

Оригинальная статья

УДК 666.1.038

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-2(52)-62-74

**ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ
МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ И
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

© 2025 г. М. А. Гурьев^{1,2}, С. Г. Иванов^{1,3,4}, А. М. Гурьев^{1,4,5}, Б. Д. Лыгденов^{4,6}

¹Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (Россия, 656038, Алтайский край, Барнаул, пр. Ленина, 46)

²Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd (КНР, 312500, Чжэцзян, Синчан, Индустриальный парк Руао, 18)

³Инновационный центр современных текстильных технологий (Лаборатория Цзяньху) (КНР, 312000, Шаосин, ул. Хуаше, 2)

⁴Ключевая лаборатория цифрового текстильного оборудования Хубэй, Уханьский текстильный университет (КНР, 430200, Ухань, Саншан Авеню, 1)

⁵Zhejiang Pinuo Machinery Co., Ltd., (КНР, 312000, г. Синчан, Парк Индустрии, 3)

⁶Zhejiang Tianxiong Industrial Technology Co., Ltd (КНР, 312500, Синчан, Индустриальный парк Руао, 7)

Аннотация. Рассмотрены структурно-фазовое состояние, дюрометрия, металлография образцов, вырезанных из плоского листового проката стали марки 20, подвергнутых пластической деформации на растяжение. Часть образцов перед растяжением была подвергнута поверхностному упрочнению методом химико-термической обработки (ХТО), вторая часть – термической обработке (ТО). Оба метода обработки осуществляли при одном и том же температурном режиме (850 °С с выдержкой 180 мин). При этом для рассматриваемого материала не ставили задачу изменения механических свойств при термической обработке. Микроструктуру исследовали в направлениях вдоль и поперек направления прокатки. Исследовали влияние термической и химико-термической обработок на показатели статической прочности и ударной вязкости образцов после соответствующих процессов. При пластической деформации растяжения толщина диффузионного слоя не изменяется за исключением области, находящейся в зоне разрушения: толщина диффузионного слоя несколько увеличивается, но сам слой при этом уже представляет конгломерат раздробленных осколков боридных игл, тем не менее достаточно прочно связанных с матричным материалом. Показано, что пластическая деформация приводит к росту анизотропии зерна в направлении действия сил, а также при пластической деформации происходит его измельчение путем дробления чрезмерно вытянутых включений на более мелкие фрагменты в направлении, перпендикулярном действию деформирующей силы. Проведенные измерения анизотропии зерна показывают, что в обоих случаях она близка к единице (0,99 при ХТО и 1,02 при ТО), что позволяет говорить о том, что в обоих случаях наблюдаются равноосные зерна, по форме близкие к глобулярной. Сравнение микроструктуры сердцевин образцов (борированного и не борированного), претерпевших идентичное термическое воздействие, показало, что микроструктура сердцевин рассматриваемых образцов абсолютно идентична: совпадают как фазовый состав, так и структурное состояние.

Ключевые слова: структура, анизотропия, пластическая деформация, термическая обработка, зерно

Для цитирования: Гурьев М.А., Иванов С.Г., Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д. Влияние пластической деформации на структуру малоуглеродистой стали после поверхностного упрочнения и термической обработки. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;2(52):62–74. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2\(52\)-62-74](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2(52)-62-74)

Original article

**INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE
OF LOW-CARBON STEEL AFTER SURFACE HARDENING
AND HEAT TREATMENT**

© 2025 M. A. Gur'ev^{1, 2}, S. G. Ivanov^{1, 3, 4}, A. M. Gur'ev^{1, 4, 5}, B. D. Lygdenov^{4, 6}

¹**Polzunov Altai State Technical University** (46 Lenin Avenue, Barnaul, Altai region, 656038, Russian Federation)

²**Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd** (18 Ruao Industry Park No, Xinchang, Zhejiang Province, 312500, People's Republic of China)

³**Innovative center of modern textile technologies (Jianhu Laboratory)** (2 Huashe Street, Shaoxing, 312000, People's Republic of China)

⁴**Hubei Key Laboratory of Digital Textile Machinery, Wuhan Textile University** (1 Sunshine Avenue, Wuhan, 430200, People's Republic of China)

⁵**Zhejiang Pinuo Machinery Co., Ltd.** (3 Industry Park, Xinchang, 312000, People's Republic of China)

⁶**Zhejiang Tianxiong Industrial Technology Co., Ltd** (7 Ruao Industry Park No, Xinchang, Zhejiang, 312000, People's Republic of China)

Abstract. The structural and phase state, durometry, and metallography of samples cut from flat rolled steel of grade 20 subjected to plastic tensile deformation are considered. Some of the samples were subjected to surface hardening by chemical heat treatment (CTO) before stretching, the second part was subjected to heat treatment (TO). Both treatment methods were carried out at the same temperature regime (850 C with 180 min exposure). At the same time, the task of changing the mechanical properties during heat treatment was not set for the material in question. The microstructure was studied in the directions along and along the rivers of the rolling direction. The effect of thermal and chemical-thermal treatments on the static strength and impact strength of the samples after the corresponding processes was investigated. During plastic stretching deformation, the thickness of the diffusion layer does not change, except for the area located in the fracture zone: the thickness of the diffusion layer increases slightly, but the layer itself is already a conglomerate of fragmented fragments of boride needles, nevertheless, quite firmly connected to the matrix material. It is shown that plastic deformation leads to an increase in the anisotropy of the grain in the direction of the forces, and during plastic deformation, it is crushed by crushing excessively elongated inclusions into smaller fragments in the direction perpendicular to the action of the deforming force. The measurements of grain anisotropy show that in both cases it is close to unity (0.99 for CTO and 1.02 for TO), which suggests that in both cases equi-axial grains are observed, which are close to globular in shape. A comparison of the microstructure of the core of both samples (borated and non-borated), which underwent identical thermal treatment, showed that the microstructure of the core of the samples under consideration is absolutely identical: both the phase composition and the structural state coincide.

Keywords: structure, anisotropy, plastic deformation, heat treatment, grain

For citation: Gur'ev M.A., Ivanov S.G., Gur'ev A.M., Lygdenov B.D. Effect of plastic deformation on the structure of low-carbon steel after surface hardening and heat treatment. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;2(52):62–74. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2\(52\)-62-74](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-2(52)-62-74)

Введение

Любой процесс разрушения происходит в два этапа: образование трещины и ее распространение. Характер разрушения в очень сильной степени зависит от механизма распространения трещины. Для пластичных материалов характерно то, что впереди растущей трещины и вокруг нее развивается область пластических деформаций. При этом процесс распространения трещины происходит относительно медленно. Такие трещины часто характеризуют термином

«стабильные». В этом случае материал сопротивляется дальнейшему развитию трещины, если только напряжение не увеличивается.

Под механикой разрушения понимается установление количественных связей между свойствами материала, уровнем действующих напряжений, присутствием трещины в образце и механизмом распространения трещины [1].

