

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 621.791:621.771

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.010

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ШХ15. ЧАСТЬ I: ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ТВЕРДОСТЬ, ПРОЧНОСТЬ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ

**Сергей Анатольевич Земляков¹, Михаил Николаевич Зенин^{2†}, Сергей Геннадьевич Иванов³,
Михаил Алексеевич Гурьев⁴, Евгения Владимировна Черных⁵,
Алексей Михайлович Гурьев⁶, Денис Игоревич Зюзин⁷, Алексей Евгеньевич Спицын⁸**

¹ ООО УК «Алтайский завод прецизионных изделий», пр. Космонавтов, 6/2, 656023, Барнаул

^{1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8} Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, пр. Ленина, 46, 656038, Барнаул, Россия

^{1, 3, 4, 6} Уханьский текстильный университет, ул. ФангЖи, 1, 430073, Ухань, КНР

⁴ Чжэцзян Бриллиант Холодильное Оборудование Ко., ООО, Руао Промышленный парк, Синчан, провинция Чжэцзян, 312500, КНР

¹ kobalt_20@mail.ru

² Mikhail.zenin.96@mail.ru[†]

³ serg225582@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5965-0249>

⁴ gurievma@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9191-1787>

⁵ jane_5@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1128-8471>

⁶ gurievam@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7570-8877>

⁷ denis.physic96@gmail.com

⁸ leha.alex.spitsyn@mail.ru

Аннотация. Присутствие остаточного аустенита после закалки конструкционной подшипниковой стали ШХ15 часто приводит к более низкой твердости и ударной вязкости, что нежелательно при изготовлении деталей прецизионного назначения. В настоящей работе установлена взаимосвязь структурных изменений вызванных разными режимами термической обработки с механическими свойствами стали ШХ15, в том числе с применением обработки при отрицательных температурах как продолжение закалки. Исследовалось влияние отпуска при температурах 170 °С и 260 °С, сопряженного с обработкой холодом при -60 °С и криогенной обработкой в жидком азоте при -196 °С, на механические свойства закаленной стали ШХ15. Повышение температуры отпуска стали до 260 °С приводит к снижению всех показателей механических и эксплуатационных свойств (σ_b , КС и HRC). Обработка холодом и криогенная обработка способствуют увеличению доли мартенсита, сопровождающееся снижением остаточного аустенита, что вызывает повышение твердости. Наиболее оптимальной совокупностью механических, а следовательно, и эксплуатационных свойств будет обладать сталь ШХ15, подвергнутая закалке с температуры 845 °С, обработке холодом при -60 °С и последующему отпуску при 170 °С.

Ключевые слова: конструкционная подшипниковая сталь ШХ15, термическая обработка, микроструктура, временное сопротивление, ударная вязкость, твердость, аустенит, мартенсит.

Для цитирования: Земляков С.А., Зенин М.Н., Иванов С.Г., Гурьев М.А., Черных Е.В., Гурьев А.М., Зюзин Д.И., Спицын А.Е. Оценка влияния режимов термической обработки с использованием отрицательных температур на механические свойства стали ШХ15. Часть I: влияние режимов термообработки на твердость, прочность и ударную вязкость // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2024. Т. 21, № 1. С. 82–90. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.010.

Original article

ASSESSMENT OF THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT MODES USING NEGATIVE TEMPERATURES ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF ShKh15 STEEL. PART I: THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT MODES ON HARDNESS, STRENGTH AND TOUGHNESS

Sergey A. Zemlyakov¹, Mikhail N. Zenin^{2†}, Sergey G. Ivanov³, Mikhail A. Guryev⁴, Evgeniya V. Chernykh⁵, Alexey M. Guryev⁶, Denis I. Ziuzin⁷, Alexey E. Spitsyn⁸

¹ LLC UK «Altai Precision Products Plant», Cosmonauts Str., 6/2, Barnaul, 656023, Russia

^{1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8} I.I. Polzunov Altai State Technical University, Lenin Pr., 46, Barnaul, 656038, Russia

^{1, 3, 4, 6} Wuhan Textile University, FangZhi Road, 1, Wuhan, 430073, China

⁴ Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd., Ruao Industry Park, Xingchang, Zhejiang Province, 312500, China

¹ kobalt_20@mail.ru

² mikhail.zenin.96@mail.ru[†]

