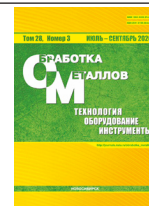




## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Повышение твердости и износостойкости стали 110Г13Л после дробеструйной обработки

Юлия Карлина<sup>1, а, \*</sup>, Владимир Конюхов<sup>2, 3, в</sup>, Татьяна Опарина<sup>2, с</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия

<sup>2</sup> Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

<sup>3</sup> Череповецкий государственный университет, пр. Луначарского, 5, г. Череповец, 162600, Россия

<sup>а</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com); <sup>в</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>, [konyukhov\\_vyu@mail.ru](mailto:konyukhov_vyu@mail.ru);

<sup>с</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>, [martusina2@yandex.ru](mailto:martusina2@yandex.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669 - 15:621.793.6

#### История статьи:

Поступила: 04 июня 2026

Рецензирование: 13 июня 2026

Принята к печати: 29 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

#### Ключевые слова:

Дробеструйная обработка

Твердость

Фазы

Сталь Hadfield

Износ

Абразив

Трение

Упрочнение

Дислокации

Двойники

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Литая высокомарганцевая сталь обладает превосходным упрочнением и высокой ударной вязкостью, что делает её хорошо подходящей для применения в условиях ударного износа. На ранних стадиях эксплуатации стали может происходить значительный износ, прежде чем вблизи поверхности разовьётся достаточное упрочнение. Для уменьшения этого начального износа в данном исследовании изучаются микроструктурные характеристики упрочнённого слоя, образованного в результате дробеструйной обработки, и её влияние на износ. **Цель работы** – исследовать влияние предварительной деформации стали после дробеструйной обработки на твердость и абразивный износ. **Методы исследования.** Образцы из стали 110Г13Л подвергались дробеструйной обработке на машине с площадью обработки 100 % поверхности образца. Использовался литой стальной шар номинальным диаметром 2 мм, а направление воздействия на поверхность образца ограничивалось 85°. Давление воздуха составляло 0,35...0,50 МПа, продолжительность обработки 5...120 мин. Микротвердость по Виккерсу измеряли микротвердомером при приложенной нагрузке 0,49 Н в течение 10 с. Морфологию изношенной поверхности исследовали с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). Профиль износа поверхности измерялся оптическим профилометром. Структуру поверхности образца исследовали методом рентгеновской дифракции (XRD) с Cu-Kα на дифрактометре Shimadzu XRD-7000. **Результаты и обсуждение.** Сильную неоднородную пластическую деформацию можно наблюдать на глубине около 60 мкм от верхней поверхности. Показано, что поверхностные слои образцов после дробеструйной обработки состоят из аустенита без каких-либо мартенситных превращений. Для подтверждения того, происходит ли превращение аустенита в мартенсит, индуцированный напряжением, в деформационных двойниковых слоях, образованных в результате воздействия стальной дроби, микроструктура поперечного сечения под поверхность была проанализирована методом EBSD. Твердость поверхности для исходного образца из стали 110Г13Л повышается 1,2...2,5 раза после различной длительности обработки. Отмечено, что абразивная стойкость при испытаниях на износ возрастает после дробеструйной обработки. Характер износа по типу резания является доминирующим для исходного необработанного образца. Однако для образца после дробеструйной обработки морфология со следами резания полностью исчезла. Испытания на абразивный износ показывают, что большая максимальная твердость в упрочнённом слое соответствует меньшей потере при износе. Эти результаты демонстрируют, что дробеструйная обработка эффективно повышает износостойкость высокомарганцевой литой стали, способствуя образованию упрочнённого поверхностного слоя.

**Для цитирования:** Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Повышение твердости и износостойкости стали 110Г13Л после дробеструйной обработки // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 269–285. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-269-285.

### Введение

Аустенитные литые стали с содержанием Mn 11...14 масс. % (сталь Hadfield, в России аналог сталь 110Г13Л) широко используются в агрес-

сивных эрозионных средах, таких как абразивный износ и ударная нагрузка, благодаря своим немагнитным свойствам, превосходной ударной вязкости и износостойкости [1–5]. Содержание Mn и C варьируется в зависимости от области применения, когда в состав добавляются соответствующие количества легирующих элементов, таких как Cr, Mo и V. Главной характеристикой сталей Hadfield является их замечательная способность к упрочнению при деформации

#### \*Адрес для переписки

Карлина Юлия Игоревна, к.т.н., научный сотрудник  
Национальный исследовательский Московский  
государственный строительный университет,  
Ярославское шоссе, 26,  
129337, г. Москва, Россия  
Тел.: +7 914 879-85-05, e-mail: [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com)

с сохранением ударной вязкости; именно поэтому стали Hadfield идеально подходят для применений, требующих износостойкости и способности к упрочнению при деформации. Например, в горнодобывающей промышленности они используются в качестве футеровок конусных дробилок, подвергающихся чистому вдавливанию (упрочнение при деформации) и абразивному износу (износ).

В связи с возросшей потребностью в увеличении срока службы отливок продолжается разработка материалов, связанных с высокомарганцевыми литыми сталями [5–10]. Как правило, отливки, такие как железнодорожные переезды, футеровки, рабочие колеса, лопадки и молотковые щековые дробилки, изготавливаются методом вакуумного формования (V-процесс) и методом самозатвердевания в песчаных формах. Эти отливки необходимо подвергнуть термической обработке (закалке в воде) перед использованием, поскольку эвтектические карбиды на границах зерен аустенита, образующиеся при охлаждении после литья, снижают ударную вязкость [10–14]. Далее готовые литые детали поступают в эксплуатацию. Однако на ранних стадиях эксплуатации может происходить значительный износ, прежде чем вблизи поверхности разовьётся достаточное упрочнение. Необходимо отметить, что в области аустенитных марганцевистых сталей опубликовано множество высококачественных научных статей и монографий, посвященных в том числе их механическим и микроструктурным свойствам [3–14]. Количество статей, опубликованных в области разработки за последние два десятилетия, выросло почти в 3 раза [15]. Можно заметить, что число опубликованных статей значительно увеличилось за последние два года, что свидетельствует об активной работе многих исследователей над разработкой сталей этого класса и способов обработки.

Хорошо известно, что высокомарганцевая литая сталь подвергается упрочнению поверхности при ударной обработке во время эксплуатации, что приводит к образованию поверхностно-упрочненного слоя. Износостойкость зависит от толщины и максимальной твердости поверхностно-упрочненного слоя. Однако в большинстве отливок из высокомарганцевой стали износ и разрушение легко случаются на ранних стади-

ях эксплуатации, когда упрочнение в процессе эксплуатации не происходит в полной мере. Для повышения износостойкости и сопротивления деформации были предприняты значительные усилия по упрочнению поверхности отливок из высокомарганцевой стали перед использованием. Типичными процессами поверхностного упрочнения являются высокоскоростная ударная обработка, взрывная закалка, многократная ударная закалка и дробеструйная обработка с применением воздуха [15–22]. Каждый процесс поверхностного упрочнения имеет свои преимущества и недостатки [23–27]. Поверхностно-упрочненные слои, образующиеся при высокоскоростной ударной обработке, взрывной закалке и многократной ударной обработке, имеют относительно большую толщину. Однако эти процессы требуют дорогостоящего оборудования и неприменимы к отливкам со сложной геометрией.

Дробеструйная обработка – это процесс упрочнения поверхности, который в основном улучшает поверхностные свойства материалов путем высокоскоростного распыления мелких частиц. Его суть заключается в использовании энергии удара частиц дробеструйной обработки для приложения ударной силы к поверхности материала, что вызывает пластическую деформацию поверхностного слоя, образование сжимающего напряжения [8–12], повышение механической прочности, износостойкости, усталостной прочности и коррозионной стойкости [18–20, 28–29]. Кроме того, энергия удара может способствовать измельчению зерен, улучшению микроструктуры [28, 29] и, таким образом, повышению их общих характеристик. Хотя многочисленные макроскопические исследования единогласно подтверждают, что энергия удара при дробеструйной обработке оказывает значительное упрочняющее воздействие на улучшение свойств материала, но конкретный механизм взаимодействия между распыленными частицами и поверхностью обрабатываемого материала во время дробеструйной обработки до сих пор плохо изучен на микроскопическом уровне. Аналогичным образом в академическом понимании основных принципов измельчения зерна и микроструктурных изменений, вызванных ударной энергией, до сих пор остается много неясностей.

Были проведены обширные экспериментальные и имитационные исследования для оценки различных методов упрочнения поверхности и выявления их механизмов с точки зрения механических и усталостных свойств материалов. Авторы [19] провели исследование влияния дробеструйной обработки на характеристики поверхности конструкционной стали. После дробеструйной обработки были измерены шероховатость поверхности, остаточные напряжения, твердость и износостойкость, а также изучено влияние температуры обработки на свойства поверхности. Результаты показали, что поверхность заготовки значительно улучшилась по износостойкости после дробеструйной обработки. Однако авторы этой работы получили небольшой слой упрочнения не более 0,1 мм. Было опубликовано несколько исследований не только на экспериментальном уровне, но и по практическому применению дробеструйного поверхностного упрочнения к высокомарганцевой литой стали [5, 6, 19, 24, 25]. Для улучшения характеристик поверхности были предприняты значительные усилия по модификации методов дробеструйной обработки, таких как ударная обработка под напряжением, твердая дробеструйная обработка и тепловая дробеструйная обработка [27, 28]. Однако существует очень мало сообщений о том, как изменяется микроструктура под поверхностью, обработанной дробеструйной обработкой, до начала и после эксплуатации деталей машин и механизмов.

