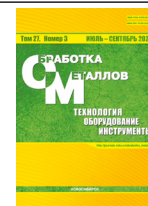




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Исследование процесса поверхностного обезуглероживания стали 20 после цементации и термической обработки

Юлия Карлина^{1, а, *}, Владимир Конюхов^{2, 3, b}, Татьяна Опарина^{2, c}

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

² Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

³ Череповецкий государственный университет, ул. Луначарского, 5, г. Череповец, 162600, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  jul.karlina@gmail.com; ^б  <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>,  konyukhov_vyu@mail.ru;

^с  <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>,  martusina2@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.785.52

История статьи:

Поступила: 28 февраля 2025

Рецензирование: 13 марта 2025

Принята к печати: 14 мая 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Углерод
Феррит
Мартенсит
Нагрев
Цементация
Закалка
Температура
Охлаждение
Выдержка
Длительность
Обезуглероживание
Твердость

АННОТАЦИЯ

Введение. В промышленности используют метод цементации с твердым карбюризатором для насыщения поверхностного слоя углеродом. На практике необходимо максимально предотвратить или уменьшить обезуглероживание поверхностного слоя стали – либо применять защитную атмосферу, либо производить нагрев в условиях, при которых процесс окисления поверхностного слоя металла происходит быстрее, чем процесс обезуглероживания. В процессе обезуглероживания в поверхностном слое формируется структура феррита, при контактных нагрузках она снижает сопротивление зарождению трещин в поверхностном слое и повышает вероятность усталостного разрушения изделия в целом. **Цель работы:** оценить влияние температуры нагрева под цементацию и последующую закалку, а также влияние длительности выдержки на глубину обезуглероживания в процессе химико-термической обработки низкоуглеродистой стали. **Методы исследования.** Определение химического состава стали в состоянии поставки. Анализы были выполнены с использованием оптического эмиссионного спектрометра модели LAVFA18B Spectrolab. Для целей исследования была выбрана нелегированная доэвтектоидная сталь Ст20 с исходной микроструктурой феррит-перлит. Образцы имели прямоугольную форму со средними размерами 50×10×10 мм. Насыщение углеродом проводили с одной стороны (со стороны насыпанного карбюризатора, обратную поверхность образцов защищали слоем глины). Образцы помещали в металлический контейнер и засыпали карбюризатором слоем 25...30 мм, закрывали крышкой и герметизировали. Насыщение углеродом проводили при 900 °С в течение 4...8 часов. После ящик с образцами доставали из печи, он охлаждался на воздухе. Закалку проводили в печи на воздухе (влажность не измерялась) при температурах нагрева печи 780, 850 и 950 °С и времени выдержки 4 и 6 часов в лабораторной электропечи сопротивления с объемом камеры 22 дм³. Проводили металлографическое исследование и измерение микротвердости. **Результаты и обсуждение.** В ходе экспериментов отмечено, что температура нагрева под цементацию и закалку играет важную роль в обезуглероживании. При температуре 700 °С явление обезуглероживания не наблюдалось, это указывает на то, что реакция обезуглероживания не происходила в образцах при температуре ниже 700 °С. Когда температура составляет более 750 °С, образец очевидно обезуглероживание, ферритная структура столбчатая, перпендикулярная поверхности обезуглероживания. Частично обезуглероживанный слой появляется в образце при температуре 850 °С, а толщина полностью обезуглероживанного слоя уменьшается. После 900 °С образец в основном представляет собой частично обезуглероживанный слой, потому что при этой температуре структура стали полностью аустенитная. После 1000 °С толщина слоя увеличивается быстро, показывая экспоненциальный рост. Проведённые эксперименты показали влияние времени нагрева и выдержки на глубину обезуглероживанного слоя. Представленные результаты будут востребованы при проведении химико-термической обработки изделий, к которым предъявляются высокие требования по поверхностной твердости.

Для цитирования: Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Исследование процесса поверхностного обезуглероживания стали 20 после цементации и термической обработки // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 122–136. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-122-136.

Введение

В настоящее время стали являются одними из наиболее широко используемых материалов в различных промышленных видах деятельности, поскольку они легко доступны, обрабаты-

ваемые и свариваемы [1]. Поверхности деталей машин, инструментов и крепёжных изделий воспринимают воздействие внешних сил и должны обладать повышенной прочностью и износостойкостью. Как правило, улучшенные механические свойства поверхности сталей могут быть достигнуты путем изменения микроструктуры и химического состава. Обычно это контролируется использованием высокоуглеродистых легированных сталей и различных термических или термохимических обработок [1, 2].

*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

Полезность применения термической обработки к углеродистым сталям ($C\% < 0,25$) остается ограниченной, поскольку этот тип обработки не улучшает в достаточной степени свойства поверхности (твердость, износостойкость, ударопрочность, усталость и др.) для удовлетворения жестким требованиям к поверхности контактирующих деталей [1–10].

Среди способов химико-термической обработки науглероживание (с использованием твердой, газовой, жидкой насыщающей смеси) является одним из наиболее эффективных методов обработки, который направлен на поверхностное обогащение поверхности углеродом в атомарном состоянии (от 0,7 до 0,9 масс. %) путем его диффузии в аустенитной фазе (от 870 до 980 °C в зависимости от процесса) с последующей закалкой и отпуском для улучшения механических свойств поверхности в соответствии с уменьшающимся градиентом углерода на очень ограниченной глубине, не достигающей сердцевины [1–5]. С учетом этого факта появляется возможность снизить стоимость конечного изделия за счет использования углеродистых сталей ($C\% < 0,25$) вместо дорогих высокоуглеродистых легированных сталей. С другой стороны, присутствие углерода ограничит измельчение зерна на поверхности стали, что подавляет подвижность пластической деформации во время взаимодействия твердого тела с твердым телом [5–8].

В последнее время различные исследователи активно занимаются разработкой поверхности слоя металла с образованием градиентных твердых фаз, используя различные технологические способы поверхностного легирования углеродом, азотом, бором и др. [6, 7].

В работах [7–13] провели исследование влияния легирующих элементов, таких как Si, Ni, Cr и Mo, на характеристики науглероживания сталей. Показано значительное влияние этих легирующих элементов на поведение науглероживания сталей AISI 1018, 4820, 5120 и 8620. Авторы считают, что обезуглероживание является обратным процессом науглероживания, и делают вывод, что легирующие элементы также будут сильно влиять на обезуглероживание стали. Экспериментальные результаты показали, что Si способствует обезуглероживанию феррита, в то время как Cr препятствует этому в высокоуглеродистых сталях.

В работе [15] изучали влияние некоторых легирующих элементов на обезуглероживание стали TRIP (пластичность, вызванная трансформацией). Экспериментальные результаты показали, что увеличение содержания Si и P ускоряет обезуглероживание. По сути, обезуглероживание представляет собой процесс, при котором атомы углерода внутри материала диффундируют наружу и реагируют с печным газом. Поэтому влияние легирующих элементов на обезуглероживание стали в первую очередь сказывается на диффузии атомов углерода.

Многие авторы [1–8] исследовали термодинамику и коэффициенты активности углерода в гранцентрированных кубических (ГЦК) тройных сплавах Fe-Mn-C, Fe-Si-C, Fe-Ni-C и др. Экспериментальные результаты показали, что Mn снижает коэффициент активности углерода в аустените, что в свою очередь снижает коэффициент диффузии углерода. С другой стороны, влияние Si на коэффициент диффузии C в аустените противоположно влиянию Mn. Хотя экспериментальные методы могут раскрыть влияние легирующих элементов на диффузию атомов C, выяснение лежащего в основе механизма на атомном уровне остается сложной практической задачей.

В практике многих предприятий легко реализуемым, простым и недорогим способом науглероживания деталей машин и механизмов из низкоуглеродистых сталей является метод с использованием твердого карбюризатора. В промышленности [1, 2] традиционно применяется схема двухстадийного процесса: первая стадия – насыщение деталей углеродом с использованием твердого карбюризатора и охлаждением на воздухе; вторая стадия – закалка с отпуском. Для сокращения времени цементации назначают температуру нагрева и выдержки в диапазоне 900...1150 °C [10, 11]. Обязательным требованием к деталям, поступающим на такую обработку, является задание припуска 1...3 мм на последующую механическую обработку с целью удаления обезуглероженного слоя. Добавление в эти стали большого количества углерода и других легирующих элементов приводит к серьезной сегрегации состава и поверхностному обезуглероживанию изделий.

