

## Особенности структурно-фазовых превращений и упрочнения при деформации сдвигом под давлением высокоазотистой стали с аустенитно-ферритной структурой металлической матрицы

© 2021

Лучко Сергей Николаевич\*<sup>1</sup>, младший научный сотрудник лаборатории механических свойств  
Макаров Алексей Викторович<sup>2</sup>, член-корреспондент РАН, доктор технических наук,  
заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств  
Волкова Елена Георгиевна<sup>3</sup>, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник  
лаборатории механических свойств

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,  
Екатеринбург (Россия)

\*E-mail: serojaluchko@gmail.com

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4958-3027>

**Аннотация:** Повышенные антикоррозионные, прочностные, трибологические и физические характеристики – особенности сталей с повышенным содержанием азота. Поиск путей упрочнения высокоазотистых сталей является перспективным направлением современного металлостроения. Термические обработки – один из способов упрочнения азотистых сталей за счет дисперсионного твердения нитридными частицами. В работе исследовано влияние кратковременного высокотемпературного старения и больших пластических деформаций, реализуемых методом сдвига под давлением (СД) 8 ГПа на наковальнях Бриджмена (3 оборота наковален со скоростью вращения 0,3 об/мин) при комнатной температуре, на структурно-фазовые превращения и микромеханические свойства высокоазотистой стали 08X22ГА1,24 со смешанной структурой металлической матрицы  $\gamma$  (аустенит) +  $\alpha$  (феррит). Установлено, что старение (0,5 ч) при температуре 650 °С закаленной от 1180 °С стали приводит к формированию смешанной аустенитно-ферритной структуры металлической матрицы в пропорции 50 об. %  $\gamma$  и 50 об. %  $\alpha$  и выделению протяженных вторичных нитридов хрома  $\text{Cr}_2\text{N}$ , образующих совместно с прослойками феррита участки с перлитоподобной структурой. Данные участки обуславливают повышенную микротвердость стали с аустенитно-ферритной структурой матрицы ( $385 \pm 8$  HV 0,025) по сравнению с микротвердостью стали, состаренной при температуре 550 °С (0,5 ч) и имеющей аустенитную структуру матрицы, упрочненной вторичными нитридами  $\text{CrN}$  ( $364 \pm 8$  HV 0,025). Деформация СД состаренной при 650 °С (0,5 ч) стали с исходной  $\gamma + \alpha + \text{Cr}_2\text{N}$  структурой приводит к  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращению и формированию сумбикро- и нанокристаллической структуры. Это вызывает эффективное повышение прочности стали (до  $900 \pm 29$  HV 0,025) и рост сопротивления упругопластическому деформированию по сравнению с состаренным при 550 °С (0,5 ч) состоянием.

**Ключевые слова:** высокоазотистая аустенитная сталь; 08X22ГА1,24; дисперсионное твердение; сдвиг под давлением; растворение нитридов; наноструктурирование; микромеханические свойства.

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6. Электронно-микроскопические исследования и микроиндентирование выполнены в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Авторы выражают глубокую признательность профессору Ц. Рашеву за предоставления материала для исследования, а также к. т. н. А.Л. Осинцевой и к. т. н. А.В. Литвинову за участие в экспериментах.

Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021), Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

**Для цитирования:** Лучко С.Н., Макаров А.В., Волкова Е.Г. Особенности структурно-фазовых превращений и упрочнения при деформации сдвигом под давлением высокоазотистой стали с аустенитно-ферритной структурой металлической матрицы // *Frontier Materials & Technologies*. 2021. № 4. С. 39–47. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-39-47.

### ВВЕДЕНИЕ

Разработка сталей с повышенным содержанием азота представляет собой перспективное направление современного металлостроения. Одной из основных целей является достижение высоких эксплуатационных характеристик для разработки новых высокопроизводительных нержавеющих сталей за счет использования преимуществ азота в части его механических свойств и коррозионной стойкости [1–3]. В качестве легирующего

элемента азот способен повышать механические свойства материалов лучше, чем углерод. Благодаря синергетическому эффекту между хромом и азотом могут быть разработаны новые супераустенитные стали, которые в основном используются в жестких условиях эксплуатации, таких как морское машиностроение и нефтегазовая промышленность. Использование азота позволяет снизить дополнительное легирование аустенитообразующими элементами вследствие высокой растворимости азота в ГЦК-решетке аустенитной

нержавеющей стали [4]. В настоящее время идет поиск альтернативных способов получения высокоазотистых сталей. Появились новые работы по применению аддитивных технологий для производства высокоазотистых сталей [3; 5]. Это позволит дешевле создавать изделия любой формы, чем при традиционных методах производства. Стали системы Fe-Cr-N имеют следующие особенности: повышенная коррозионная стойкость [6; 7], даже после упрочняющей термомеханической обработки [8]; высокие прочностные характеристики за счет твердорастворного легирования азотом [6; 9]; хорошая износостойкость вследствие высокой исходной твердости и последующего деформационного упрочнения поверхности [6; 10; 11].

