

УДК 669.1:536.6

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ

© 2024 г. Н. В. Урцев^{a, b, c, *}, С. И. Платов^c, А. В. Шмаков^a, М. А. Рыжков^b, М. Л. Лобанов^{b, d}

^aООО Исследовательско-технологический центр Аусферр, ул. Ломоносова, 11/1, Магнитогорск, 455000 Россия

^bУрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^cФГБОУ ВО Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, пр-т Ленина, 38, Магнитогорск, 455000 Россия

^dИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: n.urtsev@ausferr.ru

Поступила в редакцию 24.06.2024 г.

После доработки 26.07.2024 г.

Принята к публикации 29.07.2024 г.

Контролируемая термомеханическая обработка (КТМО) низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей используется для достижения требуемого уровня механических свойств трубного проката и, соответственно, для обеспечения стабильности и надежности эксплуатации магистральных трубопроводов. КТМО включает горячую деформацию аустенита и последующее ускоренное охлаждение, во время которого реализуется $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Оснащение современных толстолистовых станов позволяет разрабатывать и внедрять в металлургическое производство информационные системы управления структурой и, соответственно, свойствами стали. Уровень надежности и точности работы таких систем возможно повысить, используя корректные теплофизические параметры сталей. В настоящей работе методами дифференциальной сканирующей калориметрии, дилатометрического анализа и расчетами с использованием программного обеспечения Thermo-Calc определены критические температуры, температурные зависимости теплоемкостей основных фаз и значения тепловых эффектов фазовых превращений в образцах высокопрочной низколегированной трубной стали 05Г2МБ (в мас. % ~ 0.05 C; ≤ 2.0 Mn; ~ 0.2 Mo; ~ 0.05 Nb). Показано, что значение теплового эффекта магнитного превращения значительно превышает значение теплового эффекта полиморфного фазового превращения.

Ключевые слова: контролируемая термомеханическая обработка, высокопрочная низколегированная трубная сталь, фазовые превращения, теплоемкость, тепловой эффект, дифференциальная сканирующая калориметрия, дилатометрический анализ

DOI: 10.31857/S0015323024110146, **EDN:** ILSFVK

ВВЕДЕНИЕ

Обеспечение бесперебойной работы магистральных трубопроводов, предназначенных для транспортировки нефти и газа, зачастую эксплуатируемых в сложных климатических условиях, является критически важной задачей для поддержания безопасности и стабильности функционирования энергетической инфраструктуры Российской Федерации [1–3]. Кроме того, повышение эффективности работы трубопроводов за счет увеличения их рабочего давления является важной экономической задачей. Перспективным способом решения данных задач является использование стального проката с высоким уровнем прочностных, пластических и вязких характеристик для производства труб магистральных

трубопроводов [2, 4]. Очевидным преимуществом использования высокопрочных стальных листов является снижение металлоемкости за счет уменьшения толщины стенки трубы [4–6].

Необходимый уровень механических свойств стальных листов, применяемых при производстве магистральных трубопроводов, достигается за счет использования современных высокопрочных сталей, а также в результате применения контролируемой горячей прокатки (ГП) с последующим управляемым ускоренным охлаждением (УО) — КТМО (контролируемая термомеханическая обработка) [4, 7–9]. При этом ГП включает в себя 2 стадии (черновую и чистовую) и осуществляется в однофазной (γ) или двухфазной областях ($\gamma + \alpha$); во время УО реализуется

$\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Производимая с использованием КТМО трубная продукция характеризуется уникальным сочетанием прочности, вязкости, хладостойкости и свариваемости [10].

Современные толстолистовые станы ГП позволяют успешно реализовывать КТМО при производстве высокопрочного трубного проката [1, 11, 12]. Особое значение имеет аппаратное и информационное оснащение таких станов, позволяющее фиксировать и сохранять в соответствующих базах данных множество рядов измеряемых технологических параметров. Подобные данные используются для совершенствования технологий производства, построения физических и математических моделей, разработки цифровых двойников производственных агрегатов и процессов [11, 13]. Внедряемые в условиях металлургического производства ИТ-решения позволяют осуществлять управление структурой стали, во многом определяющей уровень ее механических свойств [12, 14–16]. Корректность работы таких решений зависит от состава и точности используемых исходных данных, включающих в себя теплофизические параметры сталей [17].