³ serg225582@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5965-0249>

⁴ gurievma@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9191-1787>

⁵ jane_5@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1128-8471>

⁶ gurievam@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7570-8877>

⁷ denis.physic96@gmail.com

⁸ leha.alex.spitsyn@mail.ru

Abstract. The presence of retained austenite after hardening of ShKh15 structural bearing steel often leads to lower hardness and toughness, which is undesirable in the manufacture of precision parts. In this work, the relationship between structural changes caused by different heat treatment modes and the mechanical properties of ShKh15 steel, including the use of treatment at negative temperatures as a continuation of hardening, has been established. The effect of tempering at temperatures of 170 °C and 260 °C, coupled with cold treatment at -60 °C and cryogenic treatment in liquid nitrogen at -196 °C, on the mechanical properties of hardened steel ShKh15 was studied. Increasing the tempering temperature of steel to 260 °C leads to a decrease in all indicators of mechanical and operational properties (σ_B , KC and HRC). The cold treatment and cryogenic treatment contribute to an increase in the proportion of martensite, accompanied by a decrease in retained austenite, which causes an increase in hardness. The most optimal set of mechanical, and therefore operational properties, will have ShKh15 steel subjected to hardening at a temperature of 845 °C, cold treatment at -60 °C and subsequent tempering at 170 °C.

Keywords: structural bearing steel ShKh15, heat treatment, microstructure, tensile strength, impact strength, hardness, austenite, martensite.

For citation: Zemlyakov, S. A., Zenin, M. N., Ivanov, S. G., Guryev, M. A., Chernykh, E. V., Guryev, A. M., Ziuzin, D. I. & Spitsyn A. E. (2024). Estimation of the influence of heat treatment modes using negative temperatures on the mechanical properties of ShKh15 steel. Part I: the influence of heat treatment modes on hardness, strength and toughness. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(1), 82–90. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.010.

Введение

Современное отечественное машиностроение широко использует специализированные конструкционные стали такие как шарикоподшипниковая сталь ШХ15 и другие. Стали данного класса обладают высокими показателями контактной выносливости, твердости и ударной вязкости в закаленном состоянии. На данный момент из стали ШХ15 изготавливают широкий спектр изделий, одними из которых являются втулки плунжера топливной аппаратуры системы «Common Rail», причем не только в России, но и за рубежом (корпорация «Bosch» в

Германии и компания «Weichai» в КНР) [1-9]. Однако известные режимы термообработки стали ШХ15 не обеспечивают стабильно высокий комплекс прочности в сочетании с высокими показателями пластичности и ударной вязкости. Так, при одинаковой с импортными деталями прочности, ударная вязкость и пластичность термообработанных на отечественных предприятиях деталей уступает импортным в 1,2-1,5 раза, что критично для ответственных деталей топливной аппаратуры «Common Rail», работающих в сложных эксплуатационных условиях. Исходя из этого, сталь ШХ15 входит в число таких материалов, которые нуждаются в

разработке оптимальных режимов термической обработки (ТО), обеспечивающих гарантированные показатели высокой ударной вязкости в сочетании с высокой прочностью.

Методика

Для исследования использовалась сталь марки ШХ 15 в состоянии поставки, химический состав используемых в работе плавок стали приведены в таблице 1. Химический состав определяли методом оптико-эмиссионной спектроскопии при помощи спектрометра

«SOLARIS CCD Plus» (G.N.R., Италия). Термическую обработку образцов проводили в вакуумных печах «НҚУ2-120», отпуск производили в камерных печах типа «СШЗ» в присутствии атмосферы. Обработку холодом при температуре $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ производили в промышленных холодильниках «ЛКА TV800», криогенную обработку при $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ производили путем погружения образцов в жидкий азот. Время выдержки при обработке холодом и криогенной обработке составляло 24 часа. Более подробно режимы ТО приведены в таблице 2.

Таблица 1. Химический состав используемых в работе плавок стали ШХ15

Table 1. Chemical composition of ShKh15 steel melts used in the work

Элемент	Плавка 1	Плавка 2	Сталь для сравнения – ШХ15 по ГОСТ 801-2022
			Содержание элементов, %
C	0,996±0,014	0,975±0,032	0,95–1,05
Si	0,236±0,044	0,244±0,003	0,17–0,37
Mn	0,335±0,055	0,345±0,043	0,20–0,40
P	0,0139±0,0019	0,0133±0,0046	≤0,027
S	0,0140±0,0038	0,0098±0,0008	≤0,020
Cr	1,594±0,028	1,570±0,010	1,30–1,65
Ni	0,141±0,001	0,139±0,001	≤0,30
Cu	0,181±0,003	0,176±0,001	≤0,25
Ni+Cu	0,322±0,003	0,315±0,001	≤0,50
Al	0,007±0,001	0,009±0,001	–

