

Влияние температуры отпуска на структуру и механические свойства среднеуглеродистой стали с повышенным содержанием кремния

С. И. БОРИСОВ^{1*,2}, Ю. И. БОРИСОВА^{1,2}, Е. С. ТКАЧЕВ^{1,2}, канд. техн. наук, Т. В. КНЯЗЮК³, канд. техн. наук, С. М. ГАЙДАР¹, д-р техн. наук, Р. О. КАЙБЫШЕВ¹, д-р физ.-мат. наук

¹ Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К. А. Тимирязева, г. Москва, Россия (borisov_si@bsu.edu.ru)

² Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия

³ НИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИКМ “Прометей”, г. Санкт-Петербург, Россия

Изучено влияние закалки и отпуска на структуру, фазовый состав и механические свойства стали 0,33C – 1,8Si – 1,44Mn – 0,58Cr. Проведены исследования структуры с использованием сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, дилатометрические испытания и дифференциальная сканирующая калориметрия. Выполнены испытания на растяжение и ударную вязкость, измерена твердость по Роквеллу. Проведен анализ процессов образования карбидов в стали при разных температурах отпуска, а также влияния структуры на механические характеристики. Рассмотрена возможность использования параметра прочности – пластичности $\sigma_b \cdot \delta$ (МПа · %) для оценки изменения ударной вязкости при отпуске. Сделано заключение, что отпуск при 200 – 400 °C приводит к выделению переходных η -карбидов (Fe_3C) внутри блоков и крупных реек, что обедняет мартенситную матрицу по углероду. Это способствует повышению предела текучести, несмотря на уменьшение внутренних напряжений и увеличение ширины мартенситных реек. Выделение цепочек цементита по границам реек и блоков происходит в процессе отпуска при 500 °C, что сопровождается уменьшением предела текучести до 1130 МПа. Расчет доли атомов углерода в мартенсите показывает, что на образование цементита затрачивается практически весь углерод, содержащийся в стали. Распад мартенсита при отпуске повышает ударную вязкость, но практически не влияет на параметр прочности – пластичности $\sigma_b \cdot \delta$ (МПа · %).

Ключевые слова: механические свойства; мартенситная структура; закалка и отпуск.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время для развития строительной индустрии, транспортного и сельскохозяйственного машиностроения требуются низколегированные стали, которые должны сочетать высокий предел текучести ($\sigma_{0,2} \geq 1000$ МПа) с достаточными пластичностью ($\delta \geq 10$ %) и ударной вязкостью ($KCV \geq 40$ Дж/см²) [1, 2]. Такой комплекс свойств планируется получить в рамках разработки новых высокопрочных низколегированных сталей за счет оптимизации их химического состава для формирования структуры, состоящей из отпущенного мартенсита, остаточного аустенита и частиц переходных карбидов [1, 2].

Применение прерывистой закалки для низко- и среднеуглеродистых сталей позволяет получить их

повышенные пластичность и ударную вязкость за счет формирования реечной мартенситной структуры с контролируемыми долями остаточного аустенита, стабилизированного выделением углерода из мартенсита [1 – 3]. Главной особенностью современных высокопрочных сталей является повышенное содержание Si и Mn. Легирование кремнием эффективно для подавления выделения цементита, а также для замедления распада аустенита в диапазоне температур от 180 до 400 °C [4]. Марганец улучшает прокаливаемость, замедляя распад аустенита при ускоренном охлаждении и, следовательно, снижая температуру превращения, а также стабилизирует остаточный аустенит при нагреве до 400 °C [4, 5]. Известно, что Mn, Cr, Mo снижают диффузионную подвижность углерода в феррите, поэтому области микроструктуры, обогащенные этими элементами, склонны притягивать углерод [4]. Кремний и молиб-

* Автор-корреспондент.

ден являются сильными твердорастворными упрочнителями феррита [5].

Общепризнанным параметром, который описывает сочетание прочности и пластичности, является произведение $\sigma_v \cdot \delta$ (МПа · %). Этот параметр используется для оценки не только способности высокопрочных сталей к листовой штамповке, но и их сопротивляемости разрушению, так как достаточно сложно изучать ударную вязкость в тонколистовом прокате автосталей [1]. Однако в работе [6] было показано, что в общем случае в сталях после прерывистой закалки корреляция между параметром $\sigma_v \cdot \delta$ и ударной вязкостью отсутствует. Определение влияния структурных изменений при отпуске на комбинацию ударной вязкости, прочности и пластичности низколегированных сталей с повышенным содержанием кремния представляет повышенный интерес, поскольку это позволит оценить рентабельность использования такой обработки для получения горячекатаного листового проката с толщиной листа более 10 мм. В связи с этим в данном исследовании проведен анализ как механических свойств стали, измеренных при испытании на растяжение, так и ударной вязкости.

Цель настоящей работы — изучение эволюции структуры и изменения механических свойств при отпуске среднеуглеродистой стали с повышенным содержанием кремния.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследовали сталь следующего химического состава, % (масс.): 0,33 C; 1,85 Si; 1,44 Mn; 0,58 Cr; 0,0084 N; $\leq 0,007$ S; $\leq 0,01$ P, основа — Fe. Сталь выплавляли в открытой индукционной печи с последующим электрошлаковым переплавом. Полученный слиток гомогенизировали при 1150 °C в течение 4 ч с последующей ковкой при 1150–1000 °C и охлаждением на воздухе. Заготовки, вырезанные из слитков, нагревали до 900 °C с выдержкой 30 мин для полной аустенитизации и затем подвергали закалке в подогретой воде и отпуску при температурах 200, 280, 400 и 500 °C в течение 1 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Образцы для растровой сканирующей электронной микроскопии (РСЭМ) получали электрополировкой, а фольги для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) — с использованием двухструйной электрополировки в растворе 10 % HClO_4 в CH_3COOH . Фольги исследовали на ПЭМ JEOL JEM-2100.

