

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.4:539.214

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМ КАРБИДОМ η -Fe₂C

© 2023 г. Ю. И. Борисова^{a, b, *}, Р. В. Мишнев^{a, b}, Е. С. Ткачёв^{a, b}, Т. В. Князюк^{b, c},
С. М. Гайдар^a, Р. О. Кайбышев^a

^aРоссийский государственный аграрный университет – МСХА имени К.А. Тимирязева,
ул. Тимирязевская, 49, Москва, 127434 Россия

^bБелгородский государственный национальный исследовательский университет,
ул. Победы, 85, Белгород, 308015 Россия

^cНИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИКМ “Прометей”,
ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, 191015 Россия

*e-mail: borisova_yu@bsu.edu.ru

Поступила в редакцию 07.05.2023 г.

После доработки 19.08.2023 г.

Принята к публикации 25.08.2023 г.

Рассмотрено влияние закалки и отпуска на структуру, фазовый состав и механические свойства высокопрочной стали Fe–0.34 C с 1.77 вес. % Si. Отпуск при температурах до 500°C практически не влияет на структурные характеристики пакетного мартенсита, образующегося при закалке. При температурах отпуска в интервале 200–400°C происходит выделение промежуточного η -карбида, что приводит к повышению предела текучести до 1490 МПа и ударной вязкости до 35 Дж/см². После отпуска при 200°C температура хрупко-вязкого перехода составляет ~ –50°C. Уменьшение ударной вязкости и снижение доли вязкого разрушения при понижении температуры испытаний сопровождается переходом от внутризеренного к межзеренному разрушению. Выделение цепочек цементита по границам реек и блоков наблюдается после отпуска при 500°C. Это приводит к уменьшению предела текучести, при этом величина ударной вязкости не увеличивается.

Ключевые слова: Высокопрочная сталь, отпуск, микроструктура, карбиды, механические свойства, ударная вязкость, хрупко-вязкий переход

DOI: 10.31857/S0015323023600764, **EDN:** GYNYHO

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время производители сельскохозяйственной и землеройной техники предъявляют спрос на высокопрочные стали с пределом текучести $\sigma_{0.2} \geq 1400$ МПа, из которых планируется изготавливать рабочие элементы землеройных машин. К данным сталям предъявляются требования по сочетанию высокой твердости, прочности, износостойкости, хорошей пластичности и удовлетворительной ударной вязкости [1–5]. Высокопрочные стали используются в авиастроении, ракетостроении и космической технике [4, 5]. Их применение в производстве автомашин, транспортной и землеройной техники сдерживается высокой стоимостью [1, 2]. Из всех типов высокопрочных сталей для применения в гражданских отраслях машиностроения по ценовым ограничениям подходят только низколегированные стали с промежуточными карбидами типа ϵ/η -Fe₂C [4]. К данному типу сталей относится среднеуглеродистая сталь 300М, которая являет-

ся улучшенной версией стали AISI4340 с высоким содержанием Si (1.6 вес. %) (табл. 1) [4–6]. Эта сталь имеет высокий предел текучести, хорошую пластичность и удовлетворительную ударную вязкость после закалки и отпуска при 300°C (табл. 1) [7]. Для получения данного комплекса свойств сталь 300М подвергается вакуумно-дуговому переплаву (ВДП). Для высокопрочных сталей, предназначенных для сельскохозяйственной техники и транспортных средств, целесообразна замена вакуумно-дугового переплава на электрошлаковый переплав (ЭШП), который обеспечивает снижение содержания серы, что приводит к повышению ударной вязкости в сталях с промежуточными карбидами [4, 7].

Уникальное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости в стали 300М обусловлено влиянием Si на процессы, происходящие при закалке и отпуске [8–12]. При закалке в стали 300М остается до 10% остаточного аустенита, который насыщается углеродом до 1.5 вес. % при низко-

Таблица 1. Химический состав и механические свойства сталей 300М и AISI4340 и температура хрупко-вязкого перехода (ХВП) [3, 6] после закалки и низкотемпературного отпуска (240–310°C)

Сталь	300М	AISI4340
Химический состав, вес. %	Fe–(0.4–0.45)C–(1.45–1.80)Si–(0.7–0.95)Cr–(1.65–2.0)Ni–(0.3–0.5)Mo–(0.05–0.1)V–0.01P–0.01S	Fe–(0.37–0.43)C–(0.15–0.3)Si–(0.7–0.9)Cr–(1.65–2.0)Ni–(0.2–0.3)Mo–(0.6–0.8)Mn–0.04P–0.04S
Предел текучести, МПа	1590	1407
Временное сопротивление разрушению, МПа	1923	1873
Относительное удлинение, %	10	6
Ударная вязкость, Дж/см ²	20	18
Температура ХВП, °С	–17	–

Таблица 2. Химический состав исследуемой стали Fe–0.34 С, вес. % (Fe осн.)

Элементы	С	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	Ti	B	Al	Σ(S + P)
Fe–0.34 С	0.34	1.77	1.35	0.56	0.20	0.04	0.031	0.002	≤0.01	≤0.012

температурном отпуске за счет перераспределения углерода из мартенсита [12–15]. Известно [2, 8–11, 15, 16], что введение в низколегированную сталь более 1.5 вес. % Si подавляет образование цементита вплоть до температуры ~470°C, что обеспечивает присутствие только промежуточных карбидов в структуре стали, отпущенной при температурах ≤400°C. Распад остаточного аустенита при низкотемпературном отпуске приводит к образованию промежуточных карбидов в бейнитном феррите [9, 17]. Т.е., фазовые превращения в низколегированных сталях с содержанием Si ≥ 1.5 вес. % при отпуске отличаются от превращений в сталях с меньшим содержанием Si [6, 9, 16–18]. Подавление образования цементита пластинчатой формы по границам элементов пакетного мартенсита устраняет, либо ослабевает обратимую отпускную хрупкость [8, 9]. Микролегирование Nb и Ti направлено как на выделение карбонитридных фаз типа MX в высокотемпературной области и предотвращение рекристаллизационных процессов в аустените при горячей деформации, так и на получение дополнительного дисперсионного упрочнения [19]. Российские стали аналогичного класса, разработанные на основе стали 30ХГСА, содержат повышенное содержание Cr и ~1 вес. % Si [19]. Они не относятся к классу высокопрочных, поскольку их предел текучести ≤1300 МПа [20].

В данной работе изучено влияние закалки и последующего отпуска (Q&T) на структуру и механические свойства высокопрочной стали Fe–0.34 С, которая (табл. 2) отличается от стали 300М отсутствием Ni, повышенным содержанием Mn, уменьшенным содержанием углерода, наличием

Nb, а также использованием ЭШП для очистки от примесей вместо ВДП.

Сканирующая растровая и просвечивающая электронная микроскопия была использована для установления влияния повышенного содержания кремния на фазовые превращения при низкотемпературном отпуске в низколегированных среднеуглеродистых сталях и выявления связи между формирующейся при низкотемпературном отпуске структурой и механическими свойствами. На основе полученных результатов проведена оценка возможности использования стали Fe–0.34 С как высокопрочной с экономным легированием и с применением упрощенной металлургической технологии [4, 5].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Химический состав исследуемой стали Fe–0.34 С, полученной методом ЭШП, представлен в табл. 2. Слиток был гомогенизирован при 1150°C в течение 4 ч с последующей ковкой при температуре от 1150 до 950°C в заготовку размером 60 × 150 × 450 мм с последующим охлаждением до комнатной температуры на воздухе. Термическая обработка образцов включала аустенитизацию при температуре 900°C в течение 5 мин, закалку в горячую воду и последующий отпуск при температурах 200, 280, 400 и 500°C в течение 1 ч и финальное охлаждение на воздухе.

Равновесные объемные доли фаз были рассчитаны с использованием программы Thermo-Calc с использованием термодинамической базой TCFe7.

Дифференциальную сканирующую калориметрию (ДСК) проводили с использованием калориметра SDT Q600 (TA Instruments New Castle, DE, USA). Масса образцов составляла ~142 мг, использовали защитную атмосферу чистого аргона. Образцы были закалены в горячую воду с температуры аустенизации 900°C и затем нагревались со скоростью 10°C/мин в калориметре. Дилатометрия была выполнена с использованием закалочного дилатометра DIL 805 той же фирмы. Дилатометрическая кривая была получена при охлаждении с температуры 900°C при скорости охлаждения 200°C/с до температуры 330°C и 53°C/с от этой температуры до комнатной температуры. Цилиндрические образцы длиной 10 мм и диаметром 3 мм были использованы для дилатометрических исследований.