Таблица 2. Режимы термообработки стали ШХ15

Table 2. Heat treatment modes for steel ShKh15

Группа	Режимы термообработки, $^{\circ}\text{C}$				
	Режим №	Закалка	Обработка холодом	Криогенная обработка	Отпуск
I	1	845	–	–	170
	2	845	–	–	260
II	3	845	-60	–	170
	4	845	-60	–	260
III	5	845	–	-196	170
	6	845	–	-196	260

Измерение ударной вязкости проводилось на маятниковом копре «МК-300» при нормальных условиях. В исследовании использовались образцы тип 1 без U-образного концентратора с рабочими размерами $10 \times 10 \times 55$ мм в соответствии с ГОСТ 9454-78. Временное сопротивление определяли на разрыв в осевом направлении при помощи разрывной машины «Instron 3369»

с максимальным усилием 50 кН, скорость нагружения была выбрана равной 2 мм/мин, что соответствует статическому режиму, согласно ГОСТ 1497-84. В исследовании применялись образцы на растяжение типа 4, согласно приложению № 2 ГОСТ 1497-84. Измерение твердости производили на образцах после термообработки на полуавтоматическом микротвердо-

мере «МН-6» при нагрузке на индентор 1000 г. Металлографические исследования проводили при помощи программно-аппаратного комплекса «Thixomet PRO», имеющего в своем составе оптический микроскоп «Carl Zeiss Axio Observer Z1m». Для металлографических исследований образцы запрессовывали в эпоксидный компаунд при помощи металлографического пресса «MetaPress-P», после чего производили шлифовку и полировку на автоматическом шлифовально-полировальном станке «DIGIPREP» по методикам [10-14]. Травление приготовленных шлифов осуществляли последовательно в реактиве «Ниталь», затем в реактиве «Берахи I» и в завершении – в реактиве «Гроесбека». В результате травления в реактиве «Берахи I», а потом в реактиве «Гроесбека» все фазы, за исключением аустенита, окрашивались, что в свою очередь позволяло гарантированно идентифицировать неокрашенный (оставшийся белым) аустенит и произвести подсчет его количества.

Результаты и обсуждение

Сталь ШХ15 подвергают типичной для эвтектоидных сталей термической обработке: закалке с температур нагрева до 820-850 °С и низкому отпуску при 150–170 °С. После закалки в стали сохраняется некоторое (до 15 об. %) количество остаточного аустенита, распад которого в процессе эксплуатации готовой детали может вызвать изменение размеров деталей и повышение их твердости. Для уменьшения количества остаточного аустенита в таких сталях как ШХ15 применяется обработка холодом при температурах $-60 \div -70$ °С либо глубокая криогенная обработка в среде жидкого азота при -196 °С как продолжение закалки, без промежуточного отпуска. Окончательно обработанная подшипниковая сталь имеет структуру мартенсита с включениями мелких карбидов и высокую твердость (HRC 60-64) [1].

Смысл обработки стали холодом заключается в том, что у многих имеющих широкое промышленное применение марок сталей температура окончания мартенситного превращения лежит ниже 0 °С, и продолжение закалки в области отрицательных температур вызывает возобновление мартенситного превращения. Увеличение доли мартенсита, сопровождающееся снижением доли остаточного аустенита, вызывает повышение твердости, приводит к

стабилизации размеров, некоторому увеличению объема детали, повышению магнитных свойств. В случае изготовления прецизионных деталей топливной аппаратуры, обработка холодом, в том числе и криогенная обработка, является одним из более простых, эффективных, а иногда и единственным способом, при котором достигается минимизация содержания остаточного аустенита. В некоторых случаях операция обработки холодом имеет меньшую себестоимость по сравнению с операцией отпуска [2-5].

В методе глубокой криогенной обработки детали охлаждают до криогенной температуры, выдерживают при этой температуре в течение некоторого времени, а затем снова нагревают до комнатной температуры, чтобы повысить прочностные свойства и стабилизировать габаритные размеры готовой детали. Как правило, это дополнительный процесс к обычной ТО сталей.

Анализ литературных источников, в качестве основных причин использования криогенной обработки сообщает о двух металлургических явлениях: *первое явление* – это продолжение превращения остаточного аустенита в мартенсит. В инструментальных сталях после обычной термической обработки сохраняется определенный процент аустенита [3]. *Другое явление* заключается в том, что криогенная обработка способствует образованию мелкодисперсных выделений в виде соединений железа с углеродом, в литературе получивших название η -карбидов в мартенситной матрице. Предполагается [3], что механизм образования η -карбидов заключается в следующем: атомы железа или замещения расширяются и сжимаются, а атомы углерода слегка смещаются из-за деформации решетки. Механизм, с помощью которого криогенная обработка способствует повышению прочности, твердости и износостойкости, достигается за счет выделения мелкодисперсных (как правило, имеющих размеры от 4-5 до 40 нм) выделений η -карбида. В результате криогенной обработки остаточный аустенит распадается, образуются мартенсит и мелкие η -карбиды, при этом обеспечивается однородное распределение карбидов. Таким образом, износостойкость сталей значительно повышается [3].