В настоящем исследовании изучается влияние дробеструйной обработки на твердость и износ аустенитных высокомарганцевых сталей. Как уже упоминалось выше, большие остаточ-

ные сжимающие напряжения в поверхностном слое после дробеструйной обработки очень эффективны для повышения усталостной прочности компонента. Поэтому дробеструйная обработка широко используется для предотвращения возникновения и распространения трещин. Однако надо понимать, что источником усталостного разрушения является чрезмерная деформация [28, 29]. В этом направлении практически нет работ в открытой печати.

**Цель работы** – провести оценку времени воздействия дробеструйной обработки стали 110Г13Л на твердость и износ, при этом решались следующие **задачи**:

– определение технологических параметров дробеструйной обработки на показатели твердости;

– проведение комплекса исследований поверхностного слоя после дробеструйной обработки с использованием оптической и электронной микроскопии, рентгенофазового анализа;

– проведение испытаний на абразивный износ с инструментальной оценкой топографии поверхности образцов после дробеструйной обработки.

## Методы и материалы исследований

В качестве исходного материала были выбраны пластины из стали 110Г13Л размером 100×100 мм и толщиной 10 мм. Химический состав приведен в табл. 1.

Образцы из стали 110Г13Л подвергались дробеструйной обработке на машине типа S100 (производства Китай) с площадью обстрела 100 % поверхности образца. Использовался

Таблица 1

Table 1

**Химический состав отливки из стали 110Г13Л по ГОСТ 977–88**  
**Chemical composition of 1.1% C-13% Mn steel castings according to GOST 977–88**

| Элемент / Element                                       | C                         | Si                        | Mn                            | Cr              | Ni              | Cu              | S               | P                 |
|---------------------------------------------------------|---------------------------|---------------------------|-------------------------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-------------------|
| Содержание по ГОСТ, масс. % / GOST specification, wt. % | 0,90...1,50 / 0,90...1,50 | 0,30...1,00 / 0,30...1,00 | 11,50...15,00 / 11,50...15,00 | ≤ 1,00 / ≤ 1,00 | ≤ 1,00 / ≤ 1,00 | ≤ 0,30 / ≤ 0,30 | ≤ 0,05 / ≤ 0,05 | ≤ 0,120 / ≤ 0,120 |
| Фактическое содержание, масс. % / Actual content, wt. % | 1,12 / 1,12               | 0,98 / 0,98               | 12,34 / 12,34                 | 0,60 / 0,60     | 0,10 / 0,10     | 0,20 / 0,20     | 0,05 / 0,05     | 0,034 / 0,034     |

литой стальной шар номинальным диаметром 2 мм, направление воздействия на поверхность образца ограничивалось  $85^\circ$ . Давление воздуха составляло 0,35...0,5 МПа, продолжительность обработки – от 5 до 120 мин соответственно. Микротвердость по Виккерсу измеряли микротвердомером MX-5 при приложенной нагрузке 0,49 Н в течение 10 с. Морфологию изношенной поверхности исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) C-2700. Профиль износа в поперечном сечении также измерялся оптическим профилометром Bruker Contour GT-K1 с поворотной головкой, полностью автоматизированной и программируемой для измерения свойств поверхности; прибор использовался для оценки глубины рисок после абразивного износа и построения объёмных карт поверхности. Наблюдение за морфологией поверхностного слоя, обработанного дробеструйной обработкой, проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) C-2700. Наблюдения поперечного сечения обработанного образца предварительно осуществляли на оптическом микроскопе. Структуру поверхности образца исследовали методом рентгеновской дифракции (XRD) с Cu-K $\alpha$  в рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000.

Особенности микроструктуры поверхностного слоя также были охарактеризованы с помощью метода дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Поверхности образцов для EBSD-сканирования шлифовались на прецизионном шлифовальном станке Mitsui (модель 300HMD) с использованием обильного охлаждения для уменьшения термического воздействия. Образцы для EBSD-сканирования помещались на магнитную пластину вращающегося плоскошлифовального станка. Скорость вращения шлифовального круга устанавливалась на 1200...1500 об/мин. Данные EBSD были получены с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss Supra 55VP, оснащенного камерой Oxford Symmetry EBSD и детектором EDS Oxford X-Max. Для сбора данных использовалось программное обеспечение Oxford AZtec версии 4.2 SP1. Сбор данных проводился при энергии пучка 20 кэВ, токе 5 нА. После автоматической регистрации дифракционных картин и создания EBSD-карт в течение 8 часов было оценено качество полученных наборов данных.

Средний показатель индексированных точек на образцах составил 84...89 % [20, 21]. Износостойкость анализировали в соответствии с ГОСТ 23.208–79 «Условия испытания на износостойкость путем трения образца о рыхлый абразив». Образец прижимали с усилием  $54,1 \pm 0,25$  Н к резиновому валику, вращающемуся со скоростью  $50 \pm 2$  об/мин и перемещающему абразивные частицы по поверхности образца. В качестве эталонной стали использовали сталь 110Г13Л в состоянии поставки, а в качестве абразива – электрокорунд марки 12А по ГОСТ 28818–90. Показатель абразивного износа рассчитывали по формуле  $M = m_1 - m_2$  (где  $m_1$  – начальная масса образца;  $m_2$  – конечная масса образца после испытаний); образцы взвешивали на электронных весах Acculab с точностью  $\pm 0,0001$  г. Испытание проводили не менее трех раз.

Относительную износостойкость ( $K_{\text{и}}$ ) исследуемого материала вычисляют по формуле согласно ГОСТ 23.208–79:

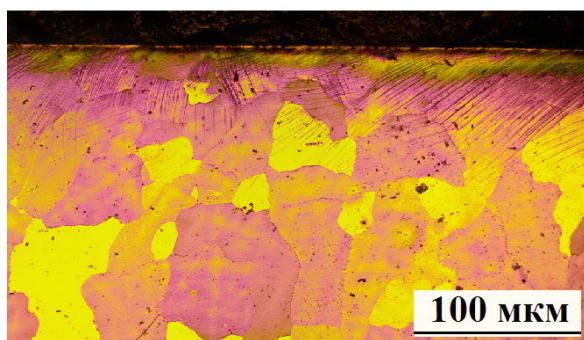
$$K_{\text{и}} = \frac{\overline{g_{\text{э}} \rho_{\text{и}} N_{\text{и}}}}{g_{\text{и}} \rho_{\text{э}} N_{\text{э}}},$$

где  $g_{\text{э}}$ ,  $g_{\text{и}}$  – значения потерь массы при испытаниях эталонных образцов и образцов исследуемого материала, г;  $\rho_{\text{э}}$ ,  $\rho_{\text{и}}$  – плотности эталонного и исследуемого материалов, г/см<sup>2</sup>;  $N_{\text{э}}$ ,  $N_{\text{и}}$  – количество оборотов ролика при испытаниях эталонного и исследуемого материалов.

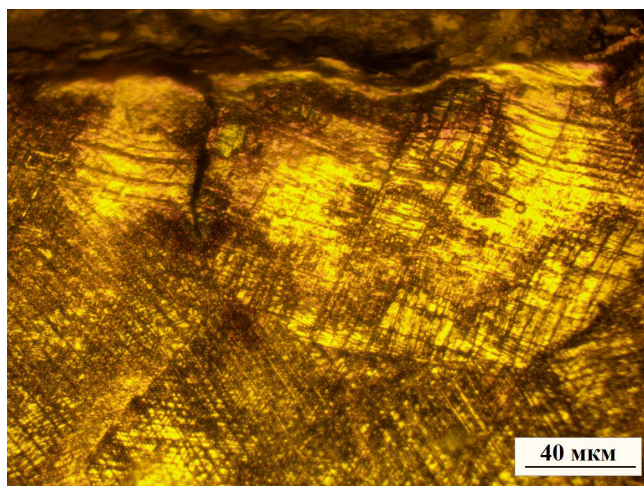
## Результаты и их обсуждение

В исследуемом сплаве 110Г13Л наблюдалась одна аустенитная фаза с размером зерен около 100...200 мкм. На рис. 1 показана оптическая микроскопическая микроструктура стали Hadfield в поперечном сечении после 20-минутной дробеструйной обработки. Сильную пластическую деформацию можно легко наблюдать на глубине около 60 мкм от верхней поверхности. Очевидно, что пластическая деформация неоднородна.

На рис. 2 представлена рентгенограмма обработанной поверхности. Наблюдалось пять отчетливых дифракционных пиков при значениях  $2\theta$ , равных  $43,7^\circ$ ,  $50,8^\circ$ ,  $74,9^\circ$ ,  $90,2^\circ$  и  $96,3^\circ$ , которые отнесены к различным кристаллическим плоскостям аустенита. За исключением систематического сдвига, положения этих пиков остава-



а



б

Рис. 1. Микроструктура стали 110Г13Л после 20-минутной дробеструйной обработки (оптическая микроскопия):

а – общий снимок поверхностного слоя; б – упрочненный слой со следами деформации двойникованием

Fig. 1. Microstructure of 1.1% C-13% Mn steel after 20-minute shot peening (optical microscopy):

а – general view of the surface layer; б – hardened layer with traces of deformation twinning

лись в значительной степени неизменными для разных образцов.