Карты разориентировок получали на РСЭМ FEI Quanta 600 FEG методом дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ) с помощью камеры EDAX Velocity™. Фрактографические исследования также

проводили с использованием этого микроскопа. Идентификацию таких параметров пакетного мартенсита, как исходные аустенитные зерна, пакеты и блоки, выполняли по методикам, описанным в работе [7]. Плотность дислокаций определяли путем подсчета отдельных дислокаций, выходящих на поверхность фольги, с использованием ПЭМ [7, 8]. Кроме того, плотность дислокаций рассчитывали также по картам распределения ориентировок, полученных методом ДОРЭ [7, 9]:

$$\rho_{\text{КАМ}} = 2\theta_{\text{КАМ}}/bh, \quad (1)$$

где $\theta_{\text{КАМ}}$ — средняя разориентировка между соседними точками на карте распределения ориентировок с шагом сканирования h ; $b = 0,25$ нм — вектор Бюргерса в феррите [7].

Испытания на растяжение проводили на плоских образцах с длиной рабочей части 35 мм и поперечным сечением 7×3 мм на установке Instron 5882 при скорости деформирования 1 мм/мин. Измерение твердости выполняли по методу Роквелла по шкале HRC на твердомере WolpertWilson 600 MRD. Ударную вязкость KCV определяли на стандартных образцах с V-образным надрезом, рабочим сечением 10×8 мм и длиной 55 мм на маятниковом копре Instron IMP460. Удельный объем остаточного аустенита оценивали по методу магнитного насыщения с помощью прибора FERITSCOPE FMP30.

Дифференциальную сканирующую калориметрию (ДСК) проводили на приборе SDT Q600 фирмы TA Instruments в атмосфере аргона при нагреве образца массой 50 мг со скоростью 10 °C/мин. Перед ДСК образец подвергали закалке от 900 °C. Дилатометрические испытания осуществляли на цилиндрических образцах длиной 10 мм и диаметром 3 мм с использованием закалочного дилатометра DIL 805 фирмы TA Instruments. Дилатометрическую кривую получали при охлаждении от 900 °C со скоростью 50 °C/с до комнатной температуры.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Критические температуры $A_{c1} = 758$ °C и $A_{c3} = 817$ °C для исследуемой стали определены при калориметрических исследованиях. В соответствии с этими данными для нагрева под закалку выбрали температуру 900 °C, которая обеспечит полную аустенитизацию стали. Дилатометрические исследования позволили оценить точки мартенситного превращения: $M_s = 325$ °C и $M_f = 104$ °C. Из этих данных следует, что закалка в воде обеспечивает полностью мартенситную структуру с незначительным количеством остаточного аустенита.

Исследования с использованием СЭМ (рис. 1, см. обл.) показали, что в стали после закалки формиру-

Таблица 1. Параметры микроструктуры после отпуска при различных температурах

$T_{\text{отп}},\text{ }^{\circ}\text{C}$	$d_{\text{пак}}$	$d_{\text{бл}}$	$l_{\text{ср}}$	$h_{\text{р}}$	$\rho_{\text{ТЕМ}},$ $\text{м}^{-2} \cdot 10^{14}$	$\theta_{\text{КАМ}},\text{ }^{\circ}$	$\rho_{\text{КАМ}},$ $\text{м}^{-2} \cdot 10^{14}$	$\sigma_{\text{int}},\text{ МПа}$	$d_{\text{ч}},\text{ нм}$	$V_{\text{ауст}},\text{ \%}$
	МКМ									
Исх.	$2,8 \pm 0,5$	$0,6 \pm 0,2$	$0,8 \pm 0,2$	175 ± 20	$2,7 \pm 0,6$	1,07	10,10	470	—	$1,6 \pm 0,1$
200	$3,7 \pm 0,6$	$0,9 \pm 0,2$	$1,2 \pm 0,2$	190 ± 15	$2,7 \pm 0,7$	0,83	7,82	414	60/7	$1,6 \pm 0,3$
280	$3,1 \pm 0,5$	$0,7 \pm 0,2$	$1,2 \pm 0,2$	205 ± 25	$2,6 \pm 0,4$	0,92	8,62	435	71/13	$0,6 \pm 0,5$
400	$3,0 \pm 0,5$	$0,6 \pm 0,2$	$1,0 \pm 0,2$	215 ± 20	$2,1 \pm 0,5$	0,76	7,18	397	104/13	0
500	$4,2 \pm 0,6$	$1,0 \pm 0,2$	$1,5 \pm 0,2$	230 ± 30	$2,0 \pm 0,5$	0,74	6,99	391	55/29	0

Примечание. Размер исходного аустенитного зерна (ИАЗ) составлял $26,4 \pm 3,3$ мкм.