Микроструктурные исследования проводили с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием микроскопа Quanta 600FEG (FEI, Hillsboro, Орегон), оборудованного анализатором картин дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) и системой построения карт разориентировок (OIM), и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием микроскопа Jeol "JEM-2100" (JEOL Ltd., Токио, Япония) с приставкой INCA для энергодисперсионного (ЭДС) анализа (Oxford Instruments, Oxfordshire, Великобритания). Образцы для РЭМ и тонкие фольги для ПЭМ были изготовлены методом электролитической полировки и двусторонней струйной электрохимической полировки с использованием 10%-го раствора HClO₄ и 90%-го раствора CH₃COOH. Для фазового анализа с образцов были получены углеродные реплики, которые затем исследовали методом ПЭМ. Идентификацию фаз проводили, сопоставляя данные химического состава, определенные методом ЭДС, и результаты расшифровки электронограмм (ПЭМ). Были проанализированы по 2 ДОРЭ карты в каждом состоянии. Полученные карты ДОРЭ имеют площадь 100 × 100 мкм² при шаге сканирования 0.1 мкм. Средняя величина коэффициента, характеризующего достоверность индицирования Кикучи-картин (англ. Confidence Index, CI) полученных ДОРЭ картин, варьировалась от 0.29 до 0.41. Для ДОРЭ картин с коэффициентом CI более 0.1 доля корректно индицированных Кикучи-картин составляет 95%, что указывает на высокую достоверность полученных результатов [21]. Для корректной интерпретации картин ДОРЭ были исключены точки с коэффициентом CI менее 0.1. Идентификация границ исходных аустенитных зерен и мартенситных пакетов была выполнена с помощью алгоритмов реконструкции исходной аустенитной структуры с использованием набора инструментов MTEX, имплементированных в программу MATLAB [10, 22]. Плотность дислокаций рассчитывали методом определения

средней разориентировки между соседними точками внутри отдельных зерен с использованием функции Kernel для карт ДОРЭ [10, 23]:

$$\rho = \frac{2\theta}{bh}, \quad (1)$$

где θ – средняя разориентировка между соседними точками, $b = 0.25$ нм – вектор Бюргерса для α -Fe и h – шаг сканирования.

Объемную долю остаточного аустенита определяли двумя методами. Во-первых, путем расчета количественного отношения точек с ГЦК- и ОЦК-решеткой, идентифицированных на поверхности образцов при ДОРЭ анализе. Во-вторых, методом определения магнитного насыщения образца с использованием ферритометра Fischer Feritscope FMP30 (Helmut Fischer GmbH, Sindelfingen, Germany). Погрешность полученных результатов разными методами исследования не превышала 0.2%.

Испытания на статическое растяжение плоских образцов с расчетной длиной 35 мм и поперечным сечением 7 × 3 мм, проводили – на испытательной машине Instron 5882 (Illinois ToolWorks Inc., Norwood, MA, USA) при комнатной температуре. Динамические испытания на ударную вязкость в соответствии со стандартом ASTM E-23 проводили на образцах Шарпи длиной 55 мм, сечением 10 × 10 мм, с концентратором V-типа глубиной 2 мм с использованием копра Instron S1-1M (Instron corporation, Grove City, PA, USA), оборудованного системой для записи диаграммы Instron Dynatup Impulse. Было испытано по два стандартных образца на растяжение и ударную вязкость. Разброс в полученных значениях механических характеристик составлял не более 10% для каждого состояния. Исследование поверхности излома испытанных образцов Шарпи проводили с использованием РЭМ Quanta 600 FEG. Остальные детали структурных исследований, ДСК, дилатометрии и механических испытаний описаны в предыдущих работах [8–11, 24].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЯ

Фазовые превращения. Согласно термодинамическим расчетам (рис. 1а) температуры начала (A_{C1}) и завершения (A_{C3}) аустенитного превращения составили 733 и 827°C, а по анализу ДСК кривой (рис. 1б) они были определены как 761 и 886°C, соответственно. Видно, что разность расчета температур A_{C1} и A_{C3} составляет 28 и 50°C соответственно. Таким образом, выбранная температура нагрева под закалку обеспечивает получение полностью аустенитной структуры.

Согласно термодинамическим расчетам, выполненным в программе Thermo-Calc, в структуре исследуемой стали присутствуют следующие

термодинамически равновесные карбиды: M_3C , M_7C_3 , M_6C , MC при температуре $<A_{C1}$ и $M_{23}C_6$ и MC при температуре $>A_{C3}$. Вертикальными пунктирными линиями обозначены температуры, соответствующие температурам аустенитизации и отпуска исследуемой стали. Следует отметить, что база данных TCFE7 не содержит переходных карбидов типа ϵ/η -карбид, которые могут выделяться при отпуске при температурах до $420^\circ C$ [4, 6, 8–11, 17, 18, 25–27], и позволяет провести расчет только для указанных на рис. 1а фаз. Максимальная доля карбидов $M_{23}C_6$ и M_6C составила 0.07 и 0.32%, соответственно. Низкая объемная доля карбидов M_6C в равновесном фазовом составе при температуре низкотемпературного отпуска объясняется небольшим количеством Mo в химическом составе стали. Объемная доля цементита M_3C достигает 6% при температуре $550^\circ C$, что соответствует среднеуглеродистой стали с ферритно-перлитной структурой. При этом расчет равновесного фазового состава позволяет установить следующую стадийность превращения: мартенсит $\rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_3C$.

Данные дилатометрических исследований позволили получить точки начала и конца мартенситного превращения $M_n = 316^\circ C$ и $M_k \geq 140^\circ C$ соответственно (рис. 1в). Поскольку разница между точкой конца мартенситного превращения, M_k , и температурой закалочной среды составляет около $100^\circ C$, можно заключить, что применяемая обработка обеспечивает мартенситную структуру с незначительным количеством остаточного аустенита.

На рис. 1б представлены результаты ДСК-анализа. Слабый экзотермический пик, связанный с образованием кластеров углерода [28], наблюдается при $68^\circ C$. Экзотермический пик при $198^\circ C$ может быть связан с началом распада аустенита. Однако, принимая во внимание небольшое количество остаточного аустенита (табл. 3), более вероятно, что данный пик связан с выделением переходных карбидов как в других низколегированных сталях при низкотемпературном отпуске [8–11]. Экзотермический пик при $474^\circ C$ связан с выделением цементита [8–11, 29]. Таким образом, легирование Si , Mo и Cr повышает температуру выделения Fe_3C в исследованной стали по сравнению со сталями с низким содержанием кремния и аналогичным содержанием углерода [16, 18, 29]. Из данных ДСК следует, что частичный распад мартенсита сопровождается выделением переходных карбидов, а полный распад мартенсита приводит к выделению цементита при температуре близкой к $500^\circ C$. Соответственно, структура стали после низкотемпературного отпуска будет представлять собой мартенсит с промежуточными карбидами, а после среднетемпературного – феррит с цементитом.

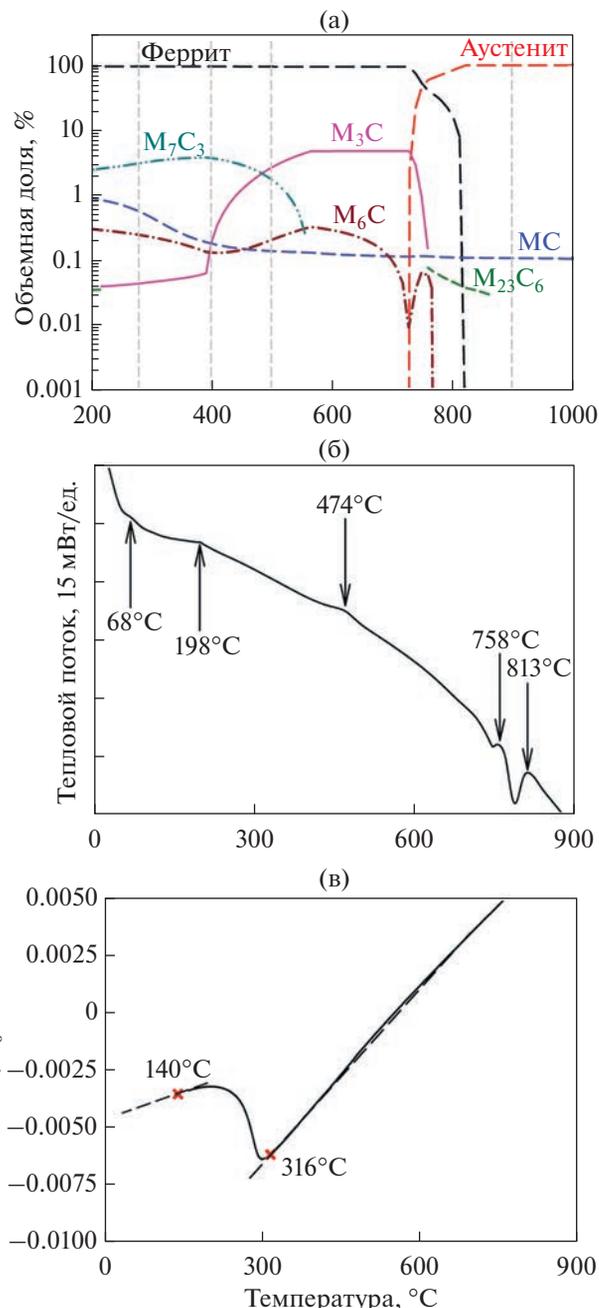


Рис. 1. Зависимость равновесной объемной доли фаз от температуры (а), ДСК-кривая, полученная при нагреве, стали после закалки, (б) и дилатометрическая кривая, полученная при охлаждении (в).

Структура. Карты разориентировок и тонкая структура исследуемой стали после закалки и отпуска представлены на рис. 2 и 3, а характеристики структуры сведены в табл. 3. Закалка приводит к образованию типичной структуры пакетного мартенсита, состоящего из пакетов, блоков и рек, в котором наследуются границы исходных аустенитных зерен (ИАЗ) (рис. 2) [8–11, 22, 30–32].

