



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-88-95>
УДК 621.789; 621.735.043; 621.78-977

Поступила 12.03.2024
Received 12.03.2024

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 45Х2НМФБА ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

А. Ю. ИЗОБЕЛЛО, А. В. БАСАЛАЙ, Э. Г. БИЛЕНКО, В. В. ПЕТРЕНКО, В. В. АПИШЕВ,
Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10.
E-mail: valik.apishev@gmail.com

Проведен анализ структуры баллистических материалов и выбраны оптимальные механические свойства, необходимые для обеспечения лучшей пулестойкости и долговечности броневой стали. Проведено исследование броневой стали 45Х2НМФБА при различных режимах термической обработки. Определены оптимальные режимы термической обработки, обеспечивающие повышение механических свойств. Выяснено, что при повышении скорости охлаждения стали образуется более мелкозернистая структура, а увеличение температуры закалки приводит к росту зерна первичного аустенита. Представлены результаты оптической микроскопии и механических свойств исследуемых образцов стали.

Ключевые слова. Термическая обработка, броневая сталь, микроструктура, механические свойства.

Для цитирования. Изобелло, А.Ю. Исследование микроструктуры и механических свойств образцов стали 45Х2НМФБА после термического воздействия / А.Ю. Изобелло, А.В. Басалай, Э.Г. Биленко, В.В. Петренко, В.В. Аписhev // *Литье и металлургия*. 2024. № 2. С. 88–95. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-88-95>.

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF 45KH2NMFBA STEEL SAMPLES AFTER THERMAL EXPOSURE

A. Yu. IZOBELLO, A. V. BASALAY, E. G. BILENKO, V. V. PETRENKO, V. V. APISHEV,
Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str.
E-mail: valik.apishev@gmail.com

The analysis of the structure of ballistic materials was carried out and the optimal mechanical properties necessary to ensure the best bullet resistance and durability of armored steel were selected. A study of 45X2NMFBA armor steel was carried out under various heat treatment modes. The optimal modes of heat treatment have been determined to ensure an increase in mechanical properties. It was found that with an increase in the cooling rate of steel, a finer-grained structure is formed, and an increase in the quenching temperature leads to an increase in the grain of primary austenite. The results of optical microscopy and mechanical properties of the studied steel samples are presented

Keywords. Heat treatment, armor steel, microstructure, mechanical properties.

For citation. Izobello A. Yu., Basalay A. V., Bilenko E. G., Petrenko V. V., Apishev V. V. Investigation of microstructure and mechanical properties of 45KH2NMFBA steel samples after thermal exposure. *Foundry production and metallurgy*, 2024, no. 2, pp. 88–95. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2024-2-88-95>.

Введение

На протяжении всей истории человечества по мере развития вооружений и увеличения количества и силы поражающих факторов одновременно создавались и средства индивидуальной защиты человеческого тела. В настоящее время средства индивидуальной бронезащиты (СИБ) в виде бронезилетов являются неотъемлемым элементом современной боевой экипировки военнослужащих, а также сотрудников других силовых структур государства.

Одна из важнейших проблем при создании современных средств индивидуальной бронезащиты – это выбор оптимальных баллистических материалов, позволяющих эффективно противодействовать поражающим факторам общевойскового боя. Очевидно, что правильный выбор материалов для бронезащиты может быть осуществлен только в результате изучения и анализа их возможностей с точки зрения стойкости по отношению к различным типам средств поражения. Поскольку эти средства иногда принципиально отличны друг от друга, то условия нагружения, в которых работает броня в СИБ, также влияют на требования, которые предъявляются к материалу брони.

Традиционно в качестве жестких панелей бронезилов Бр2-Бр4 и С1 классов защиты используются металлические материалы, в большей степени – броневые стали. Использование броневых сталей связано с относительно низкой стоимостью и доступностью, высокой прочностью и высокой «живучестью».

Броневая сталь представляет собой среднеуглеродистую, среднелегированную сталь мартенситного класса. Высокие прочностные характеристики броневых сталей для СИБ достигаются в результате термообработки, включающей в себя закалку на мартенсит и низкий отпуск [1].

Кроме термообработки, упрочнение сталей осуществляется путем их рационального легирования и с помощью термомеханической обработки (ТМО) – сочетанием термообработки с деформационным упрочнением.

Деформирование сталей (прокатка, штамповка, ковка и др.) сопровождается измельчением микроструктуры, увеличением плотности дислокаций, формированием более однородной структуры [2]. Мелкозернистый материал имеет более высокую прочность вследствие большей площади границ между зернами, являющихся естественным барьером для движения дислокаций.