Для повышения физико-механических свойств высокоазотистых сталей используют различные способы упрочнения: термические обработки, которые приводят к формированию различных типов структур (включая дуплексные структуры металлической матрицы) [12; 13] и вызывают дисперсионное твердение за счет выделения дисперсных нитридов ( $\text{CrN}$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ) [12; 14; 15]; холодную пластическую деформацию методом сдвига под давлением (СД), которая приводит к диспергированию и частичному деформационному растворению нитридов ( $\text{CrN}$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ) [16]; фрикционную обработку поверхности, что создает деформированный слой с повышенной твердостью и увеличенным сопротивлением пластической деформации [17].

Важной задачей является поиск условий наиболее эффективного деформационного упрочнения высокоазотистых сталей. Существуют разнообразные методы поверхностного деформирования и наноструктурирования сталей, такие, например, как обработка шариками с ультразвуковой частотой в вакууме (SMAT) [18] и фрикционная обработка (ФО) скользящими инденторами [19]. При ФО в поверхностном слое металлических материалов возникает напряженное состояние, реализуемое при деформировании в условиях СД [20; 21]. Поэтому деформация методом СД может быть рассмотрена в качестве способа моделирования деформационных процессов, происходящих в поверхностном слое азотистой стали при таком практически значимом методе упрочнения, как ФО.

В работах [16; 21; 22] было показано, что в результате старения при температуре 550 °С из аустенита закаленной от 1180 °С стали 08X22ГА1,24 выделяются дисперсные вторичные нитриды  $\text{CrN}$ , которые активизируют упрочнение при СД вследствие их интенсивного деформационного растворения. Повышение температуры старения до 650 °С с выдержкой 2,5 ч приводит к формированию перлитоподобной структуры, которая состоит из  $\alpha$ (ОЦК)-фазы (феррита) и вытянутых вторичных нитридов  $\text{Cr}_2\text{N}$  [22; 23]. В работе [23] рассмотрены особенности упрочнения и деформационного растворения нитридов различной морфологии при СД высокоазотистой стали с исходными структурами  $\gamma$  (аустенит) +  $\text{Cr}_2\text{N}$  (первичные нитриды) +  $\text{CrN}$  (вторичные нитриды) и  $\alpha$  (феррит) +  $\text{Cr}_2\text{N}$ .

Значительный интерес представляет изучение особенностей упрочнения и развития структурно-фазовых превращений при СД стали с исходной дуплексной (аустенит + феррит) структурой металлической матрицы в сравнении с исходными  $\gamma$  (аустенит) и  $\alpha$  (феррит) со-

стояниями. Это позволит выявить структурное состояние, которое обладает наибольшей способностью к деформационному упрочнению, что может быть использовано при совершенствовании технологий термических и деформационных обработок азотистых сталей. Получение такой дуплексной структуры ( $\gamma+\alpha$ ) можно ожидать при уменьшении продолжительности старения при 650 °С от 2,5 до 0,5 ч, что должно привести к неполному  $\gamma\rightarrow\alpha$  превращению в металлической матрице при охлаждении от температуры старения.

Цель работы – проведение исследований структурно-фазовых превращений и изменений микромеханических свойств под действием СД высокоазотистой стали 08X22ГА1,24 со смешанной структурой металлической матрицы  $\gamma$  (аустенит) +  $\alpha$  (феррит) и нитридами хрома в сравнении с поведением при СД стали со структурами  $\gamma$  + нитриды хрома и  $\alpha$  + нитриды хрома.

## ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследования была выбрана высокоазотистая аустенитная горячедеформированная сталь с химическим составом (масс. %): 1,24 N; 0,08 C; 22,2 Cr; 1,38 Mn; 0,098 Mo; 0,02 V; остальное Fe. Сталь была выплавлена литьем с противодействием азота. Образцы размером 5,5×5,5×61,0 мм подвергали закалке в воду от 1180 °С для получения аустенитной структуры и максимально возможного растворения нитридной фазы.