Обозначения: Исх. — исходное состояние (закалка); $d_{\text{пак}}, d_{\text{бл}}$ — размер пакетов и блоков соответственно; $l_{\text{ср}}$ — среднее расстояние между большеугловыми границами; $h_{\text{р}}$ — ширина реек; $\rho_{\text{ТЕМ}}$ и $\rho_{\text{КАМ}}$ — плотность дислокаций, рассчитанная по ПЭМ и по картам распределения ориентировок, полученных методом ДОРЭ соответственно; $\theta_{\text{КАМ}}$ — средняя разориентировка на карте распределения ориентировок; σ_{int} — величина внутренних напряжений в стали; $d_{\text{ч}}$ — средний размер (длина/ширина) частиц; $V_{\text{ауст}}$ — удельный объем остаточного аустенита.

ется однородная структура, которая имеет типичное для пакетного мартенсита строение. На рис. 2 (см. обл.) приведены результаты анализа картин разориентировок и тонкой структуры стали после закалки. Установлено, что структура стали после закалки от 900°C типична для пакетного мартенсита и состоит из исходных аустенитных зерен (ИАЗ), пакетов, блоков и реек (рис. 2, а; табл. 1) [10]. Остаточный аустенит представляет собой тонкие прослойки, которые располагаются по границам ИАЗ и пакетов. Можно выделить следующие особенности структуры исследуемой стали: 1 — расстояние между большеугловыми границами примерно равно ширине блоков, т.е. большая часть границ блоков является большеугловыми; 2 — размер ИАЗ почти в 30 раз больше расстояния между большеугловыми границами. В ИАЗ с размерами ≥ 25 мкм наблюдается 6 или 7 пакетов, а ИАЗ размерами ≤ 20 мкм состоят из одного крупного пакета и одного или двух блоков, составляющих пакет с меньшим размером. Экспериментальное соотношение между размерами пакетов и ИАЗ составляет $D_{\text{пак}} \approx 0,12D_{\text{ИАЗ}}$, а соотношение между размерами блоков и пакетов $d_{\text{бл}} \approx 0,25D_{\text{пак}}$ (табл. 1). Известны следующие зависимости между параметрами структуры реечного мартенсита [7, 11]:

$$D_{\text{пак}} = \sqrt{\frac{3\sqrt{3}}{8N_{\text{пак}}}} D_{\text{ИАЗ}}, \quad (2)$$

$$d_{\text{бл}} = \frac{1}{N_{\text{бл}}} D_{\text{пак}}, \quad (3)$$

где $N_{\text{пак}}$ — количество пакетов в ИАЗ; $N_{\text{бл}}$ — количество блоков в пакете.

Для исследуемой стали уравнение (2) не выполняется, тогда как наблюдаемое соотношение размеров пакетов и блоков хорошо коррелирует с уравнением (3). Это связано с тем, что в ИАЗ наряду с областями, принадлежащим к одной плоскости габитуса $\{111\}_{\gamma}$ при $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращении, появляются области,

имеющие близкую к равноосной форму, в которых блоки относятся к другим эквивалентным плоскостям габитуса $\{111\}_{\gamma}$. Эти области, в свою очередь, разделяются на блоки прямоугольной формы, что обуславливает малое расстояние между большеугловыми границами (табл. 1). Количество пакетов и их форма сильно зависят от $D_{\text{ИАЗ}}$. При $D_{\text{ИАЗ}} \leq 20$ мкм количество областей с блоками, принадлежащими различным пакетам мартенсита, уменьшается до 1–2. Следовательно, измельчение ИАЗ в среднеуглеродистой стали позволяет перейти от четырехуровневой иерархической системы структуры пакетного мартенсита [10] к трехуровневой: ИАЗ, блоки, рейки. Исходя из этого, можно предположить, что прямо пропорциональная зависимость между размерами пакетов и ИАЗ выполняется только для сталей с содержанием углерода $\leq 0,25\%$ (масс.) [7, 11].

К третьей особенности структуры исследуемой стали относится небольшая ширина реек (табл. 1), которая почти на 25 % меньше, чем в стали с 0,25 %С [7]. Известно [11], что ширина реек мартенсита не зависит от размера ИАЗ и пакетов, а определяется деформацией решетки при $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращении, а также сегрегациями углерода на их границах. Границы реек являются источниками высоких упругих напряжений, которые коррелируют с рассчитанной плотностью дислокаций $\rho_{\text{КАМ}}$. Значение $\rho_{\text{КАМ}}$ в 3–4 раза больше, чем $\rho_{\text{ТЕМ}}$. Соответственно, упругие напряжения от границ реек, которые представляют собой неупорядоченные сетки дислокаций [12], превосходят максимально возможные напряжения от решеточных дислокаций. Оценить внутренние напряжения в стали можно, используя следующее выражение [13]:

$$\sigma_{\text{int}} = 0,4E \sqrt{\frac{b \cdot \theta_{\text{КАМ}}}{h}}, \quad (4)$$

где σ_{int} — внутренние напряжения; $E = 211$ ГПа — модуль упругости [11].

Таблица 2. Механические свойства образцов стали после отпуска по различным режимам

$T_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	HRC	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{в}}/\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	$\sigma_{\text{в}} \cdot \delta, \text{МПа} \cdot \%$	KCV, Дж/см ²
Исх.*	54 ± 0,3	1230	1850	1,50	5,6	10400	13
200	50 ± 0,3	1210	1670	1,38	5,8	9700	15
280	50 ± 0,5	1430	1710	1,20	6,2	10600	19
400	48 ± 0,3	1380	1590	1,15	6,9	10900	17
500	41 ± 0,4	1130	1230	1,09	8,9	10900	32

* Закалка.

