



УДК 669.018

DOI 10.17073/0368-0797-2023-5-571-579



Оригинальная статья

Original article

ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ С 15 % Cr

И. Ю. Пышминцев, С. М. Битюков, А. А. Гусев

■ ООО «Исследовательский центр ТМК» (Россия, 143026, Москва, Инновационный Центр Сколково, Большой бульвар, 5)

✉ gusev.a@tmk-group.com

Аннотация. Исследованы особенности влияния остаточного аустенита на механические свойства стали аустенитно-мартенситного класса с 15 % Cr после различных режимов термической обработки. По окончании нагрева под закалку и последующего отпуска или нагрева в межкритический интервал температур в микроструктуре стали сохраняется значительное количество остаточного аустенита, что затрудняет достижение высокого предела текучести. Дестабилизация остаточного аустенита с последующим превращением в «свежий» мартенсит обеспечивается за счет многоступенчатой термической обработки, включающей закалку, нагрев в межкритический интервал температур или выше точки A_{C3} и заключительный отпуск. Установлено, что сохранившийся в микроструктуре двухфазной стали остаточный аустенит имеет форму блоков и тонких прослоек, расположенных в межреечном пространстве. Испытание на растяжение стали с 15 % Cr показало, что многоступенчатая термообработка обеспечивает высокопрочное состояние, соответствующее группам прочности Q125 и Q135. Сравнительный анализ характера деформации аустенитно-мартенситной стали в различных состояниях свидетельствует о смещении начала мартенситного превращения при растяжении после заключительного отпуска в упругую область с образованием мартенсита напряжения. Для стали с 15 % Cr установлена ограниченная деформационная устойчивость остаточного аустенита блочной формы, преимущественно претерпевающего мартенситное превращение при испытаниях на растяжение и удар при отрицательной температуре. Предположительно, этим обусловлена заметно меньшая ударная вязкость аустенитно-мартенситной стали с 15 % Cr по сравнению со сталью мартенситного класса с 13 % Cr при равной прочности.

Ключевые слова: нержавеющие высокопрочные стали, стали переходного класса, термическая обработка, закалка, отпуск, мартенсит, остаточный аустенит, ударная вязкость, фазовый состав, микрорентгеноспектральный анализ, просвечивающая электронная микроскопия, дифракция обратного рассеяния электронов

Для цитирования: Пышминцев И.Ю., Битюков С.М., Гусев А.А. Влияние остаточного аустенита на механические свойства стали с 15 % Cr. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(5):571–579. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-571-579>

EFFECT OF RETAINED AUSTENITE ON MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL WITH 15 % Cr

I. Yu. Pyshmintsev, S. M. Bityukov, A. A. Gusev

■ LLC “Research Center TMK” (5 Bol’shoi Blvd., Skolkovo, Moscow 143026, Russian Federation)

✉ gusev.a@tmk-group.com

Abstract. The paper considers the study of influence of retained austenite on the mechanical properties of steel of the austenite-martensitic class based on 15 % Cr after various heat treatment. Significant amount of retained austenite remains in the steel microstructure after quenching and subsequent tempering or heating in the intercritical temperature range that makes difficult to achieve a high yield strength. Destabilization of retained austenite with subsequent transformation into newly formed martensite is provided by multi-stage heat treatment which includes quenching, heating in the intercritical temperature range or above the A_{C3} point and final tempering. It was established that retained austenite remains in the microstructure of two-phase steel and has the form of blocks and thin layers located in the inter-lath space. Tensile testing of steel based on 15 % Cr showed that multi-stage heat treatment provides a high-strength condition corresponding to strength groups Q125 and Q135. A comparative analysis of deformation behavior of semi-austenitic steel in various states indicates that the beginning of the martensitic transformation after the final tempering shifts into the elastic region during tension and leads to the formation of stress-assisted martensite. It was determined that block-shaped retained austenite in steel with 15 % Cr predominantly undergoes martensitic transformation during tensile and impact tests at a subzero temperature. This is supposed to be the reason for the noticeably lower impact toughness of semi-austenitic steel with 15 % Cr compared to martensitic steel with 13 % Cr at equal strength.

Keywords: stainless high-strength steels, semi-austenitic steels, heat treatment, hardening, tempering, martensite, retained austenite, impact toughness, phase composition, X-ray microanalysis, transmission electron microscopy, electron backscatter diffraction

For citation: Pyshmintsev I.Yu., Bityukov S.M., Gusev A.A. Effect of retained austenite on mechanical properties of steel with 15 % Cr. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(5):571–579. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-571-579>

ВВЕДЕНИЕ

Малоуглеродистые комплексно легированные стали с содержанием хрома 13 % [1] хорошо зарекомендовали себя в качестве коррозионностойких высокопрочных материалов для трубной продукции в нефтегазовой и энергетической отраслях. Однако активная разработка месторождений большой глубины (более 4000 м) с повышенным содержанием CO_2 и развитие проектов по его улавливанию, утилизации и захоронению с применением поглощающих скважин требуют повышения коррозионной стойкости сталей, что может быть достигнуто посредством увеличения в составе содержания хрома. Есть вероятность, что это приведет к образованию в микроструктуре стали δ -феррита, ухудшающего ее вязко-пластичные свойства при комнатной и отрицательных температурах и технологичность при горячей деформации [2]. Избежать образования δ -феррита в стали можно введением аустенитообразующих элементов, таких как никель. Однако совокупное повышение содержания хрома и никеля значительно снижает температуру начала мартенситного превращения, переводя сталь из мартенситного в переходный (аустенитно-мартенситный) класс [3 – 6]. Стали переходного класса сохраняют высокую прочность, но, благодаря присутствию остаточного аустенита в мартенситной матрице, отличаются повышенной пластичностью и деформируемостью в холодном состоянии [7 – 11].

