

Исследование влияния термомеханической обработки на свойства стали

Л.М. Мустафа, И.К. Аблакатов*, А.Д. Байгонов, Б.М. Байсериков,
В.Р. Жумаканова, М.Н. Мейирбеков

АО «Национальный центр космических исследований и технологий», ул. Шевченко 15, Алматы, Казахстан

АННОТАЦИЯ

Статья посвящена исследованию повышения прочностных характеристик стального бронестойкого сплава системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo. Рассматривается влияние различных режимов термической обработки и пластической деформации на механические свойства литого сплава. Литые слитки производилось в индукционной печи с использованием стали марки «Сталь 10», молибдена Мч, никеля Н1, хрома ЭРХ-0, углерода в виде графита, алюминия и ферромарганца ФМн90 в качестве шихтовых материалов. Образцы подвергались пластической деформации при температурах 700 и 1100 °С до 50% степени обжатия, с последующим нагревом до 800-1000 °С, выдержкой в течение 15-40 минут и закалкой в различных средах (вода, масло при 100 °С, вода с добавлением NaCl). Отпуск осуществлялся при температурах 200 и 500 °С в течение 2-8 часов. Деформация проводилась на 100-тонном гидравлическом прессе ROSSVIK HJ0813CE при скорости 1 мм/с в пять проходов. Химический состав определялся на спектрометре Axios 1 kW PANalytical. Микроструктура исследовалась на инвертированном микроскопе Leica DM IRM до и после травления. Механические свойства определялись на разрывной машине РМГ100, твердомере HB-3000C и маятниковом копре МК-30а. Показано, что при режиме закалки 1000 °С, выдержке 15 минут, охлаждении в воде и последующем отпуске при 500 °С в течение 2 часов, прочность на растяжение увеличивается с 849 до 1256 МПа, твердость по Бринеллю – с 251 до 334 HB, ударная вязкость – с 15 до 23 Дж. Научная новизна работы заключается в том, что впервые в Казахстане инициирована разработка технологии получения бронестойких сталей на основе комплексной термомеханической обработки.

Ключевые слова: броневая сталь, система Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo, плавка, литье, термообработка, деформация, микроструктура.

1. Введение

Бронестойкая сталь состоит из среднеуглеродистой, среднелегированной стали с мартенситной структурой. Повышенные механические свойства бронестойких сталей для бронетехники, средств индивидуальной бронезащиты (СИБ) получают методами термической обработки, в основном закалкой на мартенситную составляющую и низкотемпературным отпуском. Для понимания свойств и структуры бронестойких сталей целесообразно кратко рассмотреть их химический состав, а также основные фазовые превра-

щения, происходящие в процессе термической обработки [1].

Известно, что сталь является сплавом, состоящим из железа Fe и углерода C. В сталях железо и углерод находятся в форме твердых растворов и химических соединений, соответствующих основным структурным фазам: ферриту, аустениту и цементиту. Твердость феррита составляет HB 80-100, аустенита – HB 160-200, цементита – HB 800. Кроме железа и углерода, стали содержат также легирующие элементы, постоянные и случайные примеси, влияющие на их свойства. Постоянные примеси в стали разделяют на полезные (Mn, Si) и вредные (S, P, O₂, N₂, H₂). При производстве броневых сталей с помощью переплавных процессов, например, электрошлакового или электро-

*Ответственный автор

E-mail: thermostators@gmail.com

дугового переплава, стараются минимизировать содержание вредных примесей или в качестве шихты используют чистые компоненты с низким содержанием примесей [2-3].

При быстром охлаждении аустенита (Fe γ) происходит мартенситное превращение – при превращении Fe γ в Fe α формируется пересыщенный твердый раствор С в феррите, так называемый мартенсит. Превращение является бездиффузионным (быстрым), углерод из раствора не выделяется. Мартенсит имеет особую пластинчатую структуру, его твердость очень высока и достигает HRC 65. После закалки пластичность стали снижается и она становится хрупкой [4].

Для получения броневой стали с мартенситной структурой скорость охлаждения аустенита должна быть достаточно высокой, чтобы линия закалки проходила через верхний и нижний мартенсит, не касаясь областей бейнита, перлита и феррита. Мартенсит, полученный в результате закалки, представляет собой неравновесную и метастабильную структуру. При последующем нагреве увеличивается диффузионная подвижность атомов углерода, в результате чего происходит распад мартенсита на феррит и цементит. После закалки проводят отпуск. Задача отпуска стали состоит в том, чтобы приблизить мартенсит к равновесной структуре [5-6].

С повышением температуры отпуска структура стали становится равновесной: сталь делается мягче, пластичнее и менее хрупкой. Различают три основных температурных диапазона отпуска. При низком отпуске (150-250 °C) в структуре образуется мартенсит отпуска, сохраняющий высокую твердость при некотором снижении хрупкости. Средний отпуск (350-500 °C) приводит к формированию тростита отпуска – тонкодисперсной смеси феррита и цементита, обеспечивающей хорошее сочетание прочности и пластичности. При высоком отпуске (500-650 °C) образуется сорбит отпуска, характеризующийся равномерным распределением частиц цементита в ферритной матрице. Такая структура обладает достаточно высокой ударной вязкостью и используется в деталях, работающих при переменных и ударных нагрузках [7].