Таким образом, для увеличения прочности сталей следует стремиться к сверхмелкозернистой структуре, насыщенной дислокациями.

Увеличить пулестойкость броневой стали можно было бы путем увеличения ее твердости. Однако при твердости преграды из гомогенной углеродистой броневой стали большей 55 HRC она становится хрупкой и при обстреле даже обычными стальными пулями поражается по типу пролома или раскола. Для того чтобы избежать этого, необходимо сохранить пластичность стали на уровне $\psi = 30\%$ [2].

Основными серийными стальными броневыми материалами, применяемыми в противопожарной защите, в настоящее время являются среднелегированные стали системы Cr-Ni-Mo-V. Прочность этих сталей находится в пределах 1700–2000 МПа, твердость – 48–54 HRC, относительное удлинение – 8–12%. Эти стали при толщине пластин 6,0–6,5 мм обеспечивают защиту без пробития при обстреле пулями со стальным термоупрочненным сердечником (ТУС) из автоматов АК74 и АК47 с расстояния 10 м.

К сталям для бронепластин предъявляются высокие требования по сочетанию прочности с вязкостью. Эти требования можно обеспечить при содержании углерода в пределах 0,35–0,55% и среднем уровне легирования, что позволяет получать достаточно высокую твердость (до 54 HRC) и мелкозернистую структуру, являющуюся основой хороших пластических свойств.

В соответствии с изложенным для первичных исследований можно принять следующие марки конструкционных сталей: сталь «96» (45X2НМФА) – эта сталь обеспечивает лучшие показатели качества, отвечающие требованиям ГОСТ 34286-2017, ей предшествовали стали марок «44», «56», «85»; сталь 35ХГСА (ГОСТ 4543-2016) обладает высокой вязкостью и хорошо работает при знакопеременных нагрузках; сталь 55ХГР (ГОСТ 14959-2016) относится к особо прочным конструкционным материалам и предназначена прежде всего для изготовления рессорной полосы; сталь 45ХН2МФА, близкая по составу и свойствам, – к так называемым броневым сталям.

Помимо перечисленных конструкционных сталей, прекрасное сочетание прочностных и пластических свойств имеет сталь 30ХГСН2А (ГОСТ 4543-2016) и ряд других сложнлегированных сталей. Однако не всякую подходящую по характеристикам сталь можно применить, поскольку из нее не производят листовой прокат.

Сталь «96» – это основной материал, который хорошо себя зарекомендовал и широко применяется в производстве СИБ. Главная задача этой стали – отработка режимов формообразования и термообработки, обеспечивающие качество бронезащитных элементов, а также возможное повышение функциональных свойств бронезащитных элементов за счет специальных методов термомеханической обработки.

Стали 45ХН2МФА, 30ХГСА, 30ХГСН2А, 35ХГСА (ГОСТ 4543-2016) являются ближайшим резервом замены броневым сталям, поскольку имеют хорошие характеристики механических свойств и входят в номенклатуру тонколистовой горячекатаной стали.

Цель работы заключается в исследовании влияния режимов термической обработки на комплекс механических свойств и установлении граничных температурных условий пластического формообразования стали 45Х2НМФА.

Материалы и методы исследований

В качестве материала для исследований использовали образцы броневой стали марки «96». В настоящее время она обеспечивает лучшие показатели качества, отвечающие требованиям СТО 00186217-491-2019. Химический состав стали «96», мас. %, приведен ниже.

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Cu	Al	P	S
0,43 – 0,48	0,3 – 0,6	0,15 – 0,35	1,5 – 1,8	0,8 – 1,2	0,5 – 0,7	0,08 – 0,10	0,05 – 0,07	до 0,30	0,01 – 0,15	<0,015	<0,005

Определение оптимальных режимов термической обработки пластин из броневой стали «96» осуществляли варьированием температуры закалки (850, 900 и 950 °С), времени выдержки (4, 4,5, 5, 6 мин) для пластин толщиной 2,5 мм и среды охлаждения (в масло или между плитами). Отпуск для всех образцов проводили по одному режиму: температура $T = 180$ °С, время $t = 5$ ч.

Металлографический анализ структуры выполняли с помощью микроскопа МИКРО-200, оснащенного цифровой записью изображения с выводом информации на компьютер. Для этого проводили шлифование образцов и травление в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте.