Термическая обработка сталей переходного класса включает ряд операций, начиная с закалки от температуры, достаточной для растворения карбидов на основе хрома. Целью следующей операции является превращение подавляющего объема аустенита в мартенсит [2; 3; 5]. Для наиболее полного превращения применяют различные приемы, включая обработку холодом. Однако данный метод для производства трубной продукции нерационален.

Альтернативным вариантом является промежуточный нагрев выше точки A_{c3} , обеспечивающий контролируемое выделение карбидов и, как следствие, повышение температуры мартенситного превращения. Выбор температуры нагрева определяется содержанием углерода и легирующих элементов и может достигать 780 – 800 °C в случае стали марки 08X17H5M3 [2].

Окончательный отпуск направлен на снижение внутренних напряжений, возникающих при образовании «свежего» (неотпущенного) мартенсита, повышение пластичности, увеличение прочностных свойств [3; 7].

Остаточный аустенит в высокопрочных сталях обычно имеет форму блоков или тонких прослоек [12 – 15]. Блочный аустенит в низколегированных высокопрочных сталях имеет повышенную концентрацию углерода, рас-

полагаясь вблизи мягких ферритных участков, в то время как тонкие прослойки аустенита окружены жесткими рейками бейнита или мартенсита [14; 16; 17]. Блочный аустенит отличается невысокой стабильностью, вследствие чего при деформации может претерпевать мартенситное превращение [12; 13; 17 – 19]. Тонкие прослойки аустенита имеют более высокую устойчивость, что обусловлено воздействием окружающей реэчной микроструктуры мартенсита или бейнита, препятствующих $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению и создающих эффект «экранирования» [17; 20 – 22].

Целью данной работы является исследование влияния количества и морфологии остаточного аустенита на комплекс механических свойств стали с 13 и 15 % Cr и достижение прочностных свойств для групп прочности Q125 (σ_b не менее 931 МПа; $\sigma_{0,65}$ не менее 862 МПа) и Q135 ($\sigma_b \geq 1000$ МПа; $\sigma_{0,65} \geq 930$ МПа) в соответствии с ГОСТ 31446 – 2017.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование проводили на двух сталях с 13 и 15 % Cr (табл. 1) типичной для таких материалов композиции [23 – 25]. После выплавки в лабораторной вакуумно-индукционной печи и разливки слитки нагревали до 1180 – 1200 °C с гомогенизирующей выдержкой.

Последующую горячую прокатку в прутки диаметром 16 мм осуществляли на универсальном стане в три прохода при температуре окончания не менее 850 °C и охлаждением на спокойном воздухе до 20 °C. Затем прутки подвергали отпуску при температуре 620 °C продолжительностью 1 ч.

Аустенитизацию исследуемых сталей проводили в электрической печи ЛН 30/13 с выдержкой 30 мин и последующим охлаждением на спокойном воздухе. Температура нагрева под закалку для стали 1 была равной 980 °C, а для стали 2 варьировалась в интервале от 900 до 1020 °C. Нагрев в диапазоне температур от 530 до 760 °C проводили в электрической печи ЛАС РР 40/85 продолжительностью от 1 до 2 ч с охлаждением на воздухе. Сталь 1 для получения механи-

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, %

Table 1. Chemical composition of the studied steels, %

Номер стали	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo
1	0,08	0,23	0,43	0,007	0,013	12,7	4,2	1,1
2	0,08	0,37	0,42	0,005	0,007	15,2	6,5	2,2

ческих свойств групп прочности Q125 и Q135 отпускали при 560 °С в течение 1,5 ч.

Фазовый состав сталей определяли на рентгеновском дифрактометре Bruker модели D8 ADVANCE с кобальтовым анодом. Микроструктуру изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) марки JSM-IT500 с инвертированным детектором дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD) и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) марки JEOL JEM-2100Plus, оснащенного энергодисперсионным спектрометром Bruker марки XFlash 6Ti60. Химическое травление образцов для СЭМ проводили с помощью реактива Виллелла. Фольги для ПЭМ готовили из заготовок толщиной 0,5 мм с механическим утонением и электролитической полировкой до ≈100 нм при температуре –22 °С.

Механические свойства сталей при растяжении определяли по ГОСТ 1497 – 84 на универсальной испытательной машине MTS Insight с использованием цилиндрических пятикратных образцов диаметром 6 мм. Предел текучести определяли при полном удлинении под нагрузкой 0,65 % в соответствии с ГОСТ 31446 – 2017. Скорость деформации при растяжении соответствовала $1,67 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Испытание на ударный изгиб по ГОСТ 9454 – 78 проводили на маятниковом копре Zwick RKP-450 с использованием образцов с V-образным надрезом размером 55×10×10 мм при температуре –40 °С.

Т а б л и ц а 2

Влияние температуры нагрева под закалку на фазовый состав стали 2

Table 2. Influence of hardening temperature on steel 2 phase composition

Температура нагрева под закалку, °С	900	930	960	990	1020
Количество остаточного аустенита, %	20,9	32,2	38,6	53,6	55,5

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Фазовый состав сталей определяли с использованием структурной диаграммы Потака-Сагалевиц [2], позволяющей более точно оценить соотношение фаз в сталях, чем диаграмма Шеффлера [2]. Согласно рассчитанным хромовым эквивалентам феррито- и мартенситообразования, сталь 1 имеет полностью мартенситную структуру, в то время как сталь 2 относится к аустенитно-мартенситному классу с равным соотношением структурных составляющих. Рентгеноструктурный фазовый анализ в закаленном состоянии определил наличие в стали 1 не более 1 % аустенита. В стали 2 по мере увеличения температуры нагрева под закалку количество аустенита варьируется от 20,9 до 55,5 % (табл. 2).

Закалку стали 2 проводили от 960 °С для уменьшения количества остаточного аустенита и растворения значительной части карбидов [26]. Высокий отпуск в интервале температур от 530 до 590 °С приводит к незначительному уменьшению количества остаточного аустенита, следствием чего является низкий предел текучести (табл. 3).