Сообщалось, что сегрегация состава и обезуглероживание отрицательно сказываются на

ударной вязкости, усталостной долговечности, износостойкости и других свойствах, которые имеют решающее значение для эксплуатационных характеристик среднеуглеродистых сталей [4–7]. Обезуглероживание снижает поверхностную твердость и усталостную прочность стали и сокращает срок ее службы [1, 2, 8–13].

Обезуглероживание поверхности стали приводит к недостаточной твердости в области поверхности из-за снижения углерода, что значительно сокращает усталостную долговечность. Очевидно, что, когда сталь нагревается до высоких температур без защитной атмосферы, поверхностный слой будет реагировать с кислородом, углекислым газом или паром в атмосфере печи, вызывая окисление и обезуглероживание одновременно [1, 2]. Обезуглероживание является классическим явлением поверхностной деградации при термической обработке сталей [14].

Для предотвращения обезуглероживания были предприняты большие усилия по разработке антиобезуглероживающих покрытий [6–10]. Обезуглероживание стали подвергается влиянию многих факторов, включая температуру и продолжительность нагрева [1, 2], атмосферу [12, 13], легирующие элементы [2, 7, 9], характеристики слоя окалина [1], электрическое поле [2] и др. Среди них температура нагрева и продолжительность нагрева были предложены в качестве двух наиболее важных управляющих переменных согласно практическому опыту работы [1, 2, 15, 16–22].

Цель работы: оценить влияние температуры нагрева под цементацию и закалку, а также влияние длительности выдержки на глубину обезуглероженного слоя в процессе закали.

Материалы и методы исследований

Химический состав стали в состоянии поставки определяли с использованием оптического эмиссионного спектрометра модели LAVFA18B Spectrolab. Для целей исследования была выбрана нелегированная дозвтектоидная сталь Ст20, соответствующая ГОСТ 1050–2013, с исходной микроструктурой феррит-перлит. Для исследований из прокатного листа стали 20 вырезали образцы прямоугольной формы со средними размерами 50×10×10 мм. Провели ме-

ханическую зачистку и шлифовку образцов, поверхности не имели следов оксидов.

В качестве цементируемой смеси использовали карбюризатор, который представляет собой зерна древесного угля размером 3,6...10 мм, покрытые пленкой углекислого бария по ГОСТ 2407–83. Насыщение углеродом проводили с одной стороны (со стороны насыпанного карбюризатора, обратная поверхность образцов защищалась слоем глины). Образцы помещали в металлический контейнер, засыпали карбюризатором слоем 25...30 мм, закрывали крышкой и герметизировали. Рабочую температуру процесса насыщения поверхности образцов углеродом установили 900 °С, время насыщения – 4...8 часов [1, 2]. После этого ящик с образцами доставали из печи, он охлаждался на воздухе. Образцы очищали от окалина с использованием шлифовальной машины.

Влияние поверхностных оксидов на кинетику обезуглероживания было устранено за счет операции шлифования образцов перед закалкой, поскольку оксиды, присутствующие на поверхности, увеличивают видимое обезуглероживание [1, 2]. Закалку проводили в печи на воздухе (влажность не измерялась) при температурах нагрева печи T , равных 780, 850 и 950 °С, и времени выдержки 4 и 6 часов в лабораторной электропечи сопротивления с объемом камеры $V = 22 \text{ дм}^3$. Каждый образец помещался в одно и то же место в предварительно разогретой печи – на огнеупорный кирпич в середине камеры. Это обеспечивало одинаковые условия и максимально быстрый нагрев каждого образца до температуры закали.

Температуры нагрева контролировались с помощью сертифицированной контактной термопары, которая во время нагрева касалась боковой поверхности образца (она вводилась в печь через небольшое отверстие в дверке печи). Время нагрева отсчитывалось от момента достижения температуры на контрольном термометре в печи. Колебание температуры во время нагрева составляло $T_a - 1 \text{ °С} \leq T \leq T_a + 3 \text{ °С}$, где T_a – температура окружающей среды. После выдержки в печи проводили закалку в воде. Глубина обезуглероживания [1, 2, 14] исследовалась с помощью оптической микроскопии двумя способами: традиционно – с использованием оптического микроскопа, оснащенного сеткой, а также с по-

мощью компьютерного – по изображению на экране. Металлографические образцы были подготовлены с применением влажной шлифовальной бумаги SiC грануляцией до 4000, полировки алмазной пастой 1/4 мкм и травления 3%-м раствором HNO_3 в этаноле.

Обезуглероживание различных поверхностей (верхней и боковых поверхностей, контактирующих с атмосферой; нижней поверхности, контактирующей с огнеупорным кирпичом; кромок; углов) неодинаково из-за разной степени окисления этих поверхностей. Обезуглероживание, как правило, всегда больше на поверхностях, которые имеют меньшую способность к окислению. Поэтому нижние поверхности обычно обезуглероживаются сильнее [13, 15]. Наше исследование было сосредоточено только на плоских поверхностях, находящихся в контакте с атмосферой. Обезуглероживание измерялось на трех сечениях, перпендикулярных длинной стороне образца, на верхней и обеих боковых поверхностях образца.

Результаты исследований

Анализ содержания углерода

Поверхностный слой низколегированной стали изначально имел относительно низкое содержание углерода, приблизительно $\alpha = (0,21 \pm 0,06)$ масс. % до науглероживания, что соответствовало исходному количеству углерода низколегированных сталей, как показано в таблице.

Однако после науглероживания различной продолжительности содержание углерода в по-

верхностном слое постепенно увеличивалось. Так, после 4 ч науглероживания содержание углерода составило $\alpha = (0,53 \pm 0,016)$ масс. %, через 6 ч оно достигло $\alpha = (0,68 \pm 0,012)$ масс. %. Были проведены эксперименты и с большим временем насыщения.

Результаты экспериментов представлены на рис. 1–3. Установлено, что увеличение времени насыщения образцов углеродом до 8 ч повышает содержание углерода в поверхностном слое стали. Более того, при насыщении в течение 8 ч и более образцы полностью имеют перлитную структуру с содержанием углерода 0,8 %. На основании этих экспериментов в дальнейшем было принято решение снизить время насыщения до 2 ч с целью минимизации экспериментов.

Микроструктурный анализ

После цементации наблюдалось существенное увеличение толщины поверхностного слоя – более чем на 41 % по мере увеличения времени выдержки (рис. 1 и 2). Толщина слоя возросла примерно с 1100 мкм до более чем 1500 мкм, как показано на рис. 3.

По мере увеличения выдержки в печи при нагреве под закалку появляется обезуглероженный слой. Это видно по результатам измерения микротвердости на рис. 4 и металлографическом анализе поверхности на рис. 5. Влияние температуры нагрева под закалку показано на рис. 6.