Исследования механики разрушения материалов под воздействием внешних напряжений, предварительно подвергнутых различным мето-

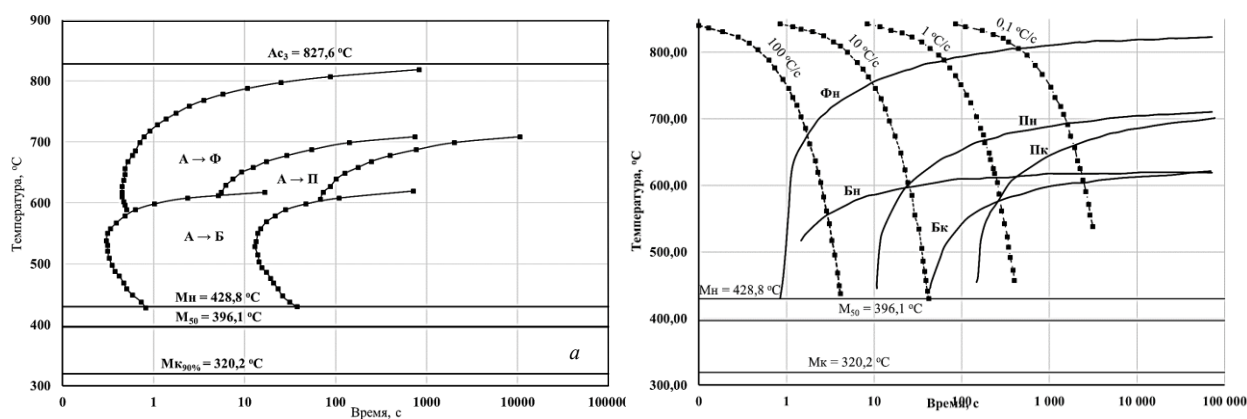


Рис. 1. Диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита (а) и распада аустенита при непрерывном охлаждении (б)

Fig. 1. Diagrams of the isothermal decay of supercooled austenite (a) and the decay of austenite under continuous cooling (b)

дам механического и термического упрочнений, являются весьма актуальными и позволяют применять упрочняющие технологии с учетом режимов эксплуатации и возможных последствий при критических напряжениях.

Методы исследования и материалы

Химический состав использованных в работе сталей определяли при помощи оптико-эмиссионного спектрометра G.N.R. SolarisCCDPlus. В ходе исследований получили следующие результаты: $0,215 \pm 0,005\text{ } \%$ (здесь и далее по массе) C; $0,236 \pm 0,003\text{ } \%$ Si; $0,575 \pm 0,007\text{ } \%$ Mn; $0,034 \pm 0,001\text{ } \%$ Cr; $0,002 \pm 0,001\text{ } \%$ Mo; $0,039 \pm 0,001\text{ } \%$ Ni; $0,001 \pm 0,000\text{ } \%$ Al; $0,012 \pm 0,001\text{ } \%$ S; $0,013 \pm 0,001\text{ } \%$ P. Согласно данным оптико-эмиссионного анализа, исследуемая сталь относится к марке 20 по ГОСТ 1050 – 2013.

Диаграммы изотермического и неизотермического распада переохлажденного аустенита стали марки 20 с химическим составом представлены на рис. 1. Диаграммы были построены при помощи измененного программного комплекса, созданного по данным работ [2 – 11], исходный код программного комплекса, взятого за основу, представлен в работе [4].

Химико-термическую и термическую обработку образцов проводили в камерных печах типа СНОЛ, оборудованных ПИД-контроллерами Термодат. В качестве образцов использовали пропорциональные образцы для испытаний на растяжение согласно ГОСТ 1497 – 84 (тип III, № 7). Для каждого образца использовали соответствующие образцы-свидетели диаметром 10 мм и высотой 15 мм для проведения металлографических исследований. Для исключения обезуглероживания образцов при термической обработке (ТО) их помещали в жаростойкий контейнер и засыпали чугунной стружкой слоем, имеющим толщину не менее 15 мм. Химико-термическую обработку (ХТО)

образцов проводили в порошковой засыпке, для этого образцы помещали в жаростойкий контейнер и засыпали порошковой насыщающей средой [12] таким образом, чтобы толщина порошковой засыпки составляла 10 мм (между образцами; между образцами, стенками и дном контейнера). Температуры насыщения были выбраны 850, 950 и 1050 °C, выдержка составляла 2,5 ч после нагрева контейнера с образцами до температуры насыщения. Термическую обработку образцов проводили параллельно с химико-термической обработкой при тех же условиях. После высокотемпературной выдержки контейнеры с образцами извлекали из печи и охлаждали на «спокойном» воздухе до комнатной температуры. После чего осуществляли распаковку образцов. Материал, подвергавшийся химико-термической обработке, промывали в мыльно-содовом растворе от остатков насыщающей смеси. Готовые образцы подвергали испытанию на растяжение с использованием универсальной разрывной машины Instron-3369. После испытаний и проведения всех необходимых измерений от разорванных образцов отбирали металлографические темплеты при помощи прецизионного отрезного станка MICRACUT-201, для этого отрезали части образцов в месте образования шейки и разрушения образца. Длина отрезаемого образца составляла 15 мм, что обеспечивало гарантированный охват металлографическими исследованиями не только места разрушения, но и мест, прилегающих к месту разрушения, но при этом не подвергшихся значительной пластической деформации. Дополнительно аналогичные металлографические исследования проводили на цилиндрических образцах-свидетелях, которые не подвергали механическим испытаниям. Исследовали структурно-фазовое состояние и микротвердость при нагрузке 100 г в сердцевине образца, а также распределение микротвердости по поперечному сечению диффузионного боридного слоя.

Показатели твердости в деформированной и недеформированной областях**Hardness values in deformed and undeformed areas**

Микротвердость, HV				Разница показателей микротвердости в области отрыва и недеформированной области, %		
Область отрыва		Недеформированная область		Образец ХТО	Образец ТО	Между ТО и ХТО
ХТО	ТО	ХТО	ТО	ХТО	ТО	ХТО
215	273	197	218	9,1	25,2	64,0
266	273	212	214	25,5	27,6	8,0
232	269	226	217	2,7	24,0	89,0

Структурно-фазовое состояние контролировали в направлениях вдоль и поперек направления прокатки. Исследовали влияние термической и химико-термической обработок на статическую прочность и ударную вязкость образцов после соответствующих процессов. Для проведения металлографических исследований все вырезанные металлографические темплеты запрессовывали в специальный компаунд BAKELIT при помощи металлографического прессы METAPRESS. После запрессовки проводили шлифовку и последующую полировку металлографических образцов при помощи автоматического шлифовально-полировального станка DIGIPREP-P. В качестве шлифовальных материалов использовали специализированные диски с алмазным напылением на металлической связке зернистостью 54, 10 и 6 мкм. Далее проводили полировку на специализированных сукнах MET-FOKS и METAPO-V алмазными суспензиями с зернистостью 5,0; 3,0; 1,0 и 0,5 мкм. После полировки образцы подвергали травлению в 4 %-ых спиртовых растворах пикриновой и азотной кислот. Проводили цветное травление реактивами Берахи и щелочным пикратом натрия [13 – 14]. Металлографические исследования проводили при помощи программно-аппаратного комплекса ThixoMet-PRO, включающего в себя металлографический инвертированный оптический микроскоп CarlZeissAxioObserverZ1m [15] по методикам, представленным в работе [16].

Результаты исследования и их обсуждение

Показатели микротвердости основного металла в зонах деформации и не подвергшихся деформации представлены в таблице.

Твердость в области отрыва превосходит значения этого показателя, измеренного в недеформированной области. При этом величина расхождения носит переменный характер, изменяясь в интервале от 2,7 до 25,5 % относительно твердости недеформированного участка. Средневзвешенные значения твердости в области деформации на 12,3 % больше средневзвешенных значений твердости недеформированных образцов.

Определение всех показателей проводили в абсолютно одинаковых условиях: размеры полей зрения и прочие параметры измерений были идентичны.

Средневзвешенное значение размера зерна в обоих случаях соответствует 8 баллу (рис. 2), однако общее количество зерен, средний диаметр и средний условный размер зерна в области пластической деформации примерно на 5 – 8 % меньше по сравнению с недеформированной областью.