Микротвердость поверхностных фаз и включений определяли по методике Виккерса на микротвердомере ПМТ-3. В поверхностный слой образцов вдавливали под нагрузкой алмазный индентор в форме четырехгранной пирамиды с углом при вершине $\alpha = 136^\circ$. После удаления нагрузки, действовавшей в течение 5 с, измеряли диагональ отпечатка, оставшегося на поверхности образца.

Измерение твердости исследуемых образцов по методу Роквелла проводили на приборе ТК-2М по шкале «С» с нагрузкой 1471 Н.

Для испытаний на растяжения были изготовлены образцы с рабочей частью в виде стержня с прямоугольным сечением (плоские образцы). Соотношения между размерами образцов определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84. Испытания на растяжение проводили на разрывной машине WDW-100E. Перед проведением испытаний образцы измеряли при помощи микрометра и штангенциркуля. Полученные диаграммы растяжения были построены как средние по результатам испытаний трех образцов.

Результаты исследований и их обсуждение

Исходная структура стали «96» – перлитно-ферритная (рис. 1). Феррита немного (~10–15%) и располагается он на границах зерен. Величина зерна первичного аустенита составляет ~30–36 мкм. Микротвердость феррита – 24–28 НРС.

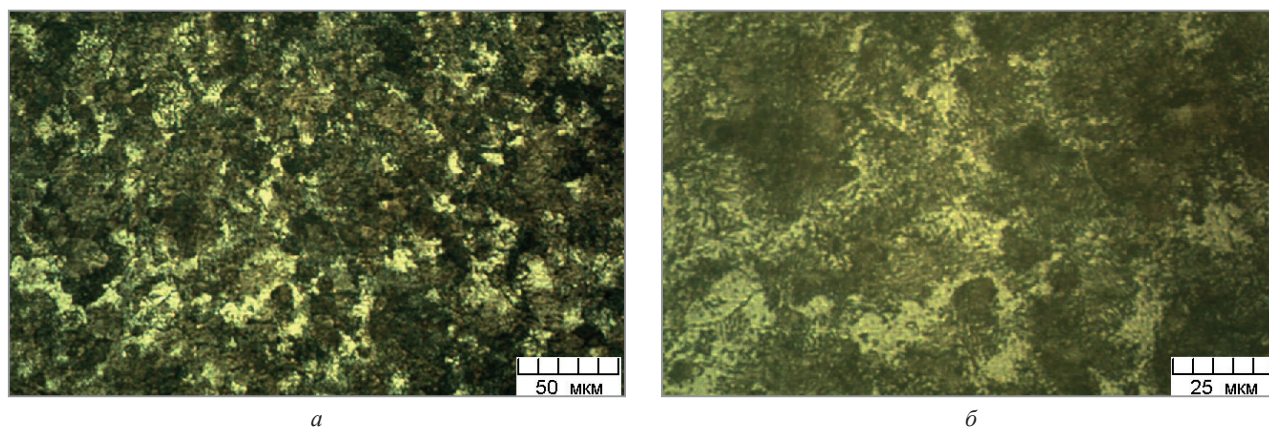


Рис.1. Исходная микроструктура образца из броневой стали при разном увеличении

Размер зерна аустенита – важнейшая характеристика. Он влияет на конечную структуру и свойства стали. Характеристикой склонности к росту является «наследственное» зерно [3]. Стандартным способом получения наследственно мелкозернистой стали является дополнительное раскисление (по сути, микролегирование) алюминием в количестве порядка 0,005%. Оксиды и нитриды алюминия очень дисперсны, не растворяются и не коагулируют вплоть до температур порядка 1000 °С и сдерживают рост аустенитного зерна. Также наследственную мелкозернистость обеспечивает микролегирование титаном, редкоземельными элементами, ниобием. Как модификаторы первого рода они создают устойчивые против нагрева очень дисперсные частицы (карбиды, карбонитриды и др.), а как модификаторы второго рода – снижают удельную зернограничную энергию и движущую силу процесса роста зерен. Легирующие элементы также уменьшают склонность к перегреву, однако марганец может способствовать росту зерна. Надо отметить, что на склонность к росту зерна, кроме марочного химического состава, могут влиять многие факторы, связанные с выплавкой стали, обработкой давлением, промежуточными операциями термической обработки.