В ходе наших экспериментов отмечено, что температура играет важную роль в обезуглероживании. При температуре 700 °C явление обезуглероживания не наблюдалось, это указывает

Влияние времени цементации на содержание углерода в стали 20

Effect of carburization period on carbon content in Steel 20

Химические элементы, % / Chemical elements, %	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr
ГОСТ 1050–2013 / GOST 1050–2013	0,17...0,24	0,17...0,37	0,35...0,65	до 0,035	до 0,030	до 0,30	до 0,25
Факт / Fact	0,21	0,27	0,36	до 0,035	до 0,030	до 0,30	до 0,25
4 часа цементации / Cementation period: 4 hours	0,53	0,27	0,36	до 0,035	до 0,030	до 0,30	до 0,25
6 часов цементации / Cementation period: 6 hours	0,68	0,27	0,36	до 0,035	до 0,030	до 0,30	до 0,25

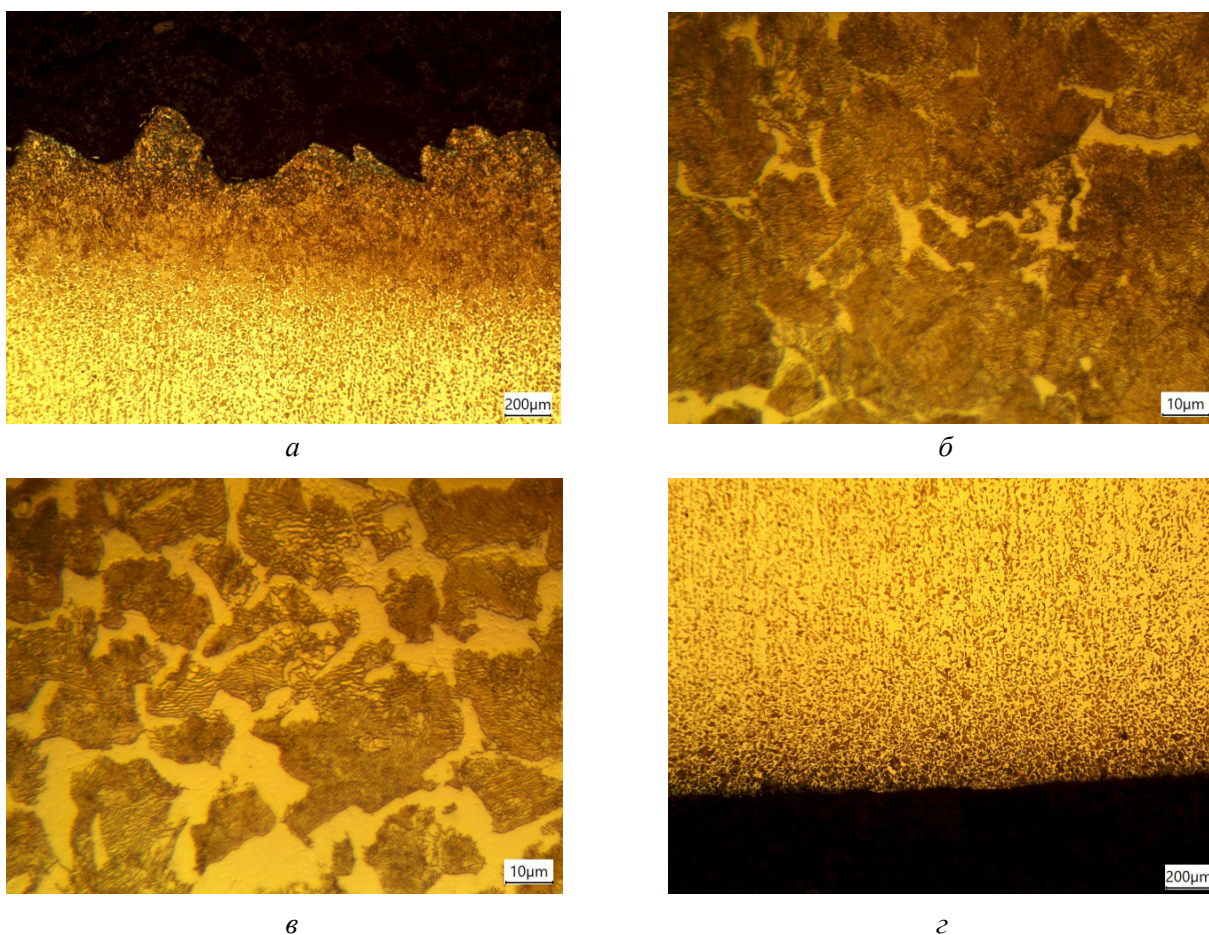


Рис. 1. Микроструктура цементированного слоя стали 20 после выдержки 4 ч при температуре 900 °С:

a – поверхностный слой; *б* – на глубине 100 мкм; *в* – переходный слой к основному металлу; *г* – обратная сторона образца

Fig. 1. The microstructure of the cemented layer of Steel 20 after equalizing for 4 hours at 900 °C:
a – surface layer; *б* – at a depth of 100 μm; *в* – transition layer to the base metal; *г* – reverse side of the sample

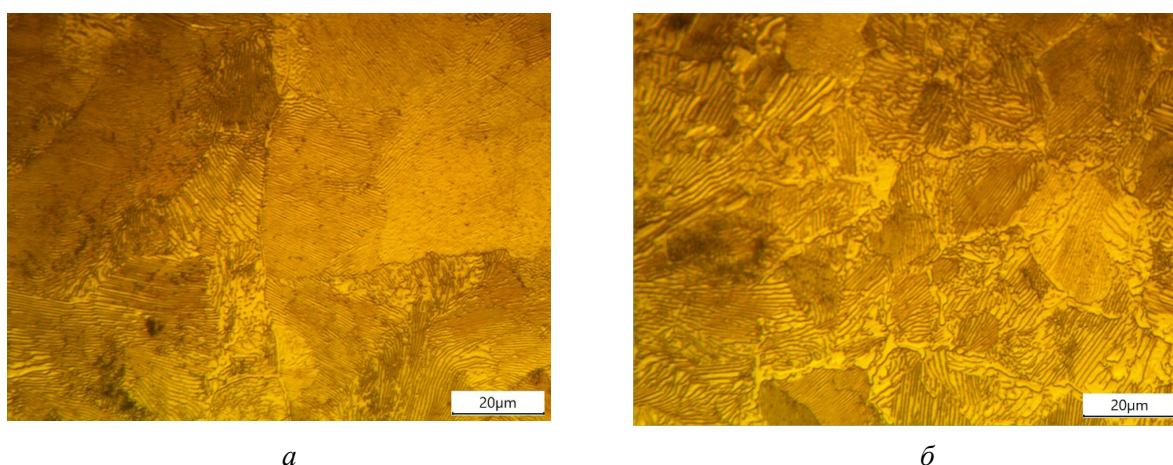


Рис. 2. Структура перлита в цементированном слое стали 20 после выдержки 6 ч при температуре 900 °С:

a – перлитная структура в поверхностном слое; *б* – в середине образца

Fig. 2. Pearlite structure in the carburized layer of Steel 20 after equalizing for 6 hours at 900 °C:
a – pearlite structure in the surface layer; *б* – in the middle of the sample

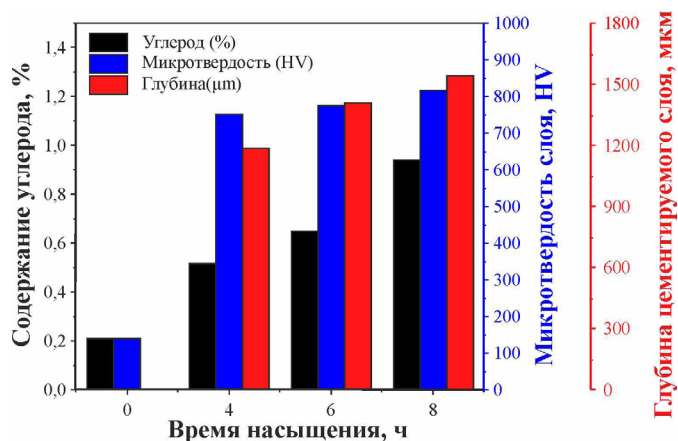


Рис. 3. Сравнительная оценка содержания углерода, микротвердость, глубина цементированного слоя в зависимости от времени насыщения

Fig. 3. Comparative evaluation of carbon content, microhardness, and depth of the cemented layer as a function of saturation period