Зерно в обоих случаях ориентировано горизонтально (так как анизотропия больше единицы), при этом в зоне деформации уровень анизотропии зерна приблизительно на 11 % больше по сравнению с недеформированной областью. Отсюда следует вывод о том, что пластическая деформация приводит к росту анизотропии зерна в направлении действия сил, при этом происходит измельчение зерна путем дробления чрезмерно вытянутых зерен на более мелкие фрагменты в направлении перпендикулярном действию деформирующей силы. Это подтверждается визуальным сравнением микроструктуры соответствующих областей (рис. 2). Толщина диффузионного слоя на образце в деформированной и недеформированной областях представлена на рис. 3 и 4.

При пластической деформации растяжения в направлении компланарном диффузионному слою его толщина не изменяется за исключением области, находящейся в зоне разрушения. В рассматриваемой области толщина диффузионного слоя несколько увеличивается, но сам слой при этом уже представляет конгломерат раздробленных осколков боридных игл, тем не менее достаточно прочно связанных с матричным материалом. При этом на некотором расстоянии от места наибольшей пластической деформации (порядка 5 мм от места разрушения) слой боридов ничем не отличается от слоя на недеформированных участках. По мере приближения к месту разрушения в слое наблюдается возрастающее количество трещин, направленных по нормали к поверхности диффузионного покрытия. На расстоянии порядка 1,0 – 1,5 мм от места наибольшей пластической деформации слой боридов практически полностью разрушается.

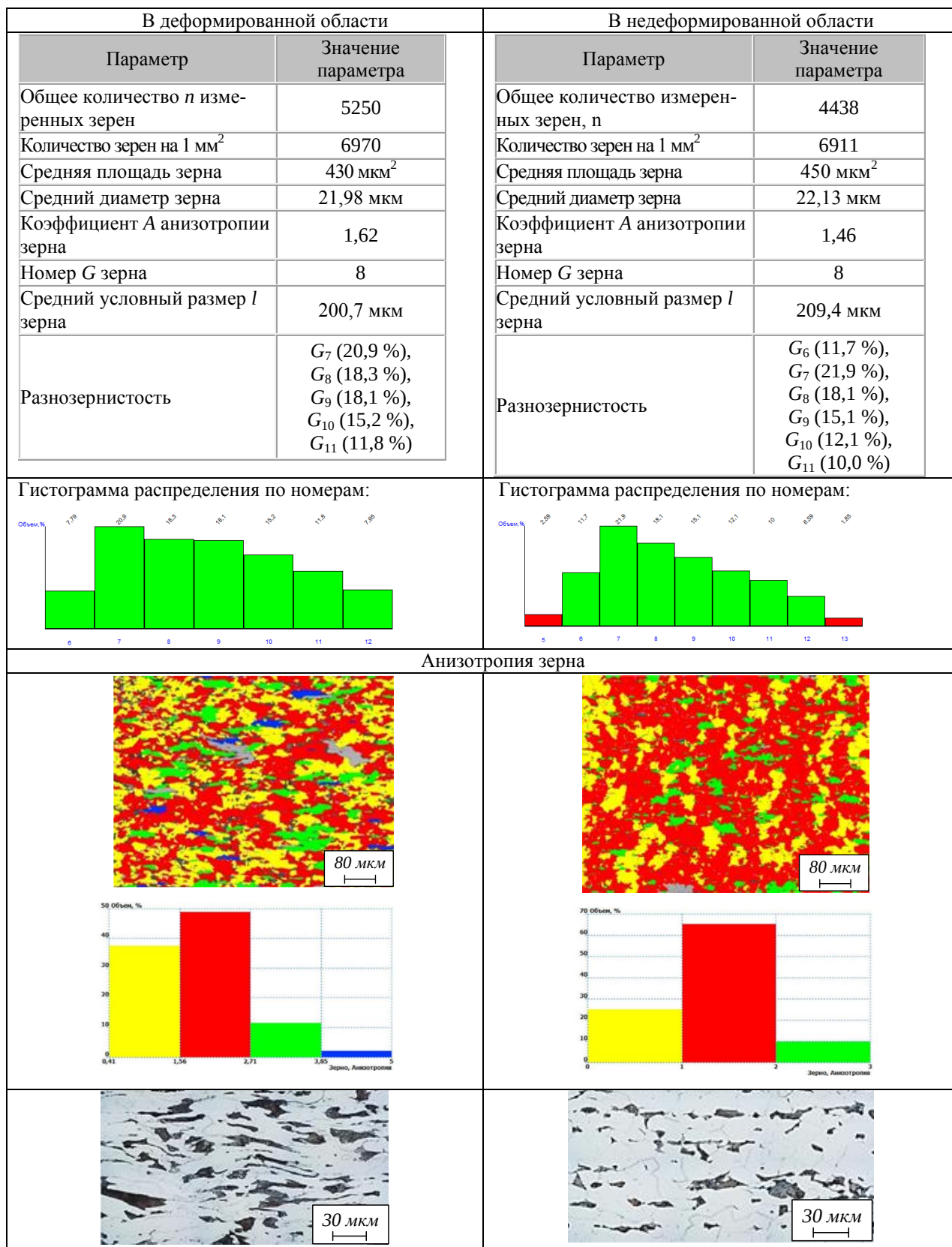


Рис. 2. Структурно-фазовое состояние материала в зоне наибольшей деформации (возле очага разрушения) (а) и в недеформированной зоне (б)

Fig. 2. Structural-phase state of the material in the zone of greatest deformation (near the source of destruction) (a) and in the undeformed zone (b)

деформации и разрушения образца наблюдается дробление и многочисленные сколы диффузионного слоя.

Разницу в размере и ориентации зерен в сердцевине образца и в подбородной зоне про-