Остаточный аустенит в процессе выдержки при температуре 20-25 °С стабилизируется, поэтому обработку холодом и криогенную обра-

ботку в тех случаях, когда они применяются в качестве продолжения закалочных операций, следует проводить сразу после закалки [1-4].

Сохранение в закаленной стали в течение длительного времени остаточного аустенита обусловлено малой тепловой подвижностью атомов углерода в кристаллической решетке железа при нормальной температуре. Лишь начиная с температуры около 200 °С в углеродистой стали наблюдается выделение с заметной скоростью из γ -решетки углерода и одновременно $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. При обычных сравнительно медленных нагревах превращение остаточного аустенита протекает в районе 200-300 °С, в результате превращения образуется карбид железа, преимущественно цементит Fe_3C и пересыщенный твердый α -раствор [2].

Обзор литературы показал, что наиболее распространенными механическими свойствами, предъявляемыми в отношении сталей, подвергнутых обработке холодом и глубокой криогенной обработке, являются твердость, предел прочности при растяжении и ударная вязкость [1-9], которые определяются по отдельности и редко коррелируют друг с другом [15-16]. В связи с этим цель исследования – установить взаимосвязь структурных изменений вызванных разными режимами ТО с механическими свойствами стали ШХ15, в том числе с применением обработки при отрицательных температурах как продолжение закалки.

Представленные в таблице 2 режимы термической обработки разделены на три группы в зависимости от наличия низкотемпературной обработки и ее температуры. В каждой группе дополнительно образцы разделяли по температуре отпуска. Все образцы всех групп подвергали закалке с температуры 845 °С, после чего охлаждали в масле. Далее часть образцов подвергали отпуску при температурах 170 °С либо 260 °С (группа I, режимы № 1 и № 2 в табл.2). Вторую часть образцов после закалки подвергали низкотемпературной обработке при температуре минус 60 °С, затем подвергали отпуску при температурах 170 либо 260 °С (группа II, режимы № 3 и № 4 в табл.2). Третью часть образцов после закалки подвергали криогенной обработке в жидком азоте при температуре минус 196 °С, после которой подвергали отпуску при температурах 170 либо 260 °С (группа III, режимы № 5 и № 6 в табл.2). Низкотемпературную и криогенную обработку производили

сразу же после закалки – как продолжение операции закалки. Отпуск производили после низкотемпературной и криогенной обработок, так как переход остаточного аустенита в мартенсит сопровождается объемными изменениями, что обуславливает рост внутренних напряжений и как следствие – повышение риска образования трещин в материале по сравнению с закаленными в масле образцами [7]. Количество образцов для каждого режима термообработки составляло 6 штук – по три образца для определения ударной вязкости и статических прочностных испытаний.

Результаты исследования механических свойств образцов представлены на рис.1-3.

Как видно из рис.1, применение низкотемпературной обработки снижает предел временного сопротивления. При этом с переходом от низкотемпературной обработки при -60 °С к криогенной обработке в жидком азоте при -196 °С, наблюдается также снижение предела временного сопротивления. При этом, если для образцов, не подвергавшихся низкотемпературной обработке, при повышении температуры отпуска наблюдается возрастание предела временного сопротивления с 1307 МПа до 1789 МПа (то есть, примерно на 27 %), то в случае низкотемпературной обработки при -60 °С наблюдается снижение предела временного сопротивления соответственно на 27 и 105 % относительно аналогичных режимов отпуска для образцов, не подвергавшихся низкотемпературной обработке. Понижение температуры низкотемпературной обработки до криогенных температур (-196 °С в жидком азоте) еще в большей степени снижает предел временного сопротивления: соответственно на 48 и 259 % по сравнению с показателями для образцов, не подвергавшихся низкотемпературной обработке.