Согласно уравнению (4), величина σ_{int} составляет до 40 % от предела текучести (табл. 1 и 2). Деформационный контраст на фольгах, изученных в ПЭМ, подтверждает существование больших упругих напряжений в стали (рис. 2, в). Внутренние напряжения после закалки в стали с 0,33 % С на 27 % выше, чем в стали с 0,25 % С ($\sigma_{\text{int}} = 370 \text{ МПа}$) [7]. Известно, что ширина реек после закалки увеличивается с ростом размера атмосфер Коттрелла и уменьшается с увеличением концентрации углерода [11]. Если полагать, что размер атмосфер Коттрелла $d_{\text{Cot}} = 7 \text{ нм}$ не зависит от содержания углерода в стали [7, 11], то небольшая ширина реек после закалки обеспечивает сегрегацию углерода в исследуемой стали на границах реек в необходимом количестве. Внутри крупных блоков наблюдаются нанодвойники, длина которых достигает 500 нм, а ширина не превышает 30 нм (рис. 2, в).

Отпуск стали не приводит к изменению размеров ИАЗ и пакетов, сохраняется однородность структуры (рис. 1, б). При этом увеличиваются размеры блоков, что приводит к увеличению расстояния между БУГ. Ширина реек и нанодвойников также увеличивается, а упругие напряжения, связанные с величиной $\rho_{\text{КАМ}}$, уменьшаются. Известно, что ширина реек пакетного мартенсита увеличивается за счет уменьшения доли углерода в атмосферах Коттрелла, так как углерод приобретает способность их покидать при повышении температуры [11]. Зависимость ширины реек мартенсита от температуры описывается следующим уравнением [11]:

$$d_{\text{latH T}} = d_{\text{latH Q}} + \lambda_0 \chi_{\text{C}}^{\alpha'} \sqrt{D_{\text{eff}} t}, \tag{5}$$

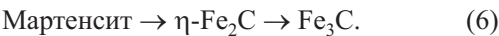
где $d_{\text{latH T}}$ — ширина реек мартенсита после отпуска; $d_{\text{latH Q}}$ — ширина реек мартенсита после закалки; $\lambda_0 = b/d_{\text{Cot}} = 0,0357$ — величина диффузионного барьера для атомов углерода, которые образовали атмосферу Коттрелла; $\chi_{\text{C}}^{\alpha'}$ — доля атомов углерода в мартенсите; $D_{\text{eff}} = 6,2 \cdot 10^{-7} \exp(-Q_c/RT)$ — коэффициент диффузии углерода в $\alpha\text{-Fe}$; $Q_c = 80 \text{ кДж/моль}$; R — универсальная газовая постоянная; T — температура в Кельвинах; t — время отпуска.

Расчет показал, что $\chi_{\text{C}}^{\alpha'} = 0,107 \%$ (ат.) (т.е. > 90 % от общего содержания углерода в мартенсите) израсходовано на формирование переходных η -карбидов в процессе отпуска при 280 °С.

Отпуск при 200 °С не влияет на содержание остаточного аустенита, а повышение температуры отпуска до 280 °С приводит к почти полному его растворению. После отпуска при 400 °С остаточный аустенит в структуре стали не обнаружен.

Следует отметить, что плотность дислокаций $\rho_{\text{ТЕМ}}$ практически не изменяется вплоть до температуры отпуска 400 °С и незначительно уменьшается после отпуска при 500 °С. Отпуск при 200 °С приводит к уменьшению $\rho_{\text{КАМ}}$ на 20 %, при этом упругие напряжения σ_{int} уменьшаются на 12 %. Упругие напряжения после отпуска при 280 °С становятся на 5 % выше, чем после отпуска при 200 °С. С повышением температуры отпуска до 500 °С эти напряжения монотонно уменьшаются. Анализ фазового состава показал, что такая зависимость упругих напряжений от температуры отпуска коррелирует с образованием переходного η -карбида (Fe_2C) пластинчатой формы внутри реек мартенсита (рис. 3, а; см. обл.). Известно, что карбид Fe_2C имеет когерентную границу с мартенситной матрицей, которая является источником высоких упругих напряжений [14]. При 500 °С этот карбид замещается цементитом округлой формы, который образует цепочки по межкристаллитным границам (рис. 3, б, в; см. обл.). Величина $\chi_{\text{C}}^{\alpha'} = 0,015 \%$ (ат.) была получена при анализе уравнения (5). Следовательно, формирование цементита происходит за счет сегрегации углерода на границах реек. Кроме того, поскольку цементит является более равновесной фазой по отношению к переходным карбидам, то он образуется как при растворении переходных η -карбидов в мартенситной матрице, так и при дополнительном обеднении мартенсита по углероду.