Анализ результатов рентгеновских исследований показал, что с увеличением времени дробеструйной обработки все дифракционные пики обработанных дробеструйным методом образцов значительно смещаются в сторону больших углов. Это смещение указывает на непрерывное увеличение пластической деформации и связанное с этим развитие остаточного сжимающего напряжения [24–29]. При этом в дифракционных картинах обработанных дробеструйным методом образцов не наблюдалось новых дифракционных пиков, что свидетельствует об отсутствии образования мартенсита, карбидов или других новых фаз в процессе обработки.

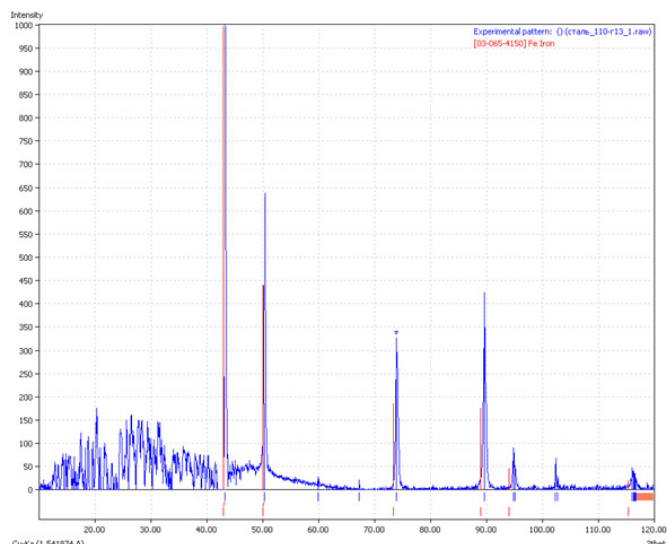


Рис. 2. Рентгенограмма поверхности стали 110Г13Л

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of the surface of 1.1% C-13% Mn steel

На рис. 3 показана поверхность образца под электронным микроскопом и цветная карта обратных полюсных фигур (IPF) необработанного материала.

Вариации цвета внутри зерен качественно отражают разницу во внутренней разориентации. Стали Hadfield имеют аустенитную (градецентрированную кубическую) структуру и низкую энергию дефектов упаковки (SFE) [1, 2, 7, 8, 24–29]. Низкая энергия дефекта упаковки способствует образованию деформационных двойников, в то время как высокая концентрация междоузлий углерода резко увеличивает напряжение трения, влияющее на напряжения зарождения двойников. В процессе деформации происходит непрерывное зарождение и рост двойников [3, 15], что приводит к непрерывному упрочняющему эффекту динамического эффекта Холла – Петча и высокой скорости деформационного упрочнения сплава, демонстрируя, таким образом, превосходную прочность и пластичность. Металлические шары при дробеструйной обработке обеспечивают повторяющиеся удары по поверхности на высокой скорости и генерируют дислокации высокой плотности и двойники деформации. С одной стороны, образовавшаяся дислокация может перестроиться под напряжением с образованием дислокационной сети, что приведет к образованию нанокристаллитов, разделенных размытыми границами зерен [24, 25].

С другой стороны, двойники деформации эффективно разделяют исходные зерна за счет введения различных границ, что приводит к образованию более мелких микроструктур.

В некоторых исследованиях на основе данных просвечивающей микроскопии отмечается, что в поверхностном слое стали Hadfield формируется нанокристаллическая структура со случайной ориентацией [24–26]. Образование нанокристаллитов, по мнению авторов [24], можно объяснить различными эффектами: очень большой деформацией, чрезвычайно большой скоростью деформации и повторяющейся нагрузкой при дробеструйной обработке. Значительно увеличенная деформация и скорость деформации

активируют высокую плотность дислокаций и мультисистемных деформационных двойников, чтобы компенсировать напряжение [22–25].

На рис. 3 (б, в) представлены карты обратных полюсных фигур (ИПФ) EBSD исследуемых образцов. Образец без дробеструйной обработки не демонстрирует значительных полос деформации (рис. 3, а). После 5...15 минут дробеструйной обработки (рис. 1, б) внутри зерен образовались полосы деформации. При увеличении времени обработки эти полосы становились все более плотными, что свидетельствует о накоплении пластической деформации от ударов, которая постепенно разделяла исходные зерна. Когда продолжительность дробеструйной обработки

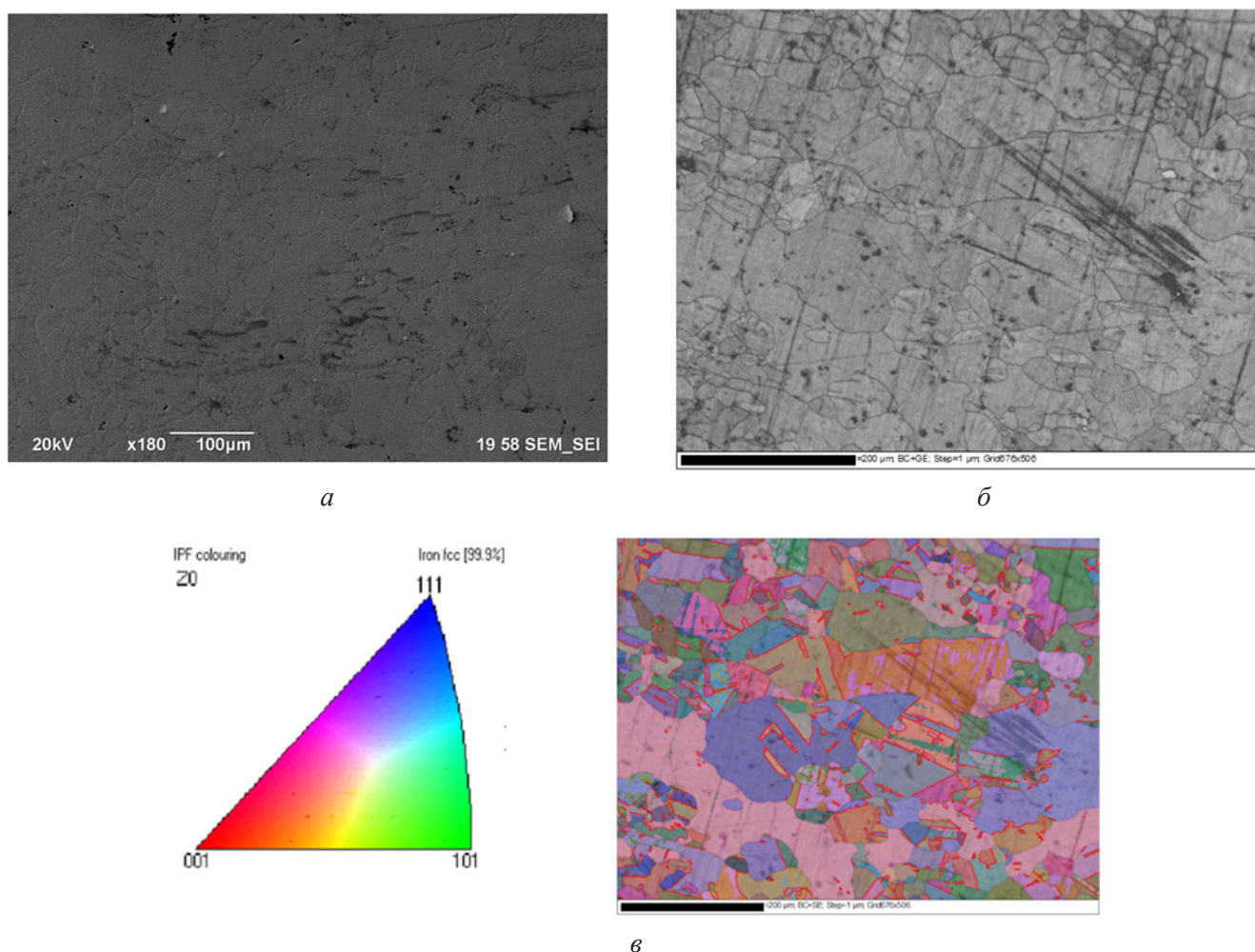


Рис. 3. Результаты исследований структур поверхностного слоя стали 110Г13Л после дробеструйной обработки:

а – электронный снимок структуры зерен аустенита в поверхностном слое; б, в – карты обратных полюсных фигур EBSD

Fig. 3. Results of microstructural characterization of the surface layer of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening:

а – SEM image of the austenite gRain structure in the surface layer; б, в – EBSD inverse pole figure maps

была увеличена до 40 минут, плотность полос деформации достигла максимума, что впоследствии привело к фрагментации зерен. Случайная кристаллографическая ориентация этих вновь образованных зерен отражается в более дисперсном и хаотичном распределении цвета на карте рис. 3, в. После 60 минут дробеструйной обработки распределение цвета не показало существенных дальнейших изменений, что свидетельствует о стабилизации процесса фрагментации зерен и насыщении плотности полос деформации.

Измеренный средний размер зерен в зависимости от продолжительности дробеструйной обработки согласуется с данными микроструктурных наблюдений. Размер зерен в целом уменьшался с 100 мкм (0 мин) до 62 мкм (40 мин) и, наконец, до 57 мкм (60 мин). Общие данные подтверждают, что дробеструйная обработка эффективно измельчает зерна  $\gamma$ -Fe. Проведенный нами анализ карт низкоугловых границ зерен (LAGB) образцов, подвергнутых дробеструйной обработке различной продолжительности, с границами углов разориентации менее  $15^\circ$  показал, что значительная доля LAGB наблюдается во всех условиях. Количественные данные, представленные в табл. 2, показывают значительное увеличение доли LAGB после дробеструйной обработки. В частности, эта доля выросла с 27,4 % в необработанном образце до более чем 70 % во всех образцах, подвергнутых дробеструйной обработке, что подтверждает высокую плотность LAGB в результате процесса. Примечательно, что значение 69,2 % было достигнуто всего за 5 минут обработки. Эти результаты показывают, что дробеструйная обработка генерирует большое количество дислокаций. Во время пластической деформации эти дислока-

ции запутываются, и их движение затрудняется такими препятствиями, как границы зерен и границы двойников, что приводит к образованию дислокационных скоплений. Последующее накопление и реорганизация этих дислокаций приводят к образованию наблюдаемых низкоугловых границ зерен.

