеуглеродистые стали закалывают в жидкие среды, поэтому при закалке неизбежны деформация и коробление. Технологический процесс нужно

выстраивать так, чтобы сваривать низколегированные стали в отожженном состоянии, поэтому свариваемые стали не обеспечивают требуемой прочности. Химический состав низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС) подобран таким образом, чтобы исключить перлитное превращение, а высокая температура мартенситного перехода и заданное соотношение между углеродом и легирующими элементами затрудняют образование бейнита.

Возможность получения сталей НМС с комплексом высоких механических и технологических характеристик впервые была рассмотрена профессором Р. И. Энтиным, а первые НМС созданы и внедрены под руководством профессора Л.М. Клейнера [1]. Содержание углерода в первых НМС не превышало 0,1 %, структура – в основном пакетно-реечный мартенсит с неметаллическими включениями.

При отношении Cr/C больше 35 в вес. % (8 ат. %) бейнитное превращение в низкоуглеродистых сталях (0,04...0,1 % C) не наблюдается, и такие стали относят к НМС. В работе изучены стали, обозначенные 07X3ГНМ, 15X2Г2НМФБ, 27X2Г2НМФБ, для которых отношение Cr/C составило 46, 14 и 9 соответственно. Влияние на структуру стали, кроме отношения Cr/C , оказывает легирование, присутствие карбидообразующих элементов, скорости охлаждения и температуры аустенитизации.

Неметаллические включения (НВ) часто являются опасным концентратором напряжений, поэтому обычно их количество стремятся свести к минимуму. В современных сталях контролируют количество, размер и распределение включений [5–7]. В тех случаях, когда НВ играют определяющую роль в инициировании разрушения только за счет создания оптимальной формы включений, возможно резкое улучшение характеристик вязкости при комнатной и особенно при пониженных температурах [8]. Наибольшую опасность представляют примеси в виде сегрегаций, образующих полосчатую структуру, а в случае легирования сильными карбидообразующими элементами – карбиды и карбонитриды [9, 10].

Неметаллические включения не всегда являются опасными концентраторами напряжения, важна также структура мартенсита. В тех случаях, когда включения и примеси не определяют

характера разрушения, пакетно-реечная структура мартенсита НМС обеспечивает при равной прочности вдвое более высокую вязкость по сравнению со структурой сорбита среднеуглеродистой стали [11]. Поэтому важно оценить влияние морфологии мартенсита на свойства низкоуглеродистых сталей, в тех случаях, когда неметаллические включения слабо влияют на вязкость.

Цель работы. Определить состав, морфологию и механические свойства НМС с неметаллическими включениями. Оценить влияние структуры мартенсита на механические свойства НМС с сильными карбидообразующими элементами после полной закалки и из МКИ.

Для выполнения поставленных целей были решены следующие задачи.

1. Исследовать морфологию, химический состав неметаллических включений в НМС; рассмотреть основные модели, позволяющие оценить роль включений в разрушение качественных низкоуглеродистых мартенситных сталей.

2. Определить характеристики прочности, пластичности, вязкости НМС с различной морфологией мартенсита; предложить модель, связывающую морфологию мартенсита и вязкость стали.

Методика исследований

Химический состав сталей (табл. 1) выбран исходя из трех положений: широкий интервал варьирования содержания углерода; определение морфологии мартенсита и свойств сталей при схожем легировании, но разном содержании углерода; НМС 07X3ГНМ выбрана потому, что ее структура – пакетный мартенсит. Для исследования микроструктуры применяли микроскоп «Olympus GX-51. Шлифы травили 5 %-м раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Реечная структура изучена на сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRA3 с приставкой, позволяющей проводить энергодисперсионный анализ при ускоряющем напряжении до 100 кВ и увеличении до 40 000 крат. Для просвечивающей микроскопии использовали фольги, полученные методом электрополировки. Образцы предварительно нарезали электроэрозионным станком на пластины размером 10 × 4 мм толщи-

ной 0,2...0,3 мм. Далее проводили двухстороннее утонение на наждачных бумагах до толщины 0,05...0,06 мм. Электрополировку осуществляли при температурах, близких к 0 °С, в электролите состава 80 % ледяной уксусной кислоты, 20 % хлорной кислоты [4]. Тонкую структуру просматривали на микроскопах JEM 200СХ и СМ 30 при ускоряющем напряжении до 200 кВ. Образцы для исследования микроструктуры вырезали из прутка Ø19 мм. Значение параметра I_C определяли в соответствии с ГОСТ 25.506–85 по результатам испытаний на статический изгиб образцов с трещиной, тип 4, размерами 5 × 10 × 60 мм. Механические свойства при испытаниях на растяжение определяли по ГОСТ 1497–84, ударную вязкость – по ГОСТ 9454–78. Критические точки были установлены с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии и подтверждены dilatометрическими исследованиями (табл. 2). Термообработка сталей (табл. 1) включала закалку 950 °С и отпуск 250 °С или закалку из МКИ.

Результаты и их обсуждения

Исходная микроструктура исследованных сталей, закаленных с прокатного нагрева, представлена на рис. 1. Во всех случаях (07Х3ГНМ, 15Х2Г2НМФБ и 27Х2Г2НМФБ) – это главным образом пакетный мартенсит с твердостью 30, 41, 48 HRC. Средний размер зерна аустенита перечисленных сталей в исходном состоянии составляет 25, 13 и 10 мкм (рис. 2, а, в, д), после закалки из МКИ – 9, 6, 5 мкм (рис. 2 б, г, е) соответственно. Распределение зерен по размеру имело правую симметрию, что характерно для логнормального закона распределения. Разнозернистость R сталей 07Х3ГНМ, 15Х2Г2НМФБ и 27Х2Г2НМФБ после обычной закалки составляла 1,8; 2,7; 2,5 соответственно, после закалки из МКИ – 2,4; 4,2; 4. Таким образом, измельчение зерна после закалки из МКИ сопровождалось ростом разнозернистости.

В исходном состоянии размер пакета стали 15Х2Г2НМФБ больше, чем у стали

Таблица 1

Table 1

Химический состав НМС

Low-carbon martensitic steel chemical composition

Обозначение стали / Steel grade	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	V, %	Nb, %
07Х3ГНМ	0.07	0.27	0.93	3.25	1.06	0.53	–	–
15Х2Г2НМФБ	0.15	0.26	2.07	2.10	1.23	0.42	0.09	0.063
27Х2Г2НМФБ	0,27	0,43	2,45	2,37	1,48	0,53	0,18	0,15

Примечание: содержание Cu и Al составляло 0,02...0,05 %; S и P – не более 0,025 %; H – не более 1,5 ppm; N – не более 0,011 %.

Note: the content of Cu and Al is 0.02...0.05 %, S and P are not more than 0.025 %, H is not more than 1.5 ppm, N is not more than 0.011 %.