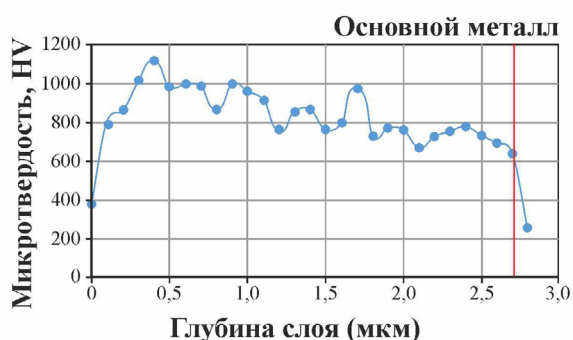
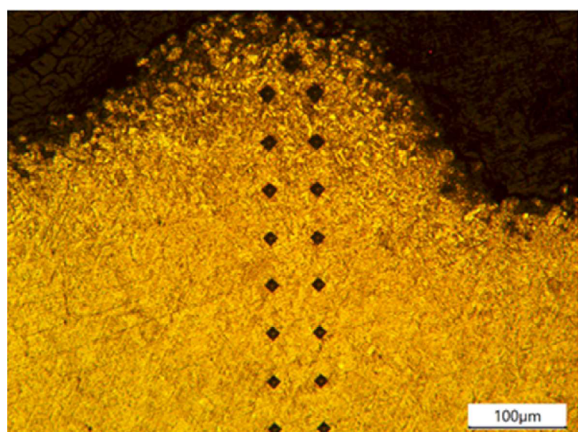
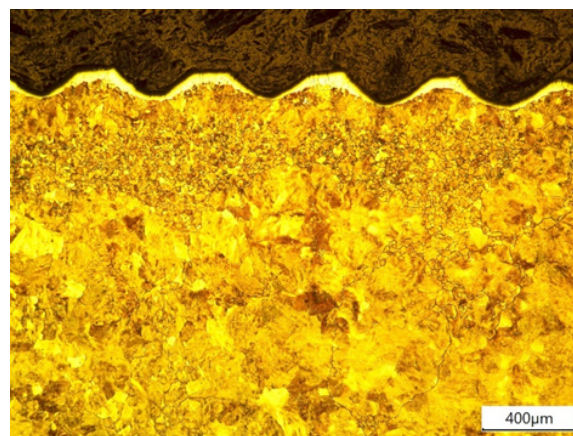
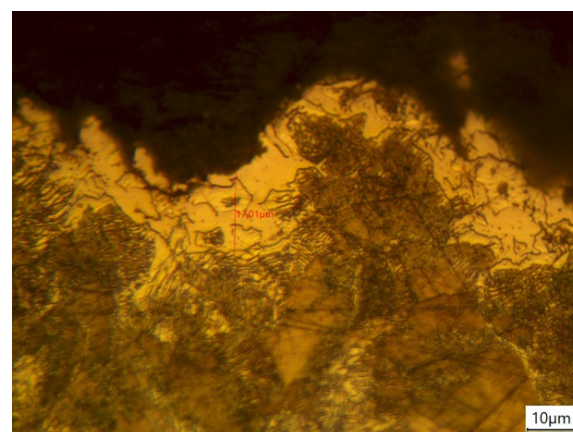


Рис. 4. Фото отпечатков с распределением микротвердости по глубине поверхностного цементированного слоя

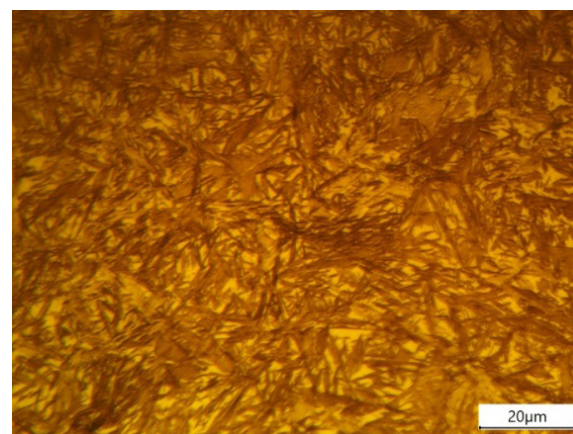
Fig. 4. Photo of point of indentation and graph of microhardness distribution across the depth of the surface cemented layer



a



b



c

Рис. 5. Фото поверхностного слоя после нагрева под закалку 950 °С и выдержки в печи 6 ч:

a, б – обезуглероженный слой при разном увеличении; в – мартенсит закалки в поверхностном слое

Fig. 5. Photo of the surface layer after heating for hardening at 950 °C and equalizing for 6 hours:

a and б – decarburized layer at different magnifications; в – quenched martensite in the surface layer

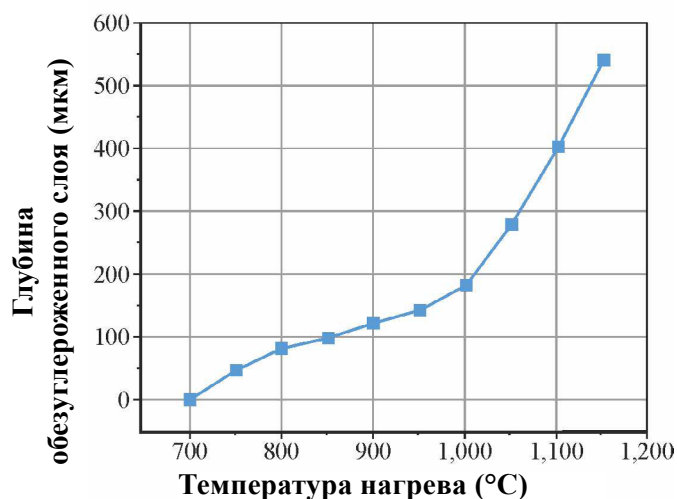


Рис. 6. Влияние температуры нагрева на общую глубину обезуглероживания (время выдержки 50 мин)

Fig. 6. Depth of decarburization as a function of heating temperature (equalizing for 50 min)

на то, что реакция обезуглероживания не происходила в образцах при температуре ниже 700 °С. Когда температура составляет более 750 °С, образец имеет очевидное обезуглероживание и ферритная структура является столбчатой, перпендикулярной поверхности обезуглероживания. Частично обезуглерожженный слой образуется в образце при температуре 850 °С, а толщина полностью обезуглерожженного слоя уменьшается. Обезуглерожженный слой состоит из полного обезуглероживания и частичного обезуглероживания. После 900 °С образец в основном представляет собой частично обезуглерожженный слой, потому что при этой температуре структура стали полностью аустенитная, так как феррит и перлит (смесь цементита и феррита) трансформировались в аустенит. Углерод из аустенита переходит в атмосферу печи и взаимодействует с кислородом печи. Как следствие, материал обедняется по содержанию углерода. Средняя глубина полностью обезуглерожженного слоя каждого образца расположена как показано на рис. 7. Как видно на рис. 6, при температуре нагрева ниже 1000 °С толщина общего слоя обезуглероживания увеличивается медленно. Однако после 1000 °С она увеличивается быстро, показывая экспоненциальный рост. Проведённые эксперименты показали влияние времени нагрева и выдержки на глубину обезуглерожженного слоя (рис. 7).

Глубина обезуглерожженного слоя измерялась с помощью оптического микроскопа, средние

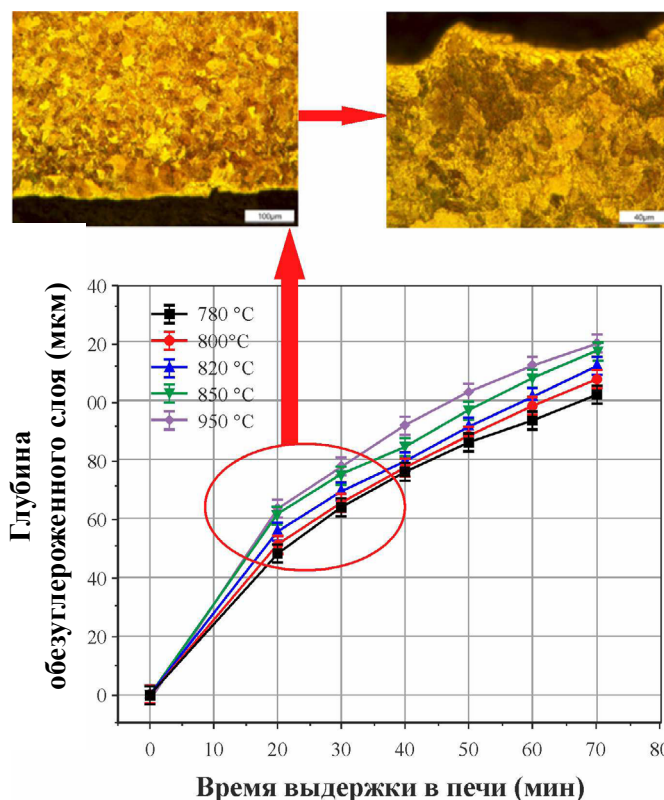


Рис. 7. Влияние температуры нагрева и времени выдержки на общую глубину обезуглероживания

Fig. 7. The effect of heating temperature and equalizing period on the overall depth of decarburization

глубины обезуглероживания образцов представлены на рис. 6. Как видно на рис. 6, глубина обезуглероживания слоя образцов увеличивалась от температуры нагрева по экспоненциальному закону, а от времени выдержки в печи при разных температурах – по параболическому закону (рис. 7), скорость роста постепенно замедлялась.