Таблица 3. Параметры микроструктуры исследуемой стали после закалки и отпуска

Сталь	Размер ИАЗ, мкм	Размер пакетов, мкм	Ширина блоков, мкм	Ширина реек, нм	ρ , 10^{14} м^{-2}	Объемная доля γ -Fe, %	Размер частиц Nb(C,N), нм	Размер η -карбида (l/w), нм	Размер Fe_3C , нм
Закалка	23 ± 5	6.2 ± 1.5	0.53 ± 0.08	209 ± 33	9.4	0.86 ± 0.18	27	40/5	—
Отпуск 200°C	26 ± 4	8.5 ± 1.9	0.49 ± 0.08	216 ± 34	9.1	0.63 ± 0.17	33	73/6	—
Отпуск 280°C	27 ± 6	9.3 ± 2.1	0.65 ± 0.09	234 ± 29	9.3	0.54 ± 0.20	34	120/7	—
Отпуск 400°C	26 ± 6	8.6 ± 1.7	0.63 ± 0.07	231 ± 35	8.4	0.45 ± 0.11	34	132/7	—
Отпуск 500°C	23 ± 3	6.5 ± 1.2	0.52 ± 0.08	235 ± 33	8.6	0.21 ± 0.18	48	—	26

Средний размер ИАЗ составляет 23 мкм (табл. 3), а их форма близка к равноосной (рис. 2), что связано с небольшими степенями деформации при ковке. При этом отношение размеров мартенситных пакетов к размерам ИАЗ относительно небольшое [8–10, 33] и составляет $D_{\text{пакет}} = 0.27 \times D_{\text{ИАЗ}}$. Это связано с тем, что в пределах одного ИАЗ образуются пакеты с кристаллографической ориентацией,

соответствующей не более чем трем различным плоскостям $\{111\}_{\gamma}$ (рис. 2б и 2г) [30–32]. В ИАЗ с размером более 20 мкм наблюдаются шесть и более пакетов (рис. 2б и 2г). Из них два, иногда три пакета имеют округлую форму и состоят из нескольких блоков, а другие пакеты представляют собой фактически один блок. В большинстве ИАЗ с размером менее 20 мкм наблюдается один

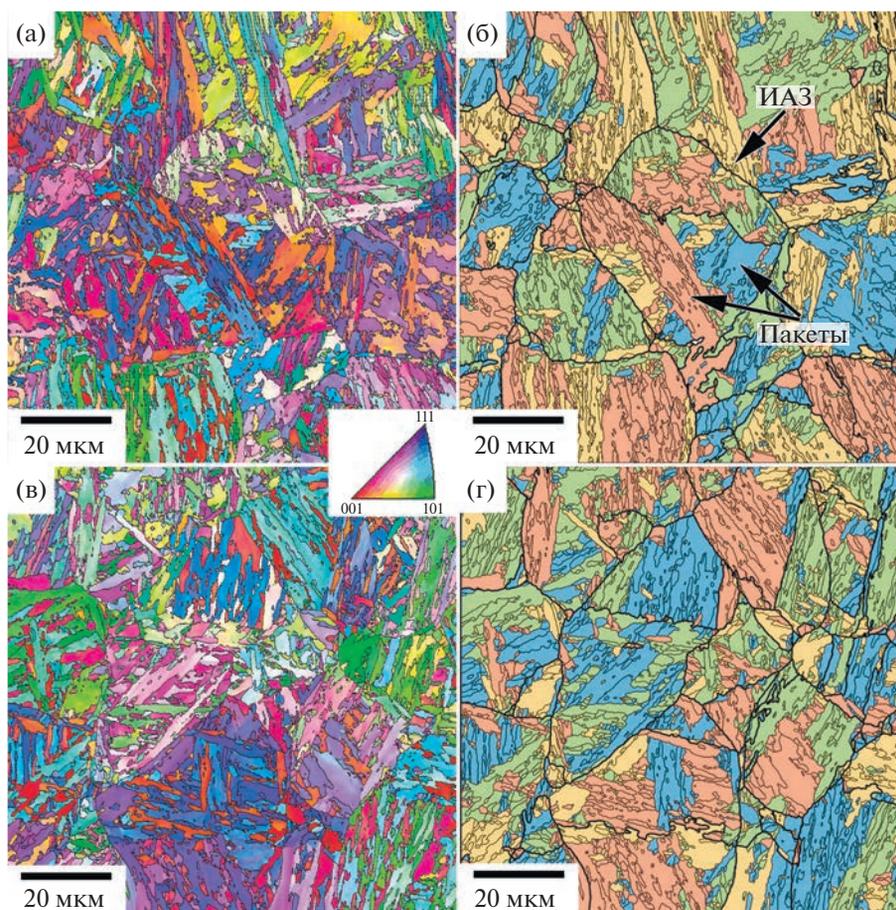


Рис. 2. ДОРЭ-анализ исследуемой стали после закалки (а, б) и отпуска при температуре 500°C (в, г): карта разориентировок (а, в); карта, показывающая различные пакеты блоков в мартенситной структуре (б, г). Жирными черными линиями на (б, г) показаны границы ИАЗ, тонкими линиями показаны границы блоков.

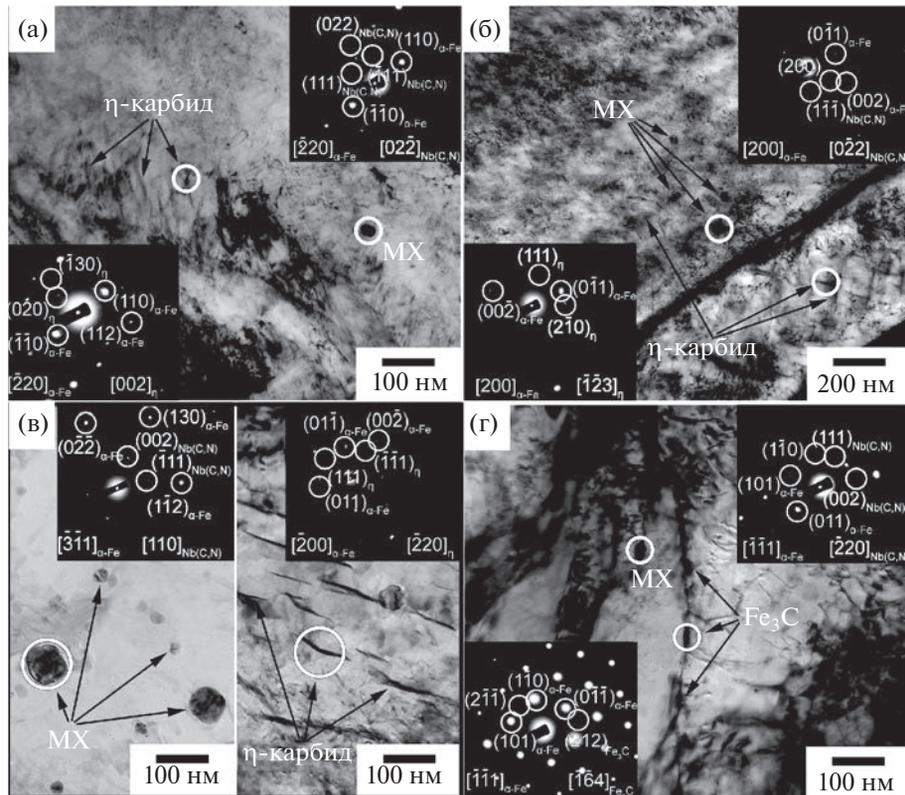


Рис. 3. Частицы вторых фаз в структуре стали после закалки (а) и отпуска при температурах: 200 (б), 400 (в) и 500°C (г). Кругами на изображениях обозначены области, с которых были получены соответствующие элетронограммы.

крупный пакет, который занимает более 60% площади всего ИАЗ (рис. 2б и 2г).

Отношение размеров пакетов к размерам блоков велико $D_{\text{пакет}} \sim 12 \times D_{\text{блок}}$ [8–10, 33]. Это связано с большим размером пакетов в ИАЗ размером более 20 мкм и небольшой толщиной блоков. При этом в крупных пакетах, обычно расположено более 3-х блоков, в которых могут наблюдаться до 6 вариантов $\{111\}_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}$ в соответствии с ориентационным соотношением Курдюмова–Закса. В исследуемой стали наблюдается высокая плотность дислокаций (табл. 3), которая в 1.5 раза больше, чем в схожей по химическому составу стали с 0.25% С [9, 10] после аналогичной обработки.

Остаточный аустенит располагается преимущественно по большеугловым границам (БУГ) блоков мартенситной структуры. Отпуск не приводит к полной трансформации остаточного аустенита, при этом его объемная доля снижается с повышением температуры (табл. 3). Это связано с тем, что остаточный аустенит имеет пленочную морфологию, а высокие гидростатические напряжения обеспечивают его устойчивость [34] вплоть до высоких температур отпуска.