Для получения броневой стали с оптимальными прочностными свойствами по прочности, твердости, пластичности и ударной вязкости необходимо экспериментально определить режим термической обработки (в особенности закалки и отпуска), обеспечивающий формирование нужной равновесной структуры. С повышением тем-

пературы и времени выдержки отпуска прочность и твердость стали снижаются, а пластичность и ударная вязкость повышаются [8]. Необходимо обеспечить оптимальный режим.

Улучшение механических свойств сталей должно осуществляться не только за счет легирования, закалки и отпуска, но также посредством термомеханической обработки (ТМО) – комбинированного воздействия температуры и деформационного упрочнения. Деформирование стали проводят как в холодном, так и в горячем состоянии. При холодной пластической деформации происходят измельчение крупных зерен до мелких, увеличение плотности дислокаций, что приводит к повышению прочностных характеристик – предела прочности, предела текучести и твердости. При этом снижаются пластичность и ударная вязкость материала. В зависимости от температуры отпуска изменяются механические свойства стали. Существенное изменение свойств металла протекает в пределах 0-40% степени деформирования и постепенно повышается/понижается до 80%. Холодное деформирование осуществляется при температуре ниже температуры рекристаллизации металла и сопровождается его наклепом. Горячее деформирование производится выше температуры рекристаллизации без следов упрочнения, пластичность металла становится выше [9-10].

Анализ доступных источников информации показывает, что на повышение механических свойств стали существенное влияние оказывают оптимальные режимы закалки на мартенсит, отпуска с получением стабильной фазовой структуры мартенсита и пластической деформации.

Данная работа посвящена исследованию влияния термической и термомеханической обработки на механические свойства литой стали системы Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo. Авторы обладают опытом работы с металлическими сплавами и другими материалами [11-15].

2. Материалы и методы исследования

Для повышения механических свойств (прочность, твердость, ударная вязкость) стали путем термообработки (закалка, отпуск) и деформации (запрессовка) предварительно в индукционной плавильной печи были получены литые образцы с химическим составом: Fe – 93,92%, C – 0,31%, Si – 0,4%, Mn – 1,21%, Ni – 1,82%, Cr – 1,05%, Mo – 0,72%. Литой образец стали Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo-B был получен в следующем режиме плавки и литья:

- плавка стали марки Сталь 10 при температуре около 1700 °С;
 - после расплавления стали последовательное введение молибдена Мо (МЧ), никеля Ni (Н1), хрома Cr (ЭРХ-0) и углеродного порошка С;
 - добавление алюминия Al и ферромарганца Mn (ФМн90) для раскисления стали;
 - литье в предварительно высушенную шамотную изложницу;
 - охлаждение образца на воздухе.
- Количество и время выдержки компонентов шихты для литого образца приведено в табл. 1

Таблица 1. Материалы шихты

Материалы шихты	Масса, г	Время
Сталь 10	1500,0	До полного плавления Сталь 10
Мо (МЧ)	11,01	Выдержка 10 сек до добавления Ni
Ni (Н1)	28,31	Выдержка 10 сек до добавления Cr
Cr (ЭРХ-0)	15,73	Выдержка 10 сек до добавления С
С – 0,4%	6,0	Выдержка 10 сек до добавления Al
Al – 0,25%	3,75	Выдержка 2 мин до добавления Mn
Mn (ФМн90)	14,75	Выдержка 2 мин до добавления Mn

Плавка и литье стали проводились в индукционной печи открытого типа. Плавка стали осуществлялась в керамических тиглях (смесь оксида алюминия, оксида магния и оксида кремния). Термообработка образцов проводилась в обычной муфельной печи в атмосфере воздуха. Образцы закаливались в воде, в масле и в масле (100 °С), в воде + NaCl. Пластическая деформация осуществлялась на 100-тонном гидравлическом прессе ROSSVIK HJ0813CE. Перед проведением деформации специальные цилиндрические болванки для обжатия нагревались до необходимой температуры. Образцы толщиной 10 мм деформировались со скоростью 1 мм/с по 5 проходов. Химический состав образцов определялся на спектрометре Axios 1kW PANalytical. Испытания

на растяжение проводились согласно ГОСТу 1497-84 на испытательной машине РМГ100. Твердость по Бринеллю определялась согласно ГОСТу 9012-59 на твердомере НВ-3000С путем выдавливания закаленного 2,5 мм стального шарика до 10 отпечатков. Ударная вязкость определялась согласно ГОСТу Р ИСО 148-1-2013 на маятниковом копре МК-30а. Микроструктура образца исследовалась на поперечном шлифе на инвертированном микроскопе Leica DM IRM при увеличении 75-1500 крат (Институт металлургии и обогащения, Алматы). Неметаллические включения изучались на шлифах до травления, а микроструктура металла – после химического травления раствором 5 мл азотной кислоты (HNO₃) в 100 мл этилового спирта. Для выявления карбидов использовался метод обработки ватным тампоном поверхности раствором 100 мл HCl+7 мл H₂SO₄+30 г CuSO₄+200 мл H₂O с последующим удалением слоя меди 10% раствором HCl. Микротвердость измерялась согласно ГОСТу 2999-75 на приборе ПМТ-3 до 30 отпечатков с нагрузкой 30 г. Измерение температуры образцов осуществлялось пирометром Infrared Thermodetector 3000LS.