На рис. 4 показано изменение твердости по глубине (рис. 4, а) и для образцов при различной продолжительности дробеструйной обработки (рис. 4, б). Дробеструйная обработка значительно увеличила твердость поверхности, которая возросла с 300 HV до 743 HV по мере увеличения времени обработки с 5 до 30 мин. Дальнейшее увеличение времени обработки до 60 мин. показало незначительный рост твердости до 774...785 HV. Это максимальное значение твердости приближается к наивысшей твердости, достижимой в высокомарганцевой стали путем поверхностного ударного упрочнения, как сообщается в литературе [10, 16, 17, 24].

Для всех образцов, подвергнутых дробеструйной обработке, твердость постепенно уменьшалась с увеличением расстояния от поверхности, в конечном итоге она приближаясь к уровню образца без обработки. Небольшой выброс твердости на глубине 0,7...0,8 мм (рис. 4, а) не влияет на общий тренд снижения твердости с поверхности по глубине упрочненного слоя и связан больше всего с особенностями металлургического процесса.

Толщина упрочненного слоя, определяемая как глубина, на которой твердость составила не менее 450...500 HV, находилась в последовательности 20, 170, 310, 480 и 600 мкм для образцов, обработанных в течение 5, 10, 15, 40 и 60 минут соответственно. Примечательно, что градиент твердости становился все менее выра-

Таблица 2

Table 2

**Изменение доли низкоугловых границ зерен в исследуемых сталях при различном времени дробеструйной обработки**

**Change in the proportion of low-angle grain boundaries in the studied steels with different shot peening times**

| Время дробеструйной обработки (мин) / Shot peening time (min)                       | 0    | 5    | 10   | 15   | 40   | 60   |
|-------------------------------------------------------------------------------------|------|------|------|------|------|------|
| Доля малоугловых границ зерен LAGB (%) / Low-angle grain boundary fraction LAGB (%) | 27,4 | 69,2 | 74,5 | 79,9 | 79,3 | 74,3 |

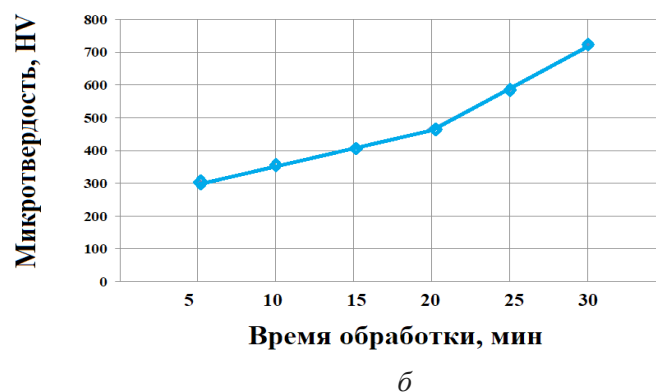
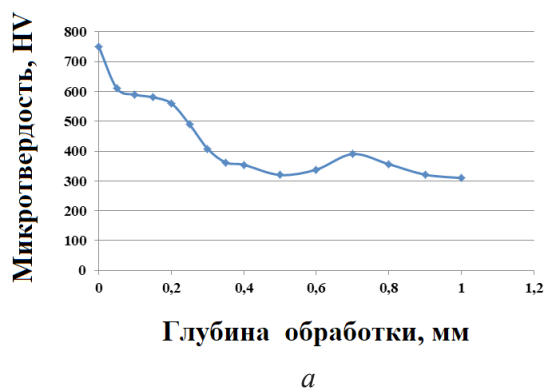


Рис. 4. Значения твердости поверхностного слоя стали 110Г13Л после дробеструйной обработки:  
 а – изменение твердости по глубине от поверхности образца после 15-минутной дробеструйной обработки;  
 б – изменение твердости поверхностного слоя в зависимости от продолжительности дробеструйной обработки

Fig. 4. Microhardness values of the surface layer of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening:  
 а – depth-dependent hardness distribution from the surface after 15-minute shot peening; б – variation of surface layer hardness with shot peening duration

женным с увеличением времени дробеструйной обработки. В целом результаты подтверждают, что дробеструйная обработка успешно создала упрочненный слой на поверхности высокомарганцевой стали, причем глубина слоя увеличивается со временем обработки, но время обработки конечно, и при 60 минутах прироста по глубине не зафиксировано. Формирование этого упрочненного слоя имеет решающее значение для повышения износостойкости материала. Полученные нами результаты превосходят по показателю твердости и глубине упрочнения результаты работы [19], где после дробеструйной обработки твердость на глубине 0,03 мм достигла максимума в 600 HV при использовании твердой стальной дроби и 580 HV при использовании низкоуглеродистой стальной дроби. Однако твердость уменьшилась на глубине от 0,1 мм от поверхности до 220 HV, что аналогично образцу без обработки.

Результаты испытаний на абразивный износ показаны на рис. 5. Потеря массы исследуемой стали в литом состоянии и после дробеструйной обработки в зависимости от времени испытаний также представлена на рис. 5. Из рисунка видно, что потеря массы растет с увеличением времени испытания для всех состояний. Разница между образцами заключается в скорости потери массы. Образец без обработки показал более высокую потерю массы для всех состояний. Образцы, прошедшие дробеструйную обработку в диапазоне 15 минут и более, имеют низкие значения потери массы. Относительная износостойкость

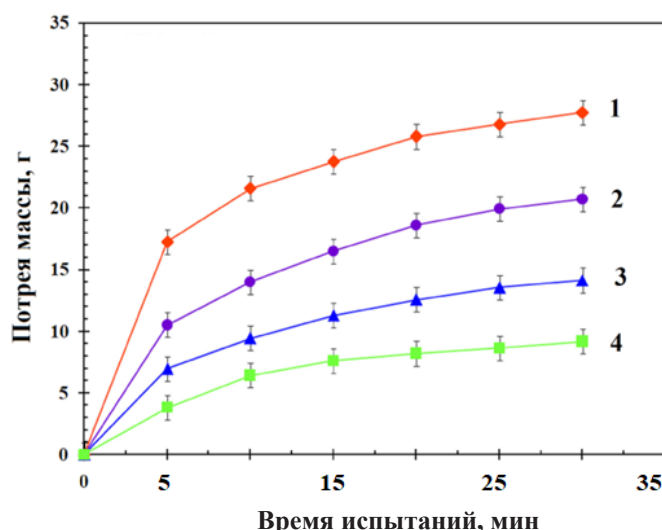


Рис. 5. Результаты испытаний на абразивный износ в зависимости от времени испытаний:

1 – необработанный образец; 2 – дробеструйная обработка 15 мин; 3 – дробеструйная обработка 30 мин; 4 – дробеструйная обработка 60 мин)

Fig. 5. Results of abrasive wear tests as a function of test duration:

1 – untreated sample; 2 – shot-peened for 15 min; 3 – shot-peened for 30 min; 4 – shot-peened for 60 min

стали 11Г13Л после дробеструйной обработки представлена в табл. 3.

На рис. 6 приведены изображения следов износа, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ), после испытаний на трение. Изношенная поверхность образца без обработки (рис. 6, а) покрыта глубокими бороздами, светлыми нерегулярными частицами

Таблица 3

Table 3

**Относительная износостойкость стали 110Г13Л после дробеструйной обработки**  
**Relative wear resistance of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening**