Распределение карбидов. В закаленном состоянии внутри реек были обнаружены карбиды NbC

(рис. 3а). Данные карбиды имеют сферическую форму, и их небольшой размер (табл. 3) позволяет предположить, что они выделяются на дислокациях в процессе закалки [20, 35]. В мартенситной матрице присутствует также небольшое количество частиц промежуточного η-карбида (Fe_2C) пластинчатой формы с высоким отношением длины к ширине (аспектное соотношение (l/w)), которое составляет ~ 8 (табл. 3). Толщина этих частиц позволяет сделать вывод об их выделении в мартенсите при самоотпуске [10, 35].

Распад мартенсита при температурах отпуска $\leq 400^\circ\text{C}$ приводит к росту карбидов NbC и η- Fe_2C (табл. 3). Это свидетельствует о выделении карбидов NbC и η-карбида при отпуске. Пластинчатая форма частиц η-карбида предполагает наличие полукогерентной границы между ними и мартенситной матрицей [18, 23, 25, 27]. Увеличение размера η-карбида с повышением температуры отпуска до 400°C сопровождается увеличением величины аспектного соотношения до ~ 19 (табл. 3, рис. 3в). Рост переходных карбидов происходит за счет миграции некогерентной поперечной межфазной границы [18, 25]. Расположение пластин η-карбида внутри реек мартенсита свидетельствует о гомогенном механизме их зарождения [10, 18, 25].

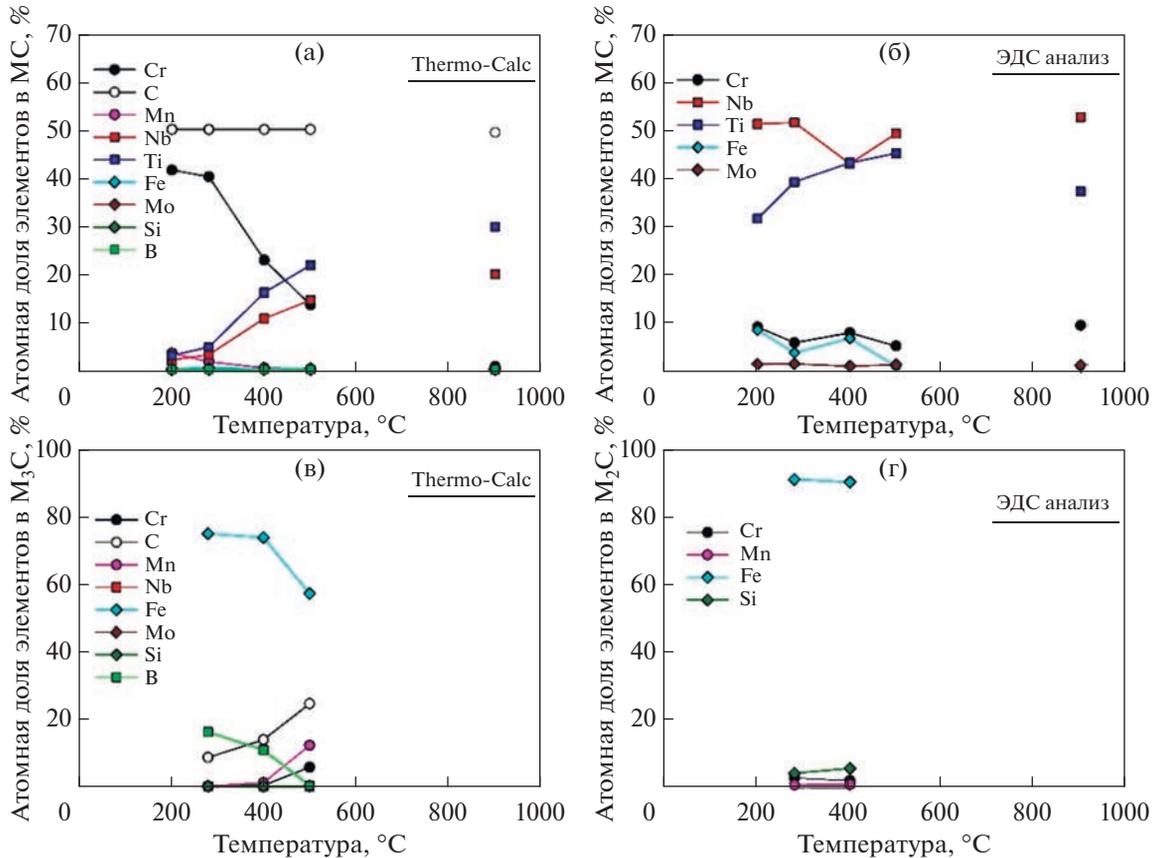


Рис. 4. Химический состав частиц карбидов МС (а, б) и М₃С/М₂С (в, г), рассчитанный с использованием Thermo-Calc (а, в) и определенный экспериментально с использованием анализа углеродных реплик (б, г). На (б, г) указаны доли атомов заданных металлических элементов по отношению к сумме атомов всех металлических карбидообразующих элементов в стали.

При повышении температуры отпуска до 500°C происходит образование частиц цементита Fe₃C (рис. 3г). Частицы промежуточного η-карбида растворяются. В отличие от однородно распределенных η-карбидов, наблюдаемые частицы цементита преимущественно расположены по границам реек и блоков. После отпуска при 500°C максимальный размер карбидов NbC составил около 90 нм, а минимальный ~10 нм. Изменение размера и химического состава частиц карбида NbC происходит независимо от карбидных превращений (рис. 4 и 5).

Согласно расчетам Thermo-Calc карбиды МС содержат значительное количество Сг до температуры отпуска 280°C (рис. 4а). При дальнейшем повышении температуры Сг замещается Nb и Ti. Однако исследование углеродных реплик выявило, что карбонитриды МС до температуры 280°C в основном содержат Nb и Ti при соотношении Nb/Ti ~1.5, тогда как содержание Сг в данных частицах составляет менее 10 ат. % (рис. 4б). С повышением температуры отпуска от 200 до 500°C

отношение Nb/Ti в карбонитридах МС уменьшается с 1.5 до 1.0 (рис. 4б).

При температурах отпуска ≤400°C в рассчитанном равновесном химическом составе цементита преобладает Fe (рис. 4в). При 500°C содержание Mn и Сг в данной фазе возрастает (рис. 4в). При этом соотношение Fe/Σ(Cr + Mn) составляет 3.3. В структуре стали при температурах отпуска ≤400°C были обнаружены только частицы промежуточного карбида, что указывает на то, что при данной температуре отпуска выделение более стабильного Fe₃C с содержанием Si близким к 0 невозможно [9]. Термодинамически равновесный химический состав частиц цементита при температурах отпуска 280–400°C хорошо коррелирует с определенным экспериментально составом частиц η-карбида, за исключением содержания Si. Это указывает на то, что формирование более равновесного цементита возможно только при условии диффузионного оттока Si от зарождающихся частиц этой фазы. Т.е., при низкотемпературном отпуске может выделяться только промежуточный η-карбид, поскольку его образование

не требует перераспределения Si. Образование цементита в стали с содержанием 1.77 вес. % Si при низкотемпературном отпуске невозможно [9].

Методика получения углеродных реплик с протравленной поверхности образцов стали не позволила экстрагировать частицы цементита после отпуска при 500°C. Поэтому на рис. 4г представлен только химический состав частиц η -карбида. Химический анализ частиц η -карбида на экстракционных репликах (рис. 4г) показал, что содержание металлических элементов в данных частицах приблизительно соответствует химическому составу исследуемой стали. Следовательно, формирование промежуточного карбида возможно без значительного перераспределения элементов замещения в мартенситной матрице, что облегчает его выделение при низкотемпературном отпуске. Возможно, кластеры углерода в мартенситной матрице служат местами зарождения η -карбида [28]. При этом образование частиц других карбидов, таких как $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C при исследуемых температурах отпуска обнаружено не было.

Схематическое изображение эволюции частиц карбидов с увеличением температуры отпуска приведено на рис. 5. После закалки в мартенситной матрице присутствуют мелкие частицы NbC, а в отдельных блоках располагаются пластинчатые частицы η -Fe₂C (рис. 5а). Низкотемпературный отпуск приводит к выделению промежуточных карбидов η -Fe₂C по всему объему стали, увеличению их длины и аспектного отношения. Частичный распад мартенсита не сказывается на структурных характеристиках этой фазы (рис. 5б, табл. 3). Все карбиды, образующиеся при низкотемпературном отпуске, располагаются внутри реек мартенсита (рис. 5б). Отпуск при 500°C приводит к полному распаду мартенсита благодаря выделению цементита по границам реек и блоков.

По данным Thermo-Calc феррит, находящийся в термодинамическом равновесии с карбидами, содержит ~0.0004 вес. % C. Внутри реек мартенсита остаются только карбиды NbC. Формируется структура троостита отпуска [36, 37].

Таким образом, принципиальным различием между сталями с содержанием Si менее 0.5 вес. % и более 1.5 вес. % является четкое разделение температурных областей существования промежуточных карбидов и цементита. Т.е. в данной стали, низкотемпературный отпуск отличается от среднетемпературного, главным образом, выделением карбидами, а характеристики структуры отличаются незначительно (табл. 3).