Настоящая работа посвящена определению температурных зависимостей теплоемкостей основных фаз, критических температур, а также величин тепловых эффектов магнитных и фазовых превращений в высокопрочной трубной стали 05Г2МБ.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования была использована высокопрочная низколегированная сталь промышленной выплавки (~ 0.05 мас. % С; ≤ 2.0 мас. % Мп; ~ 0.2 мас. % Мо; ~ 0.05 мас. % Nb), предназначенная для производства труб большого диаметра классов прочности К60, К65 (Х70, Х80). Исходные образцы данной стали представляли собой полную толщину промышленных листов ~ 25.8 мм, прошедших КТМО на толстолистовом стане ГП по двум опытным режимам, существенно отличавшимся температурами окончания ГП, интенсивностью УО и, соответственно, механическими свойствами

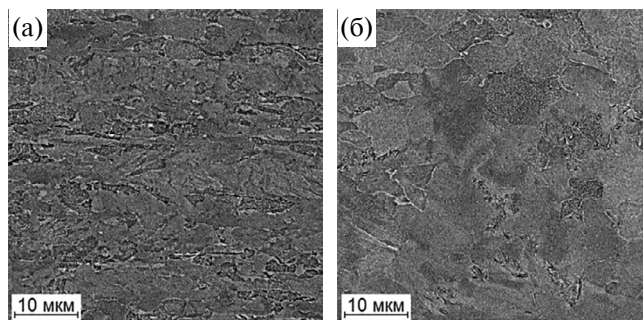


Рис. 1. Микроструктура образцов стали 05Г2МБ в обратно-рассеянных электронах (сканирующая электронная микроскопия) после КТМО: а — по режиму I, б — по режиму II.

(табл. 1). Кроме того, в рамках исследования использовали сплав Fe–3%Si–0.5%Cu (0.003 мас. % С; 3.1 мас. % Si; 0.54 мас. % Cu; 0.21 мас. % Mn) в виде полосы толщиной 0.7 мм как эталонный материал, претерпевающий только одно превращение (магнитное) при нагреве при температуре $\sim 740^\circ\text{C}$ [18]. В качестве второго эталонного материала, характеризующегося двумя практически обособленными превращениями: магнитным ($\alpha \rightarrow \beta$) при температуре $\sim 768^\circ\text{C}$ [19, 20] и полиморфным ($\beta(\text{ОЦК}) \rightarrow \gamma(\text{ГЦК})$) при температуре $\sim 910^\circ\text{C}$ [19, 20], было использовано армо-железо (0.009 мас. % С; 0.18 мас. % Мп; 0.13 мас. % Si; 0.10 мас. % Cu; 0.019 мас. % S; 0.01 мас. % P) в виде бруска $25 \times 10 \times 10$ мм.

Проведенный в работе [21] анализ микроструктуры исследуемой стали 05Г2МБ (рис. 1) показал, что размеры бейнитных кристаллитов обоих образцов варьировались от 1 до 30 мкм. При этом микроструктура листа, произведенного по режиму I, характеризовалась меньшей равновесностью и более высокой дисперсностью — средний размер кристаллитов составлял ~ 2 мкм и ~ 4 мкм для режимов I и II соответственно [21]. Очевидно, что понижение температуры окончания ГП в совокупности с повышением интенсивности УО привело к существенному диспергированию структуры стали. В свою очередь, различия в микроструктуре листов определяют более высокий уровень прочностных характеристик образца I (табл. 1).

Таблица 1. Технологические параметры опытных режимов КТМО и механические свойства ($T_{\text{гп}}$ — температура конца прокатки, $v_{\text{тр}}$ — скорость транспортировки проката в линии УО, $v_{\text{охл}}$ — скорость охлаждения проката в линии УО, $\sigma_{\text{т}}$ — предел текучести, $\sigma_{\text{в}}$ — временное сопротивление, KCU — ударная вязкость) образцов стали 05Г2МБ [21]