Как видно из рис.2, в случае повышения температуры отпуска, ударная вязкость закономерно возрастает – значение ударной вязкости для образцов, отпущенных при 260 °С составляет 50,7 Дж/см², что в 2 раза превышает значение ударной вязкости для образцов, отпущенных при 170 °С – 25,7 Дж/см². В случае образцов, подвергнутых низкотемпературной обработке при -60 °С, ударная вязкость демонстрирует снижение по сравнению со значением для закаленных и отпущенных при 260 °С образцов в 1,625 и 1,9 раза соответственно для

обработанных при минус 60 °С и отпущенных при 170 и 260 °С. При этом повышение тем температуры отпуска до 260 по сравнению со 170 °С приводит к понижению значений ударной вязкости в 1,17 раза. В случае криогенной обработки в жидком азоте с последующим отпуском при 170 °С, образцы демонстрируют практически одинаковый уровень ударной вязкости по сравнению с образцами, закаленным и отпущенным при 170 °С (без низкотемпературной обработки) и с образцами, подвергнутыми низкотемпературной обработке с последующим отпуском при 260 °С. Для образцов, подвергнутых криогенной обработке в жидком азоте с последующим отпуском при 260 °С, значения ударной вязкости находятся на промежуточном уровне по сравнению с образцами, не подвергавшимися низкотемпературным обработкам и образцами, подвергнутыми низкотемпературной обработке при -60 °С: ударная вязкость ниже в 1,38 раза по сравнению с показателями для образцов, не подвергавшихся низкотемпературным обработкам и в 1,8 раза выше по сравнению с образцами, подвергнутыми низкотемпературной обработке при -60 °С с последующим отпуском при 170 °С.

Гистограммы показателей средней твердости, приведенные на рис.3, демонстрируют инвариантность значений твердости для образцов, отпущенных при 170 °С независимо от наличия и температуры низкотемпературной обработки – средняя твердость по всем группам составляет $66,5 \pm 0,4$ HRC. В случае отпуска образцов при 260 °С, образцы, подвергнутые криогенной обработке в жидком азоте, демонстрируют максимальные значения твердости, равные 62,1 HRC, что на 4,1 HRC ниже по сравнению с образцами, отпущенными при 170 °С. Значения твердости для образцов, подвергнутых обработке холодом при -60 °С и отпущенных при 260 °С, демонстрируют незначительное снижение по сравнению с образцами, подвергнутыми криогенной обработке, но всё же, остаются на уровне 60 HRC. В случае образцов, отпущенных при 260 °С и не подвергавшихся низкотемпературной либо криогенной обработке, значение твердости демонстрирует самое значительное падение: в среднем на 6,7 HRC по сравнению с образцами, отпущенными при 170 °С и в среднем на 7,2 HRC по сравнению с образцами,

подвергнутыми низкотемпературной и криогенной обработке и отпущенными при 260 °С.