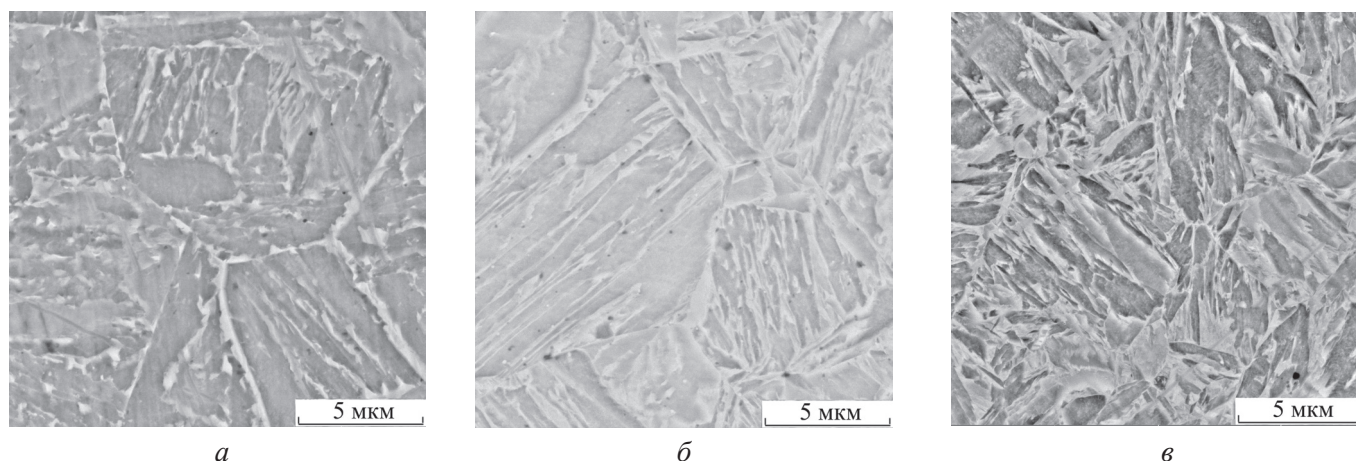
Таблица 2

Table 2

Критические температуры НМС

Low-carbon martensite steel critical temperature

Обозначение сталей / teel grade	A_{C1} , °C	A_{C3} , °C	M_H , °C	M_K , °C
07Х3ГНМ	715	860	515	420
15Х2Г2НМФБ	710	850	370	300
27Х2Г2НМФБ	670	850	330	210



а

б

в

Рис. 1. Исходная структура сталей:

а – 07ХЗГНМ; б – 15Х2Г2НМФБ; в – 27Х2Г2НМФБ

Fig. 1. Initial structure of steels:

а – 07Н3ГНМ; б – 15Н2Г2НМФБ; в – 27Н2Г2НМФБ

27Х2Г2НМФБ (в связи с большим количеством выявляемых при травлении границ размеры пакета можно оценить только ориентировочно). Характерные элементы структуры имели следующие размеры: пакет – 1...2 мкм, ширина реек – 200...300 нм.

На вязкое разрушение возможно сильное влияние оксидов, карбидов и сульфидов (рис. 3). В [12] показано, что ударная вязкость стали уменьшается с увеличением содержания включений, расположенных перед трещиной. При испытании на растяжение снижение свойств стали объясняется тем, что неметаллические включения служат концентраторами напряжений и деформаций металла, способствующими развитию локального разрушения. Уменьшение предела текучести вызвано тем, что на стадии упругой деформации вокруг НВ локализуется пластическая деформация.

Энергодисперсионными исследованиями установлено, что основными включениями НМС были оксиды, сульфиды и в сталях с сильными карбидообразующими элементами – карбиды (рис. 3 и 4). Оксиды алюминия имели форму, близкую к глобулярной, оксиды железа, марганца и кремния (FeO , MnO , SiO_2) встречались в виде крупных включений до 10 мкм, или образовывали группы близкорасположенных частиц (рис. 3, з–ж и рис. 4, з–ж), сульфиды имели продолговатую формы (FeS , MnS) размером до 15 мкм (рис. 3, а–в и рис. 4, а–в). В НМС с сильными карбидообразующими элементами

15Х2Г2НМФБ и 27Х2Г2НМФБ кроме перечисленных включений встречались карбиды на основе ванадия и ниобия размерами до 5 мкм (рис. 3, з, и и рис. 4, з, и).

В большинстве случаев вязкое разрушение (ВР) стали определяется строением и морфологией фаз, количеством и распределением НВ. Для вязкого разрушения характерны следующие стадии: зарождение, рост и слияние микропор, образование микротрещины и ее рост. Зарождение микропор и микротрещин, нарушающих сплошность материала, возможно и на включениях [13, 5]. Для исследованных сталей количество, состав, морфология НВ имеют похожие статистические характеристики (см. рис. 3 и 4).

Для объяснения роли неметаллических включений обычно применяют следующие основные подходы.

Первый подход предполагает существование критического размера включения. Трещины распространяются от единственного очага. Наиболее опасны крупные включения, размер которых превышает критический ($d_{кр}$). Критический размер включений вычисляют из выражения [5]

$$d > d_{кр} = \frac{\pi}{2} (K_{IC} / \sigma_T)^2, \quad (1)$$

где K_{IC} – вязкость разрушения; σ_T – предел текучести.

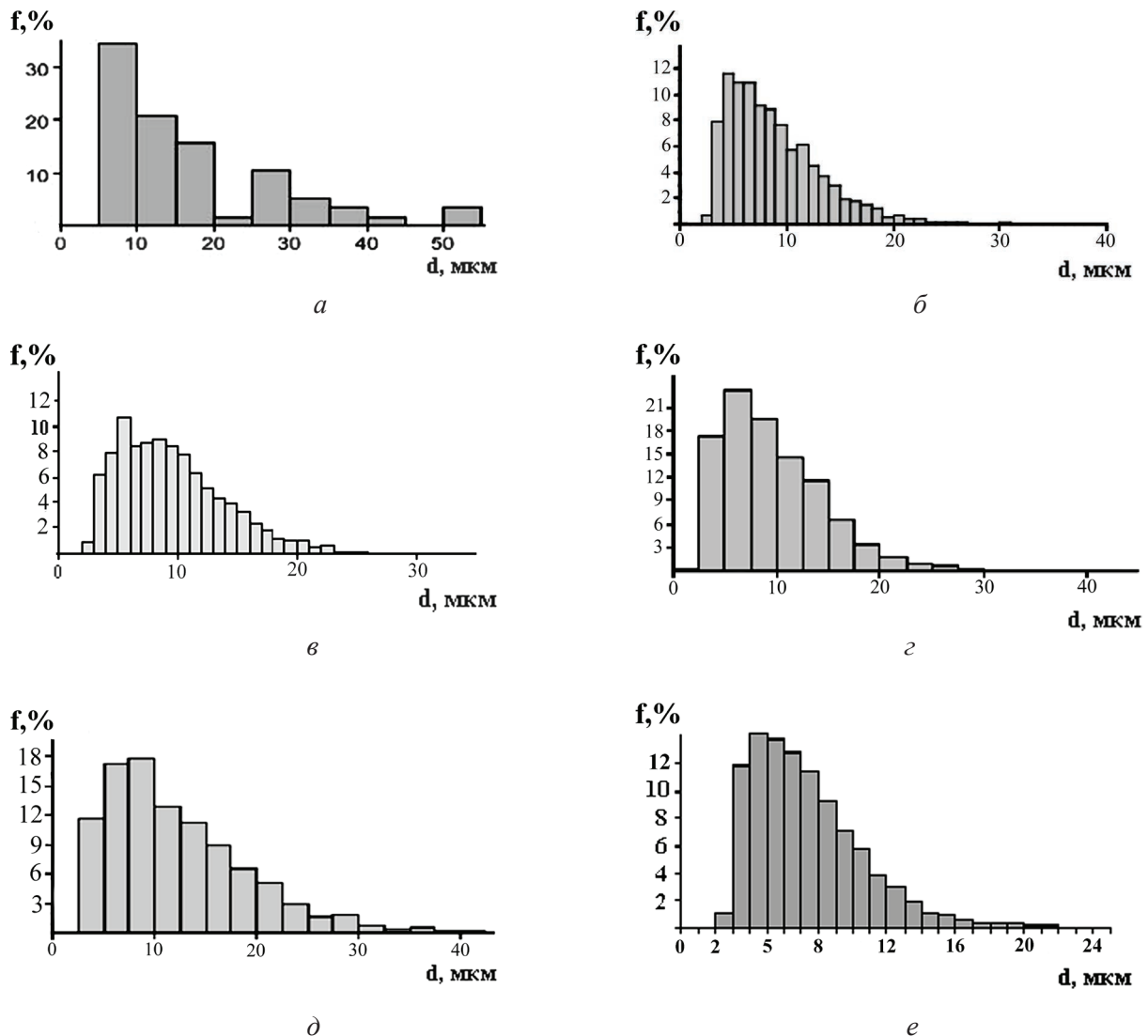


Рис. 2. Гистограммы распределения зерен аустенита по размерам:

$a, б$ – 07X3ГНМ; $в, г$ – 15X2Г2НМФБ; $д, е$ – 27X2Г2НМФБ; $a, в, д$ – полная закалка; $б, г, е$ – закалка из МКИ

Fig. 2. The size distribution of austenite grain size

$a, б$ – 07H3GNM; $в, г$ – 15H2G2NMFB; $д, е$ – 27H2G2NMFB; $a, в, д$ – full quenching; $б, г, е$ – quenching from intercritical temperature range

Характерные механические свойства низкоуглеродистых мартенситных сталей ($\sigma_T = 1100$ МПа; $K_{IC} > 70$ МН/м^{3/2}), $d_{кр} > 640 \cdot 10^{-6}$ м, т. е. дефект меньше нескольких сотен микрон не может создавать концентрацию напряжений, достаточную для инициирования разрушения. К аналогичному выводу пришли авторы работ [14] при исследовании ферритно-перлитных сталей. Разрушение от концентраторов напряжений возможно только в высокопрочных сталях с характерными значениями $\sigma_B = 1700$ МПа; $KCV < 650$ кДж/м².

Второй подход основан на предположении, что на коэффициент интенсивности напряжений значительно влияет чистота металла, и старт

трещины контролируют процессы роста пор, которые возникают вокруг неметаллических включений [6]. Когда наиболее опасными являются сульфиды марганца, расположенные непосредственно перед трещиной, то по мере роста магистральной трещины происходит слияние вершины с включениями. В этом случае коэффициент интенсивности напряжений определяют с помощью модели Хана–Розенфилда [6, 15]:

$$K_{IC} = n(\sigma_T \varepsilon_C)^r, \quad (2)$$

где n – показатель упрочнения стали; ε_C – критическая деформация, зависящая от объемной

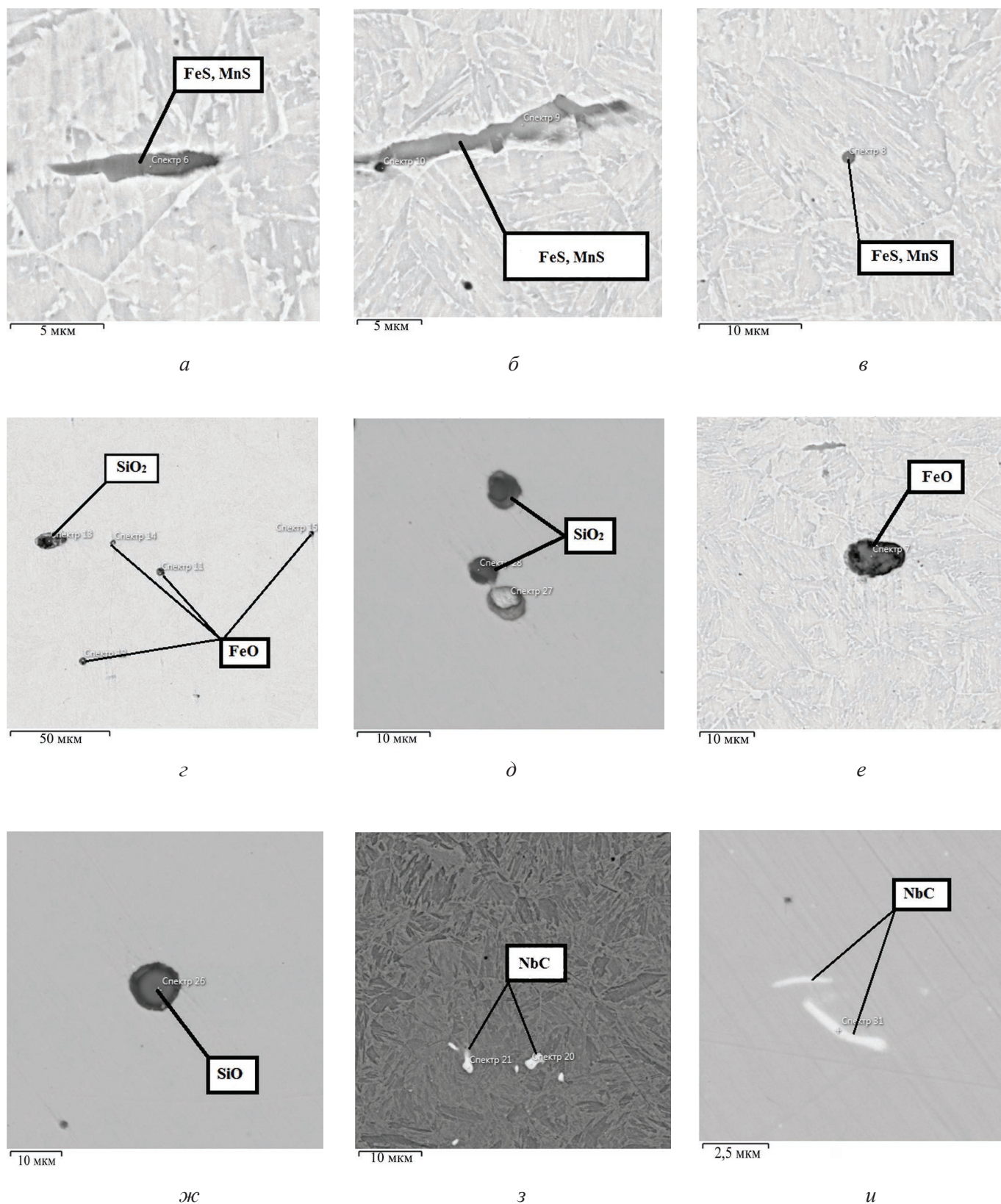


Рис. 3. Виды неметаллических и карбидных включений, встречающиеся в НМС 07Х3ГНМ, 15Х2Г2НМФБ, 27Х2Г2НМФБ:

оксиды, сульфиды железа и кремния (а–ж); карбиды на основе ниобия (з–и)

Fig 3. Types of non-metallic and carbide inclusions in low-carbon martensitic steel 07H3GNM, 15H2G2NMFB, 27H2G2NMFB:

ferrous and silicon oxides and sulphides (a–ж); niobium carbides (з–и)