В исследуемой стали наблюдается классическая стадийность превращений при распаде мартенсита:



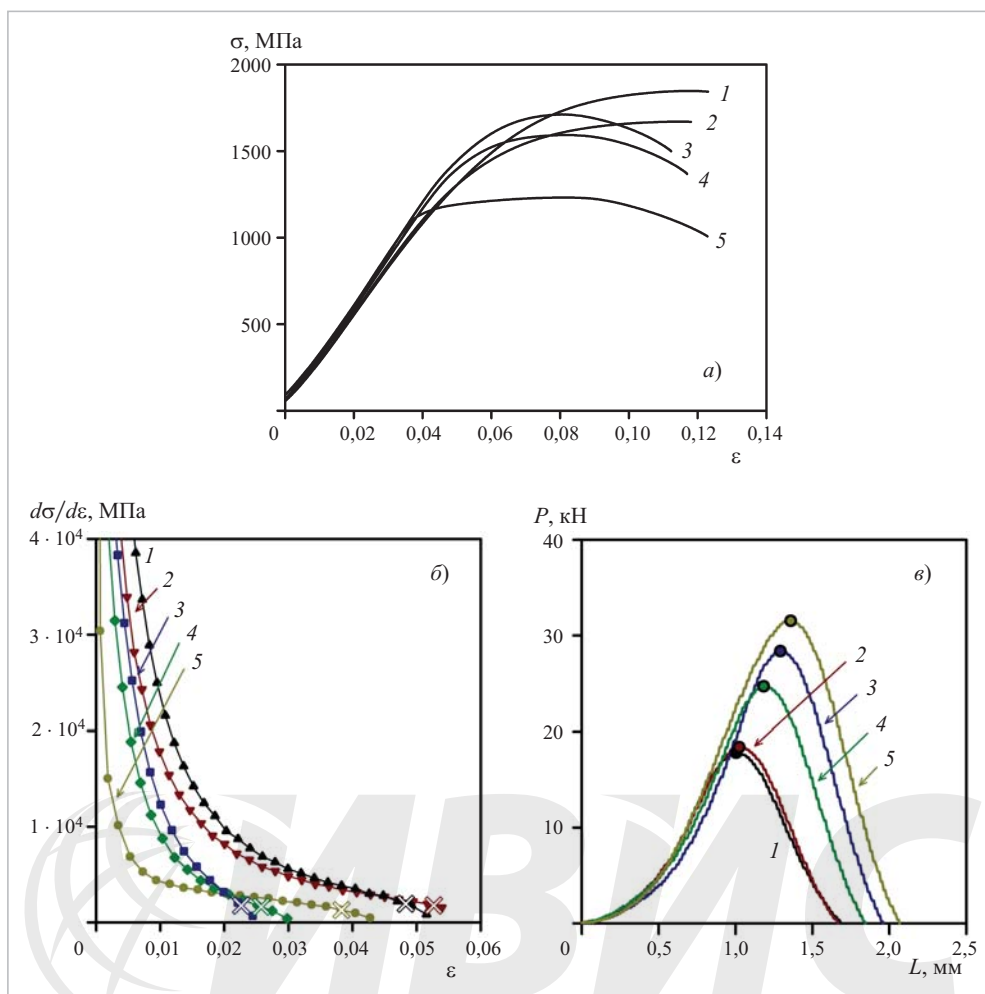


Рис. 4. Кривые напряжение – деформация (а), зависимости деформационного упрочнения $d\sigma/d\varepsilon$ от степени деформации ε (б) и нагрузки P от перемещения маятника L при испытаниях на ударную вязкость (в):

1 — после закалки; 2, 3, 4, 5 — после закалки и отпуска при 200, 280, 400, 500 °C соответственно

Механические свойства стали после закалки и отпуска приведены в табл. 2. Видно, что закалка приводит к большому различию между пределом текучести и пределом прочности. Отпуск в интервале температур 280 – 400 °C уменьшает это различие, при этом пластичность практически не изменяется. После отпуска при 500 °C различие между $\sigma_{0,2}$ и σ_b сокращается до 9 % при увеличении пластичности почти в 1,5 раза. Анализ кривых $\sigma - \varepsilon$ (рис. 4, а) показывает, что деформационное старение в исследуемой стали не развивается [15, 16]. После достижения предела текучести в образцах следует стадия деформационного упрочнения. Повышение температуры отпуска смещает кривые деформационного упрочнения ($d\sigma/d\varepsilon$) в сторону меньших степеней деформации (рис. 4, б). При этом уменьшается величина деформационного упрочнения, что приводит к снижению предела прочности и связанной с ним твердости. Основным структурным изменением, которое

может повлиять на деформационное упрочнение, связанное с возможностью увеличения плотности дислокаций при растяжении [17], является выделение переходных η -карбидов в матрице при температуре отпуска ≤ 400 °C и образование цепочек цементита по границам реек при температуре отпуска 500 °C. Выделение η -карбида повышает предел текучести, а замена переходных карбидов на более равновесный цементит приводит к его уменьшению (табл. 1).

Кривые зависимости нагрузки от перемещения маятника после испытаний на удар по Шарпи представлены на рис. 4, в. Значения ударной вязкости, максимальной нагрузки (P_{max}), динамического предела прочности (σ_{bd}), энергии зарождения (E_i) и распространения (E_p) трещины [7, 18 – 20] приведены в табл. 3. Видно, что из характерных точек на кривых нагрузка – перемещение наблюдается только точка P_M [7, 18 – 20]. Повышение температуры отпуска вы-