Режим КТМО	$T_{\text{гп}}, ^\circ\text{C}$	$v_{\text{тр}}, \text{м/с}$	$v_{\text{охл}}, ^\circ\text{C/с}$	$\sigma_{\text{т}}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$KCU^{-60}, \text{Дж/см}^2$	$KCU^{-40}, \text{Дж/см}^2$
I	780	1.0	20–30	550	660	340	340
II	920	1.9	25–45	480	560	260	290

Определение теплоемкости осуществляли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с использованием прибора синхронного термического анализа Netzsch STA 449C Jupiter. Оборудование и условия эксперимента соответствовали рекомендациям стандарта ASTM E1269-11 [22]: предварительная выдержка составляла 5 мин; скорости нагрева и охлаждения — 20 °/мин; выдержка при максимальной температуре нагрева (1200...1250 °С) — 5 мин; термические циклы реализовывались в потоке аргона — 20 мл/мин. Частота опроса при нагреве и охлаждении составляла ~ 5 точек/° или 100 точек/мин.

Для построения графической зависимости теплоемкости исследуемых материалов от температуры последовательно реализовывали идентичные термические циклы с записью сигнала ДСК (дифференциальный термический анализ (ДТА), мкВ) пустой системы, сапфира (эталона) и исследуемого образца. Сапфир представлял собой диск диаметром ~ 5.2 мм, высотой ~ 1.0 мм. При проведении экспериментов использовали платиновые тигли с крышками и с защитными вставками из оксида алюминия. Взвешивание сапфира и исследуемого образца осуществляли с помощью встроенных весов прибора Netzsch STA 449C Jupiter с точностью ± 0.001 мг.

Принципиальное отличие метода соотношений для расчета теплоемкости от метода, рекомендованного стандартом ASTM E1269-11 [22], состоит в отсутствии учета возможного дрейфа базовой линии (температурной зависимости сигнала ДСК пустой системы) при конечной температуре нагрева по сравнению с ее положением в начале записи. При этом методика стандарта ASTM E1269-11 [22] предусматривает расчет теплоемкости только при нагреве.

Результатом измерений являлись температурные зависимости сигнала ДСК, зарегистрированные при нагреве и охлаждении пустой системы, сапфира и исследуемого образца. При этом после первичного охлаждения проводили повторный нагрев с целью проведения измерений на образцах с более равновесной структурой для получения более четких кривых теплоемкостей. Расчет температурных зависимостей теплоемкости исследуемой стали производили средствами программного обеспечения (ПО) Proteus Analysis.

Кроме того, проводили дилатометрический анализ (ДА) в вакууме на закалочном дилатометре Linseis L78 R. I. T. A. Нагрев образцов осуществлялся со скоростью 20 °/мин до температуры 1000°С. Выдержка при температуре нагрева составляла 5 мин, заданная скорость охлаждения — 20 °/мин. Использовали кварцевые держатели, температуру регистрировали термопарой К-типа (электроды — хромель и алюмель). Частота опроса при нагреве составляла ~ 5 точек/°.

В соответствии с рекомендациями стандарта ASTM A1033-18 [23], критические температуры при нагреве и охлаждении определяли графически по калориметрическим и дилатометрическим кривым как место отрыва касательной (ОК), проведенной к прямолинейному участку, на котором превращение еще не реализуется, и осуществляется обычное расширение (сжатие) образца, или превращение уже завершено, и наблюдается только расширение (сжатие) образовавшейся фазы или смеси фаз. Считается [24], что такой способ позволяет достаточно точно установить моменты самого начала превращений и моменты, отвечающие их полному прекращению или приостановке. Также в зависимости от вида полученных кривых и графических возможностей ПО критические температуры определяли по максимумам тепловых эффектов (max) и методом пересечения касательных (ПК).