Для защиты поверхности цементированного слоя необходимо наносить покрытие, которое будет защищать поверхность от контакта с атмосферой печи при нагреве под закалку (рис. 8). Известно, что эффективная глубина цементированного слоя соотносится с твердостью по глубине после закалки 555...600 HV (рис. 8).

Обсуждение результатов

Из анализа литературы [1–12, 17–21] видно, что теоретическое обсуждение глубины обезуглероживания в процессе нагрева является дискуссионным вопросом.

В работах [1, 2] приведены сведения, что в 1946 году Пеннингтон провел всестороннее исследование обезуглероживания углеродистой

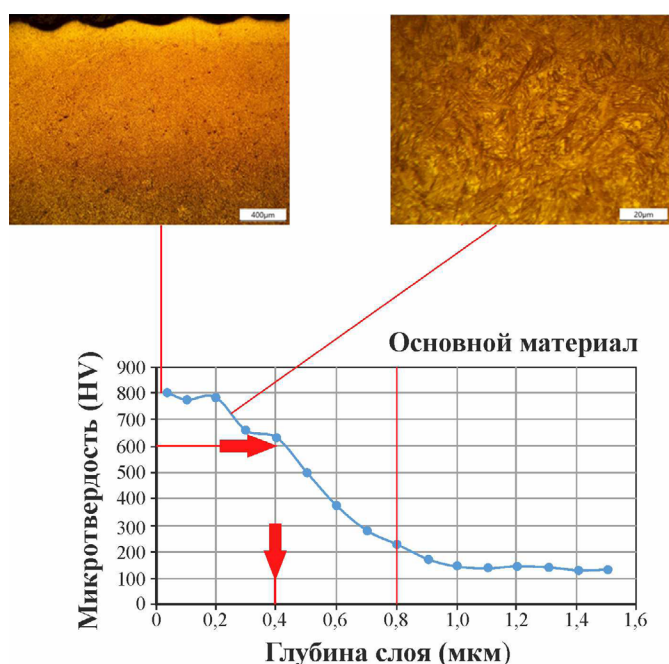


Рис. 8. Микроструктура поверхностного слоя после цементации закалки с защитой поверхности от кислорода

Fig. 8. Microstructure of the surface layer after cementation quenching with surface protection from oxygen

стали в диапазоне 691...927 °С в атмосфере, содержащей 20 % $H_2O - H_2$, при которой окисление стали не могло происходить. В этом исследовании было обнаружено, что ферритная «полоса» образуется на стали при 732...893 °С, но не при 691 и 927 °С, при этом максимальная толщина феррита наблюдалась при 790...815 °С. Пеннингтон объяснил уменьшение толщины феррита к 905 °С снижением растворимости углерода в феррите до нуля при 905 °С. Одним из ограничений анализа Пеннингтона было мнение, что концентрация углерода в образовавшемся феррите была постоянной по всему слою феррита, и, следовательно, диффузия углерода в феррите не способствовала его росту. Одновременное окисление и обезуглероживание изучалось Бирксом и его коллегами в 1970 году. На основании этих исследований было заявлено, что «механизм, посредством которого происходит обезуглероживание сталей, хорошо изучен, особенно в случае простых углеродистых и низколегированных сталей» [1, 2]. Однако объем исследований Биркса и др. был ограничен. Во-первых, исследования были сосредоточены на обезуглероживании, происходящем только в аустените. Во-вторых, хотя и было признано,

что в окислительной атмосфере обезуглероживание происходит посредством реакции между окалиной и растворенным углеродом в стали, Биркс и его коллеги продолжали считать концентрацию углерода на границе раздела «окалина – сталь» нулевой из-за ее низкого значения.

Известно, что на поверхности стали при нагреве в окислительной среде протекает одновременно обезуглероживание и окисление поверхности. По сути, обезуглероживание – это реакция между углеродом в матрице и кислородом, тогда как окисление – реакция между железом и кислородом. Поэтому обезуглероживание тесно связано с окислением, и связь между ними является конкурентной. Образование оксидного слоя на поверхности стали потребляет часть обезуглероженного поверхностного слоя и, таким образом, уменьшает окончательно наблюдаемую толщину обезуглероживания. Поэтому для получения более точных результатов необходимо учитывать процесс окисления. Абсолютную толщину общего обезуглероживания можно рассматривать как сумму толщин наблюдаемого общего обезуглероживания и оксидной окалины. На практике толщина оксидной окалины не может быть точно измерена, так как оксидный слой имеет тенденцию отслаиваться от поверхности образца во время периода охлаждения и последующих манипуляций.

Рассматривая фазовую диаграмму Fe-O [1, 2], мы исходили из гипотезы, что оксидный слой на поверхности железа и нелегированной стали состоит только из одного оксида FeO, который образуется при нагреве на воздухе при температурах $T > 570$ °С. В действительности же, согласно работам [1, 2], высокое парциальное давление кислорода и различные валентные числа железа создают оксидный слой, состоящий из трех различных оксидов при этих температурах. Зафиксирована последовательность от оксида с наименьшим количеством кислорода, наиболее близкого к металлу, до оксида с наибольшим количеством кислорода, наиболее близкого к атмосфере: FeO/Fe₃O₄/Fe₂O₃ – вюстит / магнетит / гематит [1, 2]. Толщина слоя в основном постоянна при $T > 700$ °С, а по содержанию составляет примерно 95 % FeO, 4 % Fe₃O₄ и 1 % Fe₂O₃ [1, 2].

При температуре $T = 570...800$ °С, однако, можно найти результаты [16–22], которые отклоняются с точки зрения как составов, так

и толщины отдельных слоев, что демонстрирует сложность окисления железа и нелегированной стали в этом диапазоне температур [14]. Образование трехслойного оксидного слоя можно объяснить простым способом, используя химические реакции прямого окисления. Механизм формирования трехслойного оксидного слоя на фазовых границах $\text{FeO}/\text{Fe}_3\text{O}_4$ и $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{Fe}_2\text{O}_3$ остается предметом дискуссий из-за своей сложности, что является следствием специфических транспортных процессов через отдельные оксидные слои [2, 15, 16].

Обсуждая окисление углерода, необходимо, учитывать микроструктуру стали при температуре нагрева и температурный интервал стабильности по CO_2 и CO . Углерод в нелегированной доэвтектоидной стали при температурах $T > A_{c1}$ присутствует только в твердом растворе, растворенном в $\text{Fe-}\alpha$ (феррит) и в $\text{Fe-}\gamma$ (аустенит). Феррит стабилен при $T < A_{c3}$, а аустенит стабилен при $T > A_{c1}$. Углерод реагирует с кислородом, образуя CO и CO_2 во время нагрева стали на воздухе. Реакции прямого окисления углерода кислородом ($\text{C} + \text{O}_2 \rightarrow \text{CO}_2$ и $2\text{C} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{CO}$) пересекаются при $T \approx 700^\circ\text{C}$ [1, 2]. Линии обеих реакций показывают, что при $T > 700^\circ\text{C}$ газ CO более стабилен или что CO предпочтительно образуется при $T > A_{c1}$ [1, 2].

Это означает, что относительно равновесия Будуара ($\text{C} + \text{CO}_2 \leftrightarrow 2\text{CO}$) реакция идет слева направо при $T > 700^\circ\text{C}$ [1, 2, 12, 17] или что существует тенденция к обезуглероживанию при $T > A_{c1}$. Поскольку повышение температуры означает, что углерод преимущественно сгорает с образованием CO , то равновесное содержание CO в образующейся газовой смеси также увеличивается [1, 2].

По мнению [20–22], важно знать, что газовые смеси ($\text{CO} + \text{CO}_2$) вызывают обезуглероживание стали, если их состав находится ниже или правее линии равновесия для этой стали, однако они вызывают науглероживание, если их состав находится выше или левее этой линии.