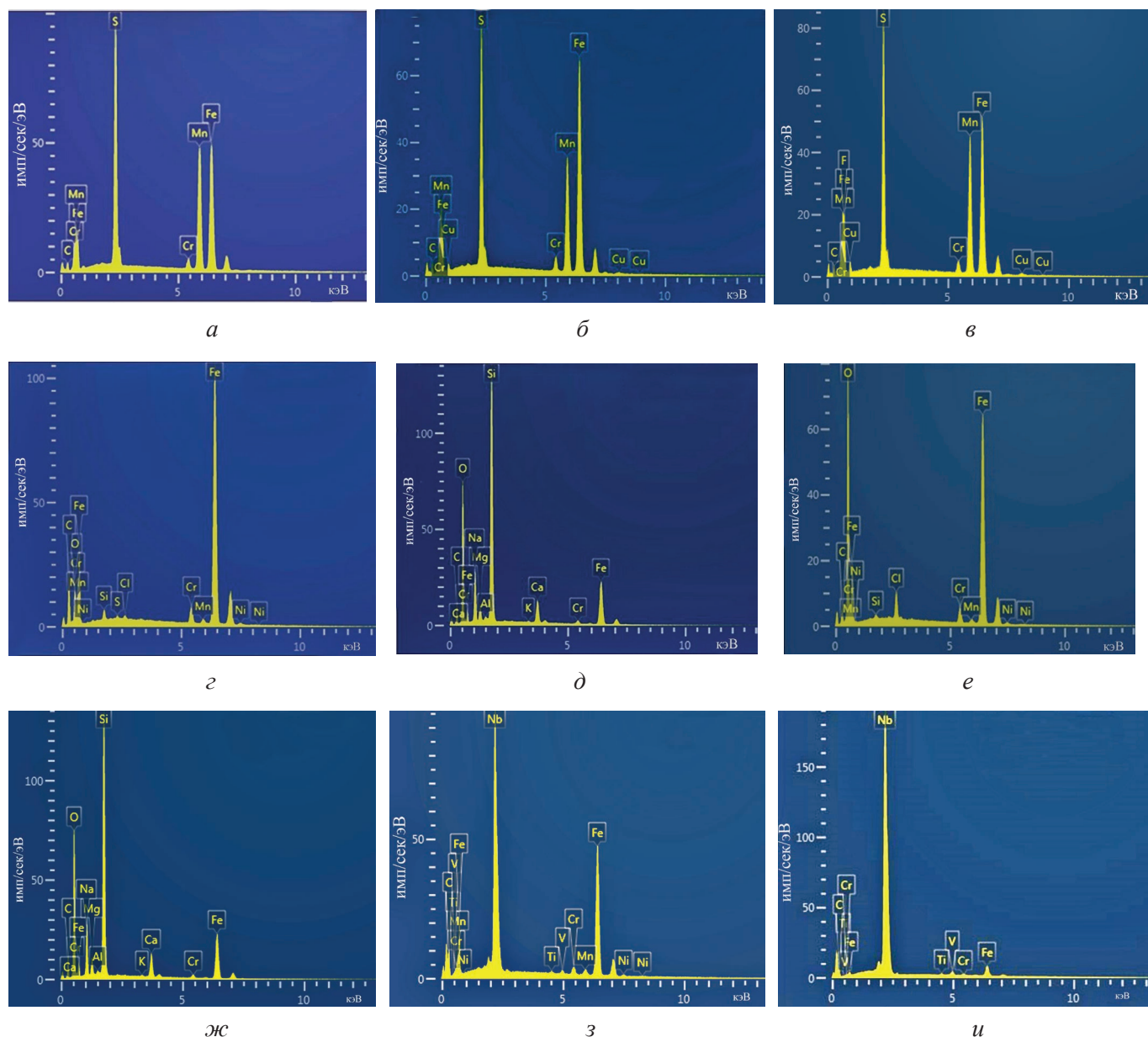


Рис. 4. Химический анализ включений, встречающихся в НМС 07Х3ГНМ, 15Х2Г2НМФБ, 27Х2Г2НМФБ: оксиды, сульфиды железа и кремния (а–д); карбиды на основе ниобия (з, и)

Fig. 4. Chemical analysis of inclusions in low-carbon martensitic steels 07H3GNM, 15H2G2NMFB, 27H2G2NMFB: ferrous and silicon oxides and sulphides (a–d); niobium carbides (z, u)

доли частиц, на которых зарождаются поры; r – постоянная.

Данная модель указывает пути повышения сопротивления разрушению сталей для металлических конструкций, коэффициент интенсивности напряжений растет с повышением прочностных характеристик и с уменьшением содержания неметаллических включений. Главный недостаток состоит в том, что модель не учитывает размеры неметаллических включений и расстояние между ними, что ограничивает ее использование

только для небольших включений и карбидов, расположенных на незначительном удалении друг от друга.

Третий подход заключается в том, что при расстояниях между включениями в несколько микрон [6, 8] интенсивность напряжений может быть вычислена из модели

$$K_{IC} = En\sqrt{2\pi d_T}, \quad (3)$$

где E – модуль Юнга; n – показатель деформационного упрочнения; d_T – размер зоны, в которой

происходят все процессы, обуславливающие разрушение. При проведении вычислений за d_T принимают расстояния между включениями [16, 17]. Модель Крафта (3) связывает начало нестабильного распространения трещины с достижением критического растягивающего напряжения в зоне среднего размера d_T перед фронтом трещины. Размеры этой зоны ограничены расстоянием между дисперсными частицами, которые являются элементарными очагами разрушения.

Неметаллические включения размером 10...20 мкм при условии отсутствия острых концентраторов напряжения слабо влияют на характеристики вязкости низкоуглеродистых сталей [18], а при скругленной форме и включения с размерами 100...200 мкм не могут инициировать разрушение, так как опасными являются трещины 2...2,5 мм [13], что более чем на порядок больше.

Расстояние между неметаллическими включениями исследованных сталей обычно не было менее 30 мкм, что в соответствии с формулой (3) не должно оказывать существенного влияния на вязкость разрушения.

В данном случае речь не идет об острых включениях (карбиды, нитриды и др.), создающих повышенную концентрацию напряжений и резко понижающих характеристики вязкости и холодостойкости [9].

Поскольку включения в исследованных НМС не оказывают решающего влияния на вязкость разрушения, то определяющим фактором является структура мартенсита (рис. 5).

Пакеты и пластинки имеют размеры на 1–2 порядка большие, чем рейки, характерное соотношение осей пакетов $a = b < c$ (1:1:2), такие соотношения размеров исключают высокую концентрацию напряжений на границах пакета. Поэтому пластинки ($c/a = 7$) вносят наибольший вклад в разрушение, для облегчения идентификации пластины на рис. 5 обведены темным контуром. Изображения отдельных пластинок увеличены и вынесены в нижнее поле рис. 5.

Вязкость мартенситной стали оценивали исходя из того, что основным фактором, ее понижающим, является концентрация напряжений, обусловленная границами и объемной долей пластинок.

Во всем исследованном интервале варьирования содержания углерода (до 0,27 %) участков скола на поверхности разрушения при комнатной температуре не обнаружено (рис. 7), однако в зависимости от отношения реечной и пластинчатой составляющих изменяется величина утяжки кромок и губы среза.

В НМС 07ХЗГНМ пластинчатой составляющей при исследовании методами сканирующей (рис. 5, а) и просвечивающей микроскопии (рис. 5, б) не обнаружено, поэтому значения $I_{C \text{ матрицы}} = 140 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ приняли в качестве характеристики свойств матрицы. Структура матрицы представляла собой пакетно-реечный мартенсит с характерной шириной рейки порядка 150...250 нм. Полагали, что в выбранных интервалах варьирования d вязкость материала слабо зависит от размера зерна.

При деформировании НМС у непроницаемых границ пластинок накапливаются дислокации в результате возрастания локальной плотности дислокаций, вблизи границ повышается концентрация напряжений, возможно образование ячеистой структуры, эволюция которой приводит к появлению микротрещин.