Обработку полученных данных осуществляли с использованием ПО Linseis Data Evaluation, поставляемого в комплекте с дилатометром Linseis L78 R. I. T. A. В случае необходимости осуществляли экспорт данных в ПО MS Excel. Расчет температурной зависимости количества аустенита, образующегося в результате α - γ -превращения в армо-железе и исследуемой стали, выполняли по дилатометрическим данным по правилу рычага [23].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В рамках исследования с использованием ПО Thermo-Calk-3.01 были рассчитаны значения температур A_3 и A_1 для химического состава исследуемой стали, составившие 830°С и 660°С соответственно. Кроме того, значения критических температур были определены экспериментально с использованием ДСК и ДА (табл. 2). Следует отметить близость значений одних и тех же критических температур (A_2 , A_{C1} , A_{C3} , A_{R1} , A_{R3}), измеренных в одинаковых условиях для двух режимов КТМО, и значительные расхождения в значениях критических температур, измеренных разными способами. Данные расхождения, по-видимому, связаны с разным инерционным поведением тепловых систем, используемых при измерениях различными способами. При этом лучшее согласие с расчетными значениями демонстрируют измерения, произведенные с использованием ДА при нагреве образцов, т. е. в системе с условиями, максимально приближенными к равновесным.

Для уточнения методики разделения пиков тепловых эффектов были получены кривые теплоемкости при нагреве эталонных материалов

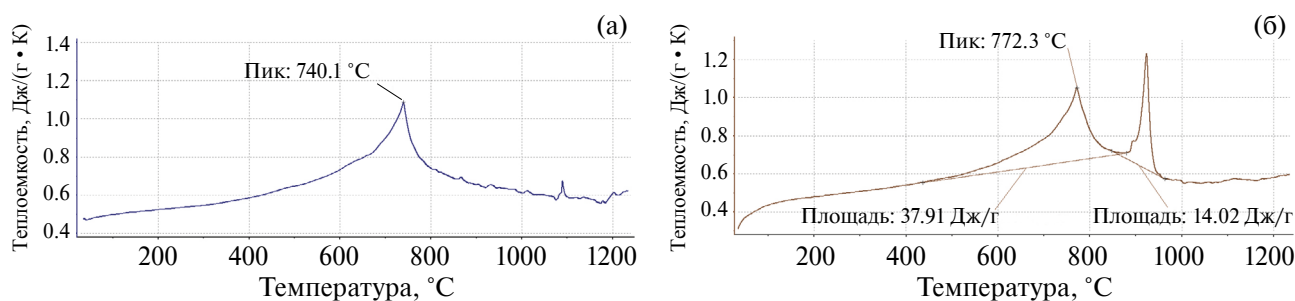


Рис. 2. Кривые теплоемкости при нагреве: а — сплава Fe–3%Si–0.5%Cu; б — армко-железа.

Таблица 2. Расчетные и экспериментально определенные значения критических температур для исследуемой стали (Н — при нагреве, О — при охлаждении), °С

Режим КТМО	ДСК, Н		ДСК, О		ДА, Н			ДА, О		Расчет	
	max	max	ОК	ОК	ОК	ПК	ОК	ОК	ОК		
	A_2	A_{C3}	A_{R3}	A_{R1}	A_{C1}	A_{C3}	A_{C3}	A_{R3}	A_{R1}	A_1	A_3
I	748	841	781	553	723	818	849	668	495		
II	749	842	783	565	727	835	854	665	484	660	830

Таблица 3. Коэффициенты уравнений теплоемкости фаз в сплаве Fe–3%Si–0.5%Cu, армко-железе и образцах исследуемой стали, прошедших КТМО

Материал	Коэффициенты уравнений теплоемкости, Дж/(г·К) $C_p = a \cdot t + b$, где t — температура, °С					
	α -фаза		β -фаза		γ -фаза	
	a	b	a	b	a	b
Fe–3%Si–%0.5Cu	0.000245	0.47254	0.000021	0.5642	—	—
Армко-железо	0.000327	0.40876	—	—	0.0003274	0.238860
КТМО I	0.000337	0.46675	—	—	0.0000380	0.568208
КТМО II	0.000409	0.48038	—	—	0.0000333	0.515147
КТМО среднее	0.00041	0.48038	—	—	0.0000357	0.541676

(рис. 2). Для сплава Fe–3%Si–0.5%Cu пик, соответствующий магнитному превращению, был зарегистрирован при температуре ~ 740 °С. Для армко-железа было зарегистрировано два пика при температурах ~ 772 °С (магнитное превращение) и ~ 917 °С ($\beta \rightarrow \gamma$ -превращение). Полученные значения находятся в хорошем согласии с литературными данными [18–20].