Образцы после закалки старили (температура 650 °С) для частичного (после выдержки 0,5 ч) и полного (после выдержки 2,5 ч) распада аустенита с целью образования феррита и выделения нитридов  $\text{Cr}_2\text{N}$  с последующим охлаждением до комнатной температуры.

Для деформации СД в наковальнях Бриджмена вырезали заготовки 5,5×5,5×0,7 мм. После механического шлифования и электрополирования образцы толщиной 0,65 мм подвергали сдвигу под давлением 8 ГПа на наковальнях с пуансонами из ВК6 с диаметром рабочей части 6 мм (3 оборота наковален со скоростью вращения 0,3 об/мин) при комнатной температуре.

Рентгеновский дифрактометр SHIMADZU XRD-7000 с  $\text{CrK}_\alpha$ -излучением использовался для определения фазового состава исследуемой стали. Тонкую структуру исследовали на просвечивающем электронном микроскопе JEM 200CX. Микротвердость определяли по методу восстановленного отпечатка на приборе Shimadzu HVM-G21DT при нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н. Микроиндентирование выполняли на измерительной системе NanoTest при максимальной нагрузке на индентор Берковича 0,245 Н.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Приведенные в таблице 1 данные по фазовому составу показывают, что после закалки от 1180 °С и старения при 650 °С в течение 0,5 ч в стали формируется дуплексная аустенитно-ферритная структура матрицы (50 об. %  $\gamma$  и 50 об. %  $\alpha$ ). Старение при меньшей температуре (550 °С, 0,5 ч) обеспечивает сохранение 95 об. % аустенита [16], а более продолжительное (2,5 ч) старение при 650 °С формирует полностью ферритную структуру матрицы [22; 23]. Из таблицы 1 также следует,

что деформация СД стали, состаренной при температуре 650 °С (0,5 ч), приводит к росту количества  $\alpha$ -фазы до 70 об. % вследствие возникновения из аустенита 20 об. %  $\alpha'$ -мартенсита деформации.

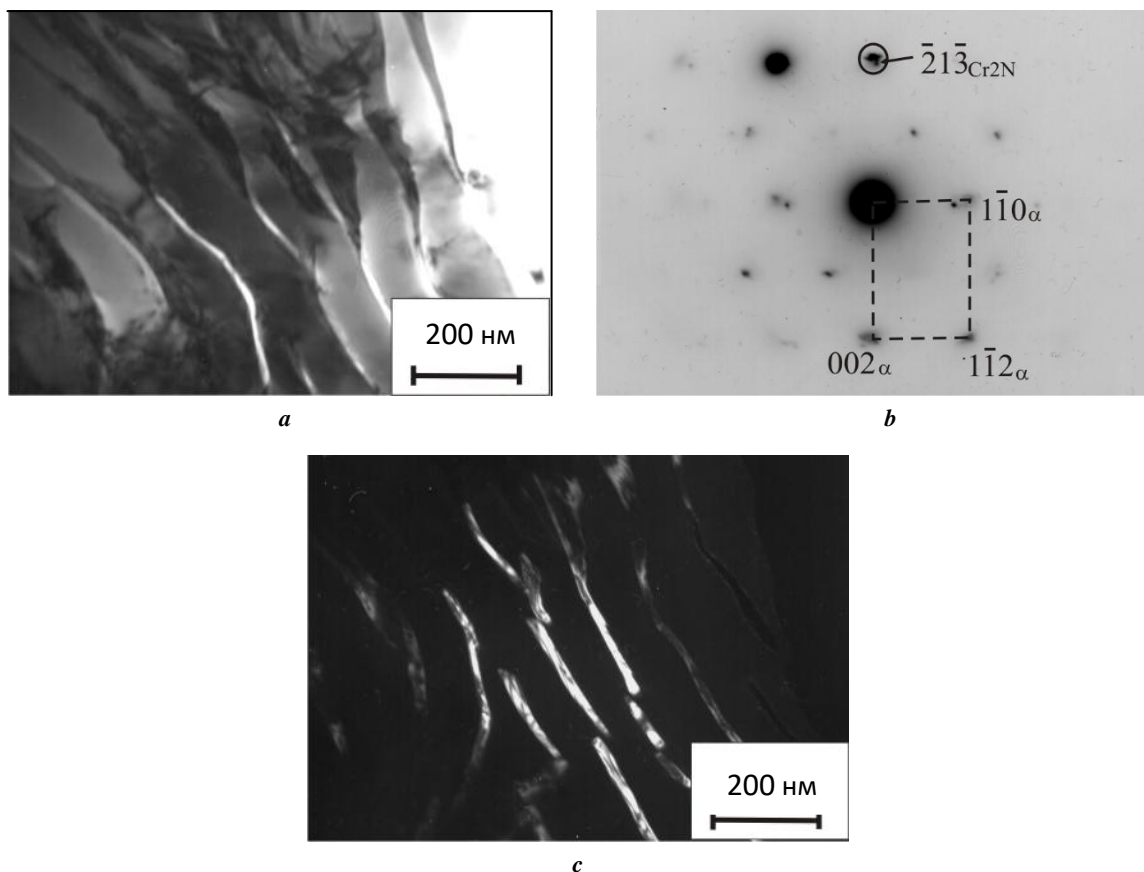
Результаты электронномикроскопического исследования (рис. 1) свидетельствуют о формировании в закаленной стали 08Х22ГА1,24 при кратковременном (0,5 ч) старении (температура 650 °С) перлитоподобной структуры. Она состоит из крупных вытянутых зерен  $\alpha$ -фазы (феррита) и тонких нитридных прослоек. Согласно данным дифракционного анализа (рис. 1 b) нитриды имеют состав  $\text{Cr}_2\text{N}$ .

