

УДК 621.785.533

В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук, проф.
заведующий кафедрой «Материаловедение в машиностроении»¹
E-mail: vm.konstantinov@bntu.by

В.А. ЛЕШОК
ассистент кафедры «Материаловедение в машиностроении»¹
E-mail: leshok.vlad@bntu.by

¹Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 02.02.2026.

ДЕФОРМАЦИОННО-ОКИСЛИТЕЛЬНАЯ АКТИВАЦИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ДЛЯ УСКОРЕНИЯ ГАЗОВОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ

Исследовано влияние деформационно-окислительной активации поверхностного слоя для ускорения процесса газовой нитроцементации. Установлено, что предварительная пластическая деформация стали и окисление поверхности приводят к ускорению газовой нитроцементации. Исследованы зависимости степени интенсификации насыщения от величины деформации и температуры окисления. Определены оптимальные диапазоны деформации и температуры окисления. Оценено преимущественное влияние приемов интенсификации на стадии химико-термической обработки. Обсуждены возможные причины ускорения процесса нитроцементации.

Ключевые слова: пластическая деформация, окисление, активация, сталь, нитроцементация, ускорение, химико-термическая обработка, интенсификация

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2026-2-75-87-96>

Введение. Значительную часть стальных деталей и инструментов в промышленности подвергают химико-термической обработке (ХТО) [1–5]. Например, в автомобилестроении с помощью цементации, нитроцементации, азотирования и других методов ХТО упрочняют до 60–70 % всех изделий [2]. Несмотря на преимущества, существенным недостатком большинства процессов ХТО, особенно реализуемых в порошковых средах, является малая скорость формирования диффузионного слоя (низкая производительность) [1–8]. Это напрямую ведет к повышенному расходу материалов и энергии. В связи с этим актуальной задачей является изучение приемов интенсификации данных процессов [6–14].

Под термином «интенсификация ХТО» в литературе понимают целенаправленное повышение скорости и эффективности формирования диффузионного слоя [7]. Проблема ускорения ХТО была актуальна всегда [6–14]. Более 42 % изобретений в базе авторских свидетельств по ХТО направлены на интенсификацию процесса [12, 15]. Многочисленные исследования позволили выработать определенный методический подход к анализу ускорения ХТО. Много сделано в этом плане науч-

ной школой кафедры БНТУ «Материаловедение в машиностроении» (профессор Л.Г. Ворошнин) [2, 6, 8, 12–17].

Наиболее универсальным приемом интенсификации диффузионного насыщения является повышение температуры процесса. Интересные научно-практические результаты в этом направлении получены в работах [9–11] при отработке методов высокотемпературной цементации. Однако повышенные температуры ХТО могут приводить к целому ряду отрицательных явлений: перегреву, оплавлению поверхности. Поэтому повышением температуры можно пользоваться лишь ограниченно [13]. С учетом этого рассмотрим возможные варианты ускорения процессов диффузионного насыщения в связи с традиционными стадиями процессов ХТО (таблица 1) [12].

Чтобы получить данные о процессе ХТО, необходимо исследовать физико-химические закономерности во всей системе. Это трудная задача, особенно при применении приемов интенсификации. Поэтому для упрощенной задачи прогнозирования результатов ускорения можно воспользоваться общими положениями. Общеизвестно [1–5, 12, 14] описание количества вещества, перенесен-

Таблица 1 — Последовательные стадии процесса ХТО [12]
Table 1 — Consecutive stages of the chemical-thermal treatment process [12]

№ стадии	Описание стадии ХТО	Место реализации стадии
1	Реакции в реакционной среде. Образование компоненты, осуществляющей массоперенос диффундирующего элемента	Реакционное пространство, окружающее изделие
2	Диффузия в реакционной среде. Подвод насыщающего элемента к поверхности металла	
3	Реакции на границе раздела фаз. Адсорбция, хемосорбция активных атомов или молекул легирующего элемента насыщаемой поверхностью. В ряде случаев — удаление продуктов реакций, образующихся на границе раздела фаз в реакционную среду	На границе раздела: «насыщающая среда – обрабатываемая поверхность»
4	Диффузия в металле	В поверхностной зоне металла
5	Реакции в металле (образование твердых растворов, химических соединений)	

ного в системе в единицу времени через единицу поверхности:

$$m_i = \beta(\mu^{\text{cp}} - \mu^{\text{Mc}}), \quad (1)$$

где μ^{cp} , μ^{Mc} — химический потенциал вещества в реакционной среде и в обрабатываемом сплаве соответственно; β — коэффициент массопереноса.

Согласно выражению (1), скорость массопереноса зависит от двух факторов: разности химических потенциалов вещества в реакционной среде и обрабатываемом сплаве; величины коэффициента массопереноса. Остановимся на последнем. При попытке описания полного процесса ХТО сложно определить физический смысл коэффициента β , который меняется в зависимости от стадии ХТО (элементарного процесса). Он может иметь значения константы скорости химической реакции, коэффициента массопередачи в реакционной среде, коэффициента диффузии в твердом теле [1–5, 12]. Дополнительную сложность интерпретации физического смысла этого коэффициента придает то, что самая медленная стадия (лимитирующая) может меняться по ходу протекания процесса. Следовательно, меняется физический смысл коэффициента. Примером является применение известного приема интенсификации — термоциклирование [5, 18].

Согласно авторам [8, 12, 15], диффузия в насыщаемом материале не всегда является самой медленной стадией. При общем рассмотрении считается, что любой элементарный процесс может являться лимитирующим. Таким образом, при применении приемов интенсификации целесообразно учитывать не только самую медленную стадию, но и вероятное развитие других стадий, которые могут стать лимитирующими. Особенно остро этот вопрос стоит при комбинировании нескольких приемов интенсификации.

В статье рассмотрены следующие приемы интенсификации: деформационная и окислительная активации поверхностных слоев. В литературе есть определенные данные о влиянии деформации на ХТО [8, 12, 14, 17, 19–21]. Информации о влиянии

окисления значительно меньше [7, 14, 16]. Представляет научный интерес оценка влияния степени деформации и температуры окисления на последующую нитроцементацию. Оценка преимущественного влияния деформационно-окислительной активации на стадии ХТО применительно к нитроцементации изучена недостаточно и является актуальной задачей. Перспективным с практической точки зрения является оценка возможности комбинирования приемов.

Цель работы — исследование влияния деформационно-окислительной активации поверхностного слоя на ускорение газовой нитроцементации стали, а также оценка преимущественного влияния элементарных активационных воздействий на стадии ХТО.