В процессах горячей ОМД стали важное значение имеет устойчивость аустенита при охлаждении в процессе пластического формообразования. Кроме легирования, на устойчивость аустенита влияет и структура. Чем крупнее зерно (меньше поверхностная энергия), чем гомогеннее аустенит, тем он стабильнее. Поэтому повышение температуры закалки может повысить прокаливаемость. Влияет и субмикроструктура: чем больше дислокаций и других дефектов, тем больше энергия, аустенит менее стабильный. Поэтому пластическая деформация может сдвигать С-кривые влево и снижать прокаливаемость.

Величина действительного зерна аустенита оказывает наибольшее влияние на ударную вязкость [3]. У сталей с мелким действительным зерном ударная вязкость гораздо выше, особенно при низких температурах. Следовательно, для изделий, подвергающихся ударным нагрузкам, необходимо обеспечить измельчение действительного зерна.

В работе стабильность аустенита стали «96» была определена экспериментально путем нагрева стали выше температуры 900 °С и дальнейшего подстуживания вплоть до 400 °С с последующей закалкой. После закалки проводили измерения твердости образцов (рис. 2).

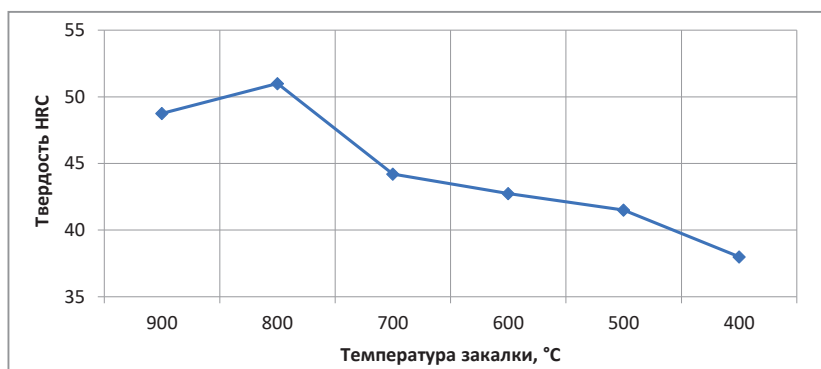


Рис. 2. Зависимость твердости от температуры закалки при подстуживании образцов

Из рисунка следует, что сталь «96» закаливается при подстуживании до 750 °С на необходимую твердость (свыше 48 HRC). Это позволяет проводить пластическую деформацию и последующую закалку данной стали в более широком диапазоне температур без снижения механических характеристик.

Более низкая температура деформации и последующей закалки позволяет сохранить структуру дислокаций в деформированном материале и тем самым повысить механические свойства изделия. Сохранение структуры дислокаций обеспечивается снижением скорости рекристаллизации микроструктуры при более низких температурах.

При этом важно обеспечить предварительный нагрев стали выше закалочной температуры для обеспечения необходимых микроструктурных превращений и возможности последующей закалки стали на мартенситную структуру.

Но так как процесс горячей штамповки бронепластин происходит за определенный промежуток времени, при котором материал значительно охлаждается, то необходимо определить оптимальные режимы нагрева и выдержки.

Определение оптимальных режимов термической обработки пластин из броневой стали «96» осуществляли в два этапа: варьированием температуры закалки (850, 900 и 950 °С), времени выдержки (4,5; 6 мин) на первом и времени выдержки (4 и 5,5 мин) на втором этапе для пластин толщиной 2,5 мм и среды охлаждения (в масло или между плитами). Отпуск для всех образцов проводили по одному режиму: $T=180\text{ °C}$, $t=5\text{ ч}$.

На первом этапе исследовали образцы, для которых время выдержки составляло 4,5 и 6 мин. Режимы термообработки приведены в табл. 1.

После закалки в масло от температур 850, 900 и 950 °С зерно первичного аустенита измельчается соответственно до 10–15, 25–40 и 45–50 мкм.

При охлаждении между плитами зерно немного мельче – 10–20, 15–25 и 20–25 мкм при тех же температурах закалки соответственно. Увеличение времени выдержки на 2,5 мин приводит к возрастанию зерна до 25–50, 25–40 и 50–60 мкм. Результаты анализа образцов приведены в табл. 2.