Кривые теплоемкости, полученные при первичном и повторном нагревах образцов I и II, приведены на рис. 3. На кривой теплоемкости при первичном нагреве образца I регистрируются два эндотермических эффекта в температурном интервале 600...900°С, соответствующих магнитному и $\beta \rightarrow \gamma$ -превращениям, а также два экзотермических эффекта в интервалах 300...500 °С и 500...600°С (рис. 3а). Первый экзотермический эффект может быть объяснен отпуском мартенсита и, соответственно, выделением дисперсных карбидных фаз; второй — началом полигонизации в бейнитных и ферритных областях, ха-

рактеризующихся повышенной энергией, запасенной в дефектах кристаллического строения. Кроме того, следует отметить, что пик теплового эффекта, связанного с магнитным превращением, является сдвоенным, что свидетельствует о наличии еще одного теплового эффекта при нагреве. На кривой теплоемкости при первичном нагреве образца II отсутствуют экзотермические эффекты и регистрируются два эндотермических эффекта с четкими пиками магнитного и $\beta \rightarrow \gamma$ -превращений (рис. 3б), что соответствует его более стабильной (равновесной) структуре по сравнению с образцом I (рис. 1).

При повторном нагреве экзотермические пики на кривых теплоемкости обоих образцов становятся более обособленными (рис. 3в, г) по сравнению с первичным нагревом, эндотермические эффекты не регистрируются.

Для определения уравнений теплоемкости α - и γ -фаз в сплаве Fe–3%Si–0.5Cu, армко-железе и стали 05Г2МБ на соответствующих кривых