Перед испытанием пластины подвергались термообработке и деформации в следующих интервалах:

1) пластическая деформация при температурах 700 °С и 1100 °С до 50%;

2) нагрев до 800-1000 °С, выдержка в течение 15-40 мин, закалка в воде, в масле, в масле (100 °С), в воде + NaCl;

3) отпуск при 200 и 500 °С в течение 2-8 ч.

После завершения термообработки и деформации проводились испытания образцов на растяжение, измерение твердости по Бринеллю и определение ударной вязкости. Полученные механические свойства образцов стали представлены в табл. 2.

3. Результаты и обсуждение

Результаты термообработки и деформации литой стали системы Fe-C-Si-Mn-Ni-Cr-Mo-B показали, что наибольшее повышение механических свойств зафиксировано у образцов №13 и №19 (табл. 2). По сравнению с исходным литым образцом прирост прочности на растяжение образцов №13 и №19 составляет 32% и 30% (от 849 МПа до 1256 МПа и 1217 МПа), по ударной вязкости 34,7% и 46,4% (от 15 Дж до 23 и 28 Дж) и твердости по Бринеллю 24,8% и 34,6% (от 251 НВ до 334 и 384 НВ).

Таблица 2. Режимы термообработки и деформации стали Fe-C-Si-Mn-Ni-Cr-Mo-B

№	Деформация	Закалка	Отпуск	σ_b , МПа	KCV, Дж	HB
-		Литой		849	15	251
1	-	800 °С, 15 мин, вода	200 °С, 6 ч	1126	20	254
2	-	800 °С, 15 мин, масло	200 °С, 6 ч	1115	19	298
3	-	800 °С, 30 мин, вода	200 °С, 2 ч	973	16	261
4	-	800 °С, 30 мин, масло	200 °С, 2 ч	905	14	264
5	-	880 °С, 30 мин, вода	200 °С, 2 ч	1089	-	285
6	-	880 °С, 30 мин, масло	200 °С, 2 ч	1271	11	325
7	-	880 °С, 40 мин, вода	200 °С, 2 ч	1086	-	269
8	-	880 °С, 40 мин, масло	200 °С, 2 ч	1139	-	287
9	-	900 °С, 15 мин, вода	200 °С, 2 ч	1107	-	270
10	-	900 °С, 15 мин, масло	200 °С, 2 ч	1090	15	305
11	-	900 °С, 30 мин, вода	200 °С, 2 ч	1043	23	279
12	-	900 °С, 30 мин, масло	200 °С, 2 ч	1196	25	274
13	-	1000 °С, 15 мин, вода	500 °С, 2 ч	1256	23	334
14	-	1000 °С, 15 мин, масло	500 °С, 2 ч	1130	21	312
15	-	1000 °С, 15 мин, вода	200 °С, 8 ч	1174	21	319
16	-	1000 °С, 15 мин, масло	200 °С, 8 ч	1123	19	302
17	700 °С до 50%	880 °С, 30 мин, вода	200 °С, 2 ч	945	19	281
18	700 °С до 50%	880 °С, 30 мин, масло	200 °С, 2 ч	1161	25	363
19	700 °С до 50%	800°С, 30 мин, из воды+NaCl в масло (100 °С)	200 °С, 2 ч	1217	28	384
20	700 °С до 50%	800°С, 30 мин, вода+NaCl 800 °С, 30 мин, из воды+NaCl в масло (100 °С)	200 °С, 2 ч	1204	27	357
21	1100 °С до 50%	800 °С, 30 мин, вода+NaCl	200 °С, 2 ч	1141	24	339
22	1100 °С до 50%	800 °С, 30 мин, вода+NaCl	200 °С, 2 ч	1195	24	328
23	1100 °С до 50%	880 °С, 30 мин, из воды+NaCl в масло (100 °С)	200 °С, 2 ч	1075	22	319
24	1100 °С до 50%	880 °С, 30 мин, вода+NaCl	200 °С, 2 ч	1156	23	325

Результаты металлографии показали, что литой стальной слиток до термообработки и без травления содержит неметаллические включения, которые распределены неравномерно (рис. 1). Наибольшее их количество выявлено вблизи поверхности изложницы (рис. 1а). Эти включения имеют вытянутую полиэдрическую структуру из оксидов. По сечению слитка обнаружены шлаковые включения, имеющие характерную сферическую форму. Размер этих включений преимущественно не превышает 4 мкм (рис. 1в). Появление неметаллических включений в слитке обусловлено тем, что в процессе плавки и литья расплав взаимодействует с атмосферным воздухом, насыщаясь кислородом, водородом и другими газами. Кислород, попадая в расплав, образу-

ет оксиды металлов (оксид железа, оксид хром и другие). Как видно, алюминий и ферромарганец не обеспечивают полного раскисления расплава, в результате чего оксидные включения сохраняются. Для снижения содержания неметаллических примесей необходима дальнейшая отработка технологии: применение более эффективных флюсов, защита расплава вакуумом, инертной атмосферой и другими методами [16]. Высокая концентрация неметаллических включений вблизи поверхности изложницы объясняется тем, что в процессе кристаллизации возможна реакция расплава с шамотным материалом изложницы. В промышленной практике подобные дефекты устраняются путем механической обработки или удаления поверхностного слоя слитка [17].