Все образцы, закаленные при температуре 850 °С и отпущенные, содержат отпущенный мартенсит, троостит и очень мелкие карбидные включения (рис. 3). Мартенсит в виде светлой составляющей, имеющей блочную структуру, троостит в виде более темной составляющей, которая располагается по границам

Таблица 1. Режимы термообработки

Номер образца	Температура закалки, °С	Среда охлаждения	Время в печи (нагрев+выдержка)
1	850	Масло	4,5
2	850	То же	6,0
3	850	Плиты	4,5
4	850	То же	6,0
5	900	Масло	4,5
6	900	То же	6,0
7	900	Плиты	4,5
8	900	То же	6,0
9	950	Масло	4,5
10	950	То же	6,0
11	950	Плиты	4,5
12	950	То же	6,0

Таблица 2. Результаты исследования твердости и микроструктурных параметров образцов

Номер образца	Размер зерна, мкм	Твердость HRC	Микротвердость мартенсита HRC	Характеристика карбидов	Примечание
Исходный	30–36	22–28	-	-	Перлитно-ферритная структура
1	10–15	52,8	55–55,5	Россыпь мелких по границам	Троостомартенситная структура
2	25–50	52,7	55–58		Мартенсит с рябинкой, возможно с выделениями карбидов
3	10–20	52,3	54–57		Трооститная структура
4	10–25	51,7	54–55		Троостомартенситная структура
5	25–40	54,3	-	Единичные включения по границам	Троостомартенситная структура
6	25–40	53,2	60–63	Единичные включения по границам	Троостомартенситная структура
7	15–25	53,8	57–59		Троостит на границах
8	15–20	54,2	55–57		Много остаточного мартенсита
9	45–50	54,3	57–60	Мелкие округлые по границам	Трооститная структура, но наблюдается небольшое количество отпущенного мартенсита
10	50–60	54	-		Имеется мелкоигольчатый мартенсит
11	20–25	54,5	57–59		Мартенсит блочной морфологии с карбидной фазой, расположенной как внутри, так и по границам бывшей аустенитной фазы
12	40–60	54	57–59		Отпущенный мартенсит мелкоигольчатой морфологии

бывших аустенитных зерен и в нем, как правило, имеются очень мелкие включения карбидов округлой формы. Иногда карбиды располагаются по границам волокнистых темных трооститных областей. Эти волокнистые темные области мягче (~46–52 HRC), чем более разряженные светлые (~55–58 HRC).

Образцы, закаленные от 900 °С и отпущенные, также содержат троостит, отпущенный мартенсит и карбидную фазу (рис. 4). Но их количественное соотношение меняется.

В образцах, закаленных в масло, содержится практически только троостит, имеются единичные включения карбидной фазы, которые располагаются на границах. Их размер значительно больше карбидов в составе троостита.

При охлаждении между плитами от 900 °С зерно немного мельче, чем при охлаждении в масло. Наблюдается много остаточного мартенсита, микротвердость которого составляет 55–63 HRC.

В образцах, закаленных от 950 °С и отпущенных, структура аналогична образцам при закалке от 850 и 900 °С, но крупнее (рис. 5). Микротвердость мартенсита составляет 57–60 HRC.

Таким образом, опираясь на результаты микроскопии и анализа твердости обработанных образцов, наиболее предпочтительным режимом термообработки стали «96» является закалка при температуре 900 °С с минимальной выдержкой и охлаждением между плитами.

На втором этапе исследовали 12 образцов с временем выдержки 4 и 5,5 мин. Режимы термообработки приведены в табл. 3.