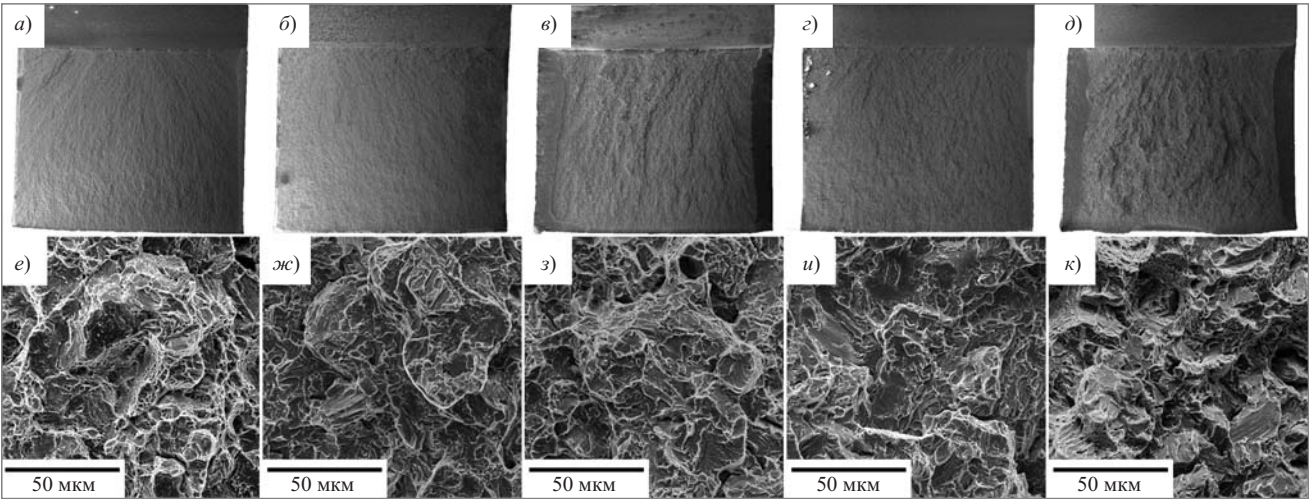


Рис. 5. Поверхности излома (СЭМ) образцов стали после закалки (а, е), закалки и отпуска при 200 °С (б, ж), 280 °С (в, з), 400 °С (з, и) и 500 °С (д, к); е – к — зона быстрого распространения трещины: а – з — × 100; е – к — × 500

зывает рост P_M . Кривые нагрузка – перемещение содержат крутой пик, где после достижения максимальной нагрузки сразу наступает стадия распространения трещины.

Для установления природы влияния термической обработки на ударную вязкость определяли динамический предел прочности σ_{bd} согласно зависимости [7, 18]:

$$\sigma_{bd} = \frac{\eta_{pm} P_M W}{(W - a)^2 B}, \quad (7)$$

где η_{pm} — эмпирический коэффициент, зависящий от соотношения между сдвиговым и растягивающим напряжениями; P_M — максимальная нагрузка; W — ширина образца; a — глубина надреза; B — толщина образца. В данном случае приняли $\eta_{pm} = 2,531$, так как это значение было рассчитано для стали AISI 4340, которая после закалки и низкотемпературного отпуска по механическим свойствам была близка к исследуемой стали [18].

Таблица 3. Динамические параметры, рассчитанные по кривым нагрузка – перемещение при испытаниях на ударную вязкость

$T_{отп}, ^\circ\text{C}$	$KCV, \text{Дж/см}^2$	$P_M, \text{кН}$	$\sigma_{bd}, \text{МПа}$	$E_i, \text{Дж}$	$E_p, \text{Дж}$	$E, \text{Дж}$
Исх.	13	17,8	700	5,3	4,7	10,0
200	15	18,4	720	6,7	5,6	12,3
280	19	28,3	1120	8,8	6,6	15,4
400	17	24,7	970	7,7	5,7	13,4
500	32	31,5	1240	16,2	9,1	25,3

Обозначения: P_M — максимальная нагрузка; σ_{bd} — динамический предел прочности; E_i — энергия зарождения трещины; E_p — энергия распространения трещины; E — общая поглощенная энергия.

Из табл. 3 следует, что повышение температуры отпуска способствует увеличению динамического предела прочности почти до предела прочности. После отпуска при 500 °С трещина критического размера образуется только после достижения предела прочности в связи с соотношением $\sigma_{bd} \sim \sigma_B$, что указывает на высокую вязкость разрушения. Значение энергии образования трещины E_i после отпуска при 500 °С становится почти в 2,5 раза выше, чем после закалки. При этом энергия распространения трещины E_p повышается только на 50 %. Соответственно, если после закалки E_i примерно равна E_p , то после отпуска при 500 °С E_i на 80 % больше E_p .

Для всех исследуемых состояний E_i выше E_p и отношение E_i/E_p увеличивается с повышением температуры отпуска. Установлено, что значения σ_{bd} намного ниже, чем σ_B . Исключение составляет сталь после отпуска при 500 °С, для которой $\sigma_{bd} \approx \sigma_B$.

Таким образом, структура, образующаяся после отпуска при 500 °С, обеспечивает формирование магистральной трещины только после достижения динамического предела прочности, соответствующего пределу прочности при статическом нагружении.

На рис. 5 приведены изломы образцов стали после различной термической обработки. Установлено, что в стали после закалки в зоне распространения трещины наблюдается преобладание квазихрупкого рельефа, состоящего из фасеток скола, смешанных с вязкими зонами отрыва (рис. 5, а, е) [4, 7]. Размер фасеток скола сопоставим с размером пакетов, а на гребнях отрыва, которые образуются на пересечениях различных плоскостей скола $\{100\}_{\alpha'}$, наблюдается ямочный излом. Кроме того, по границам ИАЗ происходит вязкое разрушение. После отпуска при 400 °С несколько увеличивается роль межзеренного разрушения, на что указывает более грубый рельеф

поверхности в зоне быстрого распространения трещины (рис. 5, з, и). После отпуска при 500 °С оно становится явно выраженным, так же, как и переход к сколу в пределах отдельных блоков и реек (рис. 5, д, к).