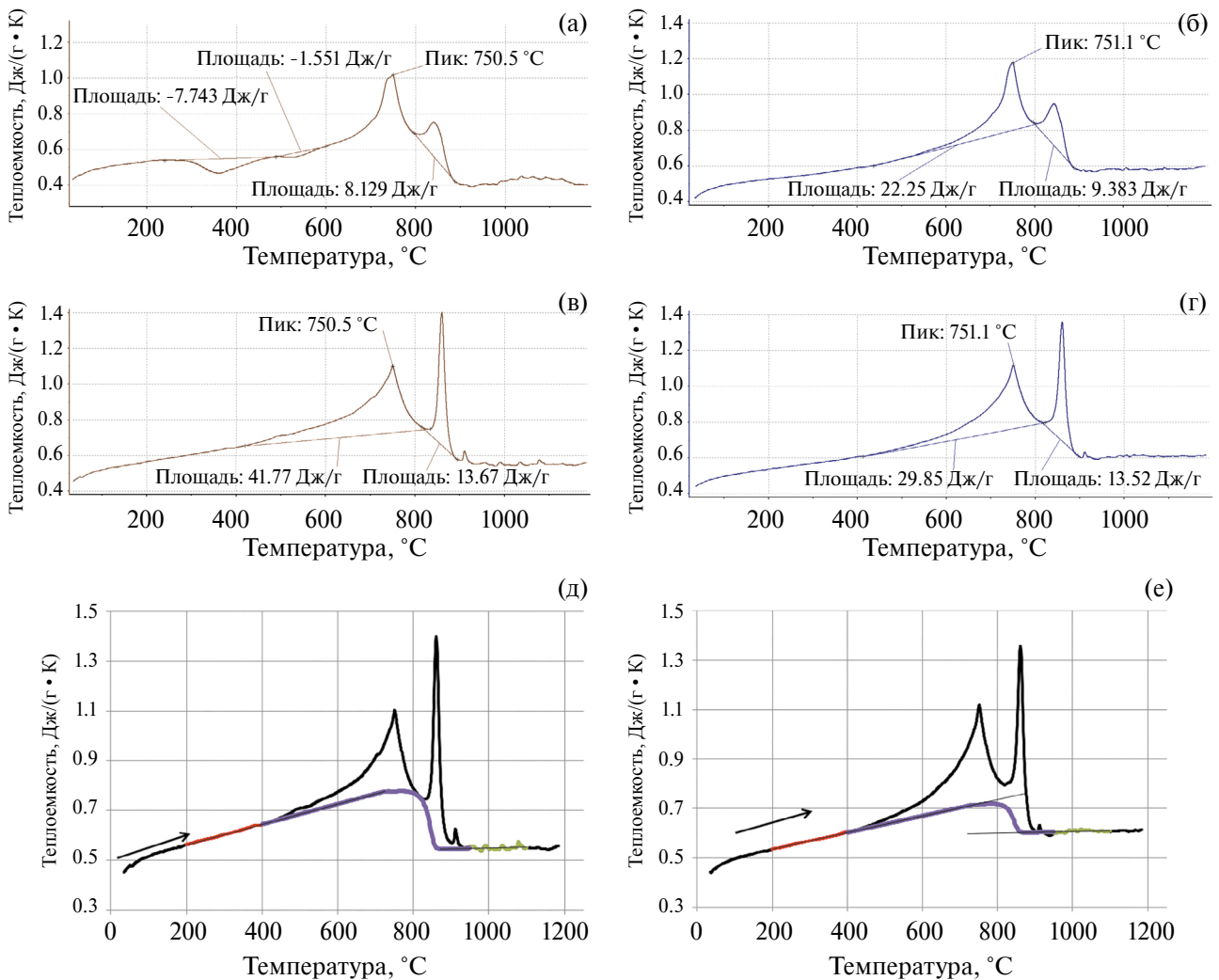


Рис. 3. Кривые теплоемкости при первичном (а, б) и повторном (в, г) нагревах; участки для определения уравнений теплоемкости фаз и проведение базовой линии для расчета тепловых эффектов при повторном нагреве (д, е); а, в, д — образец I; б, г, е — образец II.

теплоемкости при повторном нагреве были выбраны прямолинейные участки.

Для образцов I и II данные участки соответствовали температурным диапазонам: 200...400 °С для α -фазы, 950...1100 °С для γ -фазы (рис. 3д, е). Эти участки были описаны регрессионными линейными уравнениями (табл. 3) зависимости теплоемкостей (C_p^α и C_p^γ , Дж/(г·К)) от температуры (t , °С):

$$C_p^\alpha = 0.00041 \cdot t + 0.48038; \quad (1)$$

$$C_p^\gamma = 0.0000357 \cdot t + 0.541676. \quad (2)$$

Полученные уравнения были использованы при проведении базовых линий в температурных интервалах магнитного ($\alpha \rightarrow \beta$)- и фазового $\beta \rightarrow \gamma$ -превращений (рис. 3д, е) для определения тепловых эффектов, рассчитанные значения которых приведены в табл. 4. С учетом постро-

енной базовой линии значения суммарных тепловых эффектов превращений при повторном нагреве стали, прошедшей КТМО, составили ~ 48.9 Дж/г и ~ 60.1 Дж/г для образцов I и II соответственно. Некоторые различия между образцами I и II при сравнении значений тепловых эффектов магнитных и $\beta \rightarrow \gamma$ -превращений могут быть объяснены неточностью проведения базовых линий при их определении.

При анализе результатов экспериментов обращает на себя внимание рассчитанная величина теплового эффекта магнитного превращения в сплаве Fe–3%Si–0.5%Cu, которая как минимум в 1.5 раза превышает значения данного параметра для армко-железа и стали 05Г2МБ. Кроме того, особый интерес вызывает то, что рассчитанные значения тепловых эффектов магнитного превращения оказались больше значений тепловых эффектов $\beta \rightarrow \gamma$ -превращения в ~ 3.5 раза

Таблица 4. Значения тепловых эффектов превращений в сплаве Fe–3%Si–0.5%Cu, армко-железе и образцах исследуемой стали, прошедших КТМО

Материал	Низкотемпературные эффекты, Дж/г	Тепловой эффект магнитного превращения, Дж/г (T, °C)	Тепловой эффект β→γ-превращения, Дж/г (T, °C)
Fe–3%Si–0.5Cu	–	74.4 (740)	–
Армко-железо	–	47.6 (772)	13.6 (840–940)
КТМО I	–7.77; –1.5	29.6 (751)	19.3 (725–870)
КТМО II	–	45.5 (751)	14.6 (720–870)

для армко-железа и в среднем в > 2 раза для стали 05Г2МБ.

ВЫВОДЫ

Расчитаны и экспериментально определены значения критических температур высокопрочной низколегированной трубной стали 05Г2МБ. Расчетные значения температур A_1 и A_3 составили 660 °C и 830 °C соответственно. Лучшее согласие с расчетными значениями продемонстрировано измерениями, произведенными с использованием дилатометрического анализа при нагреве образцов.