Исходя из предположения Хорбогена–Мотца эффективный коэффициент интенсивности напряжений (K_{leff}) определяет эффективное напряжение (σ_{eff}):

$$K_{\text{leff}} = \sigma_{\text{eff}} \sqrt{\pi l}. \quad (4)$$

Локальные напряжения на границе эллиптического отверстия (дефекта) можно вычислить из выражения [19]

$$\sigma_{\text{local}} = \sigma \left(1 + 2 \frac{c}{a} \right), \quad (5)$$

где c/a – отношение осей эллипсоида.

Для объемной доли дефектов ($\theta_{\text{пл}}$) локальное увеличение напряжений на эллипсоидальной микротрещине (если взять прямолинейный фронт трещины), исходя из принципа суперпозиции полей напряжений [20] (рис. 6), может быть определено в предположении о равномерном распределении одинаковых эллипсоидов (пластинок) из формул

$$\sigma_{\text{eff}} = \theta_{\text{реек}} \sigma_M + \theta_{\text{пл}} \sigma_{\text{пл}}, \quad (6)$$

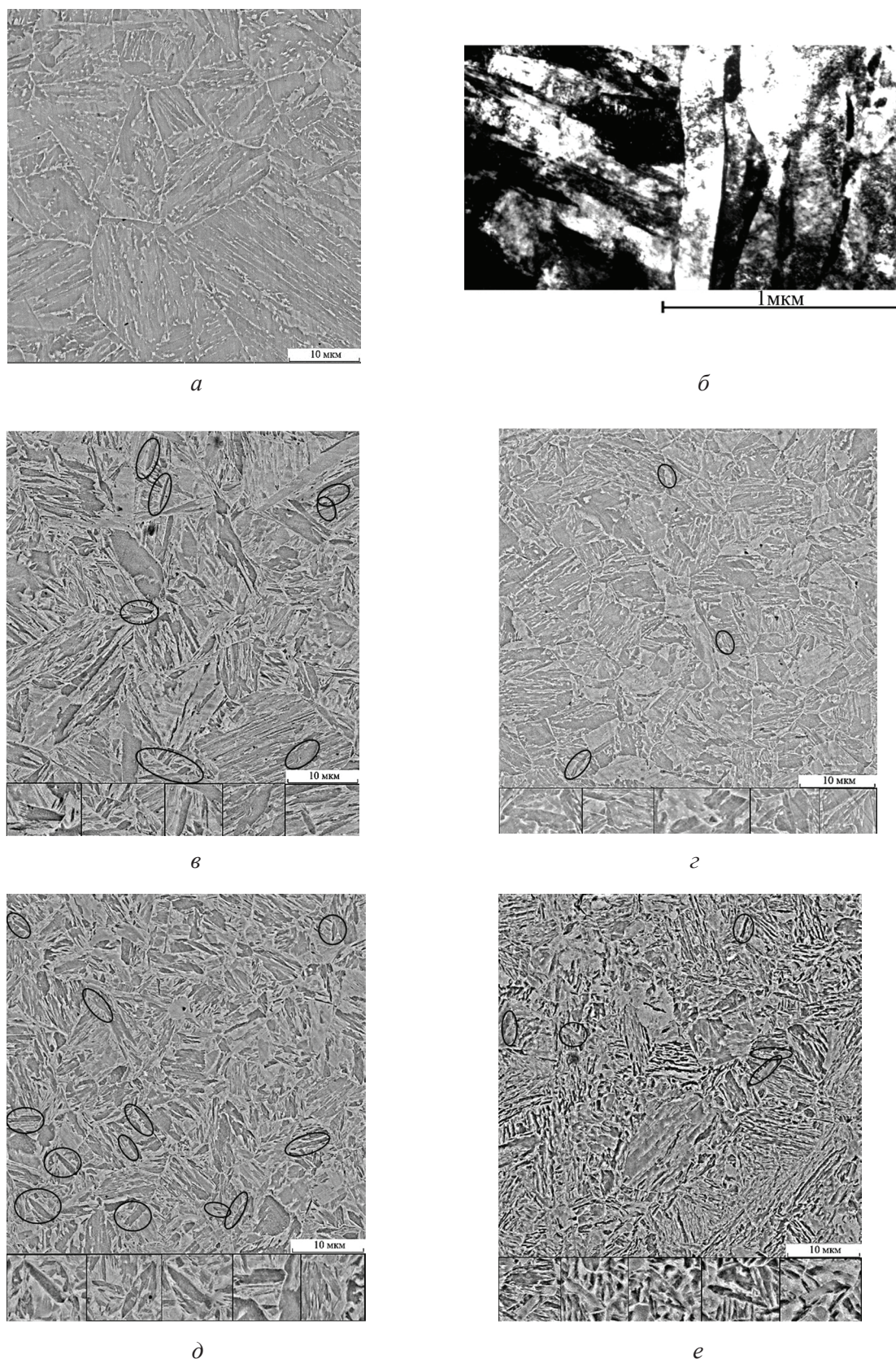


Рис. 5. Структура НМС:

a, б – 07Х3ГНМ; *в, з* – 15Х2Г2НМФБ; *д, е* – 27Х2Г2НМФБ; *a, б, в, д* – полная закалка; *з, е* – закалка из МКИ; пластинчатый мартенсит (обведен темным контуром)

Fig. 5. Low-carbon martensitic steels structure:

a, б – 07H3GNM; *в, з* – 15H2G2NMFB; *д, е* – 27H2G2NMFB; *a, б, в, д* – full quenching; *з, е* – quenching from intercritical temperature range; plate martensite (emphasis)

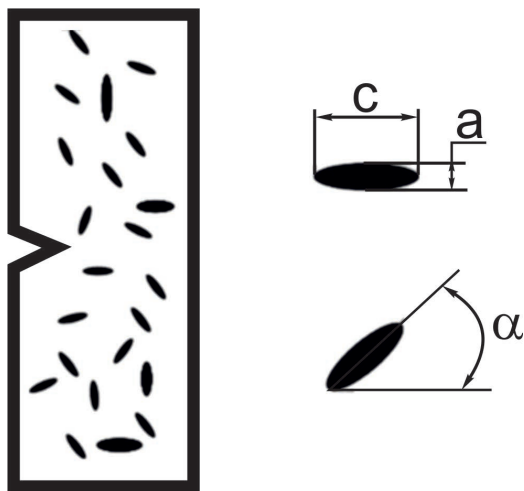


Рис. 6. Модель образца с пакетно-пластинчатой структурой

Fig. 6. Model of a specimen with a packet-laminar structure

$$\sigma_{\text{eff}} = \sigma \left(\theta_M + q\theta_{\text{пл}} \left(1 + 2 \frac{c}{a} \right) \right), \quad (7)$$

где θ_M – объемная доля пакетного мартенсита в металлической матрице; $\theta_{\text{пл}}$ – объемная доля пластинчатого мартенсита; $q = 0,6$ – статистический коэффициент.

Тогда трещиностойкость материала, в состав которого входят пакетная и пластинчатая составляющие, можно оценить из формулы [20]

$$K_1 = \frac{K_{1C \text{ матрицы}}}{\theta_M + \theta_{\text{пл}} q (1 + 2a/c)}. \quad (8)$$

За $K_{1C \text{ матрицы}}$ взяли величину K_1 пакетного мартенсита стали 07X3ГНМ, не содержащей пластинчатой составляющей.

Относительное увеличение коэффициента напряжений $K_{1\text{eff}} / K_1$ связывали с относительным уменьшением критического коэффициента ($K_{1C \text{ материала}} / K_{1C \text{ матрицы}}$):

$$\frac{K_{1\text{eff}}}{K_1} = \frac{K_{1 \text{ матрицы}}}{K_{1C \text{ материала}}}. \quad (9)$$

Введем коэффициент M , равный отношению

$$M = \frac{K_{1 \text{ матрицы}}}{K_{1C \text{ материала}}}, \quad (10)$$

и рассчитаем значения M для различного содержания пластинчатой составляющей (табл. 3).