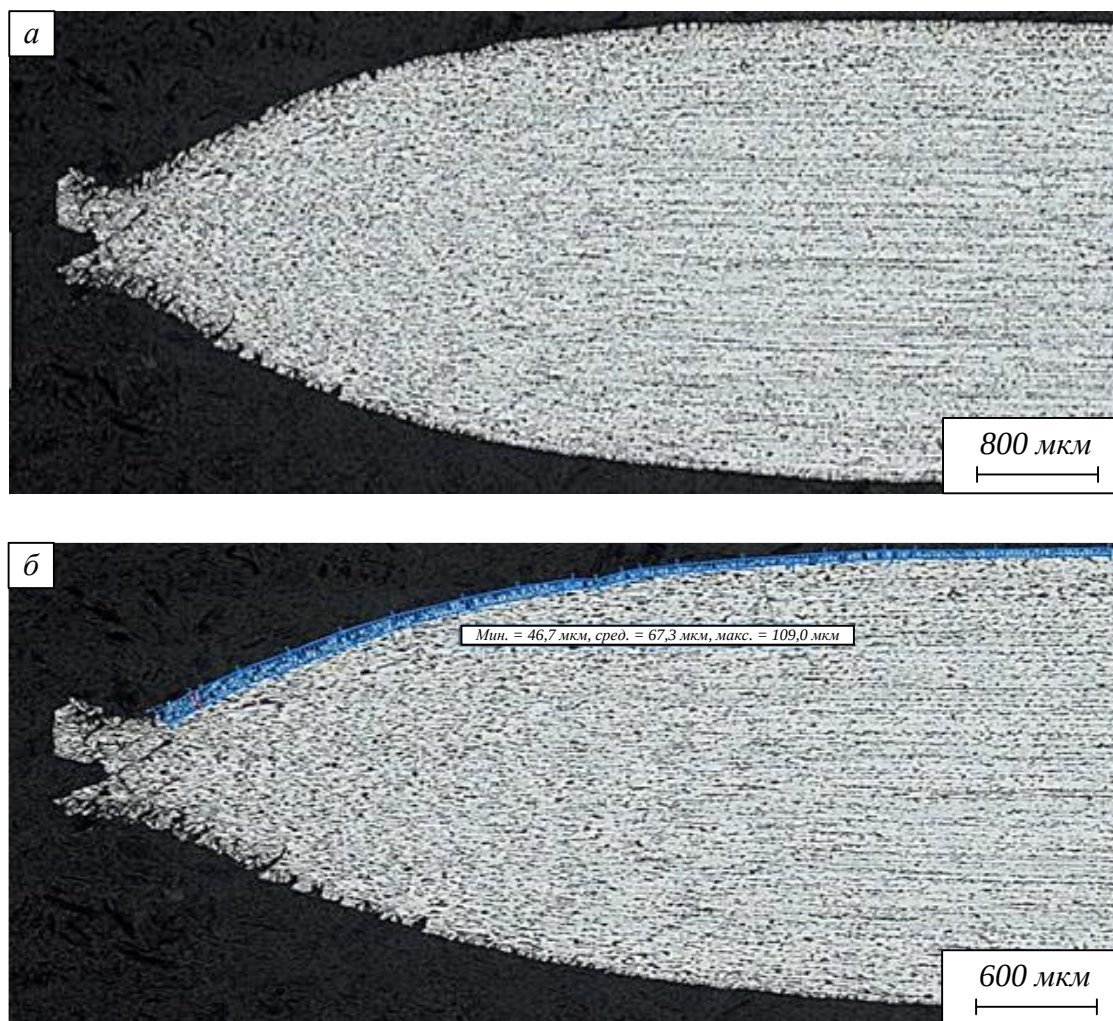


Рис. 3. Микроструктура в зоне деформации и разрушения образца:
 а – изображение микроструктуры; б – изображение микроструктуры с наложенными результатами измерения толщины диффузионного слоя

Fig. 3. Image of the microstructure in the zone of deformation and destruction of the sample:
 а – image of the microstructure; б – image of the microstructure with superimposed results of measuring the thickness of the diffusion layer

веденные исследования на образце после деформации не выявили.

Результаты исследования показали, что в подборидной зоне наблюдается некоторый рост зерна (на один балл по сравнению с сердцевиной) [17 – 20]. В подборидной зоне наблюдается незначительное изменение анизотропии зерна (зерно несколько вытягивается в направлении по нормали к диффузионному слою). Этот эффект объясним прежде всего тем, что в рассматриваемом направлении диффузионные потоки имеют преимущественное направление, что в свою очередь, стимулирует рост зерна предпочтительно в этих направлениях, который также контролируется диффузионными процессами [21 – 26].

Разброс значений внутри конкретной области находится на уровне нескольких единиц (или на уровне статистической погрешности), но при этом разница между значениями твердости и показателей размера зерна в разных зонах,

например, в зоне деформации свидетельствует о том, что твердость у борированного образца несколько меньше (в среднем на 12 – 15 %) по сравнению с образцом, не подвергавшимся борированию (рис. 5) [21]. Разница между твердостью в недеформированной зоне находится в пределах статистической погрешности и инвариантно к типу термической обработки (ТО или ХТО). Твердость материала определяется преимущественно его химическим составом и только потом уже параметрами температурно-временного воздействия на него [19; 25]. Снижение твердости можно объяснить некоторым «протекторным» действием боридного слоя, в котором при растяжении формируются трещины, направленные по нормали к поверхности образца, и простираются, как правило, через весь слой (рис. 3, 4), играя тем самым роль концентраторов напряжений [18]. Эти трещины, являясь концентраторами напряжений, снижают

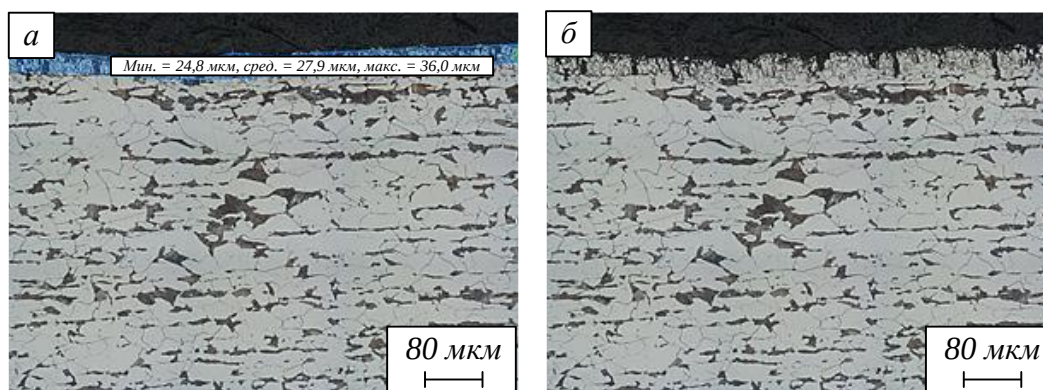


Рис. 4. Микроструктура в недеформированной зоне образца:

а – изображение микроструктуры с наложенными результатами измерения толщины диффузионного слоя;

б – изображение микроструктуры без наложения результатов измерения

Fig. 4. Microstructure in the undeformed zone of the sample:

a – image of the microstructure with superimposed results of measuring the thickness of the diffusion layer;

b – image of the microstructure without superimposing the measurement results

порог пластической деформации материала, что в свою очередь приводит к проявлению наклепа в меньшей степени.

Средневзвешенный размер зерна в зоне наибольшей пластической деформации термообработанной стали соответствует 10 баллу, тогда как в зоне, не подвергшейся значительной пластической деформации, средневзвешенный размер зерна соответствует 8 баллу (против 10 и 9 балла у борированной стали) (рис. 6). Аналогично положение выглядит и с параметром анизотропии зерна: с одной стороны, рассматриваемый параметр определяет степень равноосности зерна, а с другой стороны – показывает ориентацию зерна в пространстве. В зоне наибольшей пластической деформации усредненный параметр анизотропии зерна соответствует значению около 2,5, что указывает на то, что, во-первых, зерно имеет вытянутую форму, причем длина зерна приблизительно в 2,5 раза больше его ширины, а во-вторых, зерно ориентировано вдоль горизонтальной оси.

Зерно в зоне, не подвергавшейся интенсивной пластической деформации, имеет некоторую анизотропию, но ее усредненный показатель соответствует значению 1,5, что также свидетельствует о некоторой продольной деформации.

В зоне пластической деформации отожженного образца наблюдается измельчение зерна приблизительно в 4 раза, о чем свидетельствует рост бальности размеров зерна на две единицы: в зоне наибольшей пластической деформации борированного образца средний условный номер зерна соответствовал 8 баллу, тогда как в отожженном образце этот же показатель возрос до 10 баллов. Степень анизотропии зерна при этом изменяется не значительно (1,62 и 1,70 для борированного и отожженного образцов). Рассматриваемый факт может объясняться тем, что по мере возрастания

показателя степени анизотропии зерна, характеризующего степень его вытянутости вдоль направления действия растягивающей силы при проведении испытания, увеличивается и его степень наклепа, что приводит в свою очередь к возрастанию количества дислокаций в кристаллической решетке зерна и упрочнению материала. При достижении определенного порогового значения (для стали марки 20 это пороговое состояние соответствует параметру анизотропии зерна на уровне около 1,7 – 1,8) происходит дробление зерна на два или более фрагментов, при этом параметр анизотропии зерна несколько уменьшается. Если напряжения на материал продолжают действовать, цикл повторяется до тех пор, пока уровень прочности материала (сталь 20) не будет исчерпан и образец не разрушится. В случае борированного образца происходит некоторое снижение пластичности, и как следствие, анизотропия зерна уменьшается примерно до 1,6 – 1,7.