Во время нагрева под закалку на воздухе обезуглероживание стали инициируется общим окислением стальной поверхности из-за высокого парциального давления кислорода. Реакции окисления и обезуглероживания происходят одновременно, поэтому различные эффекты на оба процесса переплетаются – некоторые пропорци-

онально, а некоторые обратно пропорционально. Как упоминалось ранее, обезуглероживание видимо только в том случае, если окисление стальной поверхности происходит медленнее, чем ее обезуглероживание, т. е. когда окисление углерода и скорость диффузии углерода больше скорости окисления. Видимое обезуглероживание зависит от окислительного потенциала атмосферы в печи под закалку, который также определяет степень окисления поверхности. Это является причиной больших различий в видимом обезуглероживании, происходящем при нагреве на воздухе или, например, в смеси $\text{N}_2 + 2\% \text{O}_2$ [8].

Видимое обезуглероживание всегда больше при нагреве в атмосферах с низким содержанием кислорода [8, 10]. На него также влияет прилегание оксидного слоя к поверхности стали (плохое прилегание оксидного слоя увеличивает обезуглероживание из-за снижения скорости окисления), его проницаемость для газов (непроницаемый оксидный слой снижает обезуглероживание), содержание углерода в стали и скорость охлаждения после нагрева, в то время как различные легирующие элементы влияют на кинетику окисления и обезуглероживания. При низких скоростях охлаждения обезуглероживание также происходит во время охлаждения, особенно в двухфазной ($\alpha + \gamma$) области, где поверхностный ферритный слой утолщается из-за более медленного окисления. В доэвтектоидных нелегированных сталях общее видимое обезуглероживание уменьшается с более высокими скоростями охлаждения. Это является следствием снижения и сближения температур A_{r3} и A_{r1} и обусловленного этим уменьшения содержания феррита за счет повышенного содержания перлита [1, 2]. В какой-то момент для каждой характеристики стали достигается критическая скорость охлаждения, A_{r3} и A_{r1} температуры становятся равными. В этот момент в микроструктуре больше нет доэвтектоидного феррита. Если скорость охлаждения, таким образом, достаточно высока для частично обезуглероженного слоя, то доэвтектоидный феррит больше не будет образовываться и в этом слое, и там будет существовать только перлит.

При еще более высоких скоростях охлаждения в частично обезуглероженном слое образуется бейнит или мартенсит. Из-за этого частично обезуглероженный слой не полностью виден при

более высоких скоростях охлаждения и может исчезнуть при достаточно высокой скорости охлаждения, и только полностью обезуглероженный поверхностный слой останется видимым. Металлографически определяемая глубина обезуглероживания всегда меньше фактической глубины [1, 2]. При металлографическом анализе необходимо также учитывать ограниченную способность человеческого глаза обнаруживать небольшие различия в содержании феррита и перлита или глобулярного цементита в феррите (сфероидизирующее состояние), что дополнительно уменьшает оценочную толщину обезуглероженного слоя и увеличивает погрешность наблюдения. Более точные значения глубины обезуглероживания определяются путем измерения микротвердости, но они все еще не так точны, как фактические глубины, измеренные с помощью химического анализа [19, 22].

Таким образом, в наших экспериментах показано значительное увеличение содержания углерода более чем в 3 раза при более длительном времени выдержки во время процесса науглероживания (рис. 3).

Наблюдаемое увеличение содержания углерода можно объяснить диффузией углерода, на которую влияют как скорость поглощения, так и продолжительность науглероживания. Этот процесс диффузии облегчает реакцию с железом в низколегированной стали для зубчатых передач, что приводит к образованию новой фазы на основе углерода. Подобная тенденция увеличения содержания углерода в поверхностном слое сталей Fe-C-Mn наблюдается при более длительном времени науглероживания [14–20]. Увеличение толщины указывает на успешную диффузию углерода в поверхностный слой в процессе цементации. По мере того как углерод диффундирует в сталь, он соединяется с железом, образуя новую фазу на основе углерода, что приводит к увеличению толщины слоя. Эта увеличенная толщина желательна, поскольку она предполагает в дальнейшем после закалки повышение механических свойств.

Заключение

Окисление, максимальное видимое обезуглероживание поверхности и полностью обезуглероженный ферритный слой растут с уве-

личением времени нагрева при закалке в печи с атмосферой воздуха в соответствии с параболическим законом. Показано, что с повышением температуры нагрева под закалку глубина обезуглероженного слоя увеличивается экспоненциально. Температура обезуглероживания играет более важную роль в скорости обезуглероживания по сравнению с другими влияющими факторами, поскольку обезуглероживание является термически активируемым процессом и имеет высокую температурную чувствительность.

Установлено, что нагрев под закалку $T = 850...870\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$ в условиях окислительной среды печи приводит к обезуглероживанию поверхностного слоя на глубину 5...10 мкм.

Установлено, что при нагреве под закалку до $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в условиях окислительной среды печи и интервалах выдержки в печи от 1/2 ч до 2 ч при температуре среды T_a формируется ферритный слой толщиной 50...100 мкм.

Список литературы

1. *Лахтин Ю.М.* Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 359 с.
2. *Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.* Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
3. *Choi S., Zwaag S.V.D.* Prediction of decarburized ferrite depth of hypoeutectoid steel with simultaneous oxidation // *ISIJ International*. – 2012. – Vol. 52 (4). – P. 549–558. – DOI: 10.2355/isijinternational.52.549.
4. Surface decarburization behavior and its adverse effects of air-cooled forging steel C70S6 for fracture splitting connecting rod / C.L. Zhang, L.Y. Xie, G.L. Liu, L. Chen, Y.Z. Liu, J. Li // *Metals and Materials International*. – 2016. – Vol. 22 (5). – P. 836–841. – DOI: 10.1007/s12540-016-5657-x.
5. *Carroll R.I., Beynon J.H.* Decarburisation and rolling contact fatigue of a rail steel // *Wear*. – 2006. – Vol. 260 (4–5). – P. 523–537. – DOI: 10.1016/j.wear.2005.03.005.
6. Enhanced bending fatigue resistance of a 50CrMnMoVNb spring steel with decarburized layer by surface spinning strengthening / C.X. Ren, D.Q.Q. Wang, Q. Wang, Y.S. Guo, Z.J. Zhang, C.W. Shao, H.J. Yang, Z.F. Zhang // *International Journal of Fatigue*. – 2019. – Vol. 124. – P. 277–287. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.014.
7. Effects of decarburization on the wear resistance and damage mechanisms of rail steels subject to contact fatigue / X.J. Zhao, J. Guo, H.Y. Wang, Z.F. Wen, Q.Y. Liu,