Известно, что напряжения разрушения σ_F для не-стабильного распространения трещины по механизму скола определяются уравнением [21, 22]:

$$\sigma_F = 1,41 \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi(1-\nu^2)}} d_{\text{eff}}^{-1/2}, \quad (8)$$

где γ_s — поверхностная энергия плоскости скола; $\nu = 0,293$ — коэффициент Пуассона; d_{eff} — эффективный размер зерна.

В процессе отпуска при 400 °С уменьшение содержания углерода в мартенсите увеличивает γ_s [5, 21], что повышает σ_F и, соответственно, $\sigma_{\text{вд}}$. Это способствует повышению ударной вязкости.

Размер пакета мартенсита принимается за эффективный размер зерна [21], что подтверждается данными фрактографического анализа вплоть до температуры отпуска 400 °С. За счет подавления распространения хрупкой трещины в пределах мартенситных блоков и даже реек эффективный размер зерна d_{eff} в уравнении (7) уменьшается в 4 раза и более. Обеднение мартенсита по углероду также повышает σ_F за счет увеличения γ_s . Таким образом, сочетание этих двух факторов существенно повышает напряжения разрушения σ_F и обеспечивает образование критической трещины только после достижения динамического предела прочности.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты исследования механических свойств и микроструктуры стали 0,33С – 1,8Si – 1,44Mn – 0,58Cr после закалки и отпуска позволяют заключить следующее.

1. Структура стали после закалки в воде от 900 °С содержит высокодисперсный реечный мартенсит с шириной реек 180 нм. Внутренние упругие напряжения в стали в этом состоянии достигают 40 % от предела текучести.

2. Отпуск при температурах до 400 °С не влияет на размер пакетов, но увеличивает ширину блоков и реек. Переходные η -карбиды выделяются в мартенсите в результате отпуска при 280 °С, на что затрачивается до 90 % углерода, содержащегося в стали. Увеличение ширины реек мартенсита снижает упругие напряжения, а выделение η -карбидов может приводить к их росту. Напряжения течения увеличиваются от 1230 до 1430 МПа благодаря дисперсионному твердению, связанному с образованием η -карбидов в форме пластин, а ударная вязкость возрастает

из-за уменьшения содержания углерода в мартенсите. Формирование цементита в стали не происходит при температурах отпуска до 400 °С включительно.

3. После отпуска при 500 °С практически весь углерод уходит из мартенсита в результате образования цепочек цементита округлой формы по границам реек и блоков. Образование цементита вызывает растворение переходных η -карбидов. В стали реализуется следующая стадийность выделения карбидов при отпуске: мартенсит $\rightarrow \eta\text{-Fe}_2\text{C} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$. Ударная вязкость повышается как за счет уменьшения содержания углерода в мартенсите, что повышает поверхностную энергию плоскостей скола $\{100\}_{\alpha'}$, так и за счет изменения эффективного размера зерна для напряжений хрупкого разрушения. Предел текучести остается высоким (1130 МПа), несмотря на почти полный распад мартенсита.

4. Отсутствует явно выраженная связь между параметром прочности – пластичности $\sigma_b \cdot \delta$ (МПа · %) и ударной вязкостью. Отпуск не влияет на величину $\sigma_b \cdot \delta$, в то время как ударная вязкость при отпуске повышается.

Финансирование / Funding

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, Грант № 075-15-2021-572 от 31 мая 2021 г.

This study was financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, Grant No. 075-15-2021-572 from 31 May 2021.

Заявление об авторском вкладе / Credit authorship contribution statement

С. Борисов: концептуализация, методология, исследование, написание рукописи; Ю. Борисова: проверка, исследование, обработка данных; Е. Ткачев: проверка, формальный анализ, исследование, обзор и редактирование; Т. Князюк: методология, обработка данных; С. Гайдар: управление проектом, концептуализация; Р. Кайбышев: управление проектом, концептуализация.

S. Borisov: conceptualization, methodology, investigation, writing – original draft; Y. Borisova: validation, investigation, data curation; E. Tkachev: validation, formal analysis, investigation, review & editing; T. Kniaziuk: methodology, data curation; S. Gaidar: project administration, conceptualization; R. Kaibyshev: project administration, conceptualization.

Заявление о конфликте интересов / Declaration of competing interest

Авторы подтверждают, что у них нет известных финансовых или межличностных конфликтов, которые могли бы повлиять на исследование, представленное в этой рукописи.

The authors confirm that they have no known financial or interpersonal conflicts that would have appeared to have an impact on the research presented in this study.

Наличие экспериментальных данных и материалов / Availability of data and material