При этом возрастает общая степень упрочнения материала за счет наличия высокопрочного диффузионного покрытия. Уровень пластичности при этом серьезно падает по причине того, что при попытках растяжения высокопрочного боридного слоя на нем практически сразу возникают надрывы в виде трещин, простирающихся от внешней поверхности диффузионного покрытия на всю его глубину, во многих случаях даже захватывая некоторую часть подборидной зоны. Об этом могут свидетельствовать результаты измерения микротвердости в области отрыва: средние показатели микротвердости в зоне отрыва отожженного образца (272 HV) на 14 % превышают средние значения этого показателя в зоне разрыва борированного образца (238 HV). Анализ образца-свидетеля, прошедшего термическую обработку по аналогии с борированным образцом, но не подвергавшегося

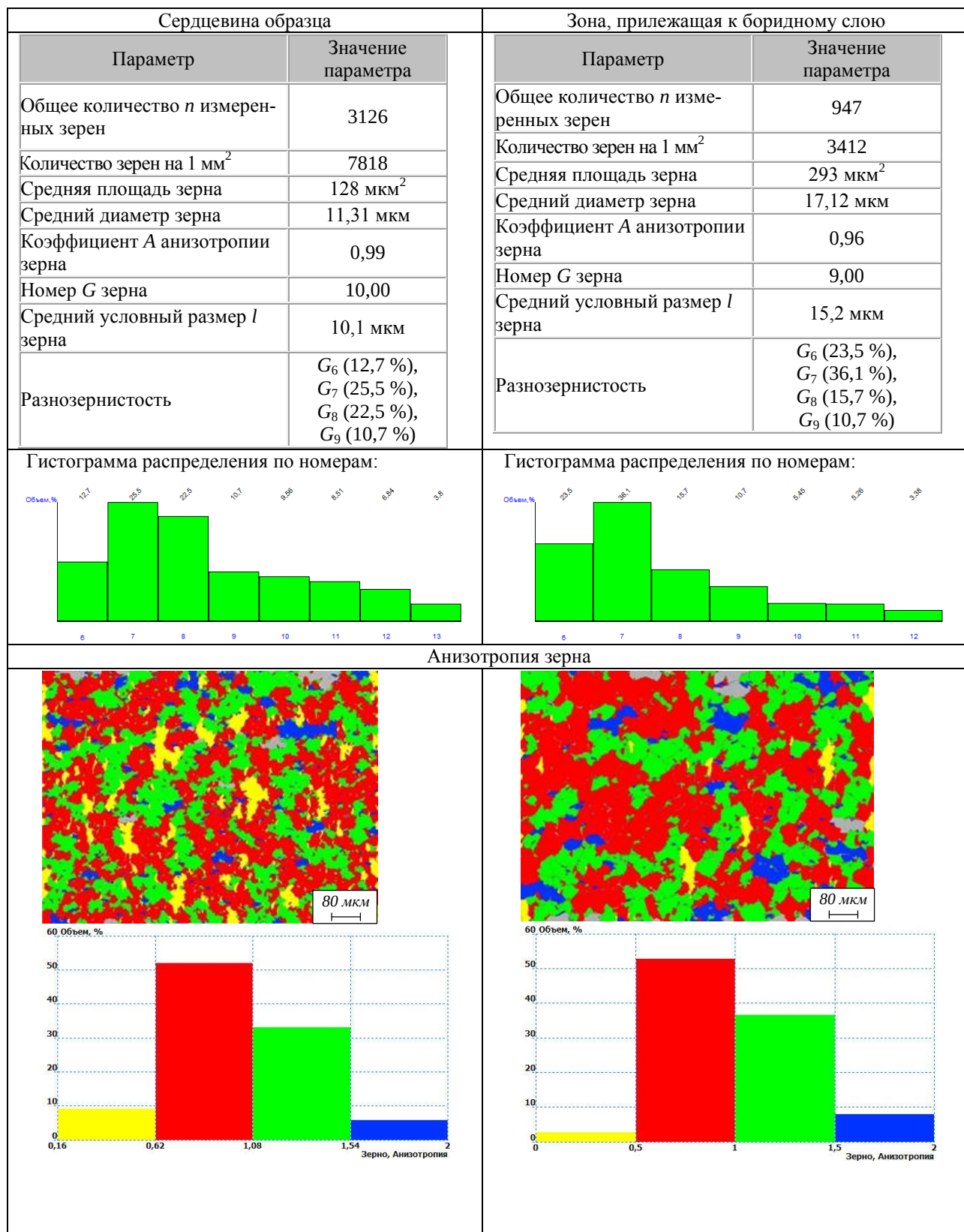


Рис. 5. Состояние борированной стали:
 а – сердцевина образца; б – подбординная зона
 Fig. 5. Condition of borated steel:
 а – core of the sample; б – sub-core zone

диффузионному насыщению поверхности и пластической деформации после термической обработки, был проведен аналогичным образом и его

результаты представлены на рис. 7, 8. Сравнение микроструктуры сердцевины образцов (борированного и не борированного), пре-