Фактически из-за сложности определения K_{1C} значения M взяты из соотношения $I_{C \text{ матрицы}}$ к $I_{C \text{ материала}}$, где $I_{C \text{ матрицы}} = 140 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Заметное отличие значений $I_{C \text{ эксперимент}}$ и $I_{C \text{ расчет}}$ по нашему мнению, обусловлено высокой долей высокотемпературного пластинчатого мартенсита, имеющего форму глобул [22], с возможно иным соотношением c/a [23] по сравнению с низкотемпературным пластинчатым мартенситом и вероятным увеличением размеров реек с повышением содержания углерода [24]. Повышение прочности после закалки НМС 15X2Г2НМФБ из МКИ, по-видимому, связано с уменьшением среднего размера зерна аустенита (рис. 2), которое обуславливает уменьшение размеров пакетов и реек [22]. НМС, содержащие сильные карбидообразующие элементы, закаленные с 950 °С, имели $\sigma_B = 1430 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1180 \text{ МПа}$, $\delta = 15 \%$, $\psi = 56 \%$, $KCV = 0,8 \text{ МДж/м}^2$ – 15X2Г2НМФБ и $\sigma_B = 1650 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1225 \text{ МПа}$, $\delta = 12\%$, $\psi = 46 \%$, $KCV = 0,35 \text{ МДж/м}^2$ – 27X2Г2НМФБ. После закалки из верхнего интервала МКИ стали имеют высокую прочность при повышенной ударной вязкости: $\sigma_B = 1500 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1200 \text{ МПа}$, $\delta = 15 \%$, $\psi = 51 \%$, $KCV = 0,9 \text{ МДж/м}^2$ – 15X2Г2НМФБ НМС, у стали 27X2Г2НМФБ $\sigma_B = 1580 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 1220 \text{ МПа}$, $\delta = 14 \%$, $\psi = 55 \%$, $KCV = 0,4 \text{ МДж/м}^2$.

Сравнительный фактографический анализ выявил (рис. 7) большую утяжку кромок и большие губы среза у образцов, закаленных из МКИ (рис. 7, б, г), так же как у НМС с меньшим содержанием углерода (рис. 7, а, б), что подтверждает тенденции изменения ударной вязкости.

Еще одним фактором в пользу закалки из МКИ НМС с выраженной структурной наследственностью является сфероидизация карбидной фазы (рис. 5).

Таким образом, основные виды неметаллических включений в НМС – сульфиды, карбонитриды, оксиды. Существенного влияния формы и размеров неметаллических включений на вязкость в исследованных интервалах изменения НВ не выявлено. Вязкость НМС во многом определяет морфология мартенсита, которая изменяется по мере увеличения содержания углерода.

Таблица 3

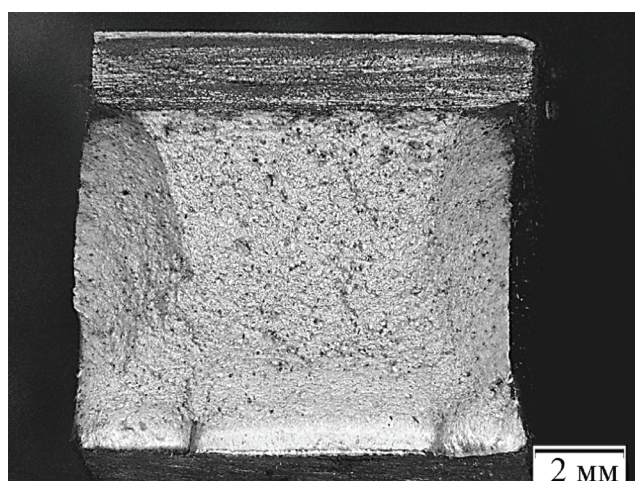
Table 3

Сопоставление экспериментальных и расчетных значений трещиностойкости (I_C)

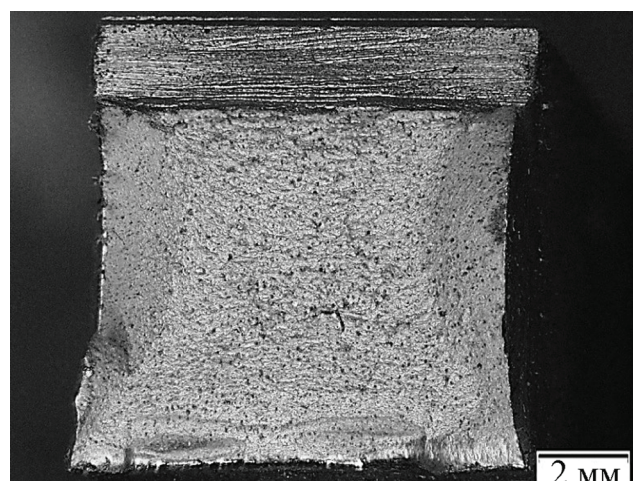
Comparison of experimental and calculated fracture toughness values (I_C)

Марка стали / Steel grade	Содержание пластинчатой составляющей, % / lamellar constituent, %	M	$I_{C \text{ экпер.}}$ МПа · м ^{1/2} / $I_{C \text{ расч.}}$ МПа · м ^{1/2} / $I_{C \text{ экпер.}}$ МПа · м ^{1/2} / $I_{C \text{ расч.}}$ МПа · м ^{1/2}
15X2Г2НМФБ (МКИ)	1	1,08	132/130
15X2Г2НМФБ (з. 950 °С + о. 250 °С)	2	1,16	125/120
27X2Г2НМФБ (МКИ)	7	1,57	81/89
27 X2Г2НМФБ (з. 950 °С + о. 250 °С)	11	1,88	78/74

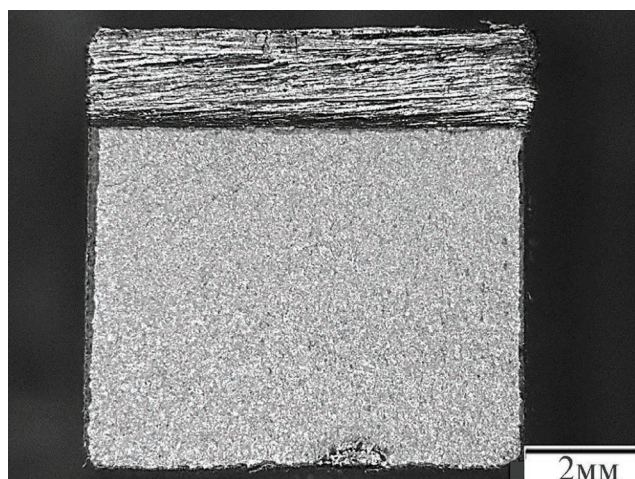
Примечание. МКИ – закалка с 810 °С; з – закалка; о – отпуск



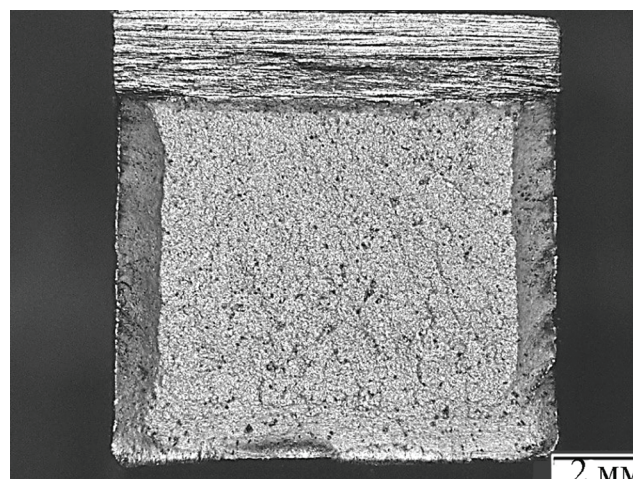
a



б



в



г

Рис. 7. Изломы НМС:

a, б – 15X2Г2НМФБ; в, г – 27X2Г2НМФБ; a, в – полная закалка; б, г – закалка из МКИ