Нагрев в межкритический интервал температур (МКИ) до 680 °С существенно дестабилизирует остаточный аустенит. Это способствует повышению предела текучести, однако образование «свежего» мартенсита при охлаждении заметно снижает относительное удлинение.

Микроструктура стали 2 после высокого отпуска при 590 °С состоит из продуктов распада мартенсита и остаточного аустенита (рис. 1, а), а после нагрева в МКИ при 680 °С наблюдаются пакеты «свежего» мартенсита (рис. 1, б).

Микроструктура стали 2 после закалки и высокого отпуска также включает расположенные преимущественно в зернограницных участках (рис. 2) карбиды на основе хрома и молибдена, что позволяет отнести их к карбидам типа $Me_{23}C_6$.

Поскольку предел текучести после термообработки по вышеуказанным режимам не достиг требуемых для групп прочности Q125 и Q135 значений, сталь 2

Т а б л и ц а 3

Влияние режимов термической обработки на фазовый состав и механические свойства исследуемых сталей

Table 3. Influence of heat treatment on phase composition and mechanical properties of the studied steels

Номер стали	Режим термообработки, °С		$\gamma_{\text{ост}}$, %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,65}$, МПа	δ , %
	закалка	отпуск				
1	980 (0,5 ч)	560 (1,5 ч)	0,2	968 – 1053	924 – 956	17 – 19
2	960 (0,5 ч)	530 (1,5 ч)	36,1	1137 – 1148	596 – 659	20
		560 (1,5 ч)	30,6	1120	757 – 779	20
		590 (1,5 ч)	29,8	1078 – 1090	810 – 833	20 – 21
		Нагрев в МКИ 680 (1,5 ч)	25,4	1072 – 1075	824 – 841	14 – 16

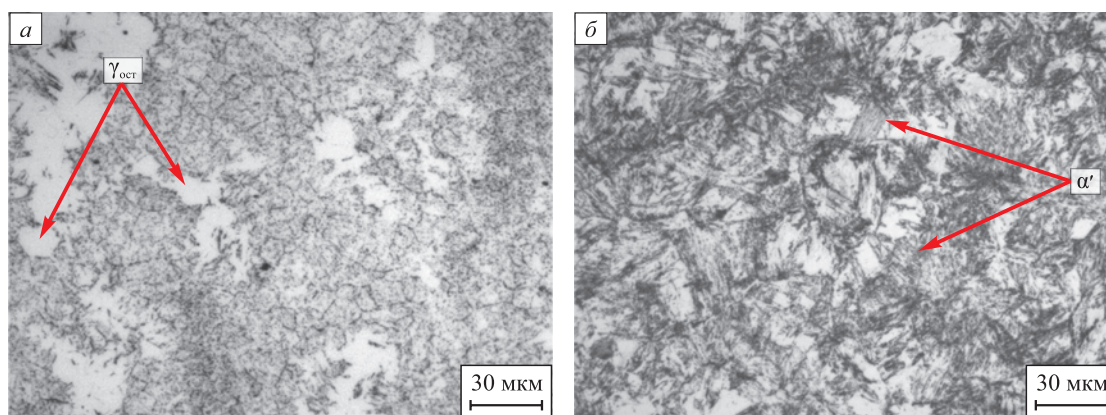


Рис. 1. Микроструктура стали 2 после закалки от 960 °С и отпуска при 590 °С (а) и нагрева при 680 °С (б):

$\gamma_{\text{ост}}$ – остаточный аустенит; α' – «свежий» мартенсит

Fig. 1. Microstructure of steel 2 after hardening (960 °C) and tempering at 590 °C (a) or heat at 680 °C (b);

$\gamma_{\text{ост}}$ – retained austenite; α' – newly formed lath martensite

подвергли многоступенчатой термической обработке, включающей закалку от 1020 °С с охлаждением на воздухе, нагрев при 760 °С и отпуск при 530 °С. Нагрев при 760 °С приводит к обеднению гамма-твердого раствора по углероду за счет выделения карбидов и дестабилизации аустенита. Заключительный отпуск способствует снятию внутренних напряжений за счет распада свежего мартенсита, повышает пластичность и предел текучести (табл. 4).

Нагрев стали 2 при 760 °С приводит к выделению карбидов, форма которых близка к равноосной, а размеры варьируются в диапазоне от 20 до 150 нм (рис. 3). Тип карбидной фазы совпадает с высокоотпущенным состоянием ($Me_{23}C_6$), в котором часть атомов хрома замещена молибденом.

Исследование фазового состава стали 2 после нагрева при 760 °С с помощью EBSD-анализа выявило наличие развитой субструктуры, состоящей из паке-

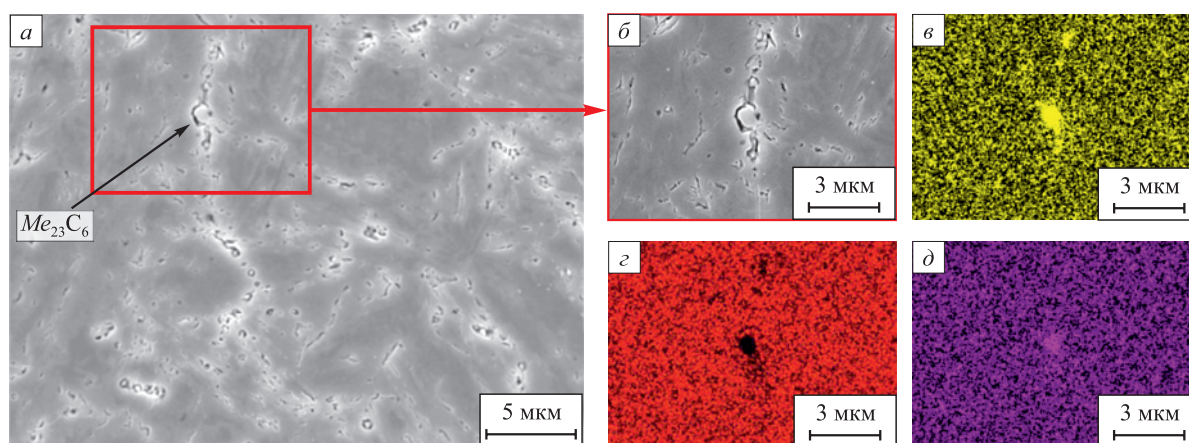


Рис. 2. Микроструктура стали 2 после закалки от 960 °С и отпуска при 590 °С (а, б) с распределением химических элементов по структурным составляющим: Cr (в), Fe (г), Mo (д)