Материалы и методы исследований. Исследовались образцы из стали 20 (ГОСТ 1050-2013), которые подвергались газовой нитроцементации, объемной пластической деформации и окислению. Также образцы из стали 20 выступали в качестве «приемника» в методе диффузионной пары.

Образцы из стали У8 (ГОСТ 1435-99) выступали в качестве «источника» в методике диффузионной пары, подвергаясь только ионно-плазменному азотированию.

Газовую нитроцементацию проводили в мuffleной печи Nabotherm LHT 02/17 LB (Германия) при температуре 550 °С в течение 4 ч. Состав газовой среды для насыщения, масс. %: аммиак — 50 %, эндогаз — 50 %; расход — 5 л/мин.

Ионно-плазменное азотирование проводили на установке ФТИ 0.361 при температуре 540 °С в течение 4 ч. Напряжение разряда составляло 350 В; плотность тока — 7 мА/см²; давление — 150 Па; мощность разряда — до 80 кВт. Состав среды для насыщения — водород и азот.

Объемную пластическую деформацию проводили на гидравлическом прессе при комнатной температуре. Разогрева образцов в ходе деформирования не наблюдалось. Время выдержки под нагрузкой составляло 5 с. Степень деформации при объемной пластической деформации варьировали

от 0 до 60 % с шагом 10 % и определяли по относительному изменению размеров образцов до и после деформации:

$$\varepsilon = \left(\frac{l_i - l_0}{l_0} \right) \cdot 100\%, \quad (2)$$

где l_i — размер образца после соответствующего варианта деформации; l_0 — начальный размер образца до деформации.

Окисление осуществляли в печной атмосфере Nabertherm LHT 02/17 LB (Германия) и SNOL 7,2/1100 (Литва). Температуру изменяли от 200 до 700 °С с шагом 50 °С. Время выдержки для каждой температуры составляло 45 мин. Равномерность и сплошность оксидной пленки контролировали визуально по цвету и отсутствию видимых дефектов.

За толщину нитроцементованного слоя принимали расстояние от поверхности до точки, на которой микротвердость превышала твердость сердцевины на 50 HV. Степень интенсификации нитроцементации определялась как относительное увеличение толщины диффузионного слоя по сравнению с базовым режимом:

$$\Delta = \left(\frac{h_i - h_0}{h_0} \right) \cdot 100\%, \quad (3)$$

где h_i — толщина слоя после соответствующего варианта ускорения; h_0 — толщина слоя при базовом режиме без ускорения.

Экспериментальные результаты проверялись не менее чем на 3 образцах для каждого варианта ускорения.

Для металлографических исследований применялся оптический микроскоп Leica (Германия). Микроструктура выявлялась с использованием стандартных металлографических реактивов. Для дюрометрических исследований по методу Виккерса применялся микротвердомер ПМТ-3М (Россия) при нагрузке 100 гс на поперечных шлифах от поверхности к сердцевине с построением профилей микротвердости. Значения микротвердости в каждой точке профиля определяли как среднее не менее 5 измерений. Проводилась математическая обработка результатов измерений.

Результаты и обсуждения. Исходная микроструктура образцов из стали 20 перед нитроцементацией представляла собой равновесную, полученную в результате отжига. По итогам традиционной газовой нитроцементации были получены нитроцементованные слои толщиной 107 ± 5 мкм.

Первоначально были проведены исследования влияния степени деформации на толщину нитроцементованного слоя на стали 20 (таблица 2). Остальные параметры деформации оставались неизменными. При всех исследуемых значениях деформации отмечено увеличение толщины по сравнению с образцами без деформации.

Таблица 2 — Влияние степени деформации на толщину нитроцементованного слоя на стали 20
Table 2 — Effect of deformation degree on the thickness of the nitrocarburized layer in 20 steel

Степень деформации, %	Толщина нитроцементованного слоя, мкм
0	107 ± 5
10	128 ± 6
20	158 ± 8
30	163 ± 9
40	160 ± 8
50	158 ± 7
60	156 ± 7

Установлено, что влияние степени деформации на степень интенсификации нитроцементации имеет нелинейный характер (рисунок 1). Оптимальный диапазон составляет 20–30 %, приводящий к степени интенсификации до 52 %.

Сравнение с результатами ранее выполненных исследований свидетельствует об аналогичном характере изучаемого влияния. Ранее была выполнена оценка влияния степени предварительной пластической деформации на ускорение при борировании образцов из стали 08 [14]. Полученные близкие значения интенсификации позволяют говорить об устойчивой закономерности. Известны также результаты ускорения ХТО стальных порошков во вращающемся контейнере [12]. Циклическая поверхностная пластическая деформация увеличивает плотность дислокаций от $6,19036 \cdot 10^8$ до $9,9217 \cdot 10^8$ см⁻². Параллельно с этим происходит уменьшение размеров области когерентного рассеяния, что ускоряет насыщение в 4–5 раз.

Анализируя результаты и мнения ряда авторов [8, 12, 14, 17, 19–23], рассмотрим несколько особенностей, которые могут быть связаны с полученными результатами. Общеизвестно, что пластическая деформация приводит к возникновению большого количества несовершенств кристалли-

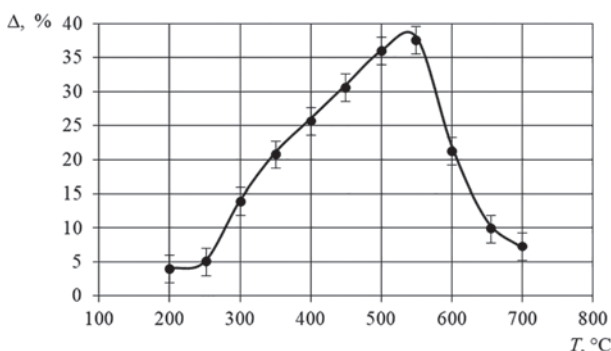


Рисунок 1 — Зависимость степени интенсификации газовой нитроцементации (экспериментальные результаты на стали 20) и порошкового борирования (ранее выполненные исследования на стали 08 в [14]) от степени деформации
Figure 1 — Dependence of the intensification degree of gas nitrocarburizing (experimental results for 20 steel) and pack boriding (previous results for 08 steel reported in [14]) on the deformation degree

ческого строения, которые могут сохраняться при определенных температурах. Считается, что при ХТО насыщающие элементы взаимодействуют с дефектами. Авторы отмечают наличие интенсифицирующего воздействия предварительного пластического деформирования на диффузионные процессы.