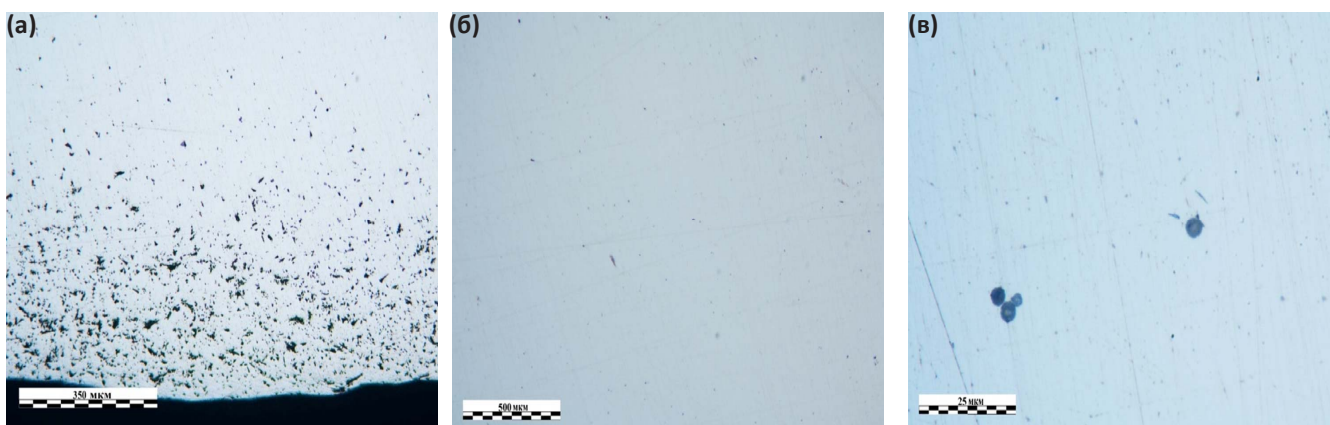


Рис. 1. Типичные неметаллические включения вблизи изложницы: (а) – (x75) в центральной части слитка; (б) (x75); (в) – дисперсные шлаковые включения (x1500).

После травления литой слиток имеет дендритную структуру (рис. 2). Дендриты ориентированы перпендикулярно поверхности изложницы, что объясняется направлением отвода тепла в процессе кристаллизации. Размеры ветвей дендритов варьируются в пределах 50-120 мкм. На последующих этапах термообработки дендритная структура растворяется и в образце формируется новая зеренная структура, которая определяет свойства конечной стали.

После проведения термообработки (закалка – 1000 °С, 15 мин, вода, отпуск – 500 °С, 2 ч) в образце №13 наблюдается структура, предположительно соответствующая сорбиту (рис. 3а). Пространства между дендритными ветвями частично заполнены светлыми зонами, которые, вероятно, представляют собой остаточный аустенит. В структуре равномерно распределены дисперсные карбиды (~1 мкм) преимущественно полиэдрической формы (рис. 3б). Результаты измерений микротвердости в области «С» на рисунке 3а показывают значения в диапазоне 300-480 HV.

Согласно литературным данным [7, 18-20], такие значения характерны для сорбитной структуры. Однако следует учитывать, что наличие твердых карбидных частиц в структуре может искажать результаты измерений микротвердости, приводя к их завышению. Для более точной идентификации образованной фазы требуется проведение дополнительных исследований (рентгеноструктурный и энергодисперсионный спектральный анализы).

После термообработки в образце №19 наблюдается структура, предположительно соответствующая бейниту (рис. 4), а междендритное пространство частично заполнено светлыми участками, которые, вероятно, представляют собой остаточный аустенит. В структуре бейнита выявлены колонии высокодисперсных карбидов (рис. 4). Образец №17 получен при пластической деформации при 700 °С до 50%, затем изотермическая закалка при 800 °С в соленой воде в течение 1 сек, далее в масле, подогретом до 100 °С, в течение 30 мин с последующим отпуском при

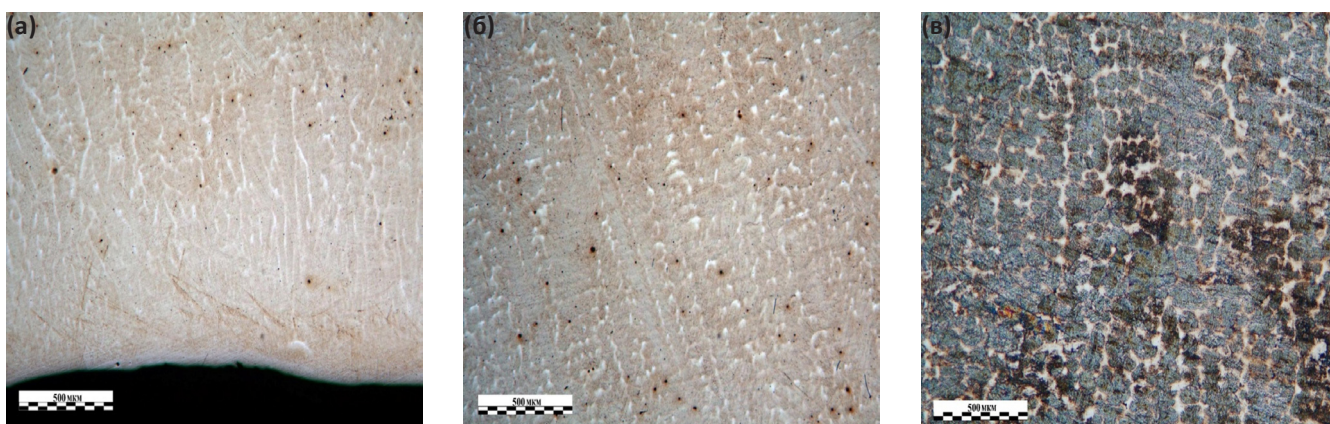


Рис. 2. Дендритная структура слитка: (а) – вблизи поверхности слитка; (б, в) – в центральной части слитка.