Fig. 2. Microstructure (a, б) of steel 2 after hardening (960 °C) and tempering (590 °C) and distribution of chemical elements: Cr (в), Fe (г), Mo (д)

Таблица 4

Влияние многоступенчатой термической обработки на фазовый состав и механические свойства стали 2

Table 4. Influence of multistage heat treatment on phase composition and mechanical properties of steel 2

Режим термообработки, °С		$\gamma_{\text{ост}}$, %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,65}$, МПа	δ , %
Закалка 1020 (0,5 ч)	Нагрев 760 (2 ч)	12,2	1119 – 1143	765 – 782	15 – 16
	Нагрев 760 (2 ч) + отпуск 530 (1 ч)	10,7	1069 – 1075	959 – 974	19 – 21

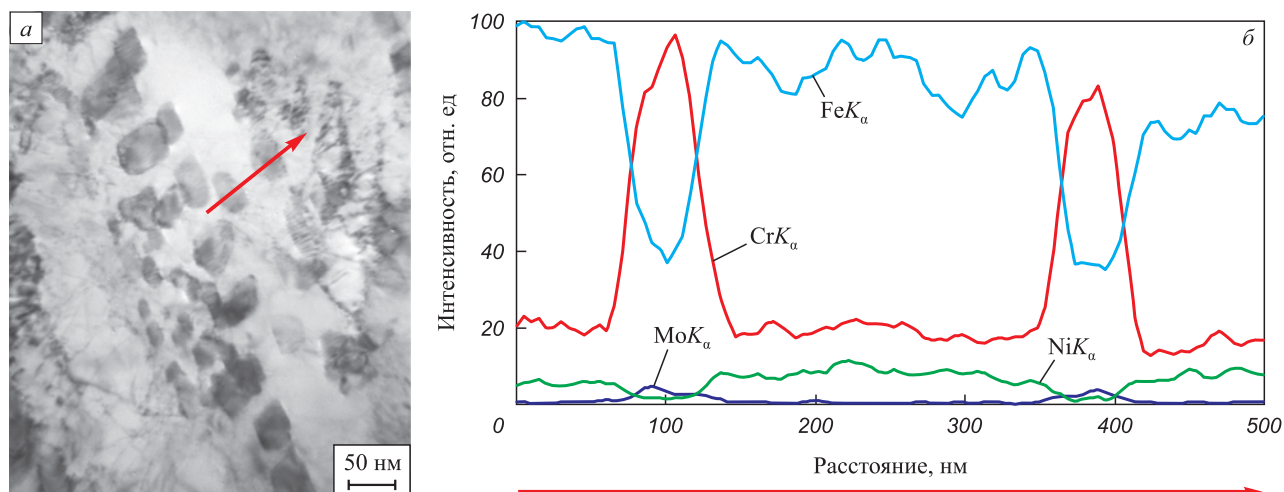


Рис. 3. Светлопольное изображение (а) и состав (б) отмеченных стрелкой карбидов в микроструктуре стали 2 после закалки от 1020 °С и нагрева при 760 °С

Fig. 3. Bright-field image (a) and composition (b) of carbides in microstructure of steel 2 after hardening from 1020 °C and heating at 760 °C

тов реечного «свежего» мартенсита (α') и остаточного аустенита (рис. 4). Последний имеет морфологию блоков ($\gamma_{\text{бл}}$) и прослоек ($\gamma_{\text{пр}}$), расположенных между мартенситных реек.

Сравнительная оценка данных EBSD-анализа показала, что заключительный отпуск при 530 °С способствует дополнительному образованию карбидов Me_{23}C_6 , доля которых на фазовой карте возрастает с 1,7 до 2,2 %. Увеличение доли карбидов при 530 °С также подтверждается термодинамическими расчетами «Thermo-Calc» [26]. Одновременно доля остаточного аустенита уменьшается на 1,5 %.

Для оценки причин упрочнения аустенитно-мартенситной стали использовали соотношение Орована для сферических некогерентных непререзаемых частиц при условии равномерного распределения в объеме однородной микроструктуры [27]. Вклад карбидов, выделившихся при заключительном отпуске в ходе многоступенчатой термообработки, оценили по формуле

$$\sigma_r = \frac{10^{-6} G b}{r} \sqrt{\frac{4\pi}{3f}},$$

где G – модуль сдвига (для высоколегированных мартенситных сталей принят $75 \cdot 10^9$ Па); b – вектор Бюргера (принят равным $2,49 \cdot 10^{-10}$ м); r – средний радиус частиц (принят равным 40 нм); f – расчетная безразмерная доля частиц карбидов при условии их полного выделения (в соответствии с полной стехиометрией карбида $(\text{Cr}_{21}\text{Mo}_2)\text{C}_6$ принята равной 0,003). Максимально возможный вклад дисперсных частиц не превышает ~45 МПа.