Истинные физические причины увеличения массопереноса и механизма фазообразования при ХТО в деформированных сплавах, по-видимому, до сих пор полностью не выяснены. Однако многие авторы сходятся во мнении, что определяющим фактором ускорения является взаимодействие насыщающих атомов с дефектами кристаллического строения (дислокациями, вакансиями), в том числе с границами зерен и полигонов (субзерен). Традиционно описывают этот эффект с помощью дислокационных представлений. Суммируя мнение большинства авторов, можно отметить, что интенсификация может происходить из-за ряда факторов:

- зернограничная диффузия (также и по малоугловым границам);
- восходящая диффузия (из-за действия градиента напряжений);
- перенос атмосфер примесных атомов движущимися дислокациями (дислокационно-динамический механизм);
- рекристаллизационные процессы (из-за нагрева и длительной выдержки деформированного металла);
- вакансионный механизм радиационно-стимулированной диффузии (из-за роста концентрации вакансий при облучении).

Одной из возможных причин экстремального характера зависимости скорости насыщения от степени деформации стали является связь с изменением структуры холоднодеформированного материала, в частности, с качественными изменениями структуры при переходе между разными стадиями пластической деформации. Максимальные значения ускорения насыщения (степень деформации 20–30 %) соответствуют началу 3-й стадии пластической деформации (стадия динамического возврата) [22–26]. Анализ известных данных дает основания полагать, что диапазон степени деформации 20–30 % соответствует началу образования ячеистой субструктуры.

На следующем этапе работы было исследовано влияние температуры окисления на толщину нитроцементованного слоя на стали 20 (таблица 3). При этом остальные параметры окисления оставались неизменными. Из данных таблицы 3 следует, что увеличение температуры окисления приводит к возрастанию толщины слоя, по сравнению с образцами без окисления. Сравнение с результатами ранее выполненных исследований школы профессора Л.Г. Ворошнина [14] свидетельствует об аналогичном характере вли-

Таблица 3 — Влияние температуры окисления на толщину нитроцементованного слоя на стали 20

Table 3 — Effect of oxidation temperature on the thickness of the nitrocarburized layer in 20 steel

Температура окисления, °С	Толщина нитроцементованного слоя, мкм
без окисления	107 ± 5
200	111 ± 6
250	112 ± 6
300	122 ± 7
350	130 ± 7
400	135 ± 7
450	140 ± 9
500	146 ± 8
550	148 ± 8
600	130 ± 6
650	119 ± 5
700	114 ± 5

яния. В работе [14] проводилась оценка влияния предварительного окисления поверхности перед цементацией и борированием микрообъектов. Количество введенного насыщающего вещества в микрообъекты повышалось для цементации на 50 %; для борирования — до 100 %.

Определено, что влияние температуры окисления на степень интенсификации нитроцементации имеет экстремальный характер (рисунок 2). Оптимальный диапазон температур окисления составляет 500–550 °С и приводит к степени интенсификации ХТО до 38 %.

Авторский опыт и анализ известных источников позволяют полагать, что интенсификация связана с качественным изменением процесса адсорбции. Физическая адсорбция заменяется на хемосорбцию. При физической адсорбции насыщающие атомы взаимодействуют с поверхностью насыщения преимущественно за счет действия сил Ван-дер-Ваальса. В свою очередь, при хемосорбции доминирует химический характер взаимодействия с образованием ковалентных связей.

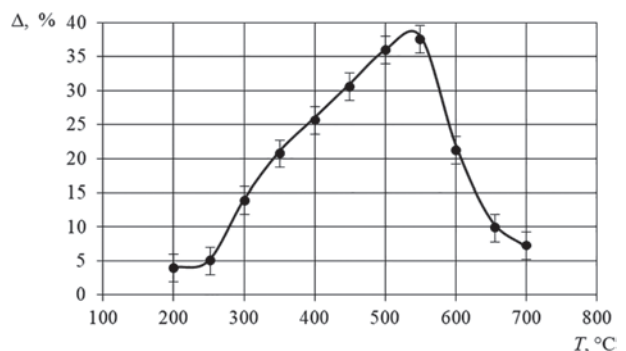


Рисунок 2 — Зависимость степени интенсификации газовой нитроцементации от температуры окисления на стали 20
Figure 2 — Dependence of the gas nitrocarburizing intensification degree on oxidation temperature in 20 steel

В литературе присутствует несколько описаний механизмов интенсификации. В частности, авторы [14, 16] связывают это с физико-химическими особенностями восстановления оксидной пленки. Диффузионное насыщение углеродом, азотом, бором окисленных поверхностей приводит к деструкции оксидной пленки, что влечет за собой образование активированного слоя чистого железа на поверхности. При этом изменяется структура и энергетическое состояние поверхностных слоев изделий, что существенно влияет на кинетику сорбционных процессов. Также присутствует мнение [7], что слой чистого железа на поверхности является катализатором реакции диссоциации компонентов насыщающей атмосферы, тем самым ускоряя этот элементарный процесс.

Установленный характер влияния температуры окисления, по нашему мнению, связан с морфологией и диффузионной проницаемостью (толщиной) формируемой оксидной пленки. Можно предположить, что оптимальный температурный диапазон окисления соответствует наиболее благоприятному сочетанию характеристик оксидной пленки, а именно ее фазового состава, толщины и пористости. Выход за пределы оптимального диапазона ведет к изменению указанных характеристик и, как следствие, к снижению эффективности ускорения процесса. Полученные выводы хорошо согласуются с известными литературными данными [14], свидетельствующими о том, что превышение толщины оксидной пленки при цементации провоцирует интенсивное сажеобразование и снижает толщину диффузионного слоя. Детальное изучение природы обнаруженной зависимости требует дальнейших исследований.

Следующим этапом исследования стала разработка методики оценки преимущественного влияния вышерассмотренных приемов интенсификации на стадию адсорбции в процессе нитроцементации. Для этого применяли методику диффузионной пары, которую формировали из двух образцов: «источника» (сталь У8) и «приемника» (сталь 20), контактные поверхности которых подвергали шлифованию и полированию. Далее, «источники» (сталь У8) подвергались азотированию, а «приемники» делились на три группы и подвергались различным вариантам обработки: без обработки; пластическая деформация; окисление (рисунок 3). После чего «источники» и «приемники» соединяли обработанными поверхностями, формируя диффузионные пары, которые помещали в тигель с балластным наполнителем и герметизировали плавким затвором для защиты от окислительной атмосферы печи. Таким образом был сформирован градиент концентрации азота и углерода в диффузионной паре, направленный в сторону азотированной стали У8. Диффузионный поток углерода и азота будет направлен в сторону стали 20 («приемника») соответствен-

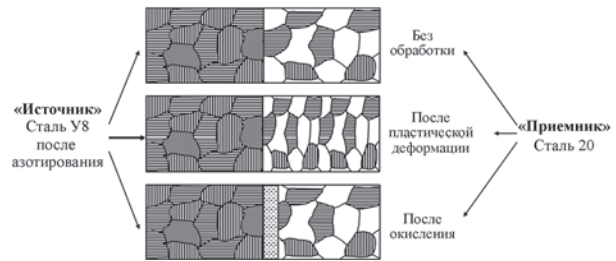


Рисунок 3 — Схемы диффузионных пар
Figure 3 — Schematics of diffusion pairs

но. Затем тигли загружали в печь и выдерживали согласно реальному режиму нитроцементации, после чего их выгружали и образцы диффузионной пары отделяли друг от друга. После этого делали микрошлифы «приемников» и определяли толщины сформировавшихся на них нитроцементованных слоев.