Механические свойства. Инженерные кривые σ - ϵ , полученные при растяжении, представлены на рис. 6а. При температурах отпуска $\leq 280^\circ\text{C}$ интенсивное деформационное упрочнение следует сразу за началом пластического течения и времен-

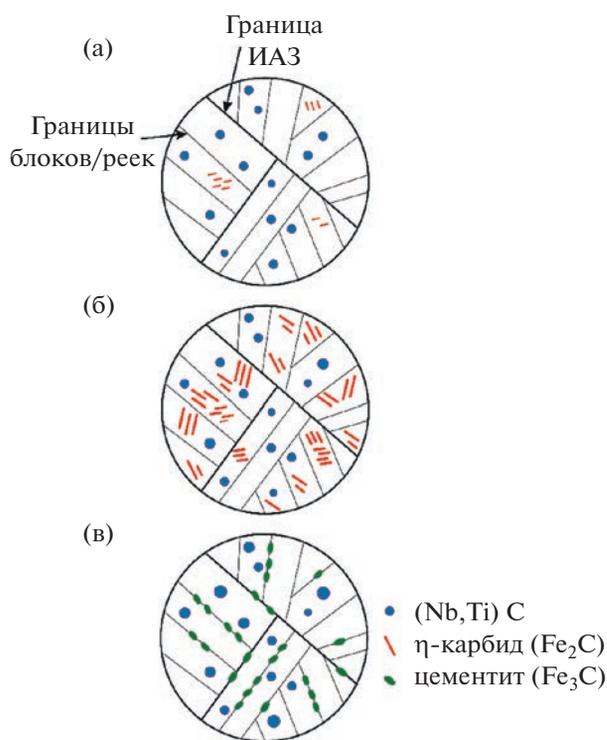


Рис. 5. Схематическое изображение карбидов в исследуемой стали, подвергнутой закалке (а) и отпуску при температурах 200–400 (б) и 500°C (в).

ное сопротивление разрушению достигается при степенях деформации $< 5\%$. При $T_{\text{отп}} \leq 400^\circ\text{C}$ повышение температуры отпуска приводит к снижению степени деформации, при которой достигается временное сопротивление разрушению. Такое влияние температуры отпуска обычно соотносится с увеличением удельного объема дисперсных частиц, располагающихся в мартенситной матрице. При температуре отпуска 500°C стадия деформационного упрочнения становится более продолжительной, уменьшается величина деформационного упрочнения, а начало образования шейки смещается в сторону больших степеней деформации. Такой вид кривых σ - ϵ типичен для движения дислокаций вдоль мартенситных реек [36, 38], когда дисперсионное упрочнение обеспечивается цепочками карбидов, располагающихся по границам реек и блоков.

При $T_{\text{отп}} \leq 280^\circ\text{C}$ происходит увеличение предела текучести за счет увеличения вклада дисперсионного упрочнения. Следует отметить высокую пластичность стали после закалки (табл. 4), что подтверждает перераспределение углерода из мартенситной матрицы в атмосферы Коттрелла в ходе охлаждения при закалке [8, 33]. Увеличение температуры отпуска свыше 280°C приводит к уменьшению как значения предела текучести, так и величины предела прочности (табл. 4). При

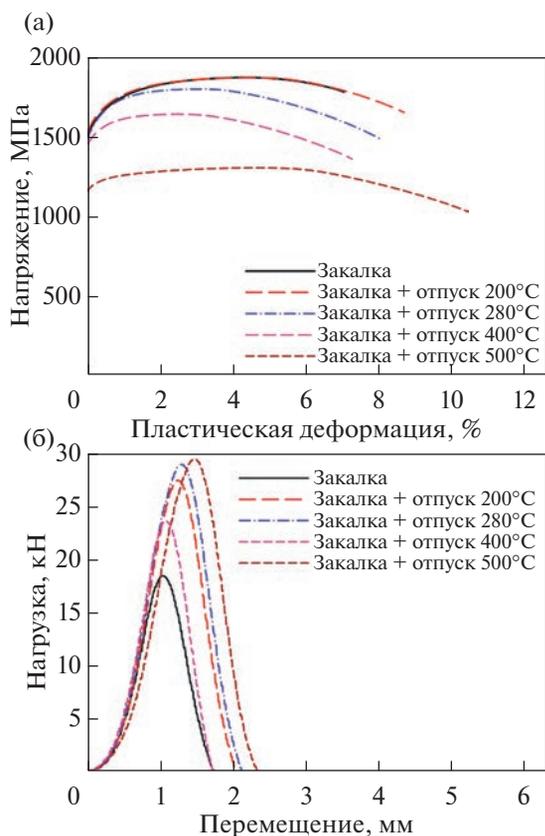


Рис. 6. Деформационные кривые (а) и зависимости нагрузки от перемещения маятника, полученные при испытаниях на ударную вязкость (б) стали после Q&T-обработки.

400°C это связано с увеличением степени распада мартенсита и укрупнением переходных η -карбидов, а при 500°C с полным распадом мартенсита и заменой η -карбидов на зернограничные цепочки цементита. Разница между временным сопротивлением разрушению и пределом текучести уменьшилась на 70% с 440 до 140 МПа при повышении температуры отпуска с 200 до 500°C, что свидетельствует о том, что переходные карбиды, которые располагаются в матрице, обеспечивают

большее накопление дислокаций при растяжении, чем зернограничные карбиды. При увеличении температуры отпуска свыше 280°C относительное удлинение увеличивается на 30% (табл. 4). Эти данные показывают, что исследуемая сталь может быть сертифицирована как высокопрочная сталь с промежуточными карбидами. Она превосходит по прочности и пластичности сталь AISI4340 и немного уступает основной высокопрочной стали авиационного назначения 300М (табл. 1). Отпуск приводит к повышению ударной вязкости исследованной стали почти в два раза (табл. 5). Следует отметить, что значение ударной вязкости стали Fe–0.34 C после отпуска выше, чем в сталях AISI4340 и 300М (табл. 1). Полученная микроструктура исследуемой стали с низким содержанием углерода, несмотря на отсутствие Ni, позволила получить большую ударную вязкость в совокупности с высокими показателями прочности.

Необратимую отпускную хрупкость, проявляющуюся в стали Fe–0.34 C после отпуска при температуре 400°C, обычно связывают с образованием пленок цементита на межфазных границах остаточный аустенит/мартенсит, либо с образованием цементита продолговатой формы по границам реек и блоков [6, 8]. В исследуемой стали не было обнаружено образование цементита при температурах отпуска $\leq 400^\circ\text{C}$ в отличие от стали AISI4340, в которой большое количество цементита наблюдается после отпуска при 350°C [39]. Необратимая отпускная хрупкость в высокопрочных низколегированных сталях с промежуточными карбидами может быть связана с увеличением размера эффективного зерна для хрупкого разрушения. За размер эффективного зерна принимается расстояние между границами, в пределах которого трещина существенно не изменяет своего направления. Увеличение этого размера связано с распадом остаточного аустенита, располагающегося по границам блоков, и/или исчезновением сегрегаций углерода по БУГ [8]. В результате, границы блоков перестают играть роль препятствия для распространения скола. Кроме того, укрупнение переходных η -карбидов уменьшает ударную вязкость [8]. Подавление вы-

Таблица 4. Механические свойства исследуемой стали после Q&T-обработки

Q&T	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление разрушению, МПа	Относительное удлинение, %
Закалка	1280	1870	7.5
Отпуск 200°C	1430	1870	9.0
Отпуск 280°C	1490	1800	8.0
Отпуск 400°C	1420	1640	7.5
Отпуск 500°C	1160	1300	10.5

Таблица 5. Механические характеристики и доли различных зон на поверхности излома при испытаниях на ударную вязкость при комнатной температуре образцов после закалки и отпуска

Q&T	Ударная вязкость, Дж/см ²	P_M , кН	Доля боковой зоны вязкого разрушения, %	Доля зоны долома-торможения распространения трещины, %
Закалка	17	18	3.6	1.0
Отпуск 200°C	31	28	8.6	1.7
Отпуск 280°C	35	29	13.8	4.7
Отпуск 400°C	22	23	5.6	1.8
Отпуск 500°C	37	29	14.2	5.7

Таблица 6. Механические характеристики и доли различных зон на поверхности излома при испытаниях на ударную вязкость образцов, отпущенных при 200°C

Параметры	Температура				
	100°C	20°C	-40°C	-80°C	-196°C
Ударная вязкость, Дж/см ²	36	31	29	23	9
P_M , кН	33	28	27	19	11
Доля боковой зоны вязкого разрушения, %	19.6	8.6	11.9	4.2	0.3
Доля зоны долома-торможения распространения трещины, %	11.9	1.7	2.1	1.0	0.8

деления цементита по границам за счет введения в сталь 1.77 вес. % Si уменьшает величину снижения ударной вязкости в температурном интервале необратимой отпускной хрупкости [8]. Отпуск стали Fe-0.34C при температуре 500°C позволяет повысить ударную вязкость почти на 65% по сравнению с отпуском при 400°C и почти в два раза в сравнении с ударной вязкостью после закалки (табл. 5), несмотря на образование цепочек цементита по границам реек, блоков, пакетов и ИАЗ, что считается причиной отпускной хрупкости в сталях типа AISI4340 [6, 8, 39]. Соответственно, формирование зернограницных частиц цементита в исследуемой стали не только не приводит к ее охрупчиванию, но и обеспечивает высокие значения ударной вязкости и пластичности (рис. 5 и табл. 4 и 5).