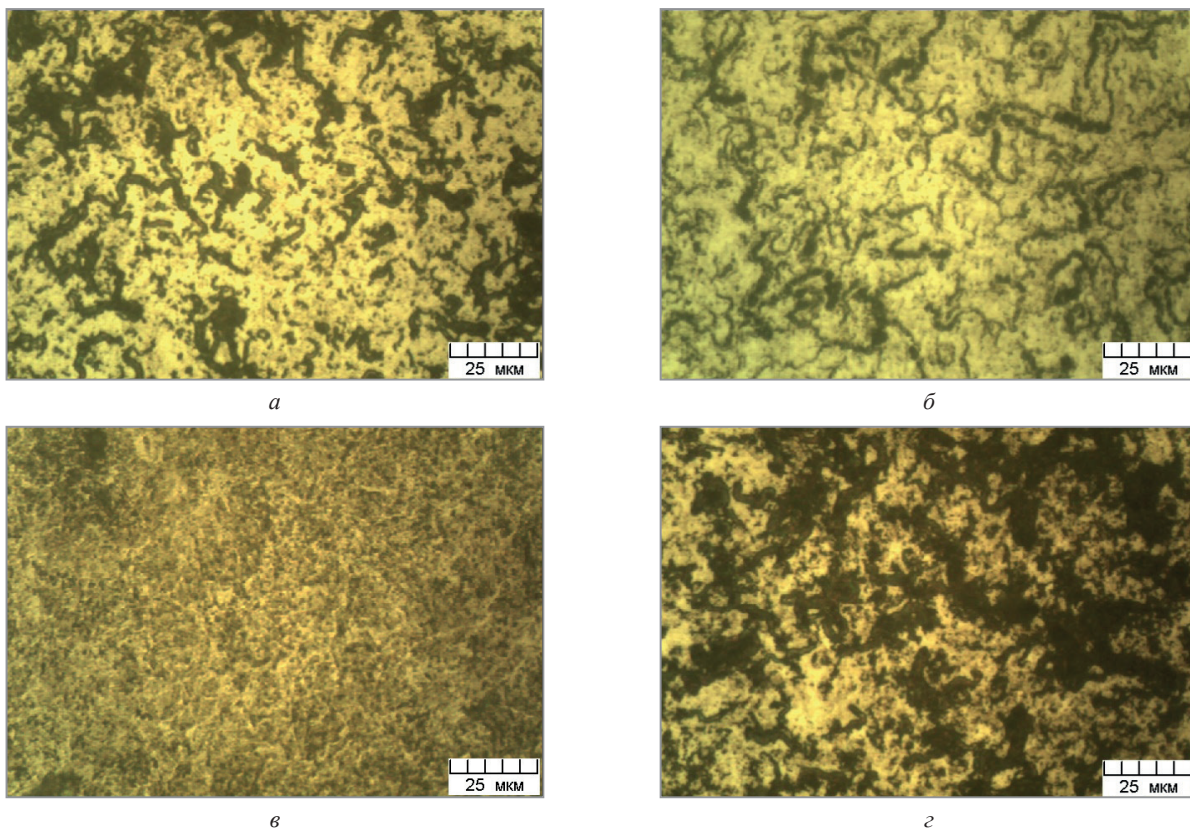


Рис. 3. Микроструктура образцов, закаленных при температуре 850 °С:
a – охлаждение в масло, выдержка 4,5 мин; *б* – охлаждение между плитами, выдержка 4,5 мин;
в – охлаждение в масло, выдержка 6 мин; *г* – охлаждение между плитами, выдержка 6 мин