Сравнительный анализ поведения аустенитно-мартенситной стали при испытании на растяжение на разных стадиях термообработки показал (рис. 5, кривая 1), что после закалки от 1020 °С и нагрева при 760 °С происходит интенсивное деформационное упрочнение, связанное с частичным превращением остаточного аустенита в мартенсит деформации. Последующий отпуск

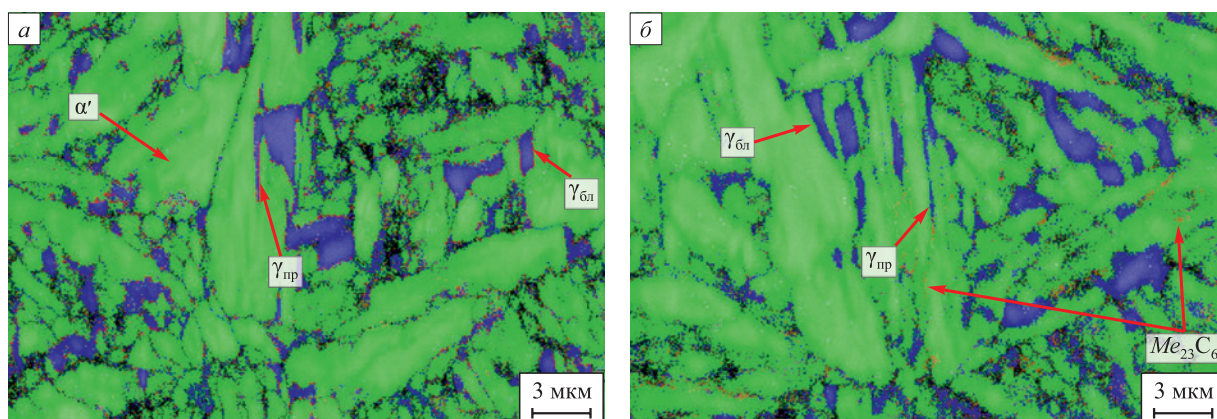


Рис. 4. Фазовая карта микроструктуры стали 2 после нагрева при 760 °С (а) и последующего отпуска при 530 °С (б)

Fig. 4. Phase map of steel 2 microstructure after heating at 760 °C (a) and subsequent tempering at 530 °C (b)

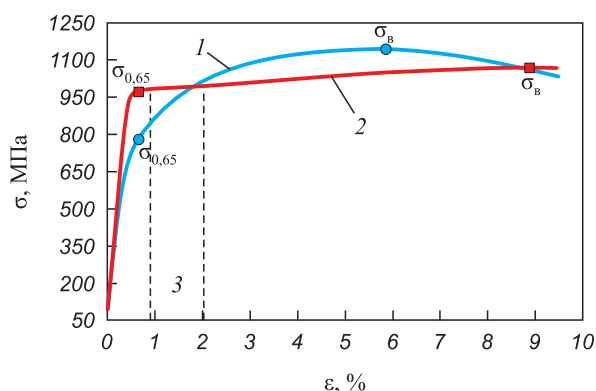


Рис. 5. Участок диаграммы растяжения разрывного образца стали 2 в различных состояниях:

1 – нагрев при 760 °С; 2 – последующий отпуск при 530 °С; 3 – площадка текучести

Fig. 5. Section of tensile stress-deformation diagram of steel 2 in various states:

1 – heating at 760 °С; 2 – subsequent tempering at 530 °С; 3 – yield plateau

при 530 °С отличается значительным увеличением предела текучести с образованием площадки и уменьшением влияния деформационного упрочнения (кривая 2).

Рентгеноструктурный фазовый анализ зоны равномерного удлинения испытанного на растяжение образца после многоступенчатой термообработки выявил уменьшение количества остаточного аустенита с 10,7 до 5,3 %. Фазовая карта данного участка в продольном сечении показала, что аустенит в микроструктуре присутствует по большей части в виде межреечных прослоек (рис. 6), подразумевая преимущественное превращение остаточного аустенита блочной морфологии в процессе деформации.

Дополнительное выделение карбидов в ходе окончательного отпуска при 530 °С уменьшило содержание углерода в гамма-твердом растворе, что снизило стабильность остаточного аустенита и привело к частичному превращению в мартенсит при охлаждении (табл. 4). Предположительно, следствием этого стало смещение начала мартенситного превращения остаточного аустенита при растяжении в область упругой деформации с образованием мартенсита напряжения и значительное повышение предела текучести. Площадка текучести указывает на протекание пласти-

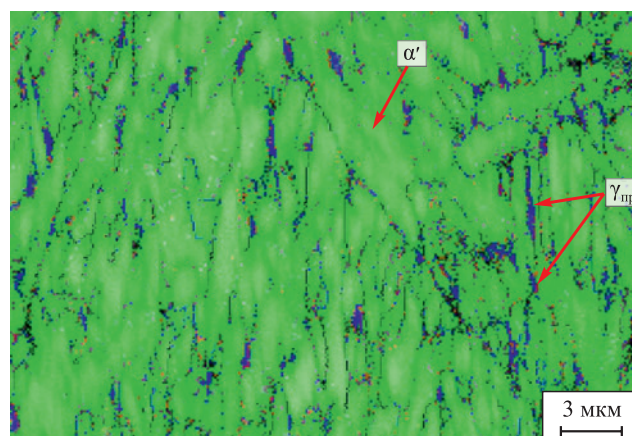


Рис. 6. Фазовая карта микроструктуры разрывного образца стали 2 на участке равномерного удлинения после закалки от 1020 °С, нагрева при 760 °С и отпуска при 530 °С

Fig. 6. Phase map of proportional elongation zone of steel 2 tensile sample after hardening from 1020 °С, heating at 760 °С and tempering at 530 °С

ческой деформации за счет локального скольжения и мартенситного превращения, что характерно для сталей с пластичностью, наведенной превращением (ПНП-стали) [28]. Если образование мартенсита при растяжении происходит главным образом за счет мартенситного превращения аустенита блочной морфологии, то локальный сдвиг обеспечивается за счет более стабильных прослоек аустенита, вдоль которого могут скользить жесткие мартенситные рейки [14; 17].

Испытание сталей на ударный изгиб при температуре –40 °С проводили после термической обработки по режимам, приведенным в табл. 5. Исследуемые стали показали высокие значения ударной вязкости, удовлетворяющие требованиям при эксплуатации в холодных макроклиматических условиях.