Темнопольное изображение структуры в нитридном рефлексе (рис. 1 с) позволяет определить, что в результате старения при 650 °С в течение 0,5 ч выделяются значительно более тонкие (толщиной ~20 нм) нитриды  $\text{Cr}_2\text{N}$ , чем в случае более продолжительного (2,5 ч) старения, когда толщина образующихся вытянутых нитридов составляет ~60 нм [22; 23].

На рис. 2 показаны снимки структуры стали 08Х22ГА1,24, состаренной при 650 °С (0,5 ч), после деформации методом СД. В образце формируются неоднородные преимущественно субмикроструктурные

**Таблица 1.** Влияние термической обработки, формирующей двухфазную (аустенит + феррит) структуру металлической матрицы, и деформации СД на фазовый состав металлической матрицы и микротвердость стали 08Х22ГА1,24  
**Table 1.** The influence of thermal treatment forming the two-phase structure (austenite + ferrite) of metal matrix and SP deformation on phase composition of metal matrix and microhardness of 08H22GA1.24 steel

Обработка	$\gamma$ , об. %	$\alpha$ , об. %	HV 0,025
Закалка + 650 °С, 0,5 ч	50	50	385±8
Закалка + 650 °С, 0,5 ч + СД	30	70	900±29

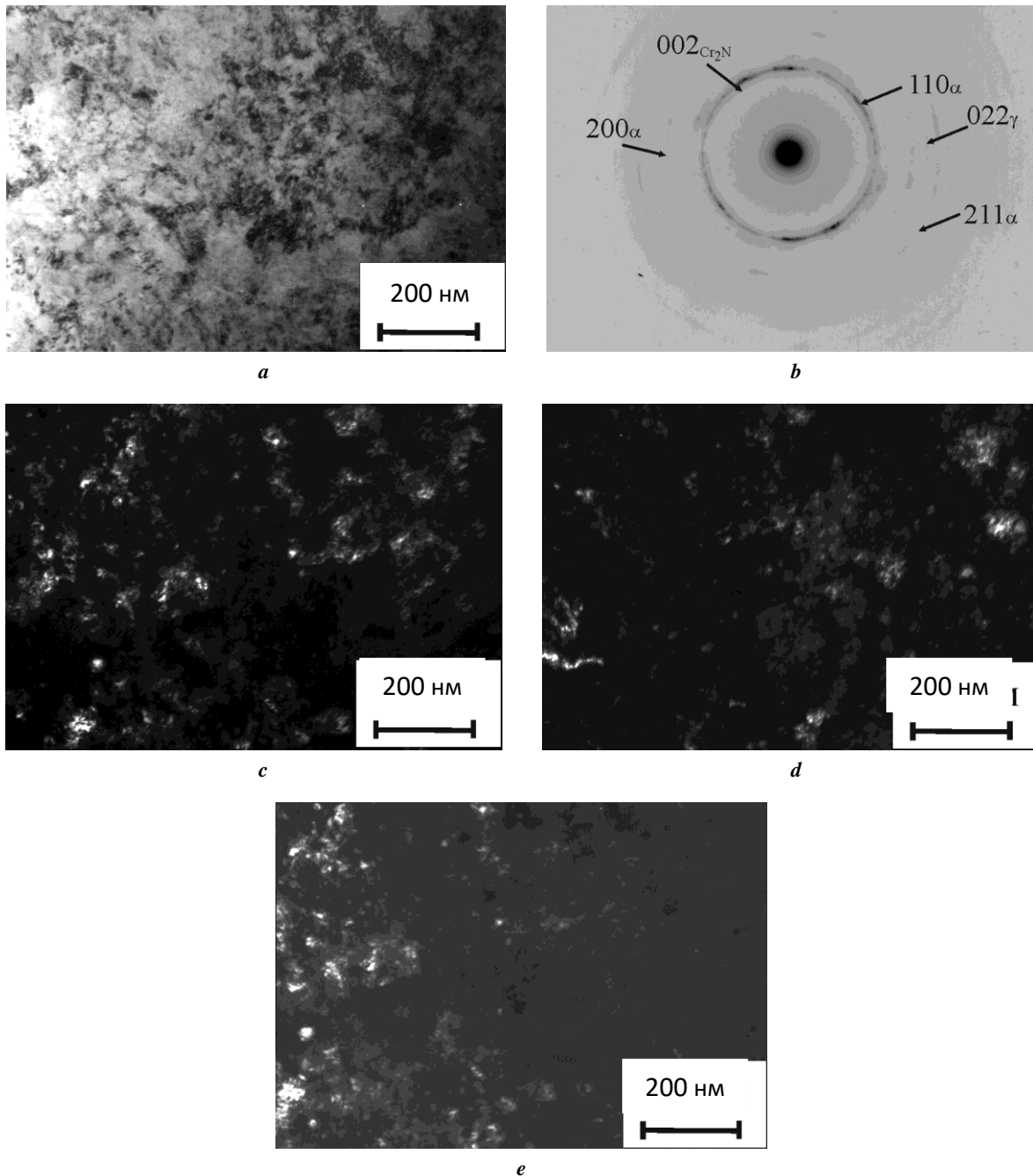


**Рис. 1.** Перлитоподобная структура, формирующаяся в стали 08Х22ГА1,24 в результате закалки от 1180 °С с последующим старением при 650 °С с выдержкой 0,5 ч: **a** – светопольное изображение;

**b** – микродифракция, ось зоны  $[110]_{\alpha}$ ; **c** – темнопольное изображение в рефлексе  $\bar{2}1\bar{3}_{\text{Cr}_2\text{N}}$

**Fig. 1.** The pearlite-like structure being formed in the 08H22GA1.24 steel as the result of quenching at the temperature from 1180 °С with succeeding aging at 650 °С and 0.5 h holding: **a** – bright-field image;

**b** – microdiffraction, zone axis  $[110]_{\alpha}$ ; **c**  $[110]_{\alpha}$  – dark-field image in reflection  $\bar{2}1\bar{3}_{\text{Cr}_2\text{N}}$



**Рис. 2.