В виде регрессионных линейных уравнений определены зависимости теплоемкостей α(β)- и γ-фаз от температуры для высокопрочной низколегированной трубной стали 05Г2МБ.

Коэффициенты линейных уравнений для α(β)- и γ-фаз усреднены по двум наборам значений при разных режимах обработки для температурных интервалов 200...400 °C и 950...1050 °C соответственно.

Средние значения тепловых эффектов фазовых превращений при нагреве стали 05Г2МБ составили: 37.6 Дж/г для магнитного превращения и 17.0 Дж/г для β→γ-превращения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00615, <https://rscf.ru/project/23-29-00615/>.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Lobanov M.L., Zorina M.A., Karabalanov M.S., Urtsev N.V., Redikultsev A.A. Phase Transformation Crystallography in Pipeline HSLA Steel after TMCP // Metals. 2023. V. 13. № 6. P. 1121.
2. Pumpyanskii D.A., Pyshmintsev I.Y., Lobanov M.L., Urtsev N.V., Denisov S.V., Urtsev V.N. Effect of Finish Rolling Temperature on the Texture and Fracture Resistance of Low-Carbon High-Strength Pipe Steels during Thermomechanical Treatment // Metal Sci. Heat Treatment. 2023. V. 65. № 5–6. P. 330–337.
3. Petersen Cl., Corbett K., Fairchild D. Improving long-distance gas transmission economics. X120 development over-view / Proceedings of 4th International Pipeline Conference. Ostend. 2004. P. 3–29.
4. Столхейм Д. Дж. Современные схемы легирования и практика производства высокопрочных сталей для магистральных нефтегазопроводов. Часть I // Металлург. 2013. № 11. С. 53–66.
5. Paravicini B.E., Anelli E., Paggi A., Cuonzo S.D. Development of heavy-wall seamless pipes with improved toughness and hardness control / 6-th International pipeline technology conference. Ostend, Belgium, 2013. P. 3–13.
6. Хулка К., Хайстеркамн Ф. Тенденции азработки сталей для труб большого диаметра // Сталь. 1997. № 10. С. 62–67.
7. Morozov Yu.D., Nastich S.Yu., Matrosov M.Yu., Chevskaya O.N. Obtaining high-quality properties of rolled material for large-diameter pipes based on formation of ferrite-bainite microstructure // Metallurgist. 2008. V. 52. № 1–2. P. 21–28.
8. Matrosov M.Yu., Kichkina A.A., Efimov A.A., Efron L.I., Bagmet O.A. Simulating structure-forming processes in tube steels during controlled rolling with accelerated cooling // Metallurgist. 2007. V. 51. № 7–8. P. 367–376.
9. Nastich S.Y., Morozov Y.D., Matrosov M.Y., Denisov S.V., Galkin V.V., Stekanov P.A. Assimilation of production in an MMK 5000 mill of thick rolled sheet from low-alloy steels with improved strength and cold resistance properties // Metallurgist. 2012. V. 55. № 11–12. P. 810–818.
10. Пышминцев И.Ю., Смирнов М.А. Структура и свойства сталей для магистральных трубопроводов. Екатеринбург: УМЦ УПИ, 2019. 242 с.
11. Platov S.I., Gorbatyuk S.M., Lobanov M.L., Maslennikov K.B., Urtsev N.V., Dema R.R., Zvyagina E.Y. Mathematical Model of the Accelerated Cooling of Metal in Thick-Plate Hot Rolling // Metallurgist. 2022. V. 66. № 3–4. P. 462–468.
12. Lobanov M.L., Khotinov V.A., Danilov S.V., Stepanov S.I., Urtsev V.N., Urtsev N.V., Platov S.I. Tensile