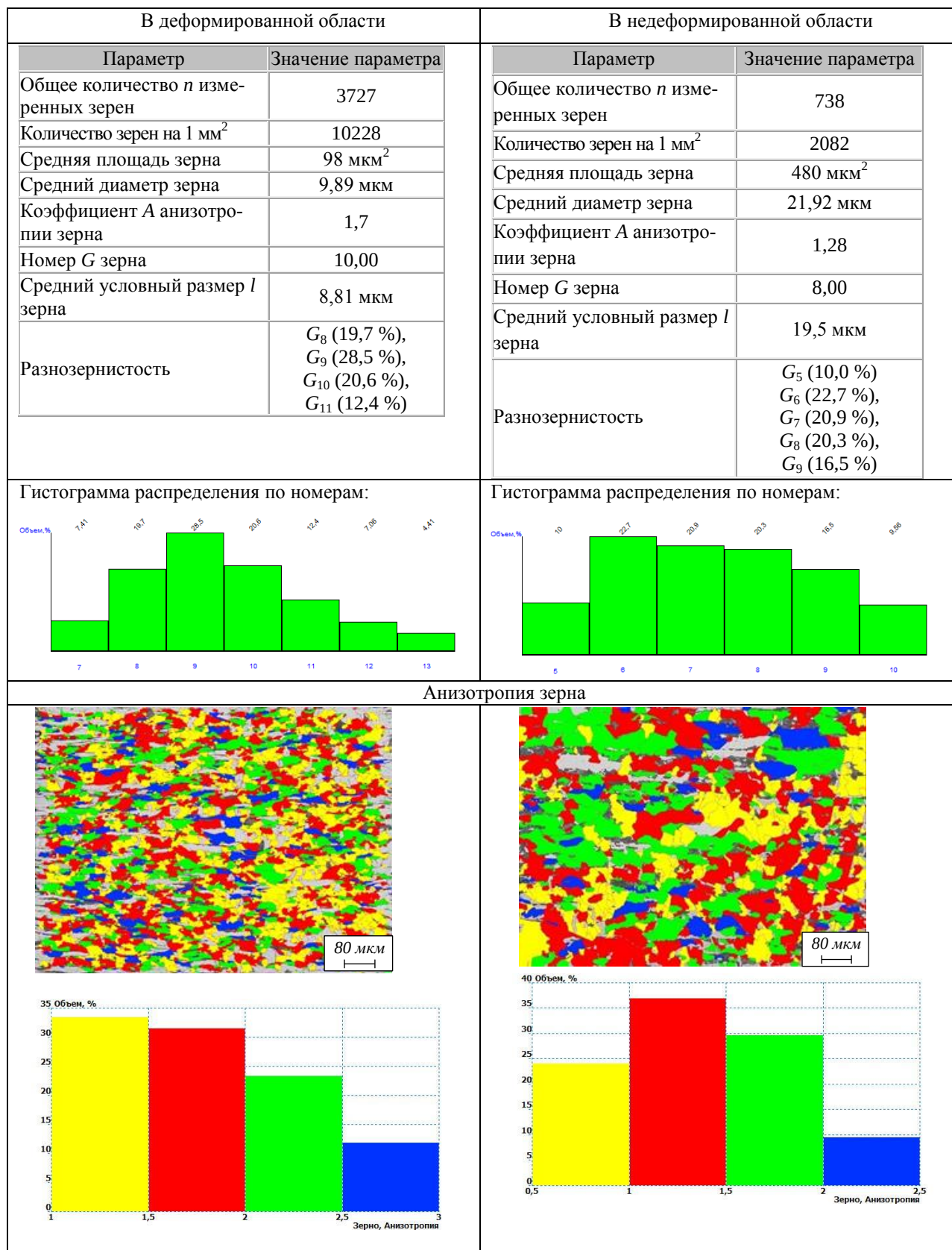


Рис. 6. Состояние борированной стали:
 a – область деформации; $б$ – недеформированная область
 Fig. 6. Condition of borated steel:
 a – deformation area; $б$ – undeformed area

терпевших идентичное термическое воздействие, показало, что микроструктуры сердцевин

ны образцов абсолютно идентичны: совпадают как фазовый состав, так и структурное состоя-

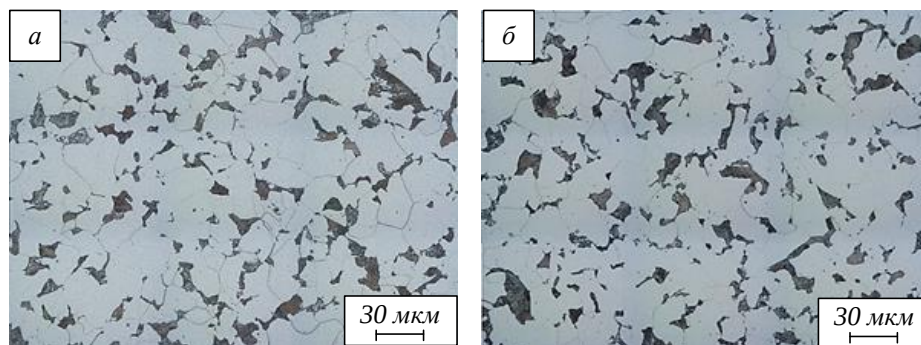


Рис. 7. Микроструктура сердцевины образцов, претерпевших идентичные термические воздействия:

a – отожженный образец; *б* – борированный образец

Fig. 7. Microstructure of the core of samples subjected to identical thermal effects:

a – annealed sample; *б* – borated sample

ние (рис. 7). Однако, проведенный анализ (рис. 8) показал, что размер зерна в образце, подвергнутом термической обработке, в 2 раза больше, чем в сердцевине образца, подвергнувшегося ХТО.

При этом в обоих случаях наблюдается нормальный закон распределения по величине зерна с экстремумом в номере зерна 7. Проведенные измерения анизотропии зерна показывают, что в обоих случаях она близка к единице (0,99 при ХТО и 1,02 при ТО), что позволяет говорить о том, что в обоих случаях наблюдаются равноосные зерна, по форме близкие к глобулярной.

Выводы

В зоне пластической деформации отожженного образца наблюдается измельчение зерна приблизительно в 4 раза, о чем свидетельствует рост балльности размеров зерна на две единицы. В зоне наибольшей пластической деформации борированного образца средний условный номер зерна соответствовал 8 баллу, тогда как в отожженном образце этот же показатель возрос до значения 10 балла. Степень анизотропии зерна при этом изменилась не значительно. Сравнение микроструктуры сердцевины образцов (борированного и не борированного), претерпевших идентичное термическое воздействие, показало, что микроструктура сердцевины обоих образцов абсолютно идентична: совпадают как фазовый состав, так и структурное состояние.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Каллистер У.Д. мл. *Материаловедение: от технологии к применению (металлы, керамика, полимеры)* (пер. с англ. под ред. Малкина А.Я.). Изд-во «Научные основы и технологии»: 2011:896.
2. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.-P. The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steels. *JOM*. 2003;55(12):60.
3. Trzaska J., Jagiełło A.S., Dobrzański L.A. The calculation of CCT diagrams for engineering steels. *Archives of materials science and engineering*. 2009;39:13–20.
4. Collins J., Piemonte M., Taylor M., Fellowes J., Pickering E., Rapid A. Open-Source CCT Predictor for Low Alloy Steels, and Its Application to Compositionally Heterogeneous Material. *Metals*. 2023;13:1168. <https://doi.org/10.3390/met13071168>
5. Cha S.C. et al. CALPHAD-based alloy design for advanced automotive steels. Part I: Development of bearing steels with enhanced strength and optimized microstructure. *Calphad*. 2016. <http://dx.doi.org/10.1016/j.calphad.2016.04.007>
6. Avrami M. Kinetics of Phase Change I: General Theory. *J. Chem. Phys.* 1939;7:1103. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1750380>
7. Cahn J.W. Transformation Kinetics During Continuous Cooling. *Acta Metall.* 1956;4:572–575. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(56\)90158-4](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(56)90158-4)
8. Lee J.L.; Pan Y.T.; Hsieh K.C. Assessment of Ideal TTT Diagram in C-Mn Steel. *Mater. Trans. JIM*. 1998;39:196–202. <http://dx.doi.org/10.2320/matertrans1989.39.196>
9. Callister W.D., Rethwisch D.G. *Fundamentals of Materials Science and Engineering, An Integrated Approach*. John Wiley: Hoboken, NJ, 2008:911.
10. Shackelford J.F. *Introduction to Materials Science for Engineers*. Pearson, Prentice Hall: Upper Saddle River, NJ, 2009:533.
11. Kalpakjian S., Schmid S. *Manufacturing Engineering and Technology*. Prentice Hall: Upper Saddle River, NJ, 2009:1216.
12. Пат. № 2345175. Способ упрочнения деталей из конструкционных и инструментальных сталей / А.М. Гурьев, С.Г. Иванов, Б.Д. Лыгденов, С.А. Земляков, О.А. Власова, Е.А. Кошелева, М.А. Гурьев; заявл. 03.04.2007; опубл. 27.01.2009. Бюл. № 3.
13. Гурьев А.М., Гурьев М.А., Земляков С.А., Иванов С.Г. Выявление особенностей морфологии и фазового состава сталей методами специального металлографического травления. В кн.: *Эволюция дефектных структур в конденсированных средах. Сборник тезисов XVI Международной школы-семинара*. Барнаул: Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова. 2020:83–84.