В таблице 4 представлены результаты влияния способа интенсификации на толщину нитроцементованного слоя на стали 20, по сравнению с образцами без интенсификации, в зависимости от присутствия в процессе насыщения стадии адсорбции. Пластическая деформация повышает толщину насыщенного углеродом и азотом слоя в случае присутствия стадии адсорбции на 56 мкм, а при ее отсутствии — на 17 мкм. Окисление повышает толщину слоя в случае присутствия стадии адсорбции на 41 мкм, а при ее отсутствии — на 2 мкм.

Установлено, что пластическая деформация обеспечивает степень интенсификации нитроцементации в случае присутствия стадии адсорбции 52 %, при ее отсутствии — 47 %. Окисление обеспечивает степень интенсификации в случае присутствия стадии адсорбции на 38 %, при ее отсутствии — на 6 % (рисунок 4). Таким образом, присутствие стадии адсорбции существенно увеличивает вклад окисления в интенсификацию

Таблица 4 — Влияние приема (способа) интенсификации на толщину нитроцементованного слоя на стали 20 в зависимости от присутствия стадии адсорбции
Table 4 — Effect of the intensification technique (method) on the thickness of the nitrocarburized layer in 20 steel depending on the presence of the adsorption stage

Прием интенсификации	Толщина нитроцементованного слоя, мкм
Классическая газовая нитроцементация (присутствие стадии адсорбции)	
Без интенсификации	107 ± 5
Пластическая деформация	163 ± 9
Окисление	148 ± 8
Методика диффузионной пары (отсутствие стадии адсорбции)	
Без интенсификации	36 ± 1
Пластическая деформация	53 ± 2
Окисление	38 ± 1

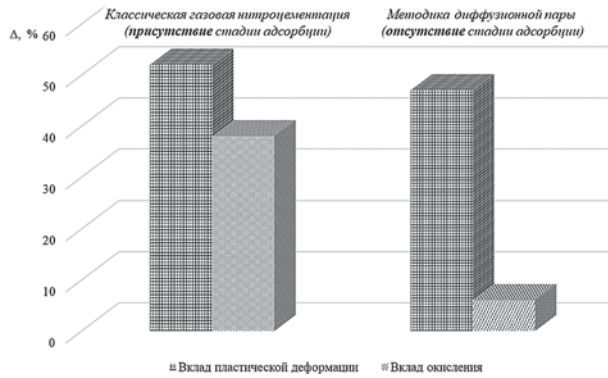


Рисунок 4 — Вклады пластической деформации и окисления в интенсификацию нитроцементации стали 20 в зависимости от наличия стадии адсорбции
Figure 4 — Contributions of plastic deformation and oxidation to the intensification in 20 steel nitrocarburizing depending on the presence of the adsorption stage

ХТО и практически не влияет на вклад пластической деформации в интенсификацию ХТО. Экспериментально установлено, что окисление преимущественно влияет на 3-ю стадию ХТО — адсорбцию насыщающих элементов. Пластическая деформация преимущественно влияет на 4-ю и 5-ю стадии ХТО — диффузию насыщающих элементов и фазообразование.

Заключительным этапом исследования стала оценка возможности и эффективности комбинирования приемов интенсификации. Согласно данным литературы [1–4], самой медленной стадией ХТО при газовой нитроцементации является 4-я стадия — диффузия насыщающих элементов вглубь изделия. Ранее было установлено преимущественное влияние рассматриваемых приемов на разные стадии процесса. В связи с этим было сформулировано предположение, что комбинирование двух ускоряющих приемов будет целенаправленно ускорять самую медленную стадию.

Результаты исследования влияния комбинирования деформационно-окислительного воздействия на толщину нитроцементированного слоя на стали 20 представлены в таблице 5. При раздельном применении каждый прием (окисление, деформация) обеспечивает следующее увеличение

Таблица 5 — Влияние комбинирования приемов интенсификации на толщину нитроцементированного слоя на стали 20

Table 5 — Effect of combining intensification techniques on the thickness of the nitrocarburized layer in 20 steel

Прием интенсификации	Толщина нитроцементированного слоя, мкм
Без интенсификации	107 ± 5
Пластическая деформация	163 ± 9
Окисление	148 ± 8
Пластическая деформация + окисление	Расчетное значение: 204 ± 6. Экспериментальное значение: 233 ± 6

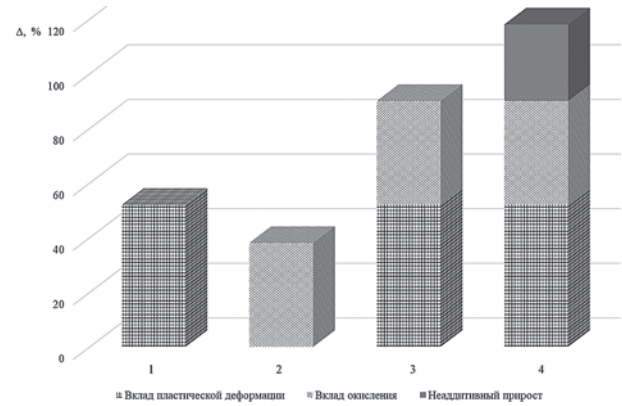


Рисунок 5 — Степень интенсификации нитроцементации стали 20 при приеме интенсификации: 1 — пластическая деформация; 2 — окисление; 3 — пластическая деформация + окисление (расчетное значение); 4 — пластическая деформация + окисление (экспериментальное значение)
Figure 5 — Nitrocarburizing intensification degree in 20 steel with the intensification technique: 1 — plastic deformation; 2 — oxidation; 3 — plastic deformation + oxidation (calculated value); 4 — plastic deformation + oxidation (experimental value)

толщины диффузионного слоя: пластическая деформация — на 56 мкм, окисление — на 41 мкм. Расчетное аддитивное значение их совместного действия составляло бы 97 мкм. Однако эксперимент показал 126 мкм. Таким образом, комбинирование интенсифицирующих приемов дало неаддитивный эффект, обеспечив дополнительный прирост в 29 мкм, по сравнению с ожидаемым расчетным значением.