| № /<br>No. | Образец / обработка /<br>Specimen / treatment                                | $m_0-m_1$          | $m_1-m_2$          | $m_2-m_3$          | $m_3-m_4$          | $m_4-m_5$          | Общ.<br>изн., г /<br>Overall<br>wear (g) | Относ. изн.<br>по сравн.<br>с 110Г13Л /<br>Relative wear<br>resistance<br>compared to<br>1.1% C-13%<br>Mn steel |
|------------|------------------------------------------------------------------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 1          | 110Г13Л без<br>обработки / 1.1%<br>C-13% Mn steel, un-<br>treated            | 1,0714 /<br>1.0714 | 0,3525 /<br>0.3525 | 0,2588 /<br>0.2588 | 0,2202 /<br>0.2202 | 0,1465 /<br>0.1465 | 2,0494 /<br>2.0494                       | 1,0000 /<br>1.0000                                                                                              |
| 2          | 110Г13Л, обработка<br>5 мин / 1.1% C-13%<br>Mn steel, treated for<br>5 min   | 0,4945 /<br>0.4945 | 0,2179 /<br>0.2179 | 0,1567 /<br>0.1567 | 0,1546 /<br>0.1546 | 0,1456 /<br>0.1456 | 1,1693 /<br>1.1693                       | 1,7527 /<br>1.7527                                                                                              |
| 3          | 110Г13Л, обработка<br>10 мин / 1.1% C-13%<br>Mn steel, treated for<br>10 min | 0,4829 /<br>0.4829 | 0,2050 /<br>0.2050 | 0,1602 /<br>0.1602 | 0,1435 /<br>0.1435 | 0,1216 /<br>0.1216 | 1,1132 /<br>1.1132                       | 1,8410 /<br>1.8410                                                                                              |
| 4          | 110Г13Л, обработка<br>15 мин / 1.1% C-13%<br>Mn steel, treated for<br>15 min | 0,7196 /<br>0.7196 | 0,1452 /<br>0.1452 | 0,0827 /<br>0.0827 | 0,0612 /<br>0.0612 | 0,0520 /<br>0.0520 | 1,0607 /<br>1.0607                       | 1,9321 /<br>1.9321                                                                                              |
| 5          | 110Г13Л, обработка<br>30 мин / 1.1% C-13%<br>Mn steel, treated for<br>30 min | 0,5284 /<br>0.5284 | 0,2143 /<br>0.2143 | 0,0961 /<br>0.0961 | 0,1086 /<br>0.1086 | 0,0646 /<br>0.0646 | 1,0120 /<br>1.0120                       | 2,0251 /<br>2.0251                                                                                              |
| 6          | 110Г13Л, обработка<br>40 мин / 1.1% C-13%<br>Mn steel, treated for<br>40 min | 0,5884 /<br>0.5884 | 0,2043 /<br>0.2043 | 0,0734 /<br>0.0734 | 0,1016 /<br>0.1016 | 0,0921 /<br>0.0921 | 0,9112 /<br>0.9112                       | 2,2494 /<br>2.2494                                                                                              |
| 7          | 110Г13Л, обработка<br>60 мин / 1.1% C-13%<br>Mn steel, treated for<br>60 min | 0,3929 /<br>0.3929 | 0,1218 /<br>0.1218 | 0,1233 /<br>0.1233 | 0,1029 /<br>0.1029 | 0,1002 /<br>0.1002 | 0,8411 /<br>0.8411                       | 2,4368 /<br>2.4368                                                                                              |

или пятнами. Эти образования, вероятно, являются продуктами износа, такими как частицы отслоения и переноса материала или оксиды, образовавшиеся в результате нагрева при трении. Подобная морфология предполагает, что во время скольжения происходила локальная адгезия и последующее разделение. Очевидно также наличие значительного абразивного износа. Таким образом, основным механизмом износа

для образца без обработки считается адгезионный износ, сопровождающийся значительным абразивным и усталостным износом. В отличие от этого образцы с дробеструйной обработкой демонстрируют правильные прямоугольные (или почти прямоугольные) следы износа. Их изношенные поверхности были относительно гладкими, с мелкими царапинами и небольшим количеством частиц износа, это указывает на то,

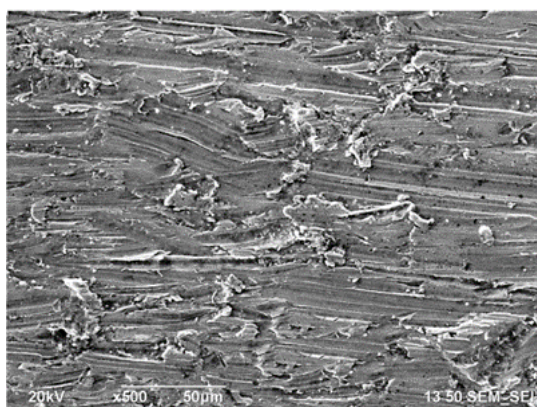
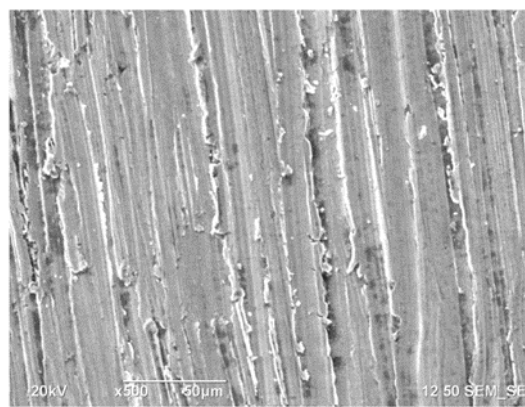

*a*

*б*

Рис. 6. Топография поверхности износа образцов под электронным микроскопом:

*a* – без обработки; *б* – дробеструйная обработка 30 мин

Fig. 6. SEM topography of the worn surfaces:

*a* – untreated; *б* – after 30-min shot peening treatment

что абразивный износ является доминирующим механизмом с минимальной адгезией.

Этот переход от адгезионного к абразивному износу как доминирующему механизму демонстрирует, как дробеструйная обработка изменяет характер износа высокомарганцевой стали. Повышенная твердость поверхности, достигаемая в результате дробеструйной обработки, затрудняет пластическую деформацию неровностей поверхности, что приводит к выраженному «вспахивающему эффекту» во время абразивного износа.

На рис. 7 представлена трехмерная общая морфология следов износа, наблюдаемая на всех испытанных образцах. Четко видно, что ширина следа износа на необработанном образце значительно больше, чем на образцах, подвергнутых дробеструйной обработке. Профиль поверхности характеризуется сильным перепадом по вершинам и впадинам. Это объясняется тем, что после дробеструйной обработки твердость поверхности образцов быстро возрастает, что затрудняет пластическую деформацию поверхности материала. Однако количественные параметры, такие как глубина износа, не могут быть получены непосредственно из этих исходных морфологических изображений. Для количественного сравнения данные трехмерной морфологии были выровнены с использованием неповрежденной области каждого образца в качестве опорной плоскости.

Сравнительный анализ обработанных следов износа представлен на рис. 7, *б* и рис. 8, *б*.

На рис. 7, *a* показаны профили износа испытанных образцов. Видно, что необработанный образец демонстрирует наибольшую глубину износа, ширина его следа износа значительно больше, чем у образцов, подвергнутых дробеструйной обработке. Этот результат согласуется с результатами на рис. 8, *a*. Для образцов, подвергнутых дробеструйной обработке, максимальная глубина износа постепенно уменьшалась с увеличением времени дробеструйной обработки, достигала минимального значения при времени дробеструйной обработки 40 мин, а затем, наоборот, увеличивалась. Максимальная глубина следа износа и потеря объема (т. е. потеря массы) демонстрируют практически идентичную тенденцию, за исключением максимальной глубины следа износа необработанного образца.

Хотя необработанный образец имеет максимальные глубины, он также имеет наибольшую потерю объема, что обусловлено большей шириной следа износа. Однако после дробеструйной обработки твердость поверхности материала значительно увеличивается, а потеря объема постепенно уменьшается с увеличением времени дробеструйной обработки. При времени дробеструйной обработки 40 мин потеря объема достигла минимума, а затем, наоборот, увеличилась. Таким образом, в наших испытаниях образец демонстрирует оптимальную износостойкость при времени дробеструйной обработки 40 мин. Выявленный эффект роста требует дополнительного изучения, что мы и сделаем в следующих работах.

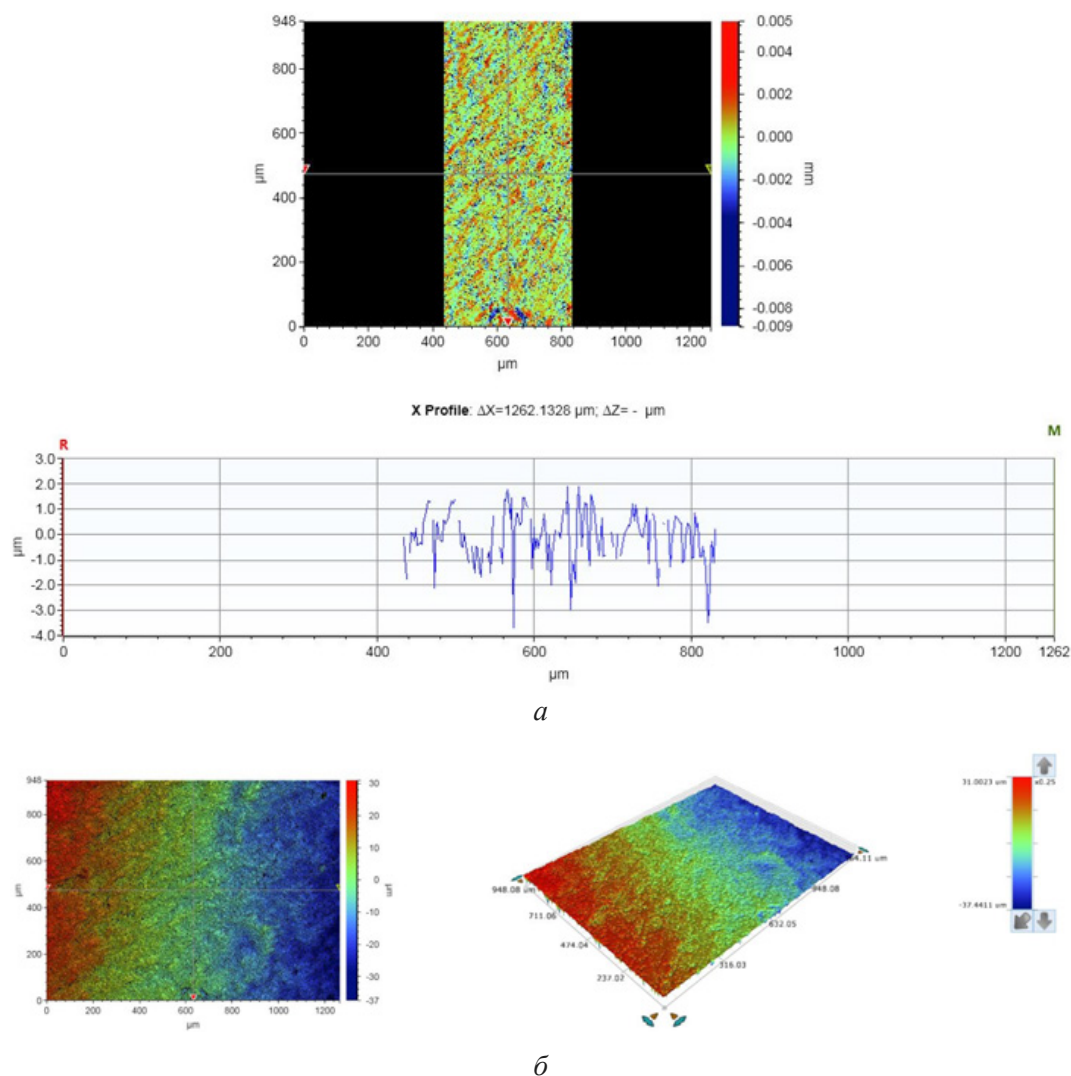


Рис. 7. Топография поверхности износа образцов, измеренная оптическим профилометром без обработки:

*a* – профиль поверхности; *б* – перепад неоднородностей поверхности

Fig. 7. Topography of the worn surface measured by optical profilometry (untreated specimens):

*a* – surface profile; *б* – height variation of surface irregularities

Результаты наших исследований и анализ работ других авторов [20–25] показывают, что интенсивные, повторяющиеся удары дроби из стали сглаживают неровности поверхности, тем самым быстро уменьшая шероховатость поверхности (рис. 8). Одновременно эти удары создают многочисленные ямки, которые вводят остаточные сжимающие напряжения и вызывают сильную пластическую деформацию. Пластическая деформация способствует обширному образованию и размножению дислокаций, что приводит к быстрому увеличению плотности дислокаций. Образующиеся дислокации взаимодействуют, образуя сложные конфигурации (например, дис-

локационные стенки и ячейки), а их движение затрудняется микроструктурными барьерами, что приводит к скоплениям и последующему образованию границ субзерен [4, 7, 10, 27]. Микроструктурная эволюция сопровождается существенным упрочнением поверхностного слоя (рис. 1), что непосредственно повышает твердость поверхности (рис. 4). При длительной дробеструйной обработке происходит измельчение зерна, и упрочненный слой утолщается.

Однако, как отмечают авторы [12, 14, 17, 20, 21], чрезмерная обработка приводит к таким негативным последствиям, как микротрещины и расслоение поверхности, что свидетельствует

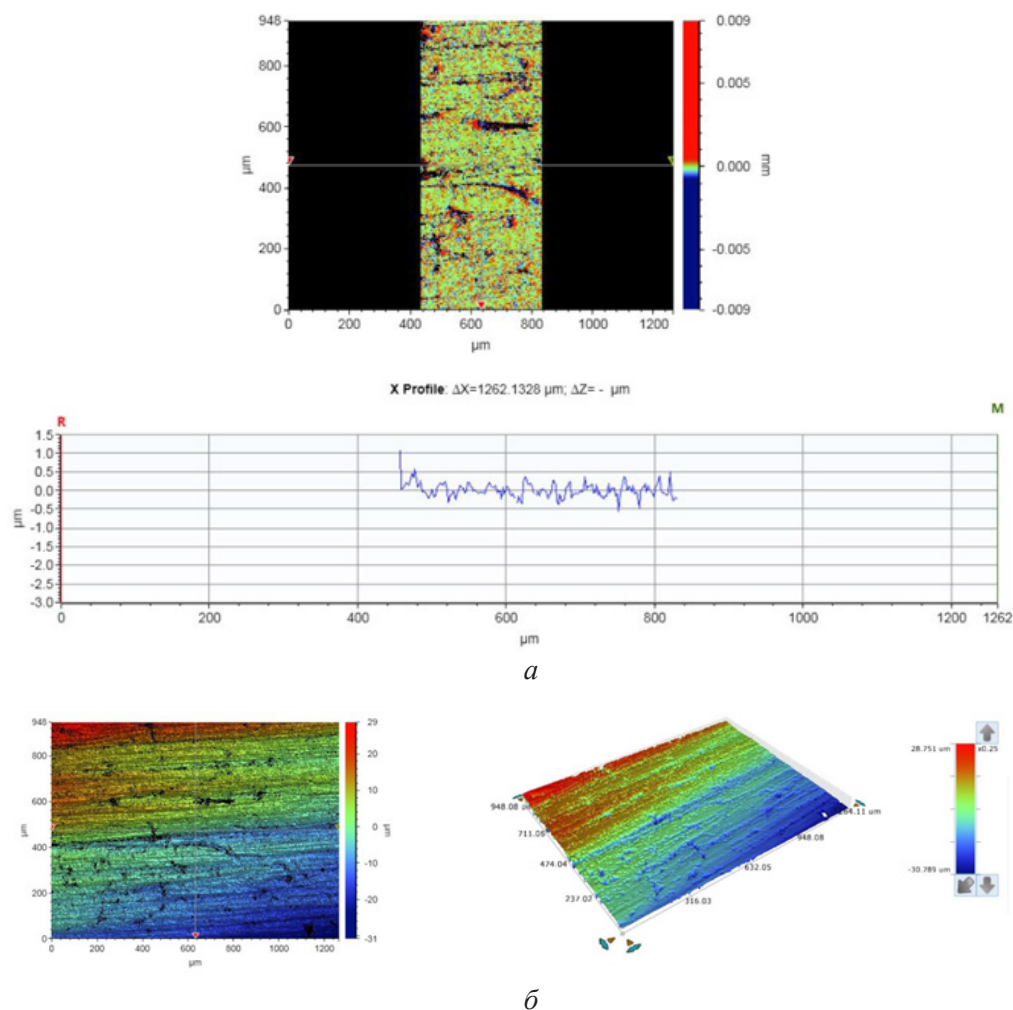


Рис. 8. Топография поверхности износа образцов, измеренная оптическим профилометром после дробеструйной обработки:

*a* – профиль поверхности; *б* – перепад неоднородностей поверхности

Fig. 8. Topography of the worn surface measured by optical profilometry (after shot peening treatment):

*a* – surface profile; *б* – height variation of surface irregularities

о начинающемся повреждении поверхности. Следовательно, износостойкость высокомарганцевой стали сначала увеличивается, а затем уменьшается с увеличением времени обработки, в то время как ударная вязкость демонстрирует более сложную, немонотонную тенденцию [15–19]. Эти изменения механических свойств объясняются конкуренцией между благоприятными факторами (дислокационное упрочнение, измельчение зерна и остаточное сжимающее напряжение) и неблагоприятными факторами (шероховатость поверхности и микротрещины), вызванными механическими ударами.

В заключение отметим, что в нашей работе изучалось влияние продолжительности дробеструйной обработки на микроструктуру и

свойства высокомарганцевой стали 110Г13Л. Результаты показывают, что интенсивные, повторяющиеся удары не только улучшают качество поверхности, но и создают остаточные сжимающие напряжения [1–3] и генерируют высокую плотность дислокаций [24, 25]. Зацепление и иммобилизация этих дислокаций на микроструктурных барьерах (например, границах зерен и двойников) приводят к образованию дислокационных скоплений [26, 27], которые впоследствии трансформируются в низкоугловые границы зерен. Процесс измельчения микроструктуры, обусловленный устойчивой пластической деформацией, приводит к постепенному измельчению зерен при увеличении времени дробеструйной обработки. В результате происходит утолщение

упрочненного поверхностного слоя, что влечет за собой изменение механических свойств. Как твердость поверхности, так и износостойкость демонстрируют тенденцию к первоначальному увеличению с последующим уменьшением, при этом оптимальная износостойкость достигается после 40 минут дробеструйной обработки. Соответственно, доминирующий механизм износа переходит от адгезионного к абразивному износу.

Настоящее исследование предоставляет теоретические данные и техническую поддержку для применения дробеструйной обработки с целью продления срока службы высокомарганцевых стальных компонентов в машиностроении. Сталь 110Г13Л, полученная путем дробеструйной обработки, определенно может улучшить износостойкость в условиях абразивного изнашивания, что согласуется с результатами работ других авторов [1, 4, 10, 12–14]. Становится также необходимым переосмыслить вопрос о незначительности влияния наклепа на износостойкость материала. Для коммерческого применения дробеструйная обработка является подходящим процессом упрочнения металлических материалов с целью повышения износостойкости вместо использования легирования или других процессов с изменением объемной микроструктуры материалов, особенно при износе с малой ударной энергией.

## Выводы

Установлено, что все образцы из стали 110Г13Л состоят из аустенита без каких-либо мартенситных превращений, происходящих в поверхностном слое при дробеструйной обработке. Уширение брэгговского дифракционного пика в образцах, обработанных дробеструйной обработкой, можно объяснить измельчением зерен и (или) увеличением деформации решетки на атомном уровне.

Показано, что твердость поверхности образцов из стали 110Г13Л существенно увеличивается – с 300 до 743 HV по мере увеличения времени обработки с 5 до 30 мин. Дальнейшее увеличение времени обработки с 30 до 60 мин приводит к небольшому повышению твердости 774...785 HV. Динамика изменения твердости по глубине при дробеструйной обработке зафиксирована в течение 60 мин. Большая длительность обработки не приводит к увеличению твердости.

Установлено, что относительная износостойкость увеличилась в 1,75...2,44 раза при продолжительности обработки 5...60 мин. Для оптимизации износостойкости рекомендуется продолжительность дробеструйной обработки 40 мин, тогда как для применений, требующих повышения ударной вязкости, рекомендуется более короткая продолжительность – 5 мин.