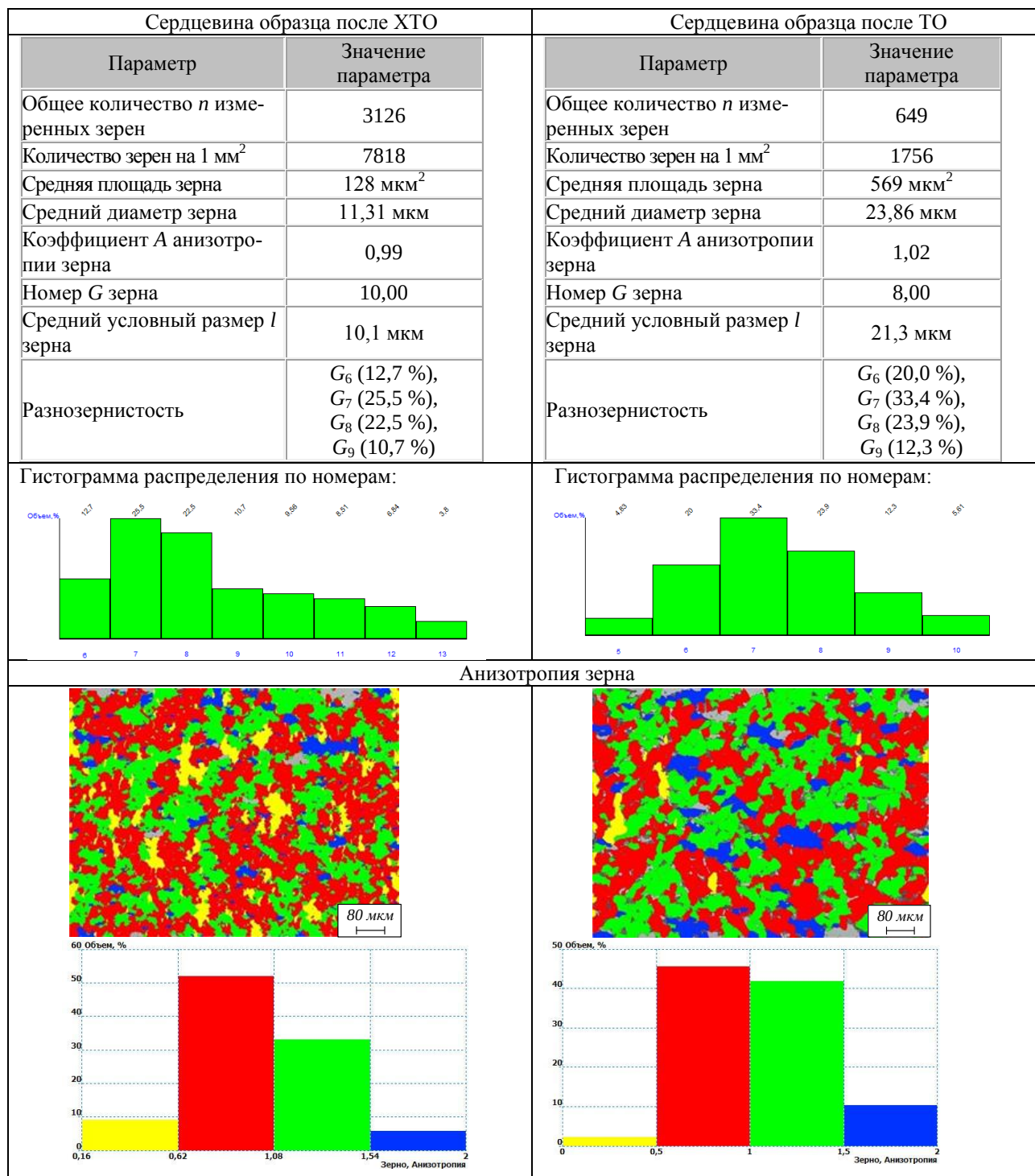


Рис. 8. Сравнительный анализ сердцевины образцов, претерпевших идентичные термические воздействия:

 a – отожженный образец; b – борированный образец

Fig. 8. Comparative analysis of the core of samples subjected to identical thermal effects:

 a – annealed sample; b – borated sample

14. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Земляков С.А., Гурьев М.А. Методика пробоподготовки образцов высоколегированных сталей для автоматического анализа карбидной фазы. *Ползуновский вестник*. 2020;3:102–105.
15. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Земляков С.А., Гурьев М.А., Романенко В.В. Особенности методики подготовки образцов для автоматического анализа карбидной фазы стали X12Ф1 после цементации в вакууме с

применением программного комплекса «Thixomet-PRO». *Ползуновский вестник*. 2020;2:165–168.

16. Иванов С.Г., Гурьев М.А., Гурьев А.М., Романенко В.В. Фазовый анализ боридных комплексных диффузионных слоев на углеродистых сталях при помощи цветного травления. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2020;17(1):74–77.

17. Лыгденов Б.Д., Гурьев А.М., Мосоров В.И., Бутуханов В.А. Перспективные диффузионные покрытия. *Международный журнал экспериментального образования*. 2015;12(4):573.
18. Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д., Гурьев М.А., Шунчи М., Власова О.А. Борирование малоуглеродистой стали. *Международный журнал экспериментального образования*. 2015;12(4):572–573.
19. Mei S., Zhang Y., Zheng Q., Fan Y., Lygdenov B., Guryev A. Compound boronizing and its kinetics analysis for H13 steel with rare earth CeO₂ and Cr₂O₃. *Applied Sciences*. 2022;12(7):3636.
20. Гурьев А.М., Грешилов А.Д., Лыгденов Б.Д. Диффузионное борирование – перспективное направление в поверхностном упрочнении изделий из стали и сплавов. *Ползуновский альманах*. 2010;1:80–88.
21. Лыгденов Б.Д., Гурьев А.М., Козлов Э.В., Бутуханов В.А., Чжу Ч. Формирование диффузионного слоя на рабочей поверхности инструмента, работающего в условиях динамического износа. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015;58.2:117–120.
22. Arslan-Kaba M., Karimzadehkhoei M., Keddami M., Timur S., Sireli G.K. An experimental and modelling study on pulse current integrated CRTD-Bor process. *Mater. Chem. Phys.* 2023;302:127735.
23. Campos I., Oseguera J., Figueroa U., García J.A., Bautista O., Kelemenis G. Kinetic study of boron diffusion in the paste boriding process. *Mater. Sci. Eng. A*. 2003;352:261–265.
24. Guo P., Ma S., He X., Lv P., Luo Y., Jia J., Cui X., Xu L., Xing J. Effects of boride orientation and Si content on high-temperature oxidation resistance of directionally solidified Fe–B alloys. *Materials*. 2022;15:7819.
25. Kul M., Yilmaz Y., Oskay K., Kumruoğlu L.C. Effect of chemical composition of boriding agent on the optimization of surface hardness and layer thickness on AISI 8620 steel by solid and liquid boriding processes. *Adv. Mater. Sci.* 2022;22:14–22.
26. Zhang S., Zhang H., Zhang H., Zhao X., Li Y. Study on diffusion kinetics and law of chromium on the surface of low-carbon steel. *Coatings*. 2023;13:98.
- ally Heterogeneous Material. *Metals*. 2023;13:1168. <https://doi.org/10.3390/met13071168>
5. Cha S.C. et al. CALPHAD-based alloy design for advanced automotive steels. Part I: Development of bearing steels with enhanced strength and optimized microstructure, *Calphad*. 2016. <http://dx.doi.org/10.1016/j.calphad.2016.04.007>
6. Avrami M. Kinetics of Phase Change I: General Theory. *J. Chem. Phys.* 1939;7:1103. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1750380>
7. Cahn J.W. Transformation Kinetics During Continuous Cooling. *Acta Metall.* 1956;4:572–575. [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(56\)90158-4](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(56)90158-4)
8. Lee J.L.; Pan Y.T.; Hsieh K.C. Assessment of Ideal TTT Diagram in C-Mn Steel. *Mater. Trans. JIM*. 1998;39:196–202. <http://dx.doi.org/10.2320/matertrans1989.39.196>
9. Callister W.D., Rethwisch D.G. *Fundamentals of Materials Science and Engineering, An Integrated Approach*. John Wiley: Hoboken, NJ, 2008:911.
10. Shackelford J.F. *Introduction to Materials Science for Engineers*. Pearson, Prentice Hall: Upper Saddle River, NJ, 2009:533.
11. Kalpakjian S., Schmid S. *Manufacturing Engineering and Technology*. Prentice Hall: Upper Saddle River, NJ, 2009:1216.
12. Gur'ev A.M., Ivanov S.G., Lygdenov B.D., Zemlyakov S.A., Vlasova O.A., Kosheleva E.A., Gur'ev M.A. Method of strengthening parts made of structural and tool steels. Pat. no. 2345175 RF. *Bul. Izobretenii*. 2009;3. (In Russ.).
13. Gur'ev A.M., Gur'ev M.A., Zemlyakov S.A., Ivanov S.G. Identification of the morphological features and phase composition of steels using special metallographic etching methods. In: *Evolution of defect structures in condensed matter. Collection of abstracts of the XVI International School-Seminar*. Barnaul: Altaiskii gosudarstvennyi tekhnicheskii universitet im. I.I. Polzunova. 2020: 83–84. (In Russ.).
14. Ivanov S.G., Gur'ev A.M., Zemlyakov S.A., Gur'ev M.A. Methodology for sample preparation of high-alloy steel samples for automatic analysis of the carbide phase. *Polzunovskii vestnik*. 2020;3:102–105. (In Russ.).
15. Ivanov S.G., Gur'ev A.M., Zemlyakov S.A., Gur'ev M.A., Romanenko V.V. Features of the method of sample preparation for automatic analysis of the carbide phase of Kh12F1 steel after vacuum cementation using the ThixometPRO software package. *Polzunovskii vestnik*. 2020;2:165–168. (In Russ.).
16. Ivanov S.G., Gur'ev M.A., Gur'ev A.M., Romanenko V.V. Phase analysis of boride complex diffusion layers on carbon steels using color etching. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2020;17(1):74–77. (In Russ.).
17. Lygdenov B.D., Gur'ev A.M., Mosorov V.I., Bутуханов В.А. Promising diffusion coatings. *Mezhdunarodnyi zhurnal eksperimental'nogo obrazovaniya*. 2015;12(4):573. (In Russ.).