Можно предположить, что заметно меньшая ударная вязкость аустенитно-мартенситной стали с 15 % Cr по сравнению со сталью мартенситного класса с 13 % Cr при равной прочности обусловлена ограниченной деформационной стабильностью блочного аустенита. Подтверждением этому служат данные фазового состава, согласно которым доля остаточного аустенита в стали 2 вблизи поверхности излома снизилась после испытания на удар с 10,7 до 8,2 %. Фазовая карта аусте-

Таблица 5

Ударная вязкость исследуемых сталей

Table 5. Impact toughness of the studied steels

Номер стали	Режим термообработки	Ударная вязкость KCV ^{-40 °С} , Дж/см ²
1	Закалка при 980 °С (0,5 ч) + отпуск при 560 °С (1,5 ч)	136 ± 6
2	Закалка при 1020 °С (0,5 ч) + нагрев при 760 °С (2 ч) + отпуск при 530 °С (1 ч)	84 ± 5

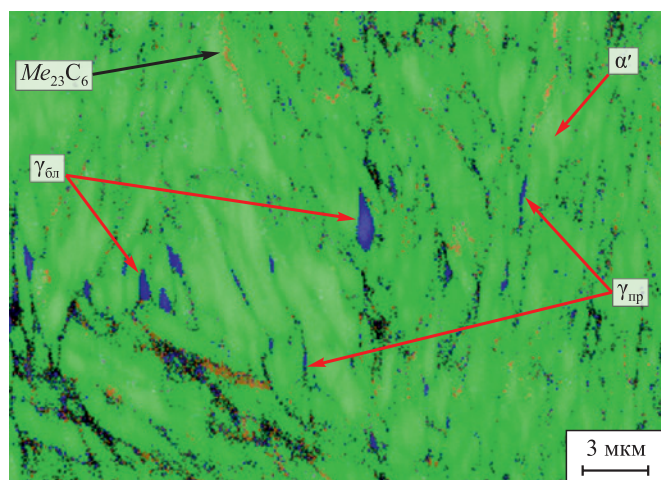


Рис. 7. Фазовая карта микроструктуры вблизи поверхности излома ударного образца стали 2 после закалки от 1020 °С, нагрева при 760 °С и отпуска при 530 °С

Fig. 7. Phase map of microstructure near the fracture surface of steel 2 impact sample after hardening from 1020 °C, heating at 760 °C and tempering at 530 °C

нитно-мартенситной стали показала (рис. 7), что вследствие частичного $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения значительно уменьшилась доля блочной морфологии остаточного аустенита.

Расчетное влияние остаточного аустенита, имеющего форму стабильных межреечных прослоек, на ударную вязкость согласно результатам линейной аппроксимации [29] имеет незначительный эффект при его содержании менее 10 %. Снижение ударной вязкости стали 2 может быть также связано с выделением частиц карбидной фазы, ухудшающих сопротивление развитию хрупких трещин [6; 30].

Выводы

Таким образом показано, что закалка стали с 15 % хрома и высоким содержанием никеля и молибдена с последующим отпуском в температурном диапазоне от 530 до 590 °С не позволяет обеспечить высокий предел текучести вследствие неполного мартенситного превращения и сохранения значительного количества остаточного аустенита (от 30 до 36 %). Нагрев в МКИ до 680 °С аустенитно-мартенситной стали также не обеспечил требуемых показателей.

Многоступенчатая термообработка по режиму: закалка от 1020 °С, промежуточный нагрев при 760 °С и окончательный отпуск при 530 °С позволила снизить количество остаточного аустенита и обеспечить механические свойства, соответствующие группам прочности Q125 и Q135. Выделение дисперсных карбидов $Me_{23}C_6$ на основе хрома и молибдена и обеднение остаточного аустенита по углероду после нагрева и последующего отпуска привело к уменьшению его содержания до 10,7 %.

Остаточный аустенит после многоступенчатой термообработки представлен в микроструктуре в виде блоков и прослоек, расположенных между мартенситных реек. Испытание на статическое растяжение и последующий анализ структурно-фазового состояния выявили низкую стабильность аустенита блочной формы, претерпевающего при деформации мартенситное превращение.

Предположительно, уменьшение содержания углерода в гамма-твердом растворе в результате окончательного отпуска при 530 °С позволило сместить процесс мартенситного превращения остаточного аустенита при статическом растяжении в область упругой деформации. Это приводит к образованию мартенсита напряжения и значительному увеличению предела текучести. Благодаря стабильности межреечных прослоек остаточного аустенита, обеспечивающих локальное скольжение окружающих реек, такая сталь имеет более высокое относительное удлинение, чем сталь мартенситного класса с 13 % Cr.

Ограниченная деформационная устойчивость остаточного аустенита блочной формы, по-видимому, является причиной более низкой ударной вязкости в сравнении со сталью, имеющей однородную мартенситную микроструктуру.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. ANSI/API Spec 5CRA. Спецификация по бесшовным трубам из коррозионно-стойкого сплава для использования в качестве обсадных, насосно-компрессорных труб и соединительных муфт. Американский нефтяной институт, 2010:100.
2. Потак Я.М. Высокопрочные стали. Москва: Металлургия; 1972:208.
3. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. Москва: Металлургия; 1982:182.
Pickering F.B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. Applied Science Publishers; 1978:275.
4. Померанцева С.И., Вознесенская Н.М., Тарасенко Л.В., Лашевский В.Б. Высокопрочные коррозионностойкие стали переходного аустенитно-мартенситного класса ВНС-5 и СН-3. *Вопросы авиационной науки и техники. Авиационные материалы*. 1986; (№ Высокопрочные стали):65–72.
Pomerantseva S.I., Voznesenskaya N.M., Tarasenko L.V., Lashchevskii V.B., High-strength corrosion-resistant semi-austenitic steels VNS-5 and SN-3. *Voprosy aviatsionnoi nauki i tekhniki. Aviatsonnyye materialy*. 1986;(High-strength steels):65–72. (In Russ.).
5. Потак Я.М., Сачков В.В., Попова Л.С., Лавров В.И. Нержавеющая сталь X16N6 (СН-2А, ЭП288) переходного класса с высокой вязкостью. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1968;(11):4–7.
Potak Ya.M., Sachkov V.V., Popova L.S., Lavrov V.I. Stainless steel Kh16N6 (SN-2A, EP288) of transition class with high viscosity. *Metal Science and Heat Treatment*. 1968;(11):4–7. (In Russ.).