## Список литературы

1. Design of low hardness abrasion resistant steels / X. Xu, W. Xu, F.H. Ederveen, S. van der Zwaag // *Wear*. – 2013. – Vol. 301 (1–2). – P. 89–93. – DOI: 10.1016/j.wear.2013.01.002.
2. Андреев Е.Е., Тихонов О.Н. Дробление, измельчение и подготовка сырья к обогащению. – СПб.: СПбГИ, 2007. – 439 с.
3. Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Исследование абразивной износостойкости порошковых проволок при наплавке на высокомарганцевистую сталь Гадфильда // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 287–308. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-287-308.
4. Исследование механизмов абразивного и ударно-абразивного изнашивания высокомарганцевой стали / В.М. Колокольников, К.Н. Вдовин, В.П. Чернов, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко, В.К. Дубровин // *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова*. – 2017. – Т. 15, № 2. – С. 54–62. – DOI: 10.18503/1995-2732-2017-15-2-54-62.
5. Effects of impact energy on the wear resistance and work hardening mechanism of medium manganese austenitic steel / H. Chen, D. Zhao, Q. Wang, Y. Qiang, J. Qi // *Friction*. – 2017. – Vol. 5 (4). – P. 447–454. – DOI: 10.1007/s40544-017-0158-6.
6. Adapting medium manganese steels for different wear conditions: insights from aluminum modification / L.L. Xu, Z.B. Zheng, H.K. Yang, Z.B. Xu, J. Long, S. Wang, S.Y. Zhao, H.Y. Wang // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2025. – Vol. 32. – P. 3504–3519. – DOI: 10.1007/s42243-025-01516-2.
7. Разработка износостойких деталей из высокомарганцевой модифицированной стали 110Г13Л / Ш.М. Чоршанбиев, К.А. Каримов, Ш.Р. Адилова, Н.Д. Тураходжаев, А. Еркинджонов, М.М. Мирмухамедов, Дж.Х. Шарипов, З.Р. Обидов, Х. Комолов // *Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии*. – 2024. – Т. 17 (2). – С. 175–185.
8. Simulation of front end loader bucket–soil interaction using discrete element method / E.G. Nezami, Y.M. Hashash, D. Zhao, J. Ghaboussi // *International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics*. – 2007. – Vol. 31 (9). – P. 1147–1162. – DOI: 10.1002/nag.594.

9. Review of the modeling methods of bucket tooth wear for construction machinery / Z. Dong, F. Jiang, Y. Tan, F. Wang, R. Ma, J. Liu // *Lubricants*. – 2023. – Vol. 11. – P. 253. – DOI: 10.3390/lubricants11060253.
10. Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Хабибуллин Ш.М. Исследование процесса эксплуатации литых броней из стали марки 110Г13Л в мельнице МПСИ – 70х23 // *Литейные процессы*. – 2013. – № 12. – С. 8–11.
11. Синицын Н.И., Чикова О.А., Чезганов Д.С. Влияние разрушения микрогетерогенности на микроструктуру и кристаллическое строение слитков стали 110Г13Л (Стали Гадфильда) // *Черные металлы*. – 2020. – № 1. – С. 36–42.
12. Kwok T.W.J., Dye D. A review of the processing, microstructure and property relationships in medium Mn steels // *International Materials Reviews*. – 2023. – Vol. 68 (8). – P. 1098–1134. – DOI: 10.1080/09506608.2023.2199617.
13. Мулявко Н.М. Анализ эксплуатационной стойкости отливок из стали 110Г13Л // *Известия Челябинского научного центра УрО РАН*. – 2001. – № 4. – С. 28–30.
14. Recent advances in medium-manganese steel: a review of key findings, challenges, and future perspectives / S. Mohapatra, B. Satpathy, A. Sarkar, S. Kumar, S. Aich, M.S. Oh // *Journal of Materials Science*. – 2025. – Vol. 60 (23). – P. 9447–9528. – DOI: 10.1007/s10853-025-11010-5.
15. Park G., Jeong S., Lee C. Fusion weldabilities of advanced high manganese steels: a review // *Metals and Materials International*. – 2021. – Vol. 27 (7). – P. 2046–2058. – DOI: 10.1007/s12540-020-00706-9.
16. Hardening by transformation and cold working in a Hadfield steel cone crusher liner / R. Allende-Seco, A. Artigas, H. Bruna, L. Carvajal, A. Monsalve, M.F. Sklate-Boja // *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – P. 961. – DOI: 10.3390/met11060961.
17. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel / W. Yan, L. Fang, K. Sun, Y. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 460–461. – P. 542–549. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.094.
18. Уточнение механизма фазовых и структурных превращений в стали 110Г13Л в интервале температур нагрева образцов под закалку от 920 °С до 1100 °С / А.Е. Балановский, Е.А. Гусева, М.В. Константинова, Ю.И. Карлина // *Черные металлы*. – 2023. – № 8. – С. 18–25. – DOI: 10.17580/chm.2023.08.03.
19. Microstructure and wear behavior of high-Mn austenitic cast steel hardened by air blast shot-peening / H.K.L. Ngo, T. Okuyama, K. Yamamoto, M. Nakayama, M. Kudo, K. Mizuno, Y. Yagi // *International Journal of Metalcasting*. – 2025. – Vol. 20. – P. 1837–1850. – DOI: 10.1007/s40962-025-01699-0.
20. Возможности метода дифракции обратно-рассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов / В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, А.В. Завдовеев, В.В. Бурховецкий. – Киев: Наукова думка, 2014. – 102 с. – DOI: 10.13140/2.1.5016.6720.
21. Advancements in EBSD techniques: A comprehensive review on characterization of composites and metals, sample preparation, and operational parameters / S. Doddapaneni, S. Kumar, S. Sharma, G. Shankar, M. Shettar, N. Kumar, G. Aroor, S.M. Ahmad // *Journal of Composites Science*. – 2025. – Vol. 9 (3). – P. 132. – DOI: 10.3390/jcs9030132.
22. Harada Y., Fukaura K., Haga S. Influence of microshot peening on surface layer characteristics of structural steel // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2007. – Vol. 191 (1–3). – P. 297–301. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.03.026.
23. Fatigue behavior of notched steel specimens with nanocrystallized surface obtained by severe shot peening / S. Bagherifard, I. Fernandez-Pariente, R. Ghelichi, M. Guagliano // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 45. – P. 497–503. – DOI: 10.1016/j.matdes.2012.09.025.
24. Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel / W. Yan, L. Fang, Z. Zheng, K. Sun, Y. Xu // *Tribology International*. – 2009. – Vol. 42 (5). – P. 634–641. – DOI: 10.1016/j.triboint.2008.08.012.
25. Peening techniques for surface modification: processes, properties, and applications / M. John, P.R. Kalvala, M. Misra, P.L. Menezes // *Materials*. – 2021. – Vol. 14 (14). – P. 3841. – DOI: 10.3390/ma14143841.
26. Świetlicki A., Szala M., Walczak M. Effects of shot peening and cavitation peening on properties of surface layer of metallic materials – A short review // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – P. 2476. – DOI: 10.3390/ma15072476.
27. Yang G., Kim J.-K. An overview of high yield strength twinning-induced plasticity steels // *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – P. 124. – DOI: 10.3390/met11010124.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



# Obrabotka metallov -

## Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Increased hardness and wear resistance of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening

Yulia Karlina<sup>1, a, \*</sup>, Vladimir Konyukhov<sup>2, 3, b</sup>, Tatiana Oparina<sup>2, c</sup>

<sup>1</sup> National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

<sup>2</sup> Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

<sup>3</sup> Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, 162600, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>,  [konyukhov\\_vyu@mail.ru](mailto:konyukhov_vyu@mail.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>,  [martusina2@yandex.ru](mailto:martusina2@yandex.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 04 June 2026

Revised: 13 June 2026

Accepted: 29 July 2026

Available online: 15 September 2026

##### Keywords:

Shot peening

Hardness

Phases

Hadfield Steel

Wear and tear

Abrasive

Friction

Hardening

Dislocations

Deformation twins

#### ABSTRACT

**Introduction.** Cast high-manganese steel exhibits excellent work hardening and high impact toughness, making it well suited for impact wear applications. Significant wear may occur in the early stages of steel service before sufficient work hardening develops near the surface. To mitigate this initial wear, this study investigates the microstructural characteristics of the hardened layer formed by shot peening and its effect on wear. **The purpose of this work** is to investigate the effect of pre-strain induced by shot peening on hardness and abrasive wear. **Materials and methods.** Specimens of 1.1% C-13% Mn steel were shot peened using a machine with a treatment area of 100% of the specimen surface. A cast steel ball with a nominal diameter of 2 mm was used, and the direction of impact on the specimen surface was set at 85°. The air pressure was 0.35–0.50 MPa, and the treatment duration was in the range of 5–120 min. *Vickers* microhardness was measured using a microhardness tester under an applied load of 0.49 N for 10 s. The morphology of the worn surface was examined using an optical microscope and a scanning electron microscope (SEM). The surface wear profile was measured with an optical profilometer. The surface structure of the specimens was examined by X-ray diffraction (XRD) with Cu K $\alpha$  radiation using a Shimadzu XRD-7000 diffractometer. **Results and discussion.** Severe non-uniform plastic deformation was observed at a depth of approximately 60  $\mu$ m from the surface. It was shown that the surface layers of the shot-peened samples consist of austenite, without any martensitic transformations. To confirm whether stress-induced austenite-to-martensite transformation occurs in the strain-induced twin layers formed by steel shot peening, the subsurface cross-sectional microstructure was analyzed using EBSD. The surface hardness of the original 1.1% C-13% Mn steel specimen increased by a factor of 1.2–2.5 after varying treatment times. An increase in abrasion resistance in wear tests was observed after shot peening. A cutting wear pattern was dominant for the original untreated specimen. However, for the shot-peened specimen, the cutting-mark morphology completely disappeared. Abrasion wear tests showed that higher maximum hardness in the hardened layer corresponds to lower wear loss. These results demonstrated that shot peening effectively improves the wear resistance of high-manganese cast steel by promoting the formation of a hardened surface layer.