На рис. 6б приведены кривые зависимости нагрузки от перемещения маятника, полученные во время испытаний на ударную вязкость. Видно, что тип кривых одинаков для всех режимов обработки. На всех кривых “нагрузка–перемещение” из четырех точек, характеризующих поведение материала при данных испытаниях [40, 41], наблюдается только точка максимальной нагрузки (P_M). После достижения максимальной нагрузки сразу наступает стадия распространения трещины. Увеличение энергии, затраченной на зарождение

трещины критического размера, и энергии ее распространения сопровождается повышением величины P_M и приводит к повышению ударной вязкости. Низкотемпературный отпуск при 200 и 280°C повышает величину P_M по сравнению с закалкой. Близкая величина максимальной нагрузки наблюдается после отпуска при 500°C, а после отпуска при 400°C величина P_M меньше (табл. 5). Таким образом, выделение как промежуточных карбидов при температуре отпуска до 280°C, так и цепочек цементита по границам реек и блоков обеспечивает относительно высокую критическую длину трещины, способной к распространению.

Следует отметить, что поскольку на кривых отсутствует точка P_F , которую связывают с переходом от стабильного к нестабильному распространению трещины, то интерпретация характера разрушения по данным динамических механических испытаний затруднена. Кроме того, наклон кривой “нагрузка–перемещение” справа от точки P_M свидетельствует о значительной величине энергии, которая расходуется на распространение трещины, что не характерно для нестабильного распространения трещины [40, 41]. Поскольку величина перемещения маятника намного меньше толщины образца, то имеет место ускоренное распространение трещины.

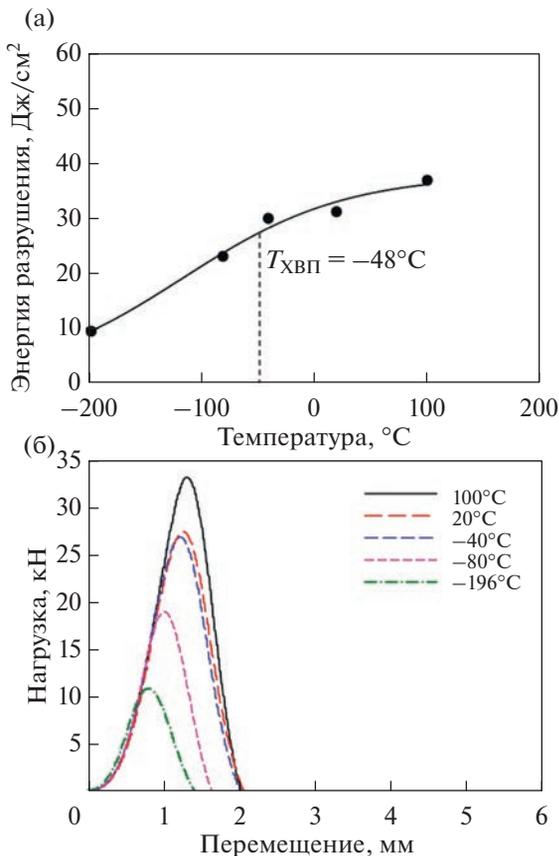


Рис. 7. Влияние температуры испытаний на ударную вязкость (а) и зависимости нагрузки от величины прогиба (перемещение) (б) для стали после отпуска при температуре 200°C.

ХВП был изучен на образцах стали, отпущенной при температуре 200°C (рис. 7). Особенностью стали с переходными карбидами является слабое влияние температуры испытания при $T \geq -80^{\circ}\text{C}$ на ударную вязкость (табл. 6).

Повышение температуры испытания от -80°C до 100°C приводит к увеличению ударной вязкости на 56% (табл. 6), что связано с увеличением величины P_M (рис. 7б). При этом ударная вязкость стали при температуре испытания -80°C не опускается ниже 20 Дж/см² (табл. 6). Такая величина считается достаточной, чтобы остановить распространение трещины при динамическом нагружении, и приблизительно соответствует условной границе перехода от вязкого к хрупкому разрушению [41]. То есть, ударная вязкость исследуемой высокопрочной стали с переходными карбидами слабо чувствительна к эксплуатационным температурам.

Температура ХВП, определенная как температура, соответствующая величине в 50% от разницы максимального и минимального значений ударной вязкости, составила $\sim -50^{\circ}\text{C}$ (рис. 7а).

При понижении температуры испытания до -196°C происходит охрупчивание, за счет уменьшения величины P_M почти в 3 раза по сравнению с P_M , достигнутой в ходе испытания при 100°C . Следует отметить, что полученные значения ударной вязкости в целом характерны для высокопрочных сталей с переходными карбидами и низкоотпущенным мартенситом [7, 42].

На рис. 8 представлены изображения поверхности излома образцов исследуемой стали после испытаний на ударную вязкость при комнатной температуре.

На рис. 8а–8д можно выделить три зоны разрушения. Это центральная зона 1 распространения трещины, главным образом, по механизму квази-скола, который имеет место в сталях со структурой пакетного мартенсита [6, 8–11, 41] (соответствует а1, б1, в1, г1 и д1 на рис. 8), зона 2 долома-торможения распространения магистральной трещины [20, 22, 40, 41] (соответствует а2, б2, в2, г2 и д2 на рис. 8) и боковая зона 3 вязкого разрушения, которая наблюдается в низколегированных сталях с прочностью выше 1200 МПа [20, 22] (соответствует а3, б3, в3, г3 и д3 на рис. 8). После закалки площадь зон 2 и 3 невелика. Соответственно, вклад вязкого разрушения в ударную вязкость незначителен. Мелкие ямки наблюдаются только на некоторых гребнях отрыва (рис. 8а1). Ударная вязкость определяется механизмом квази-скола разрушения при распространении трещины (табл. 5, рис. 8а). Особенностью механизма распространения магистральной трещины является скол в пределах, как правило, блоков и, в редких случаях, целого пакета (рис. 8а1). Низкотемпературный отпуск приводит к увеличению доли вязкого разрушения как за счет увеличения площади зон 2 и 3 (табл. 5), так и за счет увеличения доли ямочного излома в зоне 1 (рис. 8б и 8в). Отпуск при 400°C уменьшает долю вязкого разрушения (табл. 5, рис. 8г). Такое изменение может быть связано с увеличением эффективного размера зерна при хрупком разрушении из-за увеличения размеров и объемной доли переходных карбидов [8, 43, 44].

Отпуск при 500°C увеличивает долю вязкого разрушения как за счет увеличения площади зон 2 и 3, так и за счет появления ямок отрыва на гребнях вокруг большинства пакетов (рис. 8д). Одновременно, происходит скол в пределах отдельных блоков (рис. 8д1). Однако скол в пределах отдельных пакетов преобладает (рис. 8д1). Распространение трещины в стали после отпуска при 400 и 500°C происходит по отдельным границам пакетов и ИАЗ и не охватывает эти структурные элементы пакетного мартенсита целиком (рис. 8г1 и д1).

Испытания после отпуска при 200°C показали, что уменьшение ударной вязкости с понижением

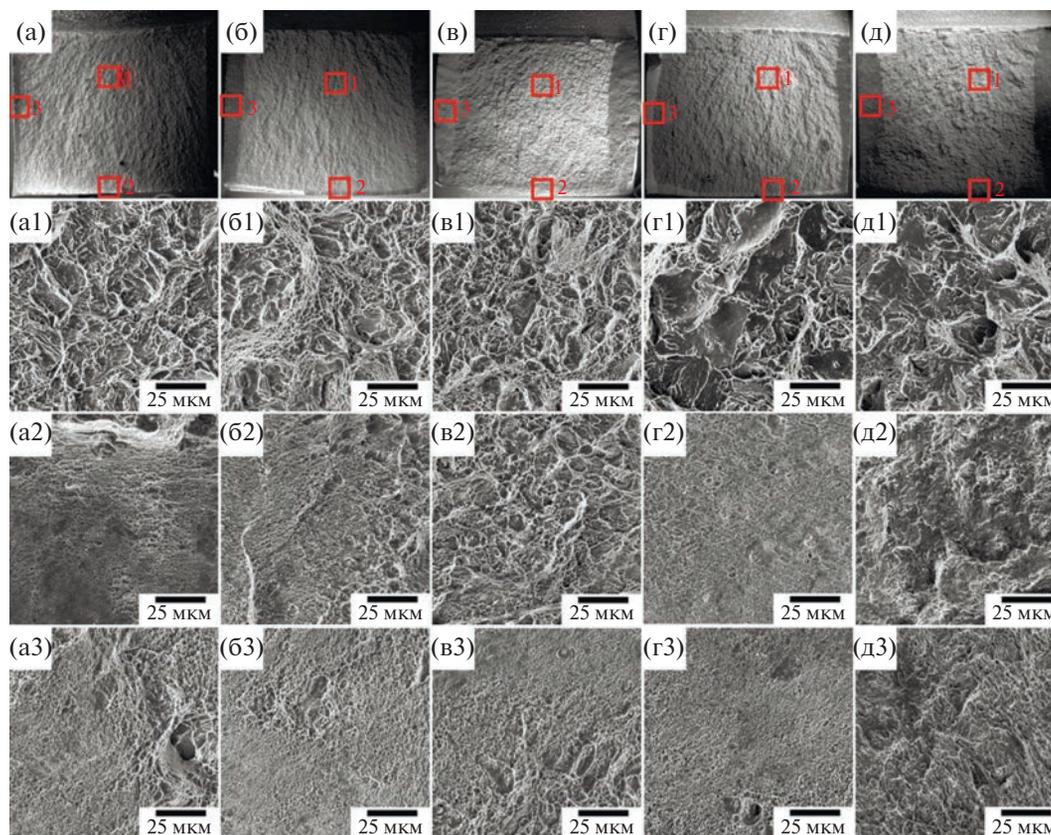


Рис. 8. РЭМ-изображения поверхности излома образцов, испытанных на ударную вязкость при комнатной температуре, после закалки (а) и отпуска при 200 (б), 280 (в), 400 (г) и 500°C (д). (а1, б1, в1, г1, д1) соответствуют зонам распространения трещины; (а2, б2, в2, г2, д2) соответствуют зонам долома; (а3, б3, в3, г3, д3) соответствуют зонам разрушения по сдвиговому механизму.