REFERENCES

1. Callister U.D. *Materials Science: From Technology to Application (Metals, Ceramics, Polymers) (trans. from English edited by Malkin A.Ya.)*. Izd-vo «Nauchnye osnovy i tekhnologii»: 2011. 896p. (In Russ.).
2. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.-P. The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steels. *JOM*. 2003;55(12):60.
3. Trzaska J., Jagiello A.S., Dobrzański L.A. The calculation of CCT diagrams for engineering steels. *Archives of materials science and engineering*. 2009;39:13–20.
4. Collins J., Piemonte M., Taylor M., Fellowes J., Pickering E., Rapid A. Open-Source CCT Predictor for Low Alloy Steels, and Its Application to Composition-

18. Gur'ev A.M., Lygdenov B.D., Gur'ev M.A., Shunchi M., Vlasova O.A. Boriding of low carbon steel. *Mezhdunarodnyi zhurnal eksperimental'nogo obrazovaniya*. 2015;12(4):572–573. (In Russ.).
19. Mei S., Zhang Y., Zheng Q., Fan Y., Lygdenov B., Guryev A. Compound boronizing and its kinetics analysis for H13 steel with rare earth CeO₂ and Cr₂O₃. *Applied Sciences*. 2022;12(7):3636.
20. Gur'ev A.M., Greshilov A.D., Lygdenov B.D. Diffusion boriding is a promising direction in surface hardening of steel and alloy products. *Polzunovskii al'manakh*. 2010;1:80–88. (In Russ.).
21. Lygdenov B.D., Gur'ev A.M., Kozlov E.V., Butukhanov V.A., Chzhu Ch. Formation of a diffusion layer on the working surface of a tool operating under dynamic wear conditions. *Izvestiya. Chernaya metallurgiya*. 2015;58(2):117–120. (In Russ.).
22. Arslan-Kaba M., Karimzadehkhoei M., Keddami M., Timur S., Sireli G.K. An experimental and modelling study on pulse current integrated CRTD-Bor process. *Mater. Chem. Phys.* 2023;302:127735.
23. Campos I., Oseguera J., Figueroa U., García J.A., Bautista O., Kelemenis G. Kinetic study of boron diffusion in the paste boriding process. *Mater. Sci. Eng. A*. 2003;352:261–265.
24. Guo P., Ma S., He X., Lv P., Luo Y., Jia J., Cui X., Xu L., Xing J. Effects of boride orientation and Si content on high-temperature oxidation resistance of directionally solidified Fe–B alloys. *Materials*. 2022;15:7819.
25. Kul M., Yilmaz Y., Oskay K., Kumruoğlu L.C. Effect of chemical composition of boriding agent on the optimization of surface hardness and layer thickness on AISI 8620 steel by solid and liquid boriding processes. *Adv. Mater. Sci.* 2022;22:14–22.
26. Zhang S., Zhang H., Zhang H., Zhao X., Li Y. Study on diffusion kinetics and law of chromium on the surface of low-carbon steel. *Coatings*. 2023;13:98.

Сведения об авторах:

Михаил Алексеевич Гурьев, к.т.н., доцент, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd
E-mail: agtu-otm2010@mail.ru
ORCID: 0000-0002-9191-1787
SPIN-код: 6084-1112

Сергей Геннадьевич Иванов, д.т.н., профессор, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Инновационный центр современных текстильных технологий (Лаборатория Цзяньху), Ключевая лаборатория цифрового текстильного оборудования Хубэй, Уханьский текстильный университет
E-mail: serg225582@mail.ru
ORCID: 0000-0002-5965-0249
SPIN-код: 1249-4949

Алексей Михайлович Гурьев, д.т.н., профессор, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Ключевая лаборатория цифрового текстильного оборудования Хубэй, Уханьский текстильный университет, Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd
E-mail: gurievam@mail.ru
ORCID: 0000-0002-7570-8877
SPIN-код: 1134-0006

Бурьял Дондокович Лыгденов, д.т.н., профессор, Ключевая лаборатория цифрового текстильного оборудования Хубэй, Zhejiang Tianxiong Industrial Technology Co., Ltd
E-mail: lygdenov59@mail.ru
ORCID: 0000-0002-3580-6165
SPIN-код: 2406-7272

Information about the authors:

Mikhail A. Gur'ev, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Altai State Technical University named after I.I. Polzunov, Zhejiang Brilliant Refrigeration Equipment Co., Ltd
E-mail: agtu-otm2010@mail.ru
ORCID: 0000-0002-9191-1787
SPIN-код: 6084-1112

Sergei G. Ivanov, Doctor of Technical Sciences, Altai State Technical University named after I.I. Polzunov, Innovation Center for Modern Textile Technology (Jianhu Laboratory), Hubei Key Laboratory of Digital Textile Machinery, Wuhan Textile University
E-mail: serg225582@mail.ru
ORCID: 0000-0002-5965-0249
SPIN-код: 1249-4949

Aleksei M. Gur'ev, Doctor of Technical Sciences, Professor, Altai State Technical University named after I.I. Polzunov, Hubei Key Laboratory of Digital Textile Machinery, Wuhan Textile University, Zhejiang Pinuo Machinery Co., Ltd
E-mail: gurievam@mail.ru
ORCID: 0000-0002-7570-8877
SPIN-код: 1134-0006

Bur'yal D. Lygdenov, Doctor of Technical Sciences, Professor Hubei Key Laboratory of Digital Textile Machinery Zhejiang Tianxiong Industrial Technology Co., Ltd
E-mail: lygdenov59@mail.ru
ORCID: 0000-0002-3580-6165
SPIN-код: 2406-7272

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов
The authors declare no conflict of interest

Поступила в редакцию 24.03.2025
 После доработки 19.05.2025
 Принята к публикации 26.05.2025

Received 24.03.2025
 Revised 19.05.2025
 Accepted 26.05.2025