- G.T. Zhao, W.J. Wang // *Wear*. – 2016. – Vol. 364–365. – P. 130–143. – DOI: 10.1016/j.wear.2016.07.013.
8. Phase transformation behaviors of medium carbon steels produced by twin roll casting and compact strip production processes / S. Li, H. Feng, S. Wang, J. Gao, H. Zhao, H. Wu, S. Xu, Q. Feng, H. Li, X. Liu, G. Wu // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (5). – P. 1980. – DOI: 10.3390/ma16051980.
9. Hot tensile and fracture behavior of 35CrMo steel at elevated temperature and strain rate / Z. Xiao, Y. Huang, H. Liu, S. Wang // *Metals*. – 2016. – Vol. 6 (9). – P. 210. – DOI: 10.3390/met6090210.
10. Protective bauxite-based coatings and their anti-decarburization performance in spring steel at high temperatures / X. Wang, W. Lianqi, X. Zhou, X. Zhang, Y. Shufeng, Y. Chen // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2013. – Vol. 22. – P. 753–758. – DOI: 10.1007/s11665-012-0309-x.
11. Chen Y.R., Zhang F., Liu Y. Decarburization of 60Si2MnA in 20 Pct H₂O-N₂ at 700 °C to 900 °C // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2020. – Vol. 51. – P. 1808–1821.
12. Chen Y.R., Zhang F. New development in decarburization research and its application to spring steels // *High Temperature Corrosion of Mater.* – 2023. – Vol. 100. – P. 109–143. – DOI: 10.1007/s11085-023-10181-3.
13. Gildersleeve M.J. Relationship between decarburisation and fatigue strength of through hardened and carburising steels // *Materials Science and Technology*. – 1991. – Vol. 7 (4). – P. 307–310.
14. ГОСТ Р 54566–2011. Стандартные методы испытаний для оценки глубины обезуглероженного слоя. – М.: Стандартинформ, 2014. – 15 с.
15. Surface decarburization of the hypo-eutectoid carbon steel C45 during annealing in steady air at temperatures $T > A_{C1}$ / M. Zorc, A. Nagode, J. Burja, B. Kossec, B. Zorc // *Metals*. – 2018. – Vol. 8 (6). – P. 425. – DOI: 10.3390/met8060425.
16. Степанкин И.Н., Поздняков Е.П. К вопросу изготовления мелкозернистого штампового инструмента из экономно легированных сталей с диффузионным упрочнением поверхностного слоя // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – 2015. – № 9. – С. 25–32.
17. Çalik A. Effect of cooling rate on hardness and microstructure of AISI 1020, AISI 1040 and AISI 1060 Steels // *International Journal of Physical Sciences*. – 2009. – Vol. 4 (9). – P. 514–518.
18. Examination of minimum quantity lubrication performance in the hard turning of AISI/SAE 1060 high-carbon steel / B. Ramesh, S.R. Vempati, C. Manjunath, A.H. Elsheikh // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2024. – Vol. 34 (13). – P. 136861–13696. – DOI: 10.1007/s11665-024-10070-z.
19. Performance analysis of heat treated AISI 1020 steel samples on the basis of various destructive mechanical testing and microstructural behavior / S. Dewangan, N. Mainwal, M. Khandelwal, P.S. Jadhav // *Australian Journal of Mechanical Engineering*. – 2022. – Vol. 20 (1). – P. 74–87. – DOI: 10.1080/14484846.2019.1664212.
20. Chen R.Y., Yeun W.Y.D. Review of the high-temperature oxidation of iron and carbon steels in air or oxygen // *Oxidation of Metals*. – 2003. – Vol. 59 (5). – P. 433–468. – DOI: 10.1023/A:1023685905159.
21. Voort G.F.V. Understanding and measuring decarburization // *AM&P Technical Articles*. – 2015. – Vol. 173 (2). – P. 22–27.
22. Application of plasma surface quenching to reduce rail side wear / M.V. Konstantinova, A.E. Balanovskiy, V.E. Gozbenko, S.K. Kargapol'tsev, A.I. Karlina, M.G. Shtayger, E.A. Guseva, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012146. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012146.
23. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Y. Skeebe, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // *Metals*. – 2023. – Vol. 13. – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.
24. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off / M.G. Shtayger, A.E. Balanovskiy, S.K. Kargapol'tsev, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina, Yu.I. Karlina A.S., Govorkov, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012190. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.
25. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtayger, A.I. Karlina, S.K. Kargapol'tsev, V.E. Gozbenko, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012138. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.
26. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality / V.Yu. Skeebe, V.V. Ivancivsky, A.V. Kutyshkin, K.A. Parts // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 126 (1). – P. 012016. – DOI: 10.1088/1757-899X/126/1/012016.
27. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage / E.A. Efremenkov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebe, M.V. Grechneva, A.V. Olisov, A.D. Ens // *Applied Sciences*. – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 5. – DOI: 10.3390/app12010005.

28. *Martyushev N.V., Skeebe V.Yu.* The method of quantitative automatic metallographic analysis // *Journal of Physics: Conference Series.* – 2017. – Vol. 803 (1). – P. 012094. – DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.

29. *Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V.* Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery // *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science.* – 2018. – Vol. 194 (2). – P. 022037. – DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

30. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings / E.A. Zverev, V.Y. Skeebe, P.Y. Skeebe, I.V. Khlebova // *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science.* – 2017. – Vol. 87 (8). – P. 082061. – DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.

31. *Скиба В.Ю.* Гибридное технологическое оборудование: повышение эффективности ранних стадий проектирования комплексированных металлообрабатывающих станков // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 62–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83.

32. Исследование процесса автоматического управления сменой полярности тока в условиях гибридной технологии электрохимической обработки коррозионностойких сталей / М.А. Борисов, Д.В. Лобанов, А.С. Яньюшкин, В.Ю. Скиба // *Об-*

работка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 1. – С. 6–15. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15.

33. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions / R.A. Mamadaliev, P.V. Bakhmatov, N.V. Martyushev, V.Y. Skeebe, A.I. Karlina // *Metallurgist.* – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1255–1264. – DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.

34. Plasma-arc surface modification of metals in a liquid medium / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, V.V. Kondrat'ev, V. Van Huy, A.I. Karlina // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012013. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012013.

35. *Karlina A.I., Karlina Y.I., Gladkikh V.A.* Studying the microstructure, phase composition, and wear resistance of alloyed layers after laser surface melting of low-carbon steel 20 // *Metallurgist.* – 2024. – Vol. 68 (5). – P. 757–766. – DOI: 10.1007/s11015-024-01782-7.

36. Study of wear of an alloyed layer with chromium carbide particles after plasma melting / A.I. Karlina, Y.I. Karlina, V.V. Kondratiev, R.V. Kononenko, A.D. Breki // *Crystals.* – 2023. – Vol. 13 (12). – P. 1696. – DOI: 10.3390/cryst13121696.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 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



Investigation of the process of surface decarburization of steel 20 after cementation and heat treatment

Yulia Karlina^{1, a, *}, Vladimir Konyukhov^{2, 3, b}, Tatiana Oparina^{2, c}

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

² Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

³ Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, 162600, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, jul.karlina@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>, konyukhov_vyu@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>, martusina2@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 28 February 2025

Revised: 13 March 2025

Accepted: 14 May 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Carbon
 Ferrite
 Martensite
 Heating
 Cementation
 Tempering
 Temperature
 Cooling
 Equalizing,
 Duration
 Decarbonization
 Hardness

ABSTRACT

Introduction. In industry, the method of carburizing with a solid carburizer is used to saturate the surface layer with carbon. In practice, it is necessary to prevent or reduce surface decarburization of steel as much as possible, either by using a protective atmosphere or by heating under conditions in which the oxidation process of the metal surface layer occurs faster than the decarburization process. During decarburization, a ferrite structure is formed in the surface layer, which, under contact loads, reduces the resistance to crack initiation and increases the probability of fatigue failure of the product as a whole. **The purpose of this work** is to evaluate the effect of heating temperature during carburizing and subsequent hardening, as well as equalizing period, on the depth of the decarburized layer during chemical-thermal treatment of low-carbon steel. **Research methods.** The chemical composition of the steel as delivered was determined. The analyses were performed using an optical emission spectrometer, model LAVFA18B Spectrolab. For the study, unalloyed hypoeutectoid Steel 20 was selected, with an initial ferrite-pearlite microstructure. The samples had a rectangular shape with average dimensions of 50 mm × 10 mm × 10 mm. Carbon saturation was carried out on one side (from the side of the poured carburizer, while the reverse surface of the samples was protected by a layer of clay). The samples were placed in a metal container, filled with carburizer in a 25–30 mm layer, closed with a lid, and sealed. Carbon saturation was carried out at 900 °C for 4–8 hours. After that, the box with samples was taken out of the furnace and cooled in air. Quenching was carried out in a furnace in air (humidity was not measured) at furnace heating temperatures of T = 780 °C, 850 °C, and 950 °C with a equalizing period of 4.6 h in a laboratory electric resistance furnace with a chamber volume of V = 22 dm³. Metallographic examination and microhardness measurements were performed. **Results and discussion.** During the experiments, it was noted that the heating temperature for carburizing and quenching plays an important role in decarburization. At a temperature of 700 °C, the decarburization phenomenon was not observed, indicating that the decarburization reaction did not occur below this temperature. When the temperature exceeds 750 °C, the samples exhibit obvious decarburization, and the ferrite structure is columnar, oriented perpendicular to the decarburized surface. A partial decarburized layer appears in the samples at 850 °C, and the thickness of the full decarburized layer decreases. Above 900 °C, the sample mainly shows a partial decarburized layer because, at this temperature, the steel structure is fully austenitic. Above 1,000 °C, the layer thickness increases rapidly, showing exponential growth. The experiments also demonstrated the effect of heating and equalizing periods on the depth of the decarburized layer. The presented results will be useful in chemical-thermal treatment of products requiring high surface hardness.