Fig. 7. Fracture of the samples quenched from intercritical temperature range:

a, б – 15H2G2NMFB; в, г – 27H2G2NMFB; a, в – full quenching; б, г – quenching from intercritical temperature range

Выводы

1. Основные неметаллические включения в рассмотренных НМС – сульфиды (FeS, MnS), оксиды (Al_2O_3 , SiO_2 , FeO) и карбиды в сталях с сильными карбидообразующими элементами. Распределение и размер НВ в исследованных интервалах не оказывают существенного влияния на свойства сталей при комнатной температуре.

2. Структура НМС включает в себя два морфологических типа мартенсита: пластинчатый и реечный. В стали 15X2Г2НМФБ, содержащей 0,15 % углерода, обнаружено 1...3 % пластинчатого мартенсита в зависимости от термообработки, при увеличении концентрации углерода до 0,27 % доля пластинчатой составляющей возрастает до 11 %.

3. При прочих равных условиях свойства НМС с выраженной структурной наследственностью определяются размером, количеством и формой пластинчатой составляющей. Закалка из верхней части МКИ (810 °C) позволяет уменьшить размер зерна и долю пластинчатой составляющей в структуре мартенсита.

Список литературы

1. Клейнер Л.М. Низкоуглеродистые мартенситные стали / Пермский государственный технический университет. – Пермь: ПГТУ, 1997. – 71 с.

2. Formation of structure and properties of carbide-free bainite in steel 30KHGSA / D.O. Panov, Yu.N. Simonov, P.A. Leont'ev, M.N. Georgiev, A.Yu. Kaletin // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58, iss. 1–2. – P. 71–75.

3. Formation of structure of lower carbide-free bainite due to isothermal treatment of steels of type's KH3G3MFS and KHN3MFS / Yu.N. Simonov, M.Yu. Simonov, D.O. Panov, V.P. Vylezhnev, A.Yu. Kaletin // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58, iss. 1–2. – P. 61–70.

4. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.

5. Азбола О.Ф. Изучение и оптимизация типа и морфологии неметаллических включений в низколегированных высокопрочных сталях: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М., 2004. – 18 с.

6. Бельченко Г.М., Губенко С.И. Неметаллические включения и качество стали. – Киев: Техника, 1980. – 168 с.

7. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали. – Киев: Техника, 1976. – 128 с.

8. Advancement of the properties of structural steels by creating an optimum form of existence of impurities and nonmetallic inclusions / A.I. Zaitsev, A.B. Stepanov, N.A. Karamysheva, I.G. Rodionova // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 57, iss. 9–10. – P. 531–538.

9. Effect of microstructure and segregation of elements on the impact toughness of high-strength low-carbon bainitic steel / D. Minxian, P. Huaxia, T. Hongbin, S. Li, O. Ling // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58, iss. 3–4. – P. 138–141.

10. Microstructure and mechanical properties of a thick-section high-strength steel welded joint by novel double-sided hybrid fibre laser-arc welding / Y. Chen, J. Feng, L. Li, S. Chang // Materials Science & Engineering A. – 2013. – Vol. 582. – P. 284–293.

11. Сталь на рубеже столетий / под науч. ред. Ю.С. Карабасова. – М.: МИСиС, 2001. – 664 с.

12. Firth K., Garwood R.D. Fractography and fracture toughness of 5% Cr-Mo-V ultrahigh strength steels // Fracture Toughness of High-Strength Materials: Theory and Practice. – London: Iron and Steel Institute, 1970. – P. 81–89.

13. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. – М.: Металлургия, 1977. – 359 с.

14. Ицкович Г.М. Раскисление стали и модифицирование неметаллических включений. – М.: Металлургия, 1981. – 296 с.

15. Одесский П.Д., Ведяков И.И., Горпинченко В.М. Предотвращение хрупких разрушений металлических строительных конструкций. – М.: СП Интермет Инжиниринг, 1998. – 219 с.

16. Мукляев П.Г., Неупор Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. – М.: Металлургия, 1979. – 279 с.

17. Krafft J.M. Crack toughness and strain hardening of steels // Applied Materials Research. – 1964. – Vol. 3. – P. 88–101.

18. Скороходов В.Н., Одесский П.Д., Рудченко А.В. Строительная сталь. – М.: Металлургиздат, 2002. – 622 с. – ISBN 5-902194-02-4.

19. Knott J.F. Fundamentals of fracture mechanics. – New York: Wiley, 1973. – 273 p.

20. Verma D.K., Berry J.T. Microstructural and macrostructural modeling of the fracture behavior of pearlitic gray irons // Journal of Engineering Materials and Technology. – 1982. – Vol. 104. – P. 262–266.

21. Fracture: an advanced treatise. Vol. 3. Engineering fundamentals and environmental effects / ed. by H. Liebowitz. – New York: Academic Press, 1971. – 753 p.

22. Formation of grain and lath structure in low-carbon martensitic steels by heat cycling / I.V. Ryaposov, L.M. Kleiner, A.A. Shatsov, E.A. Noskova // Metal Science and Heat Treatment. – 2008. – Vol. 50, iss. 9–10. – P. 435–441.

23. 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.

24. Structure, phase transformations, mechanical characteristics, and cold resistance of low-carbon martensitic steels / V.A. Kozvonin, A.A. Shatsov, I.V. Ryaposov, M.G. Zakirova, K.N. Generalova // The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117, N 8. – P. 834–842.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science







Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Formation of the Structure and Properties of Low-carbon Martensite During Quenching

Semen Berezin^{a,*}, Alexandr Shatsov^b, Olga Terenina^c

Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-5622-313X>,  Semka-ya@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-2723-964X>,  a.shatsov@yandex.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0003-0054-8298>,  olga.terenina@bk.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 19 March 2018

Revised: 13 April 2018

Accepted: 25 April 2018

Available online: 15 June 2018

Keywords:

Low-carbon steel
 Nonmetallic inclusion
 Lath
 Plate
 Martensite
 Fracture
 Mechanical properties
 Boundary
 Stress concentration