температуры испытания связано с уменьшением доли вязкого излома как за счет уменьшения площади зон 2 и 3 (табл. 6, рис. 9), так и за счет уменьшения площади ямочного излома в зоне 1 (рис. 9а1, б1 и в1).

При -80°C выявляется межкристаллитное хрупкое разрушения вокруг отдельных пакетов и ИАЗ, а также квази-скол в пределах некоторых пакетов (рис. 9в1). При -196°C вязкое разрушение в зоне распространения критической трещины не наблюдалось даже на гребнях отрыва (рис. 9г1), а площади зон 2 и 3 пренебрежимо малы.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Были исследованы механические свойства, микроструктура и распределение частиц карбидов в среднеуглеродистой стали Fe–0.34 C после закалки и отпуска. Были сделаны следующие выводы:

1. После аустенитизации при 900°C и закалки реечный мартенсит наследует границы исходного аустенитного зерна размером 23 мкм и включает в себя пакеты, блоки и рейки. Размер пакетов, ши-

рина блоков и реек в этом состоянии составили 6.2, 0.53 мкм и 209 нм соответственно. Плотность дислокаций, рассчитанная при анализе ДОРЭ картин, высока и составила $9.4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Внутри реек присутствуют карбиды Nb(C,N) и небольшое количество частиц переходного η -карбида, выделившегося при самоотпуске.

2. При низкотемпературном отпуске (до 400°C) происходит выделение переходных η -карбидов. Их средний размер и удельный объем возрастает с повышением температуры отпуска. Среднетемпературный отпуск при температуре 500°C приводит к выделению частиц цементита в виде цепочек по границам, в основном, реек и блоков. Этот процесс сопровождается полным растворением переходных η -карбидов.

3. Повышение предела текучести с 1230 МПа в закаленном состоянии до 1490 МПа после отпуска при 280°C обусловлено выделением частиц η -карбида. Пластичность $\sim 8\%$ и временное сопротивление разрушению ~ 1800 МПа слабо зависят от температуры низкотемпературного отпуска. Отпуск при 400°C приводит к снижению прочности и пластичности. После отпуска при 500°C предел

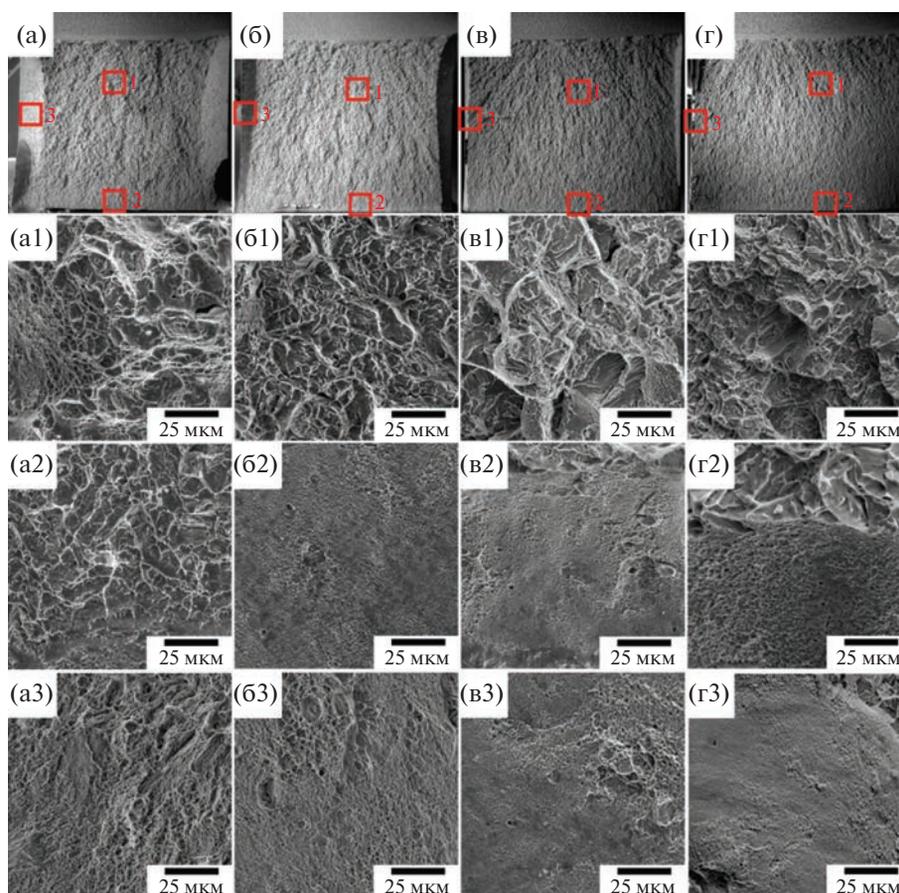


Рис. 9. РЭМ-изображения поверхности излома образцов исследуемой стали, отпущенной при температуре 200°C, после испытаний на ударную вязкость при температурах 100 (а), –40 (б), –80 (в), –196°C (г). (а1, б1, в1, г1) соответствуют зонам распространения трещины; (а2, б2, в2, г2) соответствуют зонам долома; (а3, б3, в3, г3) соответствуют зонам разрушения по сдвиговому механизму.

текучести снижается до 1160 МПа, а временное сопротивление разрушению – до 1300 МПа при повышении пластичности до ~10%.

4. Ударная вязкость повышается с 17 Дж/см² после закалки до 37 Дж/см² после отпуска при 280°C. Повышение температуры отпуска с 280 до 400°C приводит к снижению ударной вязкости с 37 до 22 Дж/см². Полный распад мартенсита при 500°C повышает ударную вязкость.

5. Температура ХВП исследуемой стали после отпуска при 200°C составила ~–50°C. Уменьшение ударной вязкости в интервале температур испытаний от –80 до –196°C связано с уменьшением доли вязкого разрушения и развитием межкристаллитного хрупкого разрушения. В интервале температур от –80 до +100°C материал имеет приемлемую ударную вязкость. Температурная зависимость ударной вязкости имеет слабывраженный характер.

6. Исследуемая сталь Fe–0.34 С может быть сертифицирована как высокопрочная сталь с промежуточными карбидами. Она превосходит

по прочности, пластичности и ударной вязкости сталь AISI4340 и немного уступает основной высокопрочной стали авиационного назначения 300М по прочности и пластичности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, программа Мегагрант, соглашение № 075-15-2021-572.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рябов В.В., Хлусова Е.И., Голосиенко С.А., Мотовилова Г.Д. Новые стали для сельскохозяйственного машиностроения // *Металлург*. 2015. Т. 6. С. 59–65.
2. *Fonstein N. Advanced High Strength Sheet Steels*. Springer International Publishing, Cham. 2015. 415 p.
3. *Zhao J., Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels* // *Progr. Mater. Sci.* 2018. V. 94. P. 174–242.
4. *Malakondaiah G., Srinivas M., Rama Rao P. Ultrahigh-strength low alloy steels with enhanced fracture toughness* // *Progr. Mater. Sci.* 1997. V. 42 P. 209–242.