For citation: Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Investigation of the process of surface decarburization of steel 20 after cementation and heat treatment. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 122–136. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-122-136. (In Russian).

References

1. Lakhtin Yu.M. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metallurgy and heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 359 p.
2. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical and thermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 256 p.
3. Choi S., Zwaag S.V.D. Prediction of decarburized ferrite depth of hypoeutectoid steel with simultaneous oxidation. *ISIJ International*, 2012, vol. 52 (4), pp. 549–558. DOI: 10.2355/isijinternational.52.549.

* Corresponding author

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

4. Zhang C.L., Xie L.Y., Liu G.L., Chen L., Liu Y.Z., Li J. Surface decarburization behavior and its adverse effects of air-cooled forging steel C70S6 for fracture splitting connecting rod. *Metals and Materials International*, 2016, vol. 22 (5), pp. 836–841. DOI: 10.1007/s12540-016-5657-x.
5. Carroll R.I., Beynon J.H. Decarburisation and rolling contact fatigue of a rail steel. *Wear*, 2006, vol. 260 (4–5), pp. 523–537. DOI: 10.1016/j.wear.2005.03.005.
6. Ren C.X., Wang D.Q.Q., Wang Q., Guo Y.S., Zhang Z.J., Shao C.W., Yang H.J., Zhang Z.F. Enhanced bending fatigue resistance of a 50CrMnMoVNb spring steel with decarburized layer by surface spinning strengthening. *International Journal of Fatigue*, 2019, vol. 124, pp. 277–287. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.014.
7. Zhao X.J., Guo J., Wang H.Y., Wen Z.F., Liu Q.Y., Zhao G.T., Wang W.J. Effects of decarburization on the wear resistance and damage mechanisms of rail steels subject to contact fatigue. *Wear*, 2016, vol. 364–365, pp. 130–143. DOI: 10.1016/j.wear.2016.07.013.
8. Li S., Feng H., Wang S., Gao J., Zhao H., Wu H., Xu S., Feng Q., Li H., Liu X., Wu G. Phase transformation behaviors of medium carbon steels produced by twin roll casting and compact strip production processes. *Materials*, 2023, vol. 16 (5), p. 1980. DOI: 10.3390/ma16051980.
9. Xiao Z., Huang Y., Liu H., Wang S. Hot tensile and fracture behavior of 35CrMo steel at elevated temperature and strain rate. *Metals*, 2016, vol. 6 (9), p. 210. DOI: 10.3390/met6090210.
10. Wang X., Lianqi W., Zhou X., Zhang X., Shufeng Y., Chen Y. Protective bauxite-based coatings and their anti-decarburization performance in spring steel at high temperatures. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22, pp. 753–758. DOI: 10.1007/s11665-012-0309-x.
11. Chen Y.R., Zhang F., Liu Y. Decarburization of 60Si2MnA in 20 Pct H₂O-N₂ at 700 °C to 900 °C. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, vol. 51, pp. 1808–1821.
12. Chen Y.R., Zhang F. New development in decarburization research and its application to spring steels. *High Temperature Corrosion of Mater*, 2023, vol. 100, pp. 109–143. DOI: 10.1007/s11085-023-10181-3.
13. Gildersleeve M.J. Relationship between decarburisation and fatigue strength of through hardened and carburising steels. *Materials Science and Technology*, 1991, vol. 7 (4), pp. 307–310.
14. GOST R 54566–2011. *Standartnye metody ispytaniya dlya otsenki glubiny obezугlerozhennogo sloya* [State Standard R 54566–2011. Steel. Standard test methods for estimating the depth of decarburized layer]. Moscow, Standartinform Publ., 2014. 15 p.
15. Zorc M., Nagode A., Burja J., Kosec B., Zorc B. Surface decarburization of the hypo-eutectoid carbon steel C45 during annealing in steady air at temperatures $T > A_{C1}$. *Metals*, 2018, vol. 8, p. 425. DOI: 10.3390/met8060425.
16. Stepankin I.N., Pozdnyakov E.P. K voprosu izgotovleniya melkorazmernogo shtampovogo instrumenta iz ekonomno legirovannykh stalei s diffuzionnym uprochneniem poverkhnostnogo sloya [To the issue of manufacturing of small-size stamping tools from economically alloyed steels with diffusion hardening of the surface layer]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and Stamping Production. Material Working by Pressure*, 2015, no. 9, pp. 25–32.
17. Çalik A. Effect of cooling rate on hardness and microstructure of AISI 1020, AISI 1040 and AISI 1060 Steels. *International Journal of Physical Sciences*, 2009, vol. 4 (9), pp. 514–518.
18. Ramesh B., Vempati S.R., Manjunath C., Elsheikh A.H. Examination of minimum quantity lubrication performance in the hard turning of AISI/SAE 1060 high-carbon steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, vol. 34 (13), pp. 136861–13696. DOI: 10.1007/s11665-024-10070-z.
19. Dewangan S., Mainwal N., Khandelwal M., Jadhav P.S. Performance analysis of heat treated AISI 1020 steel samples on the basis of various destructive mechanical testing and microstructural behavior. *Australian Journal of Mechanical Engineering*, 2022, vol. 20 (1), pp. 74–87. DOI: 10.1080/14484846.2019.1664212.
20. Chen R.Y., Yeun W.Y.D. Review of the high-temperature oxidation of iron and carbon steels in air or oxygen. *Oxidation of Metals*, 2003, vol. 59 (5), pp. 433–468.
21. Voort G.F.V. Understanding and measuring decarburization. *AM&P Technical Articles*, 2015, vol. 173 (2), pp. 22–27.
22. Konstantinova M.V., Balanovskiy A.E., Gozbenko V.E., Kargapol'tsev S.K., Karlina A.I., Shtayger M.G., Guseva E.A., Kuznetsov B.O. Application of plasma surface quenching to reduce rail side wear. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012146. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012146.
23. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.

24. Shtayger M.G., Balanovskiy A.E., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina A.I., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012190. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.

25. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Karlina A.I., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012138. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.

26. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Kutyshkin A.V., Parts K.A. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 126 (1), p. 012016. DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.

27. Efremkov E.A., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Grechneva M.V., Olisov A.V., Ens A.D. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage. *Applied Sciences*, 2022, vol. 12 (1), p. 5. DOI: 10.3390/app12010005.

28. Martyushev N.V., Skeebe V.Yu. The method of quantitative automatic metallographic analysis. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, vol. 803 (1), p. 012094. DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.

29. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2018, vol. 194 (2), p. 022037. DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

30. Zverev E.A., Skeebe V.Y., Skeebe P.Y., Khlebova I.V. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2017, vol. 87 (8), p. 082061. DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.

31. Skeebe V.Yu. Hybrid process equipment: improving the efficiency of the integrated metalworking machines initial designing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 62–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83. (In Russian).

32. Borisov M.A., Lobanov D.V., Yanyushkin A.S., Skeebe V.Yu. Investigation of the process of automatic control of current polarity reversal in the conditions of hybrid technology of electrochemical processing of corrosion-resistant steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15. (In Russian).

33. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.

34. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Van Huy V., Karlina A.I. Plasma-arc surface modification of metals in a liquid medium. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012013. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012013.

35. Karlina A.I., Karlina Y.I., Gladkikh V.A. Studying the microstructure, phase composition, and wear resistance of alloyed layers after laser surface melting of low-carbon steel 20. *Metallurgist*, 2024, vol. 68 (5), pp. 757–766. DOI: 10.1007/s11015-024-01782-7.

36. Karlina A.I., Karlina Y.I., Kondratiev V.V., Kononenko R.V., Breki A.D. Study of wear of an alloyed layer with chromium carbide particles after plasma melting. *Crystals*, 2023, vol. 13 (12), p. 1696. DOI: 10.3390/cryst13121696.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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>).