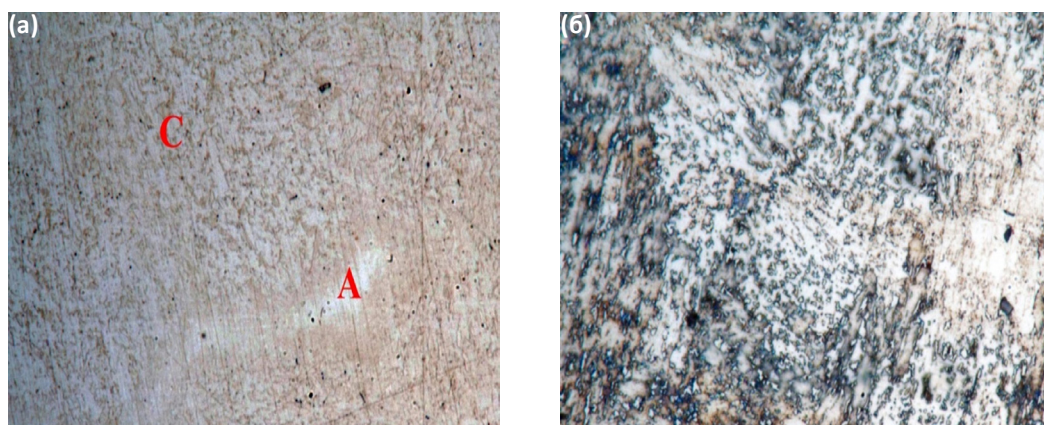


Рис. 3. Микроструктура образца №13 (x1500): (а) – сорбит (С) и аустенит (А) в микроструктуре стали; (б) – карбиды в структуре сорбита.

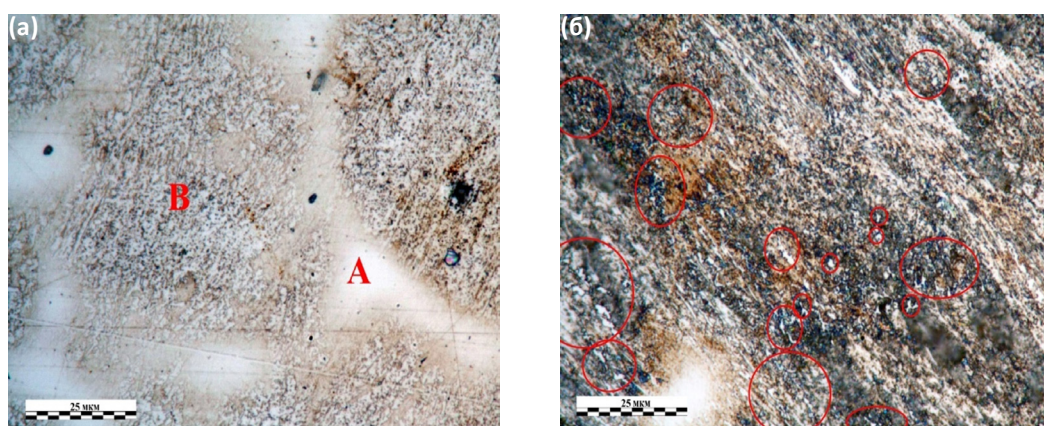


Рис. 4. Микроструктура образца №19 (x1500): (а) – бейнит (В) и аустенит (А) в микроструктуре стали; (б) – карбиды в структуре бейнита.

200 °С в течение 2 ч. После выдержки образец охлаждался на воздухе до комнатной температуры. Согласно данным измерения пирометром, температура образца перед погружением в масло составляла около 700 °С. Как и в случае с образцом №13, для точной идентификации фазового состава и подтверждения бейнитной структуры в образце №17 также необходимо провести дополнительные исследования (рентгеноструктурный и энергодисперсионный спектральный анализы).

Механические испытания и структурный анализ показали, что после термической и термомеханической обработок стальных образцов №13 и №19 в их структуре присутствуют нежелательные составляющие. Об этом свидетельствуют показатели прочности 1256 и 1217 МПа, ударной вязкости 23 и 28 Дж, твердости 334 и 384 НВ. Возможно, это связано с тем, что температура и время аустенизации были недостаточны, скорость охлаждения закалки на мартенсит – низкой, температура и время отпуска – высокими/низкими. Для получения стали с мартенситной или троститной структу-

рами и прочностью выше 1400 МПа планируется продолжить работы по оптимизации режимов деформации, закалки и отпуска, что позволит улучшить механические свойства литого сплава системы Fe-C-Si-Mn-Ni-Cr-Mo-V и создать бронестойкий материал с необходимыми характеристиками.