Анализ степени интенсификации процесса нитроцементации стали 20 при использовании различных приемов представлен на рисунке 5. При раздельном применении приемы обеспечивали следующий прирост: пластическая деформация — 52 %, окисление — 38 %. Расчетная аддитивная сумма при комбинировании составляла бы 90 %. Однако экспериментально зафиксированная степень интенсификации оказалась равна 118 %, что свидетельствует о неаддитивном характере эффекта. Таким образом, неаддитивный прирост от комбинирования приемов составил 28 %.

Описание физико-химических особенностей комбинированного воздействия является трудной задачей. Есть основания полагать, что при смене и перераспределении лимитирующих стадий меняется физический смысл коэффициента массопереноса. Поэтому для теоретического описания комбинированного воздействия и возникновения неаддитивного эффекта воспользуемся допущениями и некоторыми представлениями. Для наглядного представления кинетики процесса ХТО введем физическую аналогию (рисунок 6). Рассмотрим процесс насыщения как движение потока вещества через канал постоянного сечения. Интенсивность этого потока аналогична скорости насыщения.

Стадии ХТО представим в виде узлов сопротивления диффузии, расположенных последо-

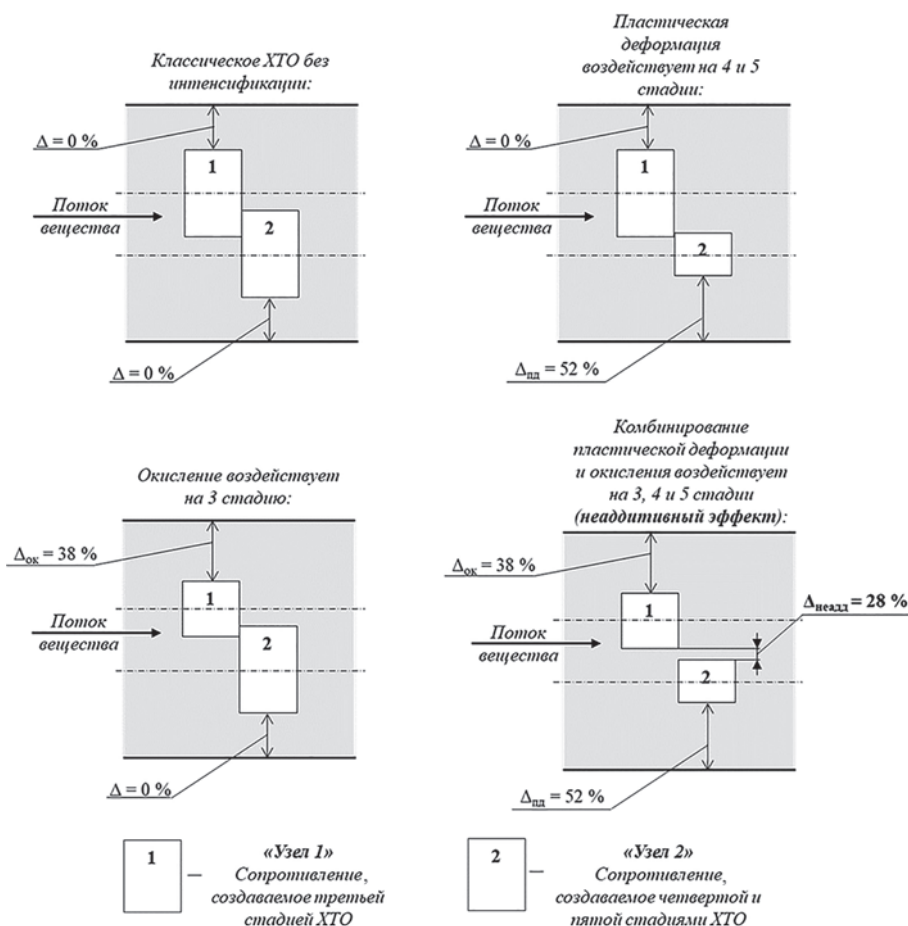


Рисунок 6 — Графическая модель интерпретации влияния приемов интенсификации на стадии процесса ХТО
 Figure 6 — Graphical model for interpreting the effect of intensification techniques on the stages of the chemical-thermal treatment process

вательно в этом канале. Каждый узел, соответствующий определенной стадии, занимает часть сечения, тем самым ограничивая общий поток вещества. Суммарная кинетика процесса определяется не скоростями отдельных стадий, а именно совокупным кинетическим сопротивлением, которое является суммой сопротивлений всех узлов.

В упрощенной модели рассмотрим два основных узла сопротивления. «Узел 1» соответствует сопротивлению стадии адсорбции (3-я стадия ХТО), «Узел 2» — суммарному сопротивлению стадий объемной диффузии и фазообразования (4-я и 5-я стадии ХТО).

Узлы расположены последовательно, что отражает стадийный характер процесса. Важной особенностью модели является частичное взаимное перекрытие узлов по сечению канала (в форме «лесенки»). Графически это отображает известное взаимодействие последовательных стадий в реальном процессе.

На основании экспериментальных данных было установлено преимущественное влияние приемов интенсификации на разные стадии насыщения.

Пластическая деформация, воздействующая главным образом на стадии диффузии и фазообразования, увеличивает скорость процесса на 52 % ($\Delta_{пд} = 52\%$). В модели это изображено уменьше-

нием размера «Узла 2» на 52 %. В это же время размер «Узла 1» не изменяется ($\Delta = 0\%$).

Окисление, преимущественно воздействующее на стадию адсорбции, увеличивает скорость процесса на 38 % ($\Delta_{ок} = 38\%$). В модели это изображено уменьшением размера «Узла 1» на 38 %, в то время как размер «Узла 2» не изменяется ($\Delta = 0\%$).

В обоих случаях уменьшение размера одного из узлов приводит к увеличению свободной площади сечения канала и, соответственно, к росту потока вещества. Однако эффект от каждого приема в отдельности ограничен из-за частичного перекрытия узлов.

При комбинированном воздействии происходят одновременные изменения: «Узел 1» уменьшается на 38 %, «Узел 2» — на 52 %. При совместном уменьшении узлов их центральные области, ранее взаимно перекрывавшиеся, освобождаются. В модели возникает дополнительное свободное сечение (зазор), через которое проходит дополнительный поток вещества. Это дополнительное сечение количественно соответствует наблюдаемому неаддитивному приросту скорости в 28 % ($\Delta_{неадд} = 28\%$).