5. *Li Jihang, Zhan Dongping, Jiang Zhouhua, Zhang Hui-shu, Yang Yongkun, Zhang Yangpeng.* Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: a review // *J. Mater. Res. Techn.* 2023. V. 23 P. 172–190.
6. *Krauss G.* Steels / Processing Structure, and Performance, 1st ed., ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 2005. P. 230–232.
7. *Tomita Y.* Development of fracture toughness of ultrahigh strength, medium carbon, low alloy steels for aerospace applications // *Int. Mater. Rev.* 2000. V. 45 P. 27–37.
8. *Mishnev R., Borisova Y., Kniazjuk T., Gaidar S., Kaibyshev R.* Quench and Tempered Embrittlement of Ultra-high-strength Steels with Transition Carbides // *Metals.* 2023. V. 13. P. 1399.
9. *Borisov S., Borisova Yu., Tkachev E., Kniazjuk T., Kaibyshev R.* Tempering Behavior of a Si-Rich Low-Alloy Medium-Carbon Steel // *Metals.* 2023. V. 13. P. 1403.
10. *Tkachev E., Borisov S., Belyakov A., Kniazjuk T., Vagina O., Gaidar S., Kaibyshev R.* Effect of quenching and tempering on structure and mechanical properties of a low-alloy 0.25 C steel // *Mater. Sci. Eng. A.* 2023. V. 868. P. 144757.
11. *Dudko V., Yuzbekova D., Gaidar S., Vetrova S., Kaibyshev R.* Tempering Behaviour of Novel Low-Alloy High-Strength Steel // *Metals.* 2022. V. 12. P. 2177.
12. *Euser V.K., Williamson D.L., Findley K.O., Clarke A.J., Speer J.G.* The Role of Retained Austenite in Tempered Martensite Embrittlement of 4340 and 300-M Steels Investigated through Rapid Tempering // *Metals.* 2021. V. 11. P. 1349.
13. *Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А., Калетин А.Ю.* О роли остаточного аустенита в структуре легированных сталей и влиянии на него внешних воздействий // *ФММ.* 2014. Т. 115. С. 904–917.
14. *Liu L., Shan B.R., Zhang Z.H., Li T.T., Zhao S.Z., Jing C.N., Lin T., Zhao J.R.* Effect of Cyclic Quenching on the Austenite Stability and Work Hardening Behavior of Medium-Mn Quenching and Partitioning Steel Enabled by Intercritical Annealing // *Phys. Met. Metall.* 2022. V. 123. P. 1451–1460.
15. *Speer J.G.* Phase transformations in quenched and partitioned steels / Phase Transformation in steels. Volume 2 Diffusionless transformation, high strength steels, modeling and advanced analytical techniques, ed. by E. Pereloma and D.V. Edmonds, Woodhead Publishing Ltd, Cambridge, UK, 2012. P. 247–270.
16. *Kozeschnik E., Bhadeshia H.K.D.H.* Influence of silicon on cementite precipitation in steels // *Mater. Sci. Technol.* 2008. V. 24. P. 343–347.
17. *Bhadeshia H.K.D.H.* Physical Metallurgy of Steels / Physical Metallurgy ed. by *Laughlin D.E., Hono K.* Elsevier: Amsterdam, The Netherlands, 2014. P. 2157–2214.
18. *Porter D.A., Esterling K.E., Sherif M.* Phase Transformation in Metals and Alloys, third ed., CRS Press, Boca Raton, 2009.
19. *Maisuradze M.V., Yudin Yu.V., Kuklina A.A., Lebedev D.I.* Formation of microstructure and properties during isothermal treatment of aircraft building steel // *Metallurgist.* 2022. V. 65. P. 1008–1019.
20. *Vervynckt S., Verbeken K., Lopez B., Jonas J.J.* Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature // *Int. Mater. Rev.* 2012. V. 57. P. 187–207.
21. *Field D.P.* Recent advances in the application of orientation imaging // *Ultramicroscopy.* 1997. V. 67. P. 1–9.
22. *Niessen F., Nyssönen T., Gazder A.A., Hielscher R.* Parent grain reconstruction from partially or fully transformed microstructures in MTEX // *J. App. Cryst.* 2022. V. 55. P. 180–194.
23. *Calcagnotto M., Ponge D., Demir E., Raabe D.* Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD // *Mater. Sci. Eng., A.* 2010. V. 527. P. 2738–2746.
24. *Mishnev R., Borisova Yu., Gaidar S., Kniazjuk T., Vagina O., Kaibyshev R.* Q&P Response of a Medium Carbon Low Alloy Steel // *Metals.* 2023. V.13. P. 689.
25. *Wang T., Du J., Liu F.* Modeling competitive precipitations among iron carbides during low-temperature tempering of martensitic carbon steel // *Materialia.* 2020. V. 12. P. 10080.
26. *Pierce D.T., Coughlin D.R., Williamson D.L., Clarke K.D., Clarke A.J., Speer J.G., De Moor E.* Characterization of transition carbides in quench and partitioned steel microstructures by Mössbauer spectroscopy and complementary techniques // *Acta Mater.* 2015. V. 90. P. 417–430.
27. *Lu W., Herbig M., Liebscher C.H., Morsdorf L., Marceau R.K.W., Dehm G., Raabe D.* Formation of eta carbide in ferrous martensite by room temperature aging // *Acta Mater.* 2018. V. 158. P. 297–312.
28. *Xiong Z., Timokhina I., Pereloma E.* Clustering, nano-scale precipitation and strengthening of steels // *Prog. Mater. Sci.* 2021. V. 118. P. 100764.
29. *Horn R.M., Ritchie R.O.* Mechanisms of tempered martensite embrittlement in low alloy steels // *Met. Mater. Trans. A.* 1978. V. 9. P. 1039–1053.
30. *Kitahara H., Ueji R., Tsuji N., Minamino Y.* Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel // *Acta Mater.* 2006. V. 54. P. 1279–1288.
31. *Miyamoto G., Iwata N., Takayama N., Furuhashi T.* Mapping the parent austenite orientation reconstructed from the orientation of martensite by EBSD and its application to ausformed martensite // *Acta Mater.* 2010. V. 58. P. 6393–6403.
32. *Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М.* Кристаллографический анализ и механизм мартенситного превращения в сплавах железа // *ФММ.* 2020. Т. 121. С. 1045–1063.
33. *Galindo-Nava E.I., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J.* A model for the microstructure behaviour and strength evolution in lath martensite // *Acta Mater.* 2015. V. 98. P. 81–93.
34. *Nakada N., Ishibashi Y., Tsuchiyama T., Takaki S.* Self-Stabilization of Untransformed Austenite by Hydrostatic Pressure via Martensitic Transformation // *Acta Mater.* 2016. V. 110. P. 95–102.
35. *Воробьев П.А., Дубинский В.Н., Евстифеева В.В.* Влияние процессов самоотпуска и отпуска на механические характеристики и характер разрушения закаленной на воздухе низкоуглеродистой мартенситной стали // *ФММ.* 2019. Т. 120. С. 989–994.

36. *Dudko V., Belykov A., Kaibyshev R.* Evolution of lath substructure and internal stresses in a 9% Cr steel during creep // *ISIJ Int.* 2017. V. 57. P. 540–549.
37. *Однобокова М.В., Купелова А.Ю., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.* Механическое поведение и хрупко-вязкий переход в высокохромистой мартенситной стали // *ФММ.* 2016. Т. 117. С. 390–398.
38. *Inoue J., Sadeghi A., Koseki T.* Slip band formation at free surface of lath martensite in low carbon steel // *Acta Mater.* 2019. V. 165. P. 129–141.
39. *Briant C.L.* Role of carbides in tempered martensite embrittlement // *Mater. Sci. Techn.* 1989. V. 5. P. 138–147.
40. *Chatterjee A., Moitra A., Bhaduri A.K., Chakrabarti D., Mitra R.* Effect of heat treatment on ductile-brittle transition behaviour of 9Cr-1Mo steel // *Proc. Eng.* 2014. V. 86. P. 287–294.
41. *Handbook A.S.M.* Mechanical testing and evaluation // ASM International. 2000. V. 8. P. 416.
42. *Krauss G., Matlock D.K.* Effects of strain hardening and fine structure on strength and toughness of tempered martensite in carbon steels // *Le Journal de Physique IV.* 1995. V. 5. P. C8–51.
43. *Hanamura T., Yin F., Nagai K.* Ductile-Brittle Transition Temperature of Ultrafine Ferrite/Cementite Microstructure in a Low Carbon Steel Controlled by Effective Grain Size // *ISIJ Int.* 2004. V. 44. P. 610–617.
44. *Morris J.W.* On the Ductile-Brittle Transition in Lath Martensitic Steel // *ISIJ Int.* 2011. V. 51. P. 1569–1575.

Structure, Phase Composition and Mechanical Properties of a High-Strength Steel with Transition Carbide η -Fe₂C

Yu. I. Borisova^{1, 2, *}, R. V. Mishnev^{1, 2}, E. S. Tkachev^{1, 2}, T. V. Kniaziuk^{1, 3},
S. M. Gaidar¹, and R. O. Kaibyshev¹

¹Russian State Agrarian University – Moscow Timiryazev Agricultural Academy (RSAU – MTAА), Moscow, 127434 Russia

²Belgorod State National Research University, Belgorod, 308015 Russia

³NRC “Kurchatov Institute” – CRISM “Prometey”, St. Petersburg, 191015 Russia

*e-mail: borisova_yu@bsu.edu.ru

Abstract—The influence of quenching and tempering on the structure, phase composition and mechanical properties of high-strength Fe–0.34 C steel with 1.77 wt % Si is considered. The tempering at temperatures up to 500°C has virtually no effect on the structural characteristics of packet martensite formed during quenching. At tempering temperatures in the range of 200–400°C, the precipitation of transition η -carbide occurs, which leads to an increase in the yield strength to 1490 MPa and impact toughness to 35 J/cm². The determined temperature of the brittle-ductile transition after tempering at 200°C is about –50°C. A decrease in the impact toughness and a decrease in the proportion of ductile fracture with a decrease in the test temperature is accompanied by a transition from transgranular to intergranular fracture. The precipitation of cementite particles along the boundaries of laths and blocks is observed after tempering at 500°C. This leads to a decrease in the yield strength, while the impact toughness of the steel remains unchanged.

Keywords: high-strength steel, tempering, microstructure, carbides, mechanical properties, impact toughness, ductile-brittle transition