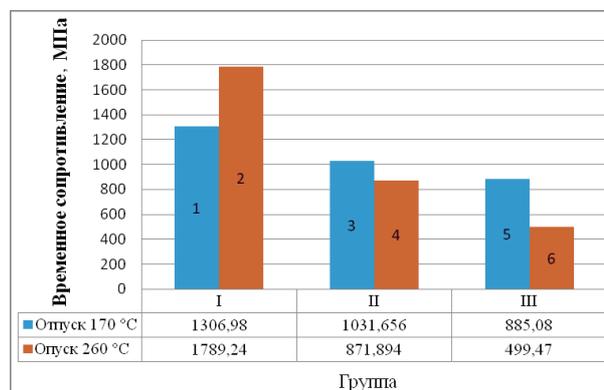


Рис.1. Измеренное временное сопротивление σ_b для трех групп образцов

Fig.1. Measured temporary resistance σ_b for three groups of samples

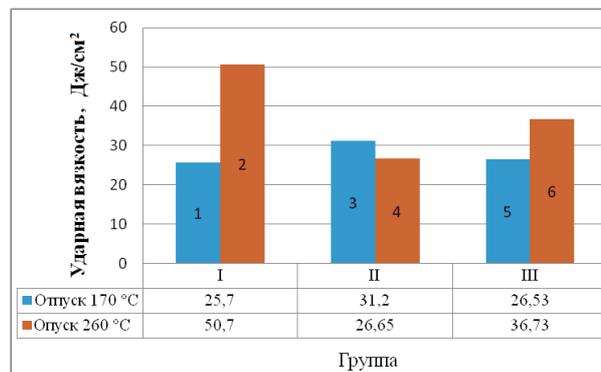


Рис.2. Измеренная ударная вязкость КС для трех групп образцов

Fig.2. Measured impact strength of KS for three groups of samples

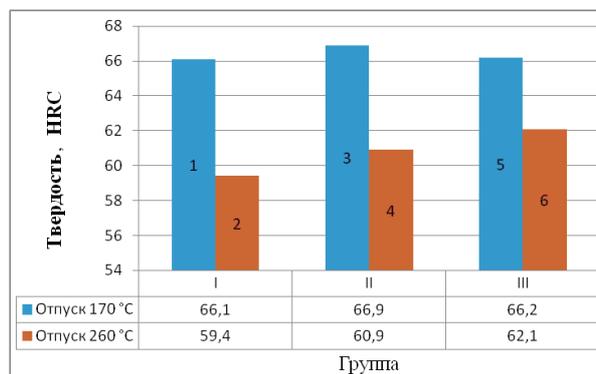


Рис.3. Измеренная твердость HRC для трех групп образцов

Fig.3. Measured HRC hardness for three groups of samples

Как показывают гистограммы свойств, приведенные на рис.1-3, наиболее оптимальной

совокупностью механических, а следовательно, и эксплуатационных свойств будет обладать сталь ШХ15, подвергнутая закалке с температуры 845 °С, обработке холодом при минус 60 °С и последующему отпуску при 170 °С (режим № 3). При этом необходимо отметить, что повышение температуры отпуска до 260 °С приводит к снижению всех показателей механических и эксплуатационных свойств: σ_b , КС и HRC. Остальные режимы термообработки демонстрируют более высокие отдельные показатели, однако, если рассматривать одновременно их комплекс, то эти режимы будут проигрывать режиму № 3.

Так, на рис.1 видим, что ТО при отрицательных температурах снижает σ_b на (32-72 %) в зависимости от температуры отпуска. На рис.2 видим повышение КС на (17,5 %) для режима № 3 с температурой отпуска 170 °С. Однако максимальное значение КС демонстрирует режим № 6 с температурой отпуска 260 °С, при котором показатель КС 17,7 % выше режима № 3.

Измерения твердости демонстрируют стабильные показатели твердости (66,1; 66,9; 66,2 HRC) для режимов ТО № 1,3,5 с температурой отпуска 170 °С. Режим ТО № 2 с температурой отпуска 260 °С приводит к резкому падению твердости стали ШХ15 до 52,4 HRC. ТО с применением обработки при отрицательных температурах (режимы № 4, № 6) позволяет повысить твердость до 60,9; 62,1 HRC соответственно.

Заключение

Анализируя данные механических испытаний стали ШХ15 можно прийти к следующим выводам:

1. Повышение температуры отпуска стали ШХ15 до 260 °С приводит к снижению всех показателей механических и эксплуатационных свойств: σ_b , КС и HRC.

2. ТО стали ШХ15 при отрицательных температурах, а именно, обработка холодом при -60 °С и криогенная обработка в жидком азоте при -196 °С способствуют увеличению доли мартенсита, сопровождающееся снижением остаточного аустенита, что вызывает повышение твердости.

3. Наиболее оптимальной совокупностью механических, а следовательно, и эксплуатационных свойств будет обладать сталь ШХ15, подвергнутая закалке с температуры 845 °С,

обработке холодом при -60 °С и последующему отпуску при 170 °С.

Список литературы

1. Caballero F.G., Pujante J., Sourmail T., Rementeria R., De-Castro D., Dierickx P., Ramirez G., Sidoroff-Coicaud C., Valizadeh Moghaddam P., Vuorinen E. Advanced heat treatments and complex ferritic structures for bearing steels // *Metals*. 2019. 9(11). 1137.
2. Caballero F.G., Garcia-Mateo C., Miller M.K. Design of novel bainitic steels: moving from ultrafine to nanoscale structures // *JOM*. 2014. V. 66. P. 747–755.
3. Gunes I., Cicek A., Aslantas K., Kara F. Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance of AISI 52100 bearing steel // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2014. V. 67. P. 909–917.
4. Ivaniskia T.M., T.F. de Souza, Jérémy Épp, A. da Silva Rocha Constitutive modelling of high temperature flow behaviour for a low carbon high silicon bainitic steel // *Materials Research*. 2020. 23(5). e20200264.
5. Jovičević-Klug P., Jovičević-Klug M., Rohwerder M., Godec M., Podgornik B. Complex interdependency of microstructure, mechanical properties, fatigue resistance, and residual stress of austenitic stainless steels AISI 304L // *Materials*. 2023. V. 16. 2638.
6. Mochtar M.A., Putra W.N., Abraham M. Effect of tempering temperature and subzero treatment on microstructures, retained austenite, and hardness of AISI D2 tool steel // *Materials Research Express*. 2023. V. 10, N 5. 056511.
7. Liu J., Li L., Yang S., Ding C., Wang E., Yu X., Wu H., Niu G. Effect of intragranular carbides and intergranular precipitates on the hot deformation mechanism and dynamic recrystallization mechanism of Fe–28Mn–11Al–1.5C–5Cr lightweight steel // *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. V. 27. P. 2346–2362.
8. Yang Z., Zhang F. Nanostructured bainitic bearing steel // *ISIJ International*. 2020. V. 60, Is. 1. P 18–30.
9. Subhankar Das Bakshi Wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite. University of Cambridge. Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy. 2016. 276 p.
10. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Земляков С.А., Гурьев М.А., Романенко В.В. Особенности методики подготовки образцов для автоматического анализа карбидной фазы стали Х12Ф1 после цементации в вакууме с применением программного комплекса "Thixomet PRO"

// Ползуновский вестник. 2020. № 2. С. 165–168.

11. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Земляков С.А., Гурьев М.А. Методика пробоподготовки образцов высоколегированных сталей для автоматического анализа карбидной фазы // Ползуновский вестник. 2020. № 3. С. 102–105.

12. Иванов С.Г., Гурьев М.А., Гурьев А.М., Романенко В.В. Фазовый анализ боридных комплексных диффузионных слоев на углеродистых сталях при помощи цветного травления // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2020. Т. 17, № 1. С. 74–77.

13. Гурьев А.М., Гурьев М.А., Земляков С.А., Иванов С.Г. Выявление особенностей морфологии и фазового состава сталей методами специального металлографического травления // В сб. тезисов XVI Международной школы-семинара «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах». 2020. С. 83–84.

14. Гурьев М.А., Иванов С.Г., Алонцева Д.Л., Иванова Т.Г., Гурьев А.М. Взаимосвязь химического состава насыщающей среды и диффузионного покрытия на сталях 45 и 45Л // Письма о материалах. 2014. Т. 4, № 3(15). С. 179–181.

15. Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д., Иванов С.Г., Власова О.А., Кошелева Е.А., Гурьев М.А., Земляков С.А. Новый способ диффузионного термоциклического упрочнения поверхностей железоуглеродистых сплавов // Ползуновский альманах. 2008. № 3. С. 10–16.

16. Гурьев А.М., Ворошнин Л.Г., Хараев Ю.П., Лыгденов Б.Д., Черных Е.В. Циклическое тепловое воздействие при термической и химико-термической обработке инструментальных сталей // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2005. Т. 2, № 3. С. 37–45.

Информация об авторах

С. А. Земляков – кандидат технических наук, главный металлург, ООО УК «Алтайский завод прецизионных изделий», Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Уханьский текстильный университет.

М. Н. Зенин – аспирант, инженер, младший научный сотрудник Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова.

С. Г. Иванов – доктор технических наук, ведущий научный сотрудник, доцент, заведующий лабораторией микроскопии, Алтайский государственный технический университет

им. И.И. Ползунова, Уханьский текстильный университет.

М. А. Гурьев – кандидат технических наук, доцент, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Уханьский текстильный университет, Чжэцзян Бриллиант Холодильное Оборудование Ко., ООО.

Е. В. Черных – кандидат физико-математических наук, доцент Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова.

А. М. Гурьев – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова, профессор Уханьского текстильного университета.

Д. И. Зюзин – аспирант Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова.

А. Е. Спицын – студент Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова.

References

1. Caballero, F. G., Pujante, J., Sourmail, T., Rementeria, R., De-Castro, D., Dierickx, P., Ramirez, G., Sidoroff-Coicaud, C., Valizadeh Moghaddam, P. & Vuorinen, E. (2019). Advanced heat treatments and complex ferritic structures for bearing steels. *Metals*, 9(11), 1137.

2. Caballero, F. G., Garcia-Mateo, C. & Miller, M. K. (2014). Design of novel bainitic steels: moving from ultrafine to nanoscale structures. *JOM*, 66, 747–755.

3. Gunes, I., Cicek, A., Aslantas, K. & Kara, F. (2014). Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance of AISI 52100 bearing steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 67, 909–917.

4. Ivaniskia, T. M., T. F. de Souza, Jérémy Épp & A. da Silva Rocha (2020). Constitutive modelling of high temperature flow behaviour for a low carbon high silicon bainitic steel. *Materials Research*, 23(5), e20200264.

5. Jovičević-Klug, P., Jovičević-Klug, M., Rohwerder, M., Godec, M. & Podgornik, B. (2023). Complex interdependency of microstructure, mechanical properties, fatigue resistance, and residual stress of austenitic stainless steels AISI 304L. *Materials*, 16, 2638.

6. Mochtar, M. A., Putra, W. N. & Abraham, M. (2023). Effect of tempering temperature and subzero treatment on microstructures, retained aus-

tenite, and hardness of AISI D2 tool steel. *Materials Research Express*, 10(5), 056511.