Графическая модель наглядно иллюстрирует предполагаемую физическую суть явления.

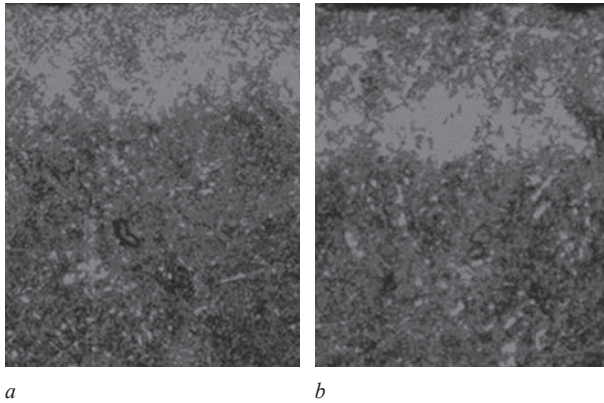


Рисунок 7 — Микроструктуры образцов из стали 20 после газовой нитроцементации (550 °С; 4 ч; среда: 50 % аммиак, 50 % эндогаз), $\times 1000$: *a* — без интенсификации; *b* — интенсификация комбинированием пластической деформации ($\epsilon = 30\%$) и окисления (550 °С; 45 мин; среда: окислительная атмосфера печи)

Figure 7 — Microstructures of 20 steel specimens after gas nitrocarburizing (550 °C; 4 h; atmosphere: 50 % ammonia, 50 % endogas), $\times 1000$: *a* — without intensification; *b* — intensification by combining plastic deformation ($\epsilon = 30\%$) and oxidation (550 °C; 45 min; atmosphere: oxidizing furnace atmosphere)

1. Перенос лимитирующей стадии. Раздельное применение приемов интенсификации приводит к тому, что лимитирующей становится следующая «неускоренная» стадия. Уменьшение одного «узла сопротивления» влияет на вклад другого.

2. Взаимное влияние. Окисление увеличивает концентрацию адсорбированных атомов на поверхности, создает условия для полной реализации потенциала деформированной структуры, которая ускоряет их диффузию вглубь. В свою очередь, пластическая деформация обеспечивает быстрый отвод атомов от поверхности, предотвращает чрезмерное превышение концентрации насыщающих компонентов на поверхности, то есть позволяет адсорбции работать с большей эффективностью.

3. Причина неаддитивности. Неаддитивный эффект возникает благодаря тому, что ускорение одной стадии повышает эффективность ускорения другой. Компенсируются ограничения последовательности стадий.

Комбинированное воздействие, включающее пластическую деформацию и окисление, представляет собой перспективное технологическое решение для интенсификации газовой нитроцементации стали 20 (рисунок 7) и обладает потенциалом для промышленного внедрения.

Выводы. Показано, что пластическая деформация интенсифицирует последующую газовую нитроцементацию. Исследована зависимость степени интенсификации процесса насыщения от величины деформации. Уточнено, что оптимальный диапазон величины деформации составляет 20–30 %, что приводит к интенсификации процесса ХТО до 52 %. Подтверждено, что окисление интенсифицирует последующую газовую нитроцементацию. Исследована зависимость степени интенсифика-

ции от температуры окисления. Установлено, что оптимальный диапазон температуры окисления составляет 500–550 °С, что приводит к интенсификации процесса нитроцементации до 38 %.

Разработана методика диффузионной пары для оценки преимущественного влияния приемов интенсификации на стадии ХТО. Установлено, что предварительное окисление поверхности преимущественно влияет на 3-ю стадию ХТО — адсорбцию насыщающих элементов. Пластическая деформация преимущественно влияет на 4-ю и 5-ю стадии ХТО — диффузию насыщающих элементов и фазообразование.

Предложено для интенсификации процесса газовой нитроцементации проводить комбинирование предварительной пластической деформации с окислением поверхности, что обеспечивает интенсификацию насыщения при ХТО до 118 %. Установлено, что повышение степени интенсификации в этом случае носит неаддитивный характер. Неаддитивный прирост степени интенсификации составляет 28 %. Обсуждены физические аспекты обнаруженных явлений.

Список литературы

1. Минкевич, А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: монография / А.Н. Минкевич; под ред. Ю.М. Лахтина. — 2-е изд., перераб. — М.: Машиностроение, 1965. — 493 с.
2. Ворошнин, Л.Г. Теория и технология химико-термической обработки: учеб. пособие / Л.Г. Ворошнин, О.Л. Менделеева, В.А. Сметкин. — М.: Новое знание; Мн.: Новое знание, 2010. — 304 с.
3. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / Г.В. Борисенко, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин [и др.]; под ред. Л.С. Ляховича. — М.: Металлургия, 1981. — 424 с.
4. Материаловедение: учебник / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин [и др.]; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. — 5-е изд., стер. — М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. — 648 с.
5. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И.Н. Кидин, В.М. Андрюшечкин, В.В. Волков, А.С. Холин. — М.: Металлургия, 1978. — 320 с.
6. Пантелеенко, Ф.И. О классификации способов интенсификации процессов химико-термической обработки металлов и сплавов / Ф.И. Пантелеенко, Л.С. Ляхович, Б.С. Кукарев // Металлургия: респ. межвед. сб. науч. тр. / редкол.: В.С. Пашенко (гл. ред.) [и др.]. — Мн.: Выш. шк., 1980. — Вып. 14. — С. 5–6.
7. Интенсификация процессов химико-термической обработки сталей: монография / Л.Г. Петрова, В.А. Александров, П.Е. Демин, А.С. Сергеева. — М.: МАДИ, 2019. — 160 с.
8. Константинов, В.М. Пути энергосбережения при термической и химико-термической обработке сталей за счет ускорения диффузионных процессов / В.М. Константинов, В.А. Кукареко // Литье и металлургия. — 2023. — № 4. — С. 72–80. — DOI: <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-4-72-80>.
9. Математическое моделирование и механизм укрупнения аустенитного зерна при высокотемпературном нагреве легированных конструкционных сталей / В.А. Кукареко, В.М. Гацуро, А.Н. Григорчик, А.Н. Чичин // Механика машин, механизмов и материалов. — 2019. — № 3(48). — С. 58–68.
10. Влияние режима нагрева сталей 20ХНЗА и 20ХГНМБ на размер аустенитного зерна, формирующегося при высокотемпературной термической обработке / В.А. Кукареко, А.Н. Чичин, А.Л. Валько [и др.] // Актуальные вопросы