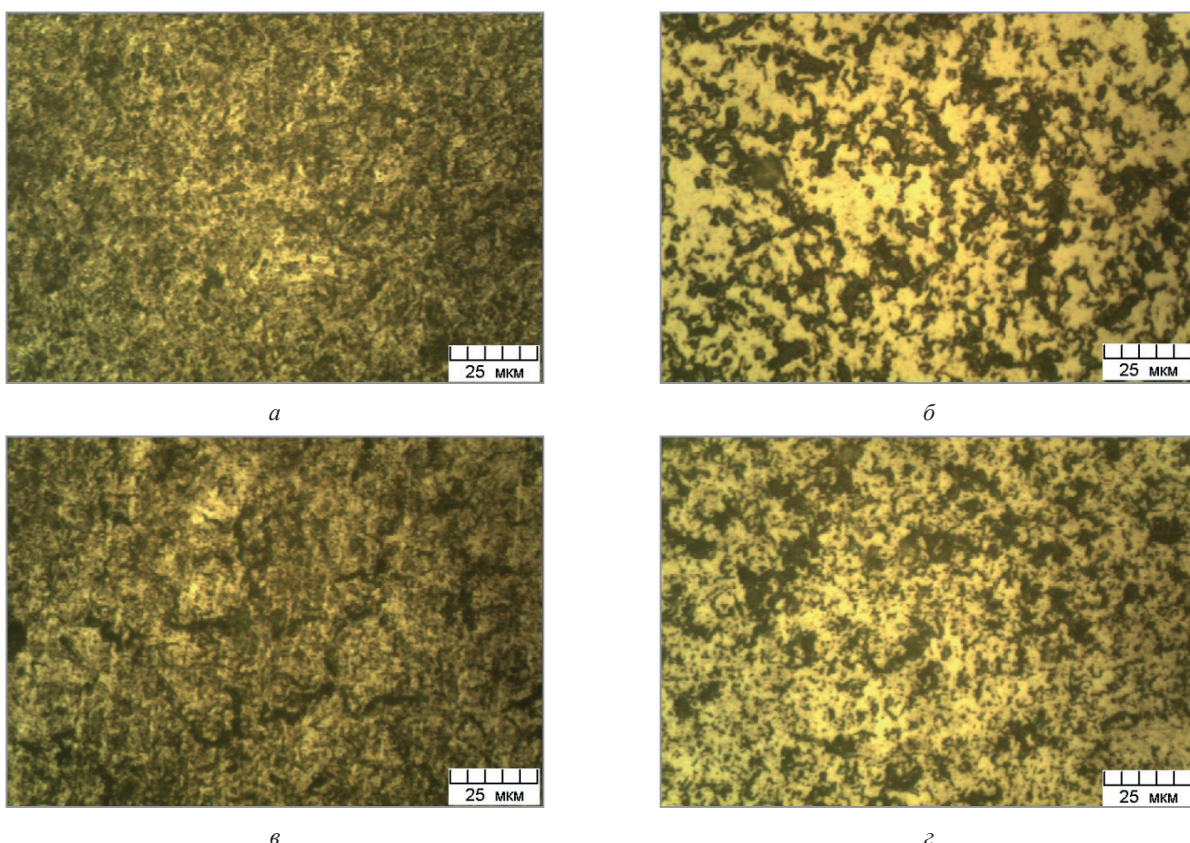


Рис. 4. Микроструктура образцов, закаленных при температуре 900 °С:
a – охлаждение в масло, выдержка 4,5 мин; *б* – охлаждение между плитами, выдержка 4,5 мин;
в – охлаждение в масло, выдержка 6 мин; *г* – охлаждение между плитами, выдержка 6 мин

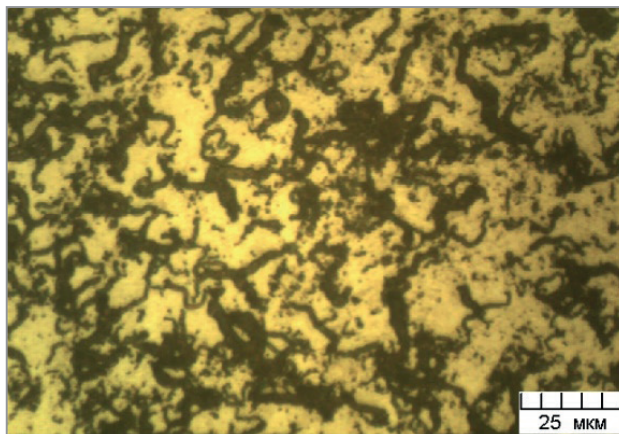


Рис. 5. Микроструктура образца, закаленного при температуре 950 °С с выдержкой 4,5 мин и охлажденного в масле

Т а б л и ц а 3. Режимы термообработки

Номер образца	Температура закалки, °С	Среда охлаждения	Время в печи (нагрев+выдержка)
1	850	Масло	4,0
2	850	То же	5,5
3	850	Плиты	4,0
4	850	То же	5,5
5	900	Масло	4,0
6	900	То же	5,5
7	900	Плиты	4,0
8	900	То же	5,5
9	950	Масло	4,0
10	950	То же	5,5
11	950	Плиты	4,0
12	950	То же	5,5

Средние значения твердости для исследуемых образцов приведены в табл. 4. Из таблицы видно, что для всех режимов твердость фактически не изменяется и составляет от 48,3 HRC для образца, закаленного при температуре 950 °С и охлажденного в масле с временем выдержки 5,5 мин, до 52,3 HRC для образца, закаленного при температуре 850 °С с временем выдержки 5,5 мин.

Т а б л и ц а 4. Результаты измерения твердости

Номер образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Твердость HRC	51,6	52	51,5	52,3	51,8	49	52	52	51	48,3	48,3	51,3

В результате анализа микроструктуры и измерений твердости получено, что при исследовании второй серии образцов наиболее предпочтительным режимом термообработки стали «96» является закалка при температуре 900 °С с минимальной выдержкой и охлаждением между плитами, то же, что и для первой серии, с разницей во времени выдержки 0,5 мин. При охлаждении между плитами структура мельче и не успевают выпасть хрупкие карбидные фазы. Если рассматривать образцы, охлажденные в масле, оптимальным режимом является температура закалки 900 °С со временем выдержки 4 мин.

На рис. 6 приведены диаграммы растяжения исходного образца стали «96» до (а) и после (б) термической обработки.

Полученные результаты коррелируют с результатами измерения твердости.