6. Вознесенская Н.М., Петраков А.Ф., Каблов Е.Н., Шалькевич А.Б. Высокопрочные коррозионностойкие стали аустенито-мартенситного класса. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002;(7):34–37.
Voznesenskaya N.M., Petrakov A.F., Kablov E.N., Shal'kevich A.B. High-strength corrosion-resistant steels of austenitic-martensitic class. *Metal Science and Heat Treatment*. 2002;(7):34–37. (In Russ.).
7. Померанцева С.И., Вознесенская Н.М., Лашевский В.Б., Гурвич Л.Я. Влияние нагревов при 400–450 °С на сопротивление коррозионному растрескиванию сварных соединений высокопрочных нержавеющей сталей. *Вопросы авиационной науки и техники. Авиационные материалы*. 1988;(№ Коррозия и защита металлических материалов и конструкций):22–26.
Pomerantseva S.I., Voznesenskaya N.M., Lashchevskii V.B., Gurvich L.Ya. Effect of heating at 400–450°C on the stress corrosion cracking resistance of welded joints of high-strength stainless steels. *Voprosy aviatsionnoi nauki i tekhniki. Aviatsonnyye materialy*. 1988;(Corrosion and protection of metallic materials and structures):22–26. (In Russ.).
8. Вознесенская Н.М., Лашевский В.Б., Гурвич Л.Я., Кривов Н.А., Ермолин П.А. Повышение сопротивления коррозионному растрескиванию штампованных деталей из стали 08X17H5M3. *Вопросы авиационной науки и техники. Авиационные материалы*. 1988;(№ Коррозия и защита металлических материалов и конструкций):15–21.
Voznesenskaya N.M., Lashchevskii V.B., Gurvich L.Ya., Krivov N.A., Ermolin P.A. Increasing the resistance to corrosion cracking of stamped parts made of steel 08Kh17N5M3. *Voprosy aviatsionnoi nauki i tekhniki. Aviatsonnyye materialy*. 1988;(no. Corrosion and protection of metallic materials and structures):15–21. (In Russ.).
9. Петраков А.Ф., Козловская В.И., Савинков Р.А., Транцевич Я.В. Влияние водорода на свойства коррозионно-стойких хромоникелевых сталей при комнатной и криогенных температурах. *Вопросы авиационной науки и техники. Авиационные материалы*. 1985;(3):15–21.
Petrakov A.F., Kozlovskaya V.I., Savinkov R.A., Trantsevich Ya.V. Effect of hydrogen on the properties of corrosion-resistant chromium-nickel steels at room and cryogenic temperatures. *Voprosy aviatsionnoi nauki i tekhniki. Aviatsonnyye materialy*. 1985;(3):15–21. (In Russ.).
10. Махнева Т.М., Дементьев В.Б. Фазовый состав подвергнутой интенсивной пластической деформации стали марки ВНС2 после закалки и старения в замкнутом объеме. *Вестник ИжГТУ*. 2009;(4):54–58.
Makhneva T.M., Dement'ev V.B. Phase composition of VNS2 steel undergone to intensive plastic deformation after hardening and aging in a closed volume. *Vestnik IZhGTU*. 2009;(4):54–58. (In Russ.).
11. Громов В.И., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Тоньшева О.А. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП «ВИАМ» для изделий авиационной техники. *Авиационные материалы и технологии*. 2017;(S):159–174.
<https://doi.org/10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174>
Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Pokrovskaya N.G., Tonyshcheva O.A. High-strength constructional and corrosion-resistant steels developed by VIAM for aviation engineering. *Aviatsonnyye materialy i tekhnologii*. 2017;(S):159–174. (In Russ.).
<https://doi.org/10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174>
12. Wong A. Modelling the stability and transformation kinetics of retained austenite in steels. *Materials Science and Technology*. 2022;38(11):676–688.
<http://dx.doi.org/10.1080/02670836.2022.2063539>
13. Xiong X.C., Chen B., Huang M.X., Wang J.F., Wang L. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel. *Scripta Materialia*. 2013;68(5):321–324.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.11.003>
14. Yang K., Ding W., Liu S., Li W., Jin X. Dominating role of film-like carbon-enriched austenite for the simultaneous improvement of strength and toughness in low-carbon steel. *Steel Research International*. 2021;92(2):2000344.
<https://doi.org/10.1002/srin.202000344>
15. Ghazvinloo H.R., Honarbakhsh-Raouf A., Borhami E. Morphological characteristics of retained austenite in 0.362C–1.38Si–1.24Mn steel processed by one-step quenching and partitioning. *Metallurgist*. 2016;60:758–764.
<https://doi.org/10.1007/s11015-016-0363-y>
16. Narasimha Rao B.V., Thomas G. Structure-property relations and the design of Fe-4Cr-C base structural steels for high strength and toughness. *Metallurgical Transactions A*. 1980;11:441–457. <https://doi.org/10.1007/bf02654568>
17. Maresca F., Kouznetsova V.G., Geers M.G.D. On the role of interlath retained austenite in the deformation of lath martensite. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2014;21:21.
<https://doi.org/10.1088/0965-0393/22/4/045011>
18. Liu W., Zhang B., Zhao A., Guo H., Sun S. Control of morphology and dimension of blocky retained austenite in medium-carbon steel. *Material Research Express*. 2018;6(1):10. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aae561>
19. Liu W., Liang J., Liang Y., Zhang B., Zhao A. A study of blocky retained austenite and properties under variously heat-treated ultra-fine bainitic steel. *Material Research Express*. 2019;6(10):15.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab3937>
20. Lu X., Yang Z., Qian D., Lan J., Hua L. Effect of martensite pre-quenching on bainite transformation kinetics, martensite/bainite duplex microstructures, mechanical properties and retained austenite stability of GCr15 bearing steel. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;15:2429–2438.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.070>
21. Xiao H., Zhao G., Xu D., Cheng Y., Bao S. Effect of microstructure morphology of Q&P steel on carbon and manganese partitioning and stability of retained austenite. *Metals*. 2022;12(10):1613. <https://doi.org/10.3390/met12101613>
22. Yi H.L., Chen P., Bhadeshia H.K.D.H. Optimizing the morphology and stability of retained austenite in a d-TRIP steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014;45: 3512–3518. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2267-4>
23. Драгунов Ю.Г., Зубченко А.С., Каширский Ю.В. *Марочник сталей и сплавов. 4-е изд. перераб. и доп.* Москва; 2014:1216.
24. Cao L., Anderko A., Gui F., Sridhar N. Localized corrosion of corrosion resistant alloys in H₂S-containing environments. *Corrosion*. 2016;72(5):636–654.
<https://doi.org/10.5006/2016>