- машиноведения: сб. науч. тр. / редкол.: С.Н. Поддубко (гл. ред.) [и др.]. — Мн., 2020. — Вып. 9. — С. 273–275.
11. Кукареко, В.А. Закономерности роста аустенитного зерна в стали 18ХНВА / В.А. Кукареко // *Металловедение и термическая обработка*. — 1981. — № 9. — С. 15–17.
 12. Ворошнин, Л.Г. Актуальные проблемы химико-термической обработки / Л.Г. Ворошнин, В.В. Константинов // *Вестник БНТУ*. — 2002. — № 4. — С. 22–26.
 13. Ворошнин, Л.Г. Новые подходы к созданию и использованию порошковых насыщающих сред для химико-термической обработки / Л.Г. Ворошнин, А.Л. Ворошнин // *Вестні Акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук*. — 1997. — № 3. — С. 13–17.
 14. Константинов, В.М. Диффузионно-легированные сплавы для защитных покрытий: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.01 / Константинов Валерий Михайлович; Полоц. гос. ун-т. — Мн., 2008. — 474 с.
 15. Протасевич, Г.Ф. Изобретательская работа в области химико-термической обработки металлов / Г.Ф. Протасевич, Л.Г. Ворошнин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 1988. — № 5. — С. 26–30.
 16. Константинов, В.М. Активация термодиффузионного насыщения низкоуглеродистой стали методом окисления поверхности / В.М. Константинов, В.А. Лешок // *Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении: науч. тр. VIII Междунар. науч. конф., Москва, 19–20 нояб. 2024 г.* — М., 2024. — С. 117–118.
 17. Константинов, В.М. Анализ влияния предварительной и циклической пластической деформации на химико-термическую обработку конструкционных сталей / В.М. Константинов, В.А. Лешок, О.П. Штемпель // *Механика машин, механизмов и материалов*. — 2024. — № 1(66). — С. 37–42. — DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2024-1-66-37-42>.
 18. Сверхбыстрое перераспределение углерода в цементованных слоях стальных изделий / В.А. Ильинский, А.А. Жуков, Л.В. Костылева, В.А. Локтюшкин // *Металлы*. — 1998. — № 3. — С. 46–50.
 19. Фарбер, В.М. Вклад диффузионных процессов в структурообразование при интенсивной холодной пластической деформации металлов / В.М. Фарбер // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 2002. — № 8. — С. 3–9.
 20. Штремель, М.А. В какую сторону идет диффузия / М.А. Штремель // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 2004. — № 4. — С. 12–13.
 21. Бокштейн, С.З. Диффузия и структура металлов / С.З. Бокштейн; под ред. М.Л. Бернштейна, И.И. Новикова. — М.: *Металлургия*, 1973. — 208 с.
 22. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб; под ред. Б.Я. Любова. — М.: *Мир*, 1972. — 408 с.
 23. Колбасников, Н.Г. Теория обработки металлов давлением. Физические основы прочности и пластичности металлов: учеб. пособие / Н.Г. Колбасников. — СПб.: СПбПУ, 2004. — URL: <http://elibrary.spbstu.ru/dl/local/637.pdf> (дата обращения: 01.02.2026).
 24. Assessment of dislocation density by various techniques in cold rolled 1050 aluminum alloy / J.J. Sidor, P. Chakravarty, J.G. Bátorfi [et al.] // *Metals*. — 2021. — Vol. 11, iss. 10. — DOI: <https://doi.org/10.3390/met11101571>.
 25. Odnobokova, M. Development of nanocrystalline 304L stainless steel by large strain cold working / M. Odnobokova, A. Belyakov, R. Kaibyshev // *Metals*. — 2015. — Vol. 5, iss. 2. — P. 656–668. — DOI: <https://doi.org/10.3390/met5020656>.
 26. Effect of grain size on the yield stress of cold worked iron / Y. Tanaka, S. Takaki, T. Tsuchiyama, R. Uemori // *ISIJ International*. — 2018. — Vol. 58, iss. 10. — P. 1927–1933. — DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-371>.

KONSTANTINOV Valerij M., D. Sc. in Eng., Prof.
Head of the Department “Materials Science in Mechanical Engineering”¹
E-mail: vm.konstantinov@bntu.by

LESHOK Vladislav A.
Assistant Lecturer of the Department “Materials Science in Mechanical Engineering”¹
E-mail: leshok.vlad@bntu.by

¹Belarusian National Technical University, Minsk, Republic of Belarus

Received February 2, 2026.

DEFORMATION-OXIDATION ACTIVATION OF THE SURFACE LAYER OF CARBON STEEL TO ACCELERATE GAS NITROCARBURIZING

The effect of deformation-oxidation activation of the surface layer on the kinetics of gas nitrocarburizing was investigated. It was found that preliminary plastic deformation of steel and surface oxidation lead to the acceleration of the gas nitrocarburizing. The dependences of the intensification degree on deformation level and oxidation temperature were studied. The optimal ranges of the deformation and oxidation temperature were determined. The predominant effect of intensification techniques at the stage of the chemical-thermal treatment was assessed. Reasons for the acceleration of gas nitrocarburizing are discussed.

Keywords: plastic deformation, oxidation, activation, steel, nitrocarburizing, acceleration, chemical-thermal treatment, intensification