4. Заключение

Получены литые образцы стали системы Fe-C-Si-Mn-Ni-Cr-Mo-V в индукционной плавильной печи с химическим составом: Fe – 93,92%, C – 0,31%, Si – 0,4%, Mn – 1,21%, Ni – 1,82%, Cr – 1,05%, Mo – 0,72%. Исследованы механические свойства и изучена микроструктура после термомеханической обработки. Получен стальной сплав с прочностью на растяжение 1256 МПа, твердостью по Бринеллю НВ 334 МПа и ударной вязкостью KCV 23 Дж при следующем режиме обработки: закалка при 1000 °С с выдержкой в течение 15 мин и охлаждением в воде, отпуском при 500 °С с выдержкой в течение 2 часов.

Полученные результаты требуют дальнейших исследований и оптимизации процессов термообработки литой стали системы Fe-C-Si-Mn-Ni-Cr-Mo-B с целью формирования мартенситной или троститной структур и повышения прочности свыше 1400 Мпа.

Благодарность

Исследование финансируется Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (ИРН AP196116/0222).

Список литературы (ГОСТ)

- [1]. Bhattacharya A., Barik R.K., Nandy S., Sen M., Prithiv T.S., Patra S., Mitra R., Chakrabarti D., Ghosh A. Effect of martensite twins on local scale cleavage crack propagation in a medium carbon armor grade steel // *Materialia*. – 2023. – Vol. 30. – P. 101800.
- [2]. Wu L.Y., Wang W.W., Sun M.J., Styles A.J. Austenite formation kinetics from multicomponent cementite-ferrite aggregates // *Acta Mater.* – 2020. – Vol. 196. – P. 470-487.
- [3]. Sato K., Mitsuhashi M., Nagata K., Kubushiro K., Nomura K., Kimura T., Shioda Y., Sawada K., Kimura K., Nakashima H. Effect of impurity elements on the creep rupture strength of Gr. 91 steel welded joints at 650 °C // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2024. – Vol. 903. – P. 146669.
- [4]. Kan Ch., Zhao L., Yi J., Cao Y., Ma Ch., Peng Y., Tian Zh. A study on martensite phase evolution of maraging steel induced by thermal cycles during wire arc additive manufacturing based on physical simulation // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2025. – Vol. 926. – P. 147947.
- [5]. Elgy I.D., Clarke S. D., Fuller B. J., Barr A. D. Deformation of ArmoX 440T plates subject to buried explosive charge detonations: A benchmark for appliqué systems // *Int. J. Impact Eng.* – 2021. – Vol. 50. – P. 103819.
- [6]. McDonald B., Bornstein H., Langdon G.S., Curry R. Experimental response of high strength steels to localised blast loading // *Int. J. Impact Eng.* – 2018. – Vol. 115. – P. 106-119.
- [7]. Rajput A.S., Neog S.P., Das S. Effect of tempering conditions on microstructure evolution and sliding wear behaviour of continuously cooled carbide-free bainitic steel // *Tribol. Int.* – 2025. – Vol. 204. – P. 110519.
- [8]. Krauss G. Tempering of martensite in carbon steels // *Phase transformations in steels. Diff. Transf. HSLA*. – 2023. – Vol. 2. – P. 126-150.
- [9]. Liu X., Huang L.K., Song K.X., Liu F. Effect of vanadium microalloying on the deformation behavior and strain hardening of a medium Mn steel // *Int. J. Plast.* – 2025. – Vol. 29. – P. 104263.
- [10]. Wang Q., Li R., Li J. Effect of deformation temperature on microstructure and corrosion properties of hot-compressed 347H stainless steel // *Electrochem. Commun.* – 2025. – Vol. 171. – P. 107861.
- [11]. Mustafa L., Ismailov M., Tashmukhanbetova I., Ablakatov I., Zhumakanova V. The Effect of Modifiers on the Strength and Impact Toughness of Carbon Fiber Reinforced Plastics // *J. Multidiscip. Appl. Nat. Sci.* – 2025. – Vol. 5. – P. 130-140.
- [12]. Ablakatov I.K., Baiserikov B.M., Ismailov M.B., Nurgozhin M.R. Aluminum-lithium alloys: types, properties, application, and production technologies. Overview // *Complex Use Miner. Resour.* – 2022. Vol. 323. – P. 5-14.
- [13]. Ablakatov I.K., Ismailov M.B., Mustafa L.M., Sanin A.F. Investigation of the Technology of Introducing Li, Mg and Zr Alloys into Aluminum Alloy // *Complex Use Miner. Resour.* – 2023. – Vol. 327. – P. 32-40.
- [14]. Ismailov M.B., Ablakatov I.K., Alpysbay I.M. A study on the possibilities of obtaining intermetallic coating of Al-Cu and Cu-Zn systems deposited on metal carrier // *Eurasian Chem. Technol. J.* – 2017. – Vol. 19. – P. 81–89.
- [15]. Mustafa L.M., Ablakatov I.K., Baiserikov B.M., Ismailov M.B., Zhumakanova V.R. Research on armor steel technology and ways to improve its mechanical properties // *News Natl. Acad. Sci. Repub. Kazakhstan, Ser. Geol. Tech. Sci.* – 2025. – Vol. 469. – P. 140–154.
- [16]. Costa e Silva A.L. Non-metallic inclusions in steels – origin and control // *J. Mater. Res. Technol.* – 2018. – Vol. 7. – P. 283-299. DOI: 10.1016/j.jmrt.2018.04.003
- [17]. Campbell J. Melting, Remelting, and Casting for Clean Steel // *Steel Res. Int.* – 2016. – Vol. 88. – P. 1-13.
- [18]. Mathews J.A., Sietsma J., Petrov R.H., Santofimia M.J. Austenite formation from a steel microstructure containing martensite/austenite and bainite bands // *J. Mater. Res. Technol.* – 2023. – Vol. 25. – P. 5325-5339.
- [19]. Orynbekov D., Sarsembayeva T., Kanaev A., Gulyaredko A. Nanoparticle-strengthened-martensitic Surface Layered Constructed Steel by Plasma Hardening Rout // *J. Nanostruct.* – 2021. – Vol. 11. – P. 814-824.
- [20]. Safonov E.N., Mironova M.V. Surface Electric Arc Hardening of Low-Carbon Steels // *Mater. Sci. Forum.* – 2020. – Vol. 989. – P. 318-323.