Не применимо

Not applicable

Код доступа / Code availability

Не применимо

Not applicable

Дополнительная информация / Supplementary information

Не применимо

Not applicable

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Fonstein N.* Advanced high strength sheet steels. New York: USA. Springer International Publishing, 2015. P. 369.
2. *Zhao J., Jiang Z.* Thermomechanical processing of advanced high strength steels // *Progress in Materials Science*. 2018. V. 94. P. 174 – 242.
3. *Бурак Налджаджы, Омер Джыхад Айдын, Салых Йилмаз, Волкан Кылыджлы.* Влияние прерывистой закалки на микроструктуру, механические свойства и плотность дислокаций стали AISI 4340 // *МиТОМ*. 2022. № 9. С. 29 – 38.
4. *Krauss G.* Steels: Processing // *Structure, and Performance*. 2005. V. 2. P. 30 – 31.
5. *Vervynckt S., Verbeken K., Lopez B., Jonas J. J.* Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature // *International Materials Reviews*. 2012. V. 57. P. 187 – 207.
6. *Xiong Z., Jacques P. J., Perlade A., Pardo T.* Characterization and control of the compromise between tensile properties and fracture toughness in a quenched and partitioned steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019. V. 50. P. 3502 – 3513.
7. *Tkachev E., Borisov S., Belyakov A.* et al. Effect of quenching and tempering on structure and mechanical properties of a low-alloy 0.25 C steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2023. V. 868. P. 144757.
8. *Hirsch P. B., Howie A., Nicholson R. B.* et al. Electron microscopy of thin crystals. London, Butterworths. 1965. P. 549.
9. *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 // *Materials Science and Engineering: A*. 2010. V. 527. P. 2738 – 2746.
10. *Kitahara H., Ueki R., Tsuji N., Minamino Y.* Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel // *Acta Materialia*. 2006. V. 54. P. 1279 – 1288.
11. *Galindo-Nava E. I., Rivera-Díaz-del-Castillo P. E. J.* A model for the microstructure behaviour and strength evolution in lath martensite // *Acta Materialia*. 2015. V. 98. P. 81 – 93.
12. *Dudko V., Belyakov A., Kaibyshev R.* Evolution of lath substructure and internal stresses in a 9 % Cr steel during creep // *ISIJ International*. 2017. V. 57. P. 540 – 549.
13. *Горелик С., Скаков Ю., Распоргуев Л.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов, 4-е изд., перераб. и доп. М.: Изд-во МИСиС. 2002. С. 357.
14. *Lu W., Herbig M., Liebscher C. H.* et al. Formation of eta carbide in ferrous martensite by room temperature aging // *Acta Materialia*. 2018. V. 158. P. 297 – 312.
15. *Yuzbekova D., Mogucheva A., Zhemchuzhnikova D.* et al. Effect of microstructure on continuous propagation of the Portevin – Le Chatelier deformation bands // *International Journal of Plasticity*. 2017. V. 96. P. 210 – 226.
16. *Макаров П., Еремин М.* Явление прерывистой текучести как базовая модель исследования неустойчивостей деформационных процессов // *Физическая мезомеханика*. 2013. Т. 16. С. 109 – 128.
17. *Jobba M., Mishra R. K., Niewczas M.* Flow stress and work-hardening behaviour of Al – Mg binary alloys // *International Journal of Plasticity*. 2015. V. 65. P. 43 – 60.
18. *Dudko V., Yuzbekova D., Gaidar S.* et al. Tempering behavior of novel low-alloy high-strength steel // *Metals*. 2022. V. 12. P. 2177.
19. *ASM Handbook: Mechanical Testing and Evaluation 8* // *ASM International*: NY, USA. 2000. P. 2235.
20. *Chaouadi R., Gerard R.* Development of a method for extracting fracture toughness from instrumented Charpy impact tests in the ductile and transition regimes // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2021. V. 115. P. 103080.
21. *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 International*. 2004. V. 44. P. 610 – 617.
22. *Yuzbekova D., Dudko V., Pydrin A.* et al. Effect of tempering on strength and toughness of medium-carbon low-alloy steel // *Materials*. 2023. V. 16. P. 1202.

Статья поступила в редакцию 14.07.2023 г.

The effect of tempering temperature on structure and mechanical properties of medium carbon steel with increased silicon contentS. I. Borisov^{1,2}, Y. I. Borisova^{1,2}, E. S. Tkachev^{1,2}, T. V. Kniaziuk³, S. M. Gaidar¹, R. O. Kaibyshev¹¹ Russian State Agrarian University – Moscow Timiryazev Agricultural Academy, Moscow, Russian Federation² National Research University Belgorod State University, Belgorod, Russian Federation³ National Research Center “Kurchatov Institute” – Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”, St.-Petersburg, Russian Federation

The effect of quenching and tempering on the microstructure, phase composition and mechanical properties of a 0.33C – 1.8Si – 1.44Mn – 0.58Cr steel was investigated. The structure was studied using scanning and transmission electron microscopy, dilatometric tests and differential scanning calorimetry. Tensile and impact strength tests were performed, Rockwell hardness was measured. The analysis of the processes of formation of carbides in steel at different tempering temperatures, as well as the influence of the structure on mechanical characteristics, is carried out. Quenching leads to the formation of thin laths of martensite with the carbon saturated dislocation boundaries due to the formation of Cottrell atmospheres. Internal stresses reach 40% of the yield strength ($\sigma_{0.2}$). Tempering to a temperature of 280°C leads to the precipitation of transition η -carbides (Fe_2C) inside the laths, which depletes the martensite matrix in carbon by about 90%. This leads to an increase in the yield strength by 16% to $\sigma = 1430$ MPa, despite a decrease in internal stresses and an increase in the width of the laths. The precipitation of cementite chains along the lath and block boundaries occurs during tempering at 500°C, which is accompanied by a decrease in the yield strength to 1130 MPa. The calculation of the proportion of carbon atoms in martensite shows that cementite formation consumes almost all the carbon in steel. The decomposition of martensite during tempering increases the toughness but has a minor effect on the strength-ductility parameter $\sigma_b \times \delta$ (MPa · %).

Keywords: mechanical properties, martensitic structure, quenching and tempering.