**For citation:** Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Increased hardness and wear resistance of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 269–285. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-269-285. (In Russian).

#### References

1. Xu X., Xu W., Ederveen F.H., Zwaag S. van der. Design of low hardness abrasion resistant steels. *Wear*, 2013, vol. 301 (1–2), pp. 89–93. DOI: 10.1016/j.wear.2013.01.002.
2. Andreev E.E., Tikhonov O.N. *Droblenie, izmel'chenie i podgotovka syr'ya k obogashcheniyu* [Crushing, grinding and preparation of raw materials for beneficiation]. St. Petersburg, SPbGI Publ., 2007. 439 p.
3. Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Issledovanie abrazivnoi iznosostoykosti poroshkovykh provolok pri naplavke na vysokomargantsovistuyu stal' Gadfil'da [Study of abrasive wear resistance of flux-cored wires

#### \* Corresponding author

Karlina Yulia I., Ph.D. (Engineering), Research Associate  
 National Research Moscow State Construction University,  
 26 Yaroslavskoe shosse,  
 129337, Moscow, Russian Federation  
 Tel.: +7 914 879-85-05, e-mail: [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com)

during surfacing on high-manganese Hadfield steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 287–308. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27-4-287-308.

4. Kolokoltsev V.M., Vdovin K.N., Chernov V.P., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A., Dubrovin V.K. Issledovanie mekhanizmov abrazivnogo i udarno-abrazivnogo iznashivaniya vysokomargantsevoi stali [Study of abrasive and impact and abrasive wear mechanisms of high manganese steel]. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova* = *Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*, 2017, vol. 15, no. 2, pp. 54–62. DOI: 10.18503/1995-2732-2017-15-2-54-62.

5. Chen H., Zhao D., Wang Q., Qiang Y., Qi J. Effects of impact energy on the wear resistance and work hardening mechanism of medium manganese austenitic steel. *Friction*, 2017, vol. 5 (4), pp. 447–454. DOI: 10.1007/s40544-017-0158-6.

6. Xu L.L., Zheng Z.B., Yang H.K., Xu Z.B., Long J., Wang S., Zhao S.Y., Wang H.Y. Adapting medium manganese steels for different wear conditions: insights from aluminum modification. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2025, vol. 32, pp. 3504–3519. DOI: 10.1007/s42243-025-01516-2.

7. Chorshanбиеv Sh.M., Karimov K.A., Adilova Sh.R., Turakhodzhaev N.D., Erkindzhonov A., Mirmukhamedov M.M., Sharipov J.Kh., Obidov Z.R., Komolov H. Razrabotka iznosostoikikh detalei iz vysokomargantsevoi modifitsirovannoi stali 110G13L [Development of wear-resistant parts from high-manganese modified 110G13L brand steel]. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta. Tekhnika i tekhnologii* = *Journal of Siberian Federal University. Engineering and Technology*, 2024, vol. 17 (2), pp. 175–185.

8. Nezami E.G., Hashash Y.M., Zhao D., Ghaboussi J. Simulation of front end loader bucket–soil interaction using discrete element method. *International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics*, 2007, vol. 31 (9), pp. 1147–1162. DOI: 10.1002/nag.594.

9. Dong Z., Jiang F., Tan Y., Wang F., Ma R., Liu J. Review of the modeling methods of bucket tooth wear for construction machinery. *Lubricants*, 2023, vol. 11, p. 253. DOI: 10.3390/lubricants11060253.

10. Vdovin K.N., Feoktistov N.A., Khabibullin Sh.M. Issledovanie protsessa ekspluatatsii litykh bronei iz stali marki 110G13L v mel'nitse MPSI – 70x23 [Study of the operation process of cast armor plates made of steel grade 110G13L in the MPSI–70x23 mill]. *Liteinye protsessy* = *Foundry processes*, 2013, no. 12, pp. 8–11.

11. Sinitsyn N.I., Chikova O.A., Chezganov D.S. Vliyanie razrusheniya mikroeterogenosti na mikrostrukturu i kristallicheskoe stroenie slitkov stali 110G13L (Stali Gadfil'da) [Effect of destruction of microheterogeneity on microstructure and crystal structure of 110g13l steel ingots (Hadfield steel)]. *Chernye metally* = *Stahl und Eisen*, 2020, no. 1, pp. 36–42. (In Russian).

12. Kwok T.W.J., Dye D. A review of the processing, microstructure and property relationships in medium Mn steels. *International Materials Reviews*, 2023, vol. 68 (8), pp. 1098–1134. DOI: 10.1080/09506608.2023.2199617.

13. Mulyavko N.M. Analiz ekspluatatsionnoi stoikosti otlivok iz stali 110G13L [Analysis of the operational durability of 110G13L steel castings]. *Izvestiya Chelyabinskogo nauchnogo tsentra UrO RAN*, 2001, no. 4, pp. 28–30. (In Russian).

14. Mohapatra S., Satpathy B., Sarkar A., Kumar S., Aich S., Oh M.S. Recent advances in medium-manganese steel: a review of key findings, challenges, and future perspectives. *Journal of Materials Science*, 2025, vol. 60 (23), pp. 9447–9528. DOI: 10.1007/s10853-025-11010-5.

15. Park G., Jeong S., Lee C. Fusion weldabilities of advanced high manganese steels: a review. *Metals and Materials International*, 2021, vol. 27 (7), pp. 2046–2058. DOI: 10.1007/s12540-020-00706-9.

16. Allende-Seco R., Artigas A., Bruna H., Carvajal L., Monsalve A., Sklate-Boja M.F. Hardening by transformation and cold working in a Hadfield steel cone crusher liner. *Metals*, 2021, vol. 11, p. 961. DOI: 10.3390/met11060961.

17. Yan W., Fang L., Sun K., Xu Y. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 460–461, pp. 542–549. DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.094.

18. Balanovsky A.E., Guseva E.A., Konstantinova M.V., Karlina Yu.I. Utochnenie mekhanizma fazovykh i strukturnykh prevrashchenii v stali 110G13L v intervale temperatur nagreva obraztsov pod zakalku ot 920 °S do 1100 °S [Clarification of the mechanism of phase and structural transformations in 110G13L steel in the range of heating temperatures of samples for hardening from 920 °C to 1100 °C]. *Chernye metally* = *Stahl und Eisen*, 2023, no. 8, pp. 18–25. DOI: 10.17580/chm.2023.08.03. (In Russian).

19. Ngo H.K.L., Okuyama T., Yamamoto K., Nakayama M., Kudo M., Mizuno K., Yagi Y. Microstructure and wear behavior of high-mn austenitic cast steel hardened by air blast shot-peening. *International Journal of Metalcasting*, 2025, vol. 20, pp. 1837–1850. DOI: 10.1007/s40962-025-01699-0.

20. Varyukhin V.N., Pashinskaya E.G., Zavdoveev A.V., Burkhovetskii V.V. *Vozможности метода дифракции обратного рассеяния электронов для анализа структуры деформированных материалов* [Possibilities of the Electron Backscatter Diffraction Method for Analysis of the Structure of Deformed Materials]. Kyiv, Naukova Dumka Publ., 2014. 102 p. DOI: 10.13140/2.1.5016.6720.

21. Doddapaneni S., Kumar S., Sharma S., Shankar G., Shettar M., Kumar N., Aroor G. Advancements in EBSD techniques: a comprehensive review on characterization of composites and metals, sample preparation, and operational parameters. *Journal of Composites Science*, 2025, vol. 9 (3), p. 132. DOI: 10.3390/jcs9030132.

22. Harada Y., Fukaura K., Haga S. Influence of microshot peening on surface layer characteristics of structural steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, vol. 191 (1–3), pp. 297–301. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.03.026.

23. Bagherifard S., Fernandez-Pariente I., Ghelichi R., Guagliano M. Fatigue behavior of notched steel specimens with nanocrystallized surface obtained by severe shot peening. *Materials & Design*, 2013, vol. 45, pp. 497–503. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.09.025.

24. Yan W., Fang L., Zheng Z., Sun K., Xu Y. Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel. *Tribology International*, 2009, vol. 42 (5), pp. 634–641. DOI: 10.1016/j.triboint.2008.08.012.

25. John M., Kalvala P.R., Misra M., Menezes P.L. Peening techniques for surface modification: processes, properties, and applications. *Materials*, 2021, vol. 14 (14), p. 3841. DOI: 10.3390/ma14143841.

26. Świetlicki A., Szala M., Walczak M. Effects of shot peening and cavitation peening on properties of surface layer of metallic materials – A short review. *Materials*, 2022, vol. 15, p. 2476. DOI: 10.3390/ma15072476.

27. Yang G., Kim J.-K. An overview of high yield strength twinning-induced plasticity steels. *Metals*, 2021, vol. 11, p. 124. DOI: 10.3390/met11010124.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).