References

- [1]. A. Bhattacharya, R.K. Barik, S. Nandy, M. Sen, T.S. Prithiv, S. Patra, R. Mitra, D. Chakrabarti, A. Ghosh, Effect of martensite twins on local scale cleavage crack propagation in a medium carbon armor grade steel, *Materialia* 30 (2023) 101800. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2023.101800>
- [2]. L.Y. Wu, W.W. Wang, M.J. Sun, A.J. Styles, Austenite formation kinetics from multicomponent cementite-ferrite aggregates, *Acta Mater.* 196 (2020) 470–487. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.07.001>
- [3]. K. Sato, M. Mitsuhashi, K. Nagata, K. Kubushiro, K. Nomura, T. Kimura, Y. Shioda, K. Sawada, K. Kimura, H. Nakashima, Effect of impurity elements on the creep rupture strength of Gr. 91 steel welded joints at 650 °C, *Mater. Sci. Eng. A.* 903 (2024) 146669. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146669>
- [4]. C. Kan, L. Zhao, J. Yi, Y. Cao, C. Ma, Y. Peng, Z. Tian, A study on martensite phase evolution of maraging steel induced by thermal cycles during wire arc additive manufacturing based on physical simulation, *Mater. Sci. Eng. A.* 926 (2025) 147947. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.147947>
- [5]. I.D. Elgy, S.D. Clarke, B.J. Fuller, A.D. Barr, Deformation of Armox 440T plates subject to buried explosive charge detonations: A benchmark for appliqué systems, *Int. J. Impact Eng.* 50 (2021) 103819. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2021.103819>
- [6]. B. McDonald, H. Bornstein, G.S. Langdon, R. Curry, Experimental response of high strength steels to localised blast loading, *Int. J. Impact Eng.* 115 (2018) 106–119. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2018.01.012>
- [7]. A.S. Rajput, S.P. Neog, S. Das, Effect of tempering conditions on microstructure evolution and sliding wear behaviour of continuously cooled carbide-free bainitic steel, *Tribol. Int.* 204 (2025) 110519. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2025.110519>
- [8]. G. Krauss, Tempering of martensite in carbon steels, *Diff. Transf. HSLA.* 2 (2013) 126–150.
- [9]. X. Liu, L.K. Huang, K.X. Song, F. Liu, Effect of vanadium microalloying on the deformation behavior and strain hardening of a medium Mn steel, *Int. J. Plast.* 29 (2025) 104263. <https://doi.org/10.1016/j.iplas.2025.104263>
- [10]. Q. Wang, R. Li, J. Li, Effect of deformation temperature on microstructure and corrosion properties of hot-compressed 347H stainless steel, *Electrochem. Commun.* 171 (2025) 107861. <https://doi.org/10.1016/j.elecom.2024.107861>
- [11]. L. Mustafa, M. Ismailov, I. Tashmukhanbetova, I. Ablakatov, V. Zhumakanova, The effect of modifiers on the strength and impact toughness of carbon fiber reinforced plastics, *J. Multidiscip. Appl. Nat. Sci.* 5 (2025) 130–140. <https://doi.org/10.47352/jmans.2774-3047.234>
- [12]. I.K. Ablakatov, B.M. Baiserikov, M.B. Ismailov, M.R. Nurgozhin, Aluminum-lithium alloys: types, properties, application, and production technologies. Overview, *Complex Use Miner. Resour.* 323 (2022) 5–14. <https://doi.org/10.31643/2022/6445.34>
- [13]. I.K. Ablakatov, M.B. Ismailov, L.M. Mustafa, A.F. Sanin, Investigation of the technology of introducing Li, Mg and Zr alloys into aluminum alloy, *Complex Use Miner. Resour.* 327 (2023) 32–40. <https://doi.org/10.31643/2023/6445.37>
- [14]. M.B. Ismailov, I.K. Ablakatov, I.M. Alpysbay, A study on the possibilities of obtaining intermetallic coating of Al-Cu and Cu-Zn systems deposited on metal carrier, *Eurasian Chem.-Technol. J.* 19 (2017) 81–89. <https://doi.org/10.18321/ectj506>
- [15]. L.M. Mustafa, I.K. Ablakatov, B.M. Baiserikov, M.B. Ismailov, V.R. Zhumakanova, Research on armor steel technology and ways to improve its mechanical properties, *News Natl. Acad. Sci. Repub. Kazakhstan, Ser. Geol. Tech. Sci.* 469 (2025) 140–154. <https://doi.org/10.32014/2025.2518-170X.481>
- [16]. A.L. Costa e Silva, Non-metallic inclusions in steels – origin and control, *J. Mater. Res. Technol.* 7 (2018) 283–299. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.003>
- [17]. J. Campbell, Melting, remelting, and casting for clean steel, *Steel Res. Int.* 88 (2016) 1–13. <https://doi.org/10.1002/srin.201600093>
- [18]. J.A. Mathews, J. Sietsma, R.H. Petrov, M.J. Santofimia, Austenite formation from a steel microstructure containing martensite/austenite and bainite bands, *J. Mater. Res. Technol.* 25 (2023) 5325–5339. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.270>
- [19]. D. Orynbekov, T. Sarsembayeva, A. Kanaev, A. Gulyaredko, Nanoparticle-strengthened-martensitic surface layered constructed steel by plasma hardening rout, *J. Nanostruct.* 11 (2021) 814–824. <https://doi.org/10.22052/JNS.2021.02.018>
- [20]. E.N. Safonov, M.V. Mironova, Surface electric arc hardening of low-carbon steels, *Mater. Sci. Forum* 989 (2020) 318–323. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.989.31>