Наибольший предел прочности (рис. 6, б, кривая 1) был получен на образцах, закаленных на масло с температуры 900 °С. Относительное удлинение при таком режиме обработки получилось наименьшее – 6,8%. В целом предел прочности образцов находится в пределах 2030–2090 МПа, относительное удлинение составило 6,8–8,0%.

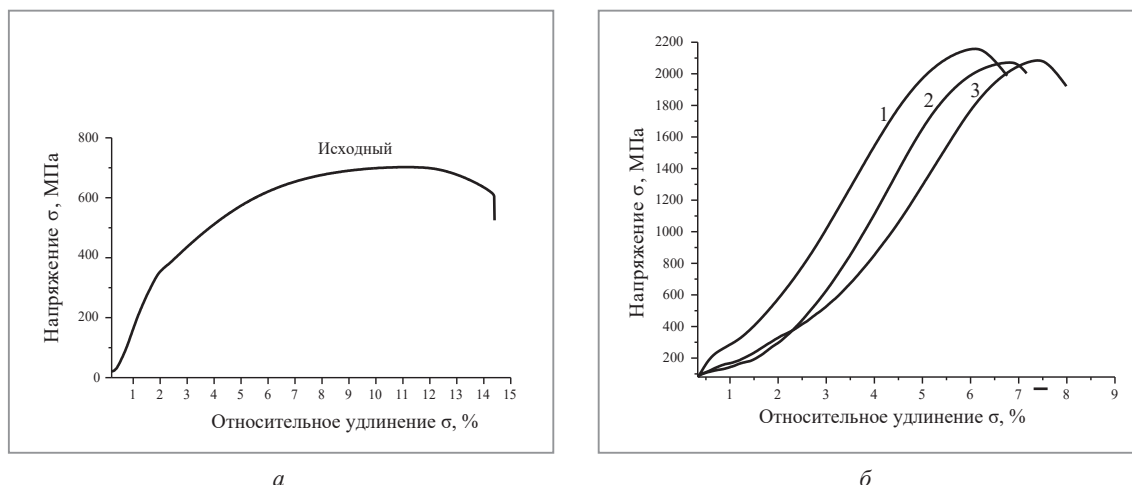


Рис. 6. Диаграмма растяжения стали «96» до (а) и после термической обработки (б): 1 – закалка с температуры 900 °С на масло; 2 – закалка с температуры 950 °С на масло; 3 – закалка с температуры 900 °С между плитами

Выводы

Были установлены наиболее предпочтительные режимы термической обработки образцов стали «96», которые обеспечиваются нагревом 900 °С с минимальной выдержкой (4–4,5 мин). Установлено, что увеличение скорости охлаждения способствует образованию более мелкозернистой структуры. Увеличение температуры закалки приводит к росту зерна первичного аустенита.

Необходимо отметить, что показатели пластичности стали, полученные после термической обработки всех исследуемых образцов, находятся не на самом высоком уровне. Поэтому следует применять дополнительные методы воздействия на материал для увеличения его механических характеристик, позволяющие создавать мелкозернистую структуру с большей плотностью дислокаций. К таким методам воздействия относятся интенсивная пластическая деформация и термомеханическая обработка.

ЛИТЕРАТУРА

1. Концептуальные основы создания средств индивидуальной защиты. Ч. 1. Бронежилеты / В. И. Байдак [и др.]. – М.: Вооружение. Политика. Конверсия, 2003. – 340 с.
2. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В. А. Григорян [и др.]; под ред. В. А. Григоряна. – М.: РадиоСофт, 2008. – 406 с.
3. Болховитинов, Н. Ф. *Металловедение и термическая обработка* / Н. Ф. Болховитинов. – 6-е изд. – М.: Машиностроение, 1965. – 427 с.

REFERENCES

1. Bajdak V.I. [et al.] *Konceptual'nye osnovy sozdaniya sredstv individual'noj zashhity. Chast' 1. Bronezhilyety* [Conceptual foundations for the creation of personal protective equipment. Part 1. Body armor]. Moscow, Vooruzhenie. Politika. Konversija Publ., 2003, 340 p.
2. Grigorjan V.A. [et al.] *Materialy i zashhitnye struktury dlja lokal'nogo i individual'nogo bronirovaniya* [Materials and protective structures for local and individual bookings]. Moscow, RadioSoft Publ., 2008, 406 p.
3. Bolhovitinov N. F. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka* [Metallurgy and heat treatment]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1965, 427 p.