25. Kimura M., Tamari T., Shimamoto K. High Cr stainless steel OCTG with high strength and superior corrosion resistance. *JFE Technical Report*. 2005;(9):7–12.
26. Пумпянский Д.А., Пышминцев И.Ю., Битюков С.М., Гervas'ev M.A., Gusev A.A. Особенности микроструктуры, фазового состава и возможности упрочнения нержавеющей сталей с 13 – 17 % Cr. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(9):644–653. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-644-653>
Pumpyanskii D.A., Pyshmintsev I.Yu., Bityukov S.M., Gervas'ev M.A., Gusev A.A. Features of microstructure, phase composition and strengthening capability of stainless steels with 13 – 17% Cr. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022;65(9):644–653. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-9-644-653>
27. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. Москва: МИСИС; 1997:527.
28. Гervas'ev M.A., Estemirova S.X., Mushnikov A.N., Sharapova V.A., Gusev A.A., Bashirova M.A. Изменение фазового состава высокомарганцевых сталей при растяжении. *Физика металлов и металловедение*. 2022;(1): 35–39. <https://doi.org/10.31857/S0015323022010053>
Gervasyev M.A., Estemirova S.K., Mushnikov A.N., Sharapova V.A., Gusev A.A., Bashirova M.A., Mushnikov A.N. Changes in the phase composition of high-manganese steels during tensile deformation. *The Physics of Metals and Metallography*. 2022;(1):32–36. <https://doi.org/10.31857/S0015323022010053>
29. Nakagawa H., Miyazaki T. Effect of retained austenite on the microstructure and mechanical properties of martensitic precipitation hardening stainless steel. *Journal of Materials Science*. 1999;34:3901–3908. <https://doi.org/10.1023/A:1004626907367>
30. Пышминцев И.Ю., Смирнов М.А., Лаев К.А., Храмов Е.В., Алютин Д.М. Свойства высокохромистых коррозионноустойчивых сталей, подвергнутых высокотемпературной термомеханической обработке. *Вестник МГТУ им. Г. И. Носова*. 2015;(3):78–82.
Pyshmintsev I.Yu., Smirnov M.A., Laev K.A., Khramkov E.V., Alyutin D.M. Properties of high-chromium corrosion-resistant steels exposed to high-temperature thermomechanical treatment. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*. 2015;(3):78–82. (In Russ.).

Сведения об авторах

Information about the Authors

Игорь Юрьевич Пышминцев, д.т.н., профессор, генеральный директор, ООО «ИЦ ТМК»

E-mail: PyshmintsevIU@tmk-group.com

Сергей Михайлович Битюков, к.т.н., заведующий лабораторией, ООО «ИЦ ТМК»

E-mail: BitiukoySM@tmk-group.com

Алексей Антонович Гусев, младший научный сотрудник, ООО «ИЦ ТМК»

E-mail: GusevAA1@tmk-group.com

Igor' Yu. Pyshmintsev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., General Director, LLC "TMK R&D"

E-mail: PyshmintsevIU@tmk-group.com

Sergei M. Bityukov, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory, LLC "TMK R&D"

E-mail: BitiukoySM@tmk-group.com

Aleksei A. Gusev, Junior Researcher, LLC "TMK R&D"

E-mail: GusevAA1@tmk-group.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

И. Ю. Пышминцев – обоснование концепции и планирование исследований, разработка программы экспериментальных исследований, анализ данных литературы, анализ экспериментальных данных, интерпретация результатов исследования, формулировка выводов, редактирование и переработка рукописи.

С. М. Битюков – планирование исследований, разработка программы экспериментальных исследований, анализ экспериментальных данных, интерпретация и обобщение результатов исследования, формулировка выводов, редактирование и переработка рукописи.

А. А. Гусев – сбор и анализ данных литературы, проведение экспериментальных исследований (подготовка проб образцов, термообработка, металлография и дифрактография), анализ экспериментальных данных, интерпретация результатов исследования, формулировка выводов, оформление, редактирование и переработка рукописи.

I. Yu. Pyshmintsev – substantiation of the research concept, planning of the experiments, analysis of literary and experimental data, interpretation of the research results, formation of the conclusions, editing and revision of the manuscript

S. M. Bityukov – planning of the experiments, analysis of experimental data, interpretation and generalization of the research results, formation of the conclusions, editing and revision of the manuscript

A. A. Gusev – search and analysis of literary data, conducting experimental studies (sample preparation, heat treatment, metallography, diffraction research), analysis of experimental data, interpretation of the research results; formation of the conclusions; design, editing and revision of the manuscript.

Поступила в редакцию 20.07.2023

После доработки 05.09.2023

Принята к публикации 11.09.2023

Received 20.07.2023

Revised 05.09.2023

Accepted 11.09.2023