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2026-2-75-87-96>

References

1. Minkevich A.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Thermochemical treatment of metals and alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1965. 493 p. (in Russ.).
2. Voroshnin L.G., Mendeleeva O.L., Smetkin V.A. *Teoriya i tekhnologiya khimiko-termicheskoy obrabotki* [Theory and technology of thermochemical treatment]. Moscow, Novoe znanie Publ.; Minsk, Novoe znanie Publ., 2010. 304 p. (in Russ.).
3. Borisenok G.V., et al. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Thermochemical treatment of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 424 p. (in Russ.).
4. Arzamasov B.N., et al. *Materialovedenie* [Materials science]. Moscow, Moskovskiy gosudarstvennyy tekhnicheskiy universitet imeni N. E. Baumana Publ., 2003. 648 p. (in Russ.).
5. Kidin I.N., Andryushechkin V.M., Volkov V.V., Kholin A.S. *Elektrokhimiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Electrochemical and thermal treatment of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 320 p. (in Russ.).
6. Panteleenko F.I., Lyakhovich L.S., Kukharev B.S. O klassifikatsii sposobov intensivatsii protsessov khimiko-termicheskoy obrabotki metallov i splavov [On classification of methods for intensification of thermochemical treatment processes of metals and alloys]. *Metallurgiya*, 1980, iss. 14, pp. 5–6 (in Russ.).
7. Petrova L.G., Aleksandrov V.A., Demin P.E., Sergeeva A.S. *Intensifikatsiya protsessov khimiko-termicheskoy obrabotki staley* [Intensification of thermochemical treatment processes of steels]. Moscow, Moskovskiy avtomobilno-dorozhnyy gosudarstvennyy tekhnicheskiy universitet Publ., 2019. 160 p. (in Russ.).
8. Konstantinov V.M., Kukareko V.A. Puti energosberezheniya pri termicheskoy i khimiko-termicheskoy obrabotke staley za schet uskoreniya diffuzionnykh protsessov [Ways of energy saving during thermal and chemicalthermal treatment of steel due to acceleration of diffusion processes]. *Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 4, pp. 72–80. DOI: <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-4-72-80> (in Russ.).
9. Kukareko V.A., Gacuro V.M., Grigorichik A.N., Chichin A.N. Matematicheskoe modelirovanie i mekhanizm ukрупneniya austenitnogo zerna pri vysokotemperaturnom nagreve legirovannykh konstruksionnykh staley [Mathematical modeling and mechanism of coarsening of austenitic grain at high-temperature heating of alloyed structural steels]. *Mechanics of machines, mechanisms and materials*, 2019, no. 3(48), pp. 58–68 (in Russ.).
10. Kukareko V.A., Chichin A.N., Valko A.L., Rudenko S.P., Tarasevich I.Yu. Vliyanie rezhima nagreva staley 20KhN3A i 20KhGNMB na razmer austenitnogo zerna, formiruyushchegosya pri vysokotemperaturnoy termicheskoy obrabotke [Influence of heating mode of steels 20XH3A (20KhN3A) and 20XГНМБ (20KhGNMB) on the size of austenitic grain formed during high-temperature heat treatment]. *Aktualnye voprosy mashinovedeniya*, 2020, iss. 9, pp. 273–275 (in Russ.).
11. Kukareko V.A. Zakonomernosti rosta austenitnogo zerna v stali 18KhNVA [Regularities of growth of austenitic grain in 18KhNVA steel]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka*, 1981, no. 9, pp. 15–17 (in Russ.).
12. Voroshnin L.G., Konstantinov V.V. Aktualnye problemy khimiko-termicheskoy obrabotki [Topical problems of thermochemical treatment]. *Vestnik BNTU*, 2002, no. 4, pp. 22–26 (in Russ.).
13. Voroshnin L.G., Voroshnin A.L. Novye podkhody k sozdaniyu i ispolzovaniyu poroshkovykh nasyschayushchikh sred dlya khimiko-termicheskoy obrabotki [New approaches to the development and use of powder saturating media for thermochemical treatment]. *Proceedings of the Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 1997, no. 3, pp. 13–17 (in Russ.).
14. Konstantinov V.M. *Diffuzionno-legirovannyye splavy dlya zashchitnykh pokrytiy*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Diffusion-alloyed alloys for protective coatings. D. Sc. Thesis]. Minsk, 2008. 474 p. (in Russ.).
15. Protasevich G.F., Voroshnin L.G. Izobretatelskaya rabota v oblasti khimiko-termicheskoy obrabotki metallov [Inventive activity in the field of thermochemical treatment of metals]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1988, no. 5, pp. 26–30 (in Russ.).
16. Konstantinov V.M., Leshok V.A. Aktivatsiya termodiffuzionnogo nasyschcheniya nizkouglerodistoy stali metodom okisleniya poverkhnosti [Activation of thermodiffusion saturation of low-carbon steel by surface oxidation]. *Nauchnye trudy 8 mezhdunarodnoy nauchnoy konferentsii "Fundamentalnye issledovaniya i innovatsionnye tekhnologii v mashinostroenii"* [Proc. 8th international scientific conference "Fundamental research and innovative technologies in mechanical engineering"]. Moscow, 2024, pp. 117–118 (in Russ.).
17. Konstantinov V.M., Leshok V.A., Shtempel O.P. Analiz vliyaniya prevaritelnoy i tsiklicheskoy plasticheskoy deformatsii na khimiko-termicheskuyu obrabotku konstruksionnykh staley [Analysis of the effect of preliminary and cyclic plastic deformation on the chemical-thermal treatment of structural steels]. *Mechanics of machines, mechanisms and materials*, 2024, no. 1(66), pp. 37–42. DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2024-1-66-37-42> (in Russ.).
18. Ilinskiy V.A., Zhukov A.A., Kostyleva L.V., Loktyushkin V.A. Sverkhbystroe pereraspredelenie ugleroda v tsementovannykh sloyakh stalnykh izdeliy [Ultrafast redistribution of carbon in carburized layers of steel products]. *Metally*, 1998, no. 3, pp. 46–50 (in Russ.).
19. Farber V.M. Vklad diffuzionnykh protsessov v strukturoobrazovanie pri intensivnoy kholodnoy plasticheskoy deformatsii metallov [Contribution of diffusion processes to formation during intense cold plastic deformation of metals]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2002, no. 8, pp. 3–9 (in Russ.).
20. Shtremel M.A. V kakuyu storonu idet diffuziya [To which direction diffusion proceeds]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2004, no. 4, pp. 12–13 (in Russ.).
21. Bokshtein S.Z. *Diffuziya i struktura metallov* [Diffusion and structure of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 208 p. (in Russ.).
22. Honeycombe R.W.K. *The plastic deformation of metals*. Cambridge, Edward Arnold (Publishers) Ltd, 1988.
23. Kolbasnikov N.G. *Teoriya obrabotki metallov davleniem. Fizicheskie osnovy prochnosti i plastichnosti metallov* [Theory of metal forming. Physical fundamentals of strength and plasticity of metals]. Saint Petersburg, 2004. Available at: <http://elib.spb.stu.ru/dl/local/637.pdf> (accessed February 1, 2026) (in Russ.).
24. Sidor J.J., et al. Assessment of dislocation density by various techniques in cold rolled 1050 aluminum alloy. *Metals*, 2021, vol. 11, iss. 10. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11101571>.
25. Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Development of nanocrystalline 304L stainless steel by large strain cold working. *Metals*, 2015, vol. 5, iss. 2, pp. 656–668. DOI: <https://doi.org/10.3390/met5020656>.
26. Tanaka Y., Takaki S., Tsuchiyama T., Uemori R. Effect of grain size on the yield stress of cold worked iron. *ISIJ international*, 2018, vol. 58, iss. 10, pp. 1927–1933. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-371>.