- Deformation and Fracture Behavior of API-5L X70 Line Pipe Steel // *Materials*. 2022. V. 15. № 2. P. 501.
13. Gorbachev I.I., Korzunova E.I., Popov V.V., Khabibulin D.M., Urtsev N.V. Simulation of Austenite Grain Growth in Low-Alloyed Steels upon Austenitization // *Phys. Met. Metal.* 2023. V. 124. № 3. P. 290–295.
 14. Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Арабей А.Б., Насич С.Ю. Высокопрочные трубные стали нового поколения с феррито — бейнитной структурой // *Металлург*. 2008. № 8. С. 39–42.
 15. Пышмицев И.Ю., Столяров В.И., Гервасьев А.М., Харитоновский В.В., Великоднев В.Я. Особенности структуры и свойств опытных партий труб категории прочности K65 (X80), изготовленных для комплексных испытаний // *Наука и техника в газовой промышленности*. 2009. № 1. С. 56–61.
 16. Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Абдуллина Д.Н., Петухов Е.А., Смирнов Е.Б., Шорохов Е.В., Кленов А.И., Пильщиков А.А. Структура и механические свойства аустенитной нержавеющей стали, полученной методом селективного лазерного плавления // *ФММ*. 2021. Т. 122. № 5. С. 527–534.
 17. Агажанов А.Ш., Самошкин Д.А., Станкус С.В. Теплопроводность и температуропроводность железа в интервале температур 300–1700 К // *ФММ*. 2023. Т. 124. № 12. С. 1149–1158.
 18. Massalski T.B., Joanne L.M., Bennett L.H., Baker H. Binary alloy phase diagrams. Ohio: ASM, 1986. 2224 p.
 19. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С. Физические свойства металлов и сплавов. М.: МАНГИЗ, 1953. 352 с.
 20. Геллер Ю.А., Рахматдт А.Г. Материаловедение: Методы анализа, лабораторные работы и задачи. Учебное пособие для вузов. М.: Металлургия, 1989. 456 с.
 21. Лобанов М.Л., Платов С.И., Зорина М.А., Урцев Н.В., Масленников К.Б. Влияние режимов контролируемой термомеханической обработки на структурно-текстурные состояния низкоуглеродистой низколегированной стали // *Металловедение и термич. обр. металлов*. 2023. № 8(818). С. 27–35.
 22. ASTM E1269–11 (2018). Standard Test Method for Determining Specific Heat Capacity by Differential Scanning Calorimetry. ASTM International, 2018. 6 p.
 23. ASTM A1033–18. Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations. ASTM International, 2018. 14 p.
 24. Романов П.В., Радченко В.П. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении стали: Атлас термокинетических диаграмм. Ч. 1. Новосибирск: Изд-во Сиб. отд. АН СССР, 1960. 51 с.

THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH LOW-ALLOYED PIPE STEEL

N. V. Urtsev^{1,2,3,*}, S. I. Platonov³, A. V. Shmakov¹, M. A. Ryzhkov², and M. L. Lobanov^{2,4}

¹Research and Technology Center “Ausferr”, Magnitogorsk, 455000 Russia

²Ural Federal University named after the First President of Russia B. N. Yeltsin, Ekaterinburg, 620002 Russia

³Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Chelyabinsk Region, 455000 Russia E

⁴Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia

*e-mail: n.urtsev@ausferr.ru

Thermo-mechanical controlled processing (TMCP) of low-carbon low-alloy pipe steels is used to attain the required level of mechanical properties in rolled plates designed for pipe production, thereby ensuring the operational stability and reliability of trunk pipelines. The TMCP involves the hot deformation of austenite followed by accelerated cooling, during which the $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation occurs. The technological capabilities of contemporary plate mills permit developing and implementing information systems for the control of steel structure and, consequently, its properties. The reliability and accuracy of such systems can be enhanced by using the correct thermophysical parameters of steels. In the present work the critical temperatures, temperature dependences of heat capacities of main phases, and thermal effects of phase transformations in specimens of 05G2MB (wt % ~ 0.05 C; ≤ 2.0 Mn; ~ 0.2 Mo; ~ 0.05 Nb) high-strength low-alloyed pipe steel have been determined employing differential scanning calorimetry method, dilatometric analysis, and calculations using Thermo-Calc software. It has been demonstrated that the thermal effect of magnetic transformation exhibits a markedly greater value than that of polymorphic phase transformation.

Keywords: thermo-mechanical controlled processing, high-strength low-alloyed pipe steel, phase transformations, heat capacity, thermal effect, differential scanning calorimetry, dilatometry analysis