ABSTRACT

Introduction. The development of low-carbon martensitic steels was preceded by the development of low-pearlitic, pearlite-free or bainitic steels. Both groups of steels did not require liquid cooling media for heat treatment, and the strength was at the level of 400–600 MPa. The bainite structure had a higher strength, but bainitic steels have significant drawbacks due to its manufacturability and relatively low viscosity, because it is difficult to avoid the appearance of upper bainite during heat treatment. Modern bainitic steels have strength of 1500 MPa, but it is still difficult to achieve the required reliability characteristics. With a Cr/C ratio greater than 35 wt. % (8 at. %), bainite transformation in low-carbon steels (0.04...0.1 % C) is not observed, and such steels are referred to as low-carbon martensitic steels. In the work, steels marked with 07H3GNM, 15H2G2NMFB, 27H2G2NMFB are studied. **Objective** of the work is to determine the composition, morphology and mechanical properties of low-carbon martensitic steels with nonmetallic inclusions. To assess the effect of the martensite structure on the mechanical properties of low-carbon martensitic steels with strong carbide-forming elements after complete quenching and from intercritical temperature range is also the work objective. **Methods of research.** To study the structure, a microscope “Olympus GX-51”, a scanning electron microscope “Tescan MIRA3” with energy-dispersive analysis adapter were used. The fine structure and morphology of the phases were studied by transmission and scanning electron microscopy. Foils obtained by electropolishing were used for transmission electron microscopy. Electropolishing was carried out at temperatures close to 0 °C, in an electrolyte of 80 % glacial acetic acid and 20% perchloric acid. A fine structure was examined on JEM 200CX and SM 30 microscopes at an accelerating voltage of up to 200 kV. The value of the parameter I_c was determined in accordance with GOST 25. 506–85, according to the results of tests for static bending of the samples with a crack, type 4, with dimensions 5x10x60 mm. Mechanical properties during tensile tests were determined in accordance with GOST 1497–84, impact strength – according to GOST 9454–78. Critical points were established using differential scanning calorimetry and confirmed by dilatometric studies. Heat treatment of steels included quenching 950 °C, tempering 250 °C in the first case, and quenching from intercritical temperature range in the second. **Results and discussion.** The main inclusions in low-carbon martensitic steels were aluminum oxides, FeO, MnO, SiO₂ oxides, and elongated sulfides (FeS, MnS), which form is close to globular. In steels with strong carbide-forming elements, carbides contained an increased amount of niobium and vanadium. Investigation of the destruction of samples with the structure of low-carbon martensite containing nonmetallic inclusions showed that the main reason for the decrease in viscosity with increasing carbon content is the increase in the fraction of the plate component. In the construction of a model for the destruction of steels with a rack and plate structure of martensite, it proceeded from the additive contribution to the strength of various morphological forms of martensite and the leading role in initiating the destruction of the impermeable interfaces for dislocations of the plate component.

For citation: Berezin S.K., Shatsov A.A., Terenina O.S. Formation of the structure and properties of low-carbon martensite during quenching. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 144–159. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-144-159. (In Russian).

* Corresponding author

Berezin Semen K., Post-graduate student

Perm National Research Polytechnic University

29 Komsomolsky prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

Tel.: +7-919-467-3241, e-mail: Semka-ya@mail.ru

References

1. Kleiner L.M. *Nizkouglerodistye martensitnye stali* [Low-carbon martensitic steel]. Perm State Technical University. Perm', PSTU Publ., 1997. 71 p.
2. Panov D.O., Simonov Yu.N., Leont'ev P.A., Georgiev M.N., Kaletin A.Yu. Formation of structure and properties of carbide-free bainite in steel 30KHGSA. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 58, iss. 1–2, pp. 71–75.
3. Simonov Yu.N., Simonov M.Yu., Panov D.O., Vylezhnev V.P., Kaletin A.Yu. Formation of structure of lower carbide-free bainite due to isothermal treatment of steels of type's KH3G3MFS and KHN3MFS. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 58, iss. 1–2, pp. 61–70.
4. Utevskii L.M. *Difraktsionnaya elektronnyaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electronic microscopy in material science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 584 p.
5. Agboola O.F. *Izuchenie i optimizatsiya tipa i morfologii nemetallicheskih vklyuchenii v nizkolegirovannykh vysokoprochnykh stalyakh*. Avtoref. diss. kand. techn. nauk [Research and optimization of nonmetallic inclusions in low-allowed porous steels. Author's abstract of PhD eng. sci. diss.]. Moscow, 2004. 18 p.
6. Bel'chenko G.M., Gubenko S.I. *Nemetallicheskie vklyucheniya i kachestvo stali* [Nonmetallic inclusions and quality of steel]. Kiev, Tekhnika Publ., 1980. 168 p.
7. Kuslitskii A.B. *Nemetallicheskie vklyucheniya i ustalost' stali* [Nonmetallic inclusions and the fatigue of steel]. Kiev, Tekhnika Publ., 1976. 128 p.
8. Zaitsev A.I., Stepanov A.B., Karamysheva N.A., Rodionova I.G. Advancement of the properties of structural steels by creating an optimum form of existence of impurities and nonmetallic inclusions. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 57, iss. 9–10, pp. 531–538.
9. Minxian D., Huaxia P., Hongbin T., Li S., Ling O. Effect of microstructure and segregation of elements on the impact toughness of high-strength low-carbon bainitic steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 58, iss. 3–4, pp. 138–141.
10. Chen Y., Feng J., Li L., Chang S. Microstructure and mechanical properties of a thick-section high-strength steel welded joint by novel double-sided hybrid fibre laser-arc welding. *Materials Science & Engineering A*, 2013, vol. 582, pp. 284–293.
11. Karabasov Yu.S., ed. *Stal' na rubezhe stoletii* [Steel at the turn of the century]. Moscow, MISiS Publ., 2001. 664 p.
12. Firth K., Garwood R.D. Fractography and fracture toughness of 5% Cr-Mo-V ultrahigh strength steels. *Fracture Toughness of High-Strength Materials: Theory and Practice*. London, Iron and Steel Institute, 1970, pp. 81–89.
13. Finkel' V.M. *Fizicheskie osnovy tormozheniya razrusheniya* [Physical basis of destruction inhibition]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 359 p.
14. Itskovich G.M. *Raskislenie stali i modifitsirovanie nemetallicheskih vklyuchenii* [Deoxidation of the steel and modification of nonmetallic inclusions]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 296 p.
15. Odesskii P.D., Vedyakov I.I., Gorpichenko V.M. *Predotvrashchenie khrupkikh razrushenii metallicheskih stroitel'nykh konstruksii* [Prevention of massive distructions of metal building constructions]. Moscow, SP Internet Inzhiniring Publ., 1998. 219 p.
16. Miklyaev P.G., Neshpor G.S., Kudryashov V.G. *Kinetika razrusheniya* [Fracture kinetics]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 279 p.
17. Krafft J.M. Crack toughness and strain hardening of steels. *Applied Materials Research*, 1964, vol. 3, pp. 88–101.
18. Skorokhodov V.N., Odesskii P.D., Rudchenko A.V. *Stroitel'naya stal'* [Building steel]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2002. 622 p. ISBN 5-902194-02-4.
19. Knott J.F. *Fundamentals of fracture mechanics*. New York, Wiley, 1973. 273 p.
20. Verma D.K., Berry J.T. Microstructural and macrostructural modeling of the fracture behavior of pearlitic gray irons. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1982, vol. 104, pp. 262–266.
21. Liebowitz H., ed. *Fracture: an advanced treatise*. Vol. 3. *Engineering fundamentals and environmental effects*. New York, Academic Press, 1971. 753 p.
22. Ryapov I.V., Kleiner L.M., Shatsov A.A., Noskova E.A. Formation of grain and lath structure in low-carbon martensitic steels by heat cycling. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, iss. 9–10, pp. 435–441.
23. Kozlov E.V., Popova N.A., Kabanina O.V., Klimashin S.I., Gromov V.E. *Evolutsiya fazovogo sostava, defektoi struktury, vnutrennikh napryazhenii i pereraspredelenie ugleroda pri otpuske litoi konstruksionnoi stali* [Evolution of phase composition, defect structure, internal stresses and carbon redistribution under cast structure steel tempering]. Novokuznetsk, SibGIU Publ., 2007. 177 p.



24. Kozvonin V.A., Shatsov A.A., Ryaposov I.V., Zakirova M.G., Generalova K.N. Structure, phase transformations, mechanical characteristics, and cold resistance of low-carbon martensitic steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 8, pp. 834–842.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).