Research of the effect of thermomechanical treatment on the properties of steel

L.M. Mustafa, I.K. Ablakatov*, A.D. Baigonov,
B.M. Baiserikov, V.R. Zhumakanova,
M.N. Meirbekov

National Center of Space Research and Technology JSC,
Shevchenko str. 15, Almaty, Kazakhstan

ABSTRACT

The article focuses on studying the challenges associated with improving the strength properties of the Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo system steel alloy and analyzing the effects of various heat treatment and plastic deformation methods on the mechanical characteristics of the cast alloy. The steel melting and casting processes were conducted in an open-type induction furnace. The heat treatment of the samples was performed in a standard muffle furnace under an air atmosphere. The samples underwent quenching in water, oil, and saline water. Plastic deformation of the samples was carried out using a press. The microstructure of the samples was analyzed using a Leica DM IRM inverted microscope both before and after etching. As a result of the experimental procedures, steel samples exhibiting tensile strengths of 1215 MPa and 1256 MPa, impact toughness values of 23 J and 28 J, and Brinell hardness values of 334 HB and 384 HB were obtained. The novelty of the research lies in the fact that, for the first time in Kazakhstan, the development of technologies for producing armor-resistant steels with high protective properties has been initiated.

Keywords: armor steel, Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo system, melting, casting, heat treatment, deformation, microstructure.

Болаттың қасиеттеріне термомеханикалық өңдеудің әсерін зерттеу

Л.М. Мустафа, И.К. Аблакатов*, А.Д. Байгонов,
Б.М. Байсериков, В.Р. Жұмаканова,
М.Н. Мейирбеков

«Ғарыштық зерттеулер мен технологиялар ұлттық орталығы» АҚ, Шевченко көшесі, 15, Алматы, Қазақстан

АНДАТПА

Мақала Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo жүйесіндегі болат қорытпасының беріктік қасиеттерін арттыру жолдарын зерттеуге арналған. Сондай-ақ әртүрлі

термиялық өңдеу және пластикалық деформация әдістерінің құйылған қорытпаның механикалық қасиеттеріне әсері зерттелді. Болатты балқыту және құю ашық типті индукциялық пеште жүргізілді. Үлгілердің термиялық өңдеуі кәдімгі муфельді пеште ауа атмосферасында орындалды. Үлгілер суға, майға және тұзды суға шынықтырылған. Пластикалық деформация баспада жүргізілді. Үлгілердің қышқылмен өңделген және өңделмеген микроструктурасы Leica DM IRM инверттелген микроскопында зерттелді. Жүргізілген эксперименттердің нәтижесінде созылу беріктігі 1215 МПа және 1256 МПа, соққы тұтқырлығы 23 және 28 Дж, Бринелль бойынша қаттылығы 334 және 384 НВ болатын болат үлгілері алынды. Зерттеудің жаңалығы - Қазақстанда алғаш рет жоғары қорғаныс қасиеттеріне ие броньды болаттарды өндіру технологияларын әзірлеу басталғаны болып табылады.

Түйінді сөздер: броньды болат, Fe-C-Si-Mn-Cr-Ni-Mo жүйесіндегі, балқыту, құю, термиялық өңдеу, деформация, микроқұрылым.

Сведения об авторах

Л.М. Мустафа — доктор PhD, заведующий лабораторией Национального центра космических исследований и технологий

И.К. Аблакатов — докторант в КазННТУ им. К.И. Сатпаева, научный сотрудник Национального центра космических исследований и технологий

А.Д. Байгонов — инженер-металлург КазННТУ им. К.И. Сатпаева, младший научный сотрудник Национального центра космических исследований и технологий

Б.М. Байсериков — докторант в КазННТУ им. К.И. Сатпаева, старший научный сотрудник Национального центра космических исследований и технологий

В.Р. Жумаканова — менеджер проекта Национального центра космических исследований и технологий

М.Н. Мейирбеков — доктор PhD, Национальный центр космических исследований и технологий