7. Liu, J., Li, L., Yang, S., Ding, C., Wang, E., Yu, X., Wu, H. & Niu, G. (2023). Effect of intragranular κ carbides and intergranular precipitates on the hot deformation mechanism and dynamic recrystallization mechanism of Fe–28Mn–11Al–1.5C–5Cr lightweight steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 27, 2346–2362.

8. Yang, Z. & Zhang, F. (2020). Nanostructured bainitic bearing steel. *ISIJ International*, 60(1), 18–30.

9. Subhankar Das Bakshi (2016). Wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite. University of Cambridge. Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy. P. 276.

10. Ivanov, S. G., Gur'yev, A. M., Zemlyakov, S. A., Gur'yev, M. A. & Romanenko, V. V. (2020). Osobennosti metodiki podgotovki obratstov dlya avtomaticheskogo analiza karbidnoy fazy stali Kh12F1 posle tsementatsii v vakuume s primeneniym programmnoy kompleksa "Thixomet PRO". *Polzunovskiy vestnik*, (2), 165–168. (In Russ.).

11. Ivanov, S. G., Gur'yev, A. M., Zemlyakov, S. A. & Gur'yev, M. A. (2020). Metodika probopodgotovki obratstov vysokolegirovannykh staley dlya avtomaticheskogo analiza karbidnoy fazy. *Polzunovskiy vestnik*, (3), 102–105. (In Russ.).

12. Ivanov, S. G., Gur'yev, M. A., Gur'yev, A. M. & Romanenko, V. V. (2020). Fazovyy analiz boridnykh kompleksnykh diffuzionnykh sloev na uglerodistykh stalyakh pri pomoshchi tsvetnogo travleniya. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 17(1), 74–77. (In Russ.).

13. Gur'yev, A. M., Gur'yev, M. A., Zemlyakov, S. A. & Ivanov, S. G. (2020). Vyyavleniye osobennostey morfologii i fazovogo sostava staley metoda-mi spetsial'nogo metallograficheskogo travleniya. *V sb. tezisov XVI Mezhdunarodnoy shkoly-seminara «Evolyutsiya defektnykh struktur v kondensirovannykh sredakh»*, 83–84. (In Russ.).

14. Gur'yev, M. A., Ivanov, S. G., Alontseva, D. L., Ivanova, T. G. & Gur'yev, A. M. (2014). Vzaimosvyaz' khimicheskogo sostava nasyschayushchey sredy i diffuzionnogo pokrytiya na

stalyakh 45 i 45L. *Pis'ma o materialakh*, 4(3(15)), 179–181. (In Russ.).

15. Gur'yev, A. M., Lygdenov, B. D., Ivanov, S. G., Vlasova, O. A., Kosheleva, E. A., Gur'yev, M. A. & Zemlyakov, S. A. (2008). Novyy sposob diffuzionnogo termotsiklicheskogo uprochneniya poverkhnostey zhelezouglerodistykh splavov. *Polzunovskiy al'manakh*, (3), 10–16. (In Russ.).

16. Gur'yev, A. M., Voroshnin, L. G., Kharayev, Yu. P., Lygdenov, B. D. & Chernykh, E. V. (2005). Tsiklicheskiye teplovoye vozdeystviye pri termicheskoy i khimiko-termicheskoy obrabotke instrumental'nykh staley. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 2(3), 37–45. (In Russ.).

Information about the authors

S. A. Zemlyakov – Candidate of Technical Sciences, Chief Metallurgist, LLC UK «Altai Precision Products Plant», I.I. Polzunov Altai State Technical University, Wuhan Textile University.

M. N. Zenin – Graduate Student, Engineer, Junior Researcher, I.I. Polzunov Altai State Technical University.

S. G. Ivanov – Doctor of Technical Sciences, Chief Researcher, Associate Professor, Head of the Laboratory of Microscopy, I.I. Polzunov Altai State Technical University, Wuhan Textile University.

M. A. Guryev – Candidate of Technical Sciences, Assistant professor, I.I. Polzunov Altai State Technical University, Wuhan Textile University, Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd.

E. V. Chernykh – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Assistant professor, I.I. Polzunov Altai State Technical University.

A. M. Guryev – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of department, I.I. Polzunov Altai State Technical University; Professor, Wuhan Textile University.

D. I. Ziuzin – Graduate Student, I.I. Polzunov Altai State Technical University.

A. E. Spitsyn – Student, I.I. Polzunov Altai State Technical University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 14.11.2023; одобрена после рецензирования 18.01.2024; принята к публикации 05.02.2024.

The article was received by the editorial board on 14 Nov. 23; approved after reviewing 18 Jan. 24; accepted for publication 05 Feb. 24.