** Особенности структуры стали 08H22GA1.24, закаленной от 1180 °С, после старения при 650 °С, выдержка 0,5 ч и деформация СД:  
**a** – светлопольное изображение; **b** – картина микродифракции;  
**c** – темнопольное изображение в рефлексе (110)<sub>α</sub>; **d** – темнопольное изображение в рефлексе (022)<sub>γ</sub>;  
**e** – темнопольное изображение преимущественно в рефлексе (002)<sub>Cr2N</sub>  
**Fig. 2.** Specific characteristics of the 08H22GA1.24 steel structure quenched at the temperature from 1180 °С, after aging at 650 °С, 0.5 h soaking, and SP deformation:  
**a** – bright-field image; **b** – microdiffraction image; **c** – dark-field image in reflection (110)<sub>α</sub>;  
**d** – dark-field image in reflection (022)<sub>γ</sub>; **e** – dark-field image mostly in reflection (002)<sub>Cr2N</sub>

и наноструктуры. На рис. 2 а, 2 с присутствуют мелкие (размером несколько нм) кристаллиты и более крупные структурные фрагменты (сумбикронных размеров). Наличие на микродифракции (рис. 2 б) почти сплошного, но неоднородного с утолщениями кольца, принадлежащего рефлексу (110)<sub>α</sub>, а также полей на светлопольном изображении (рис. 2 а) с относительно небольшим контрастом между отдельными участками

указывает на наличие некоторой текстурованности и малоугловых разориентировок у отдельных субзерен α-фазы.

Картина микродифракции (рис. 2 б) наряду с рефлексами от α-фазы содержит слабую линию 022<sub>γ</sub>. На темнопольном снимке (рис. 2 д) видно небольшое количество зерен γ-фазы нано- и субмикронных размеров, а также отдельные дислокационные ячейки.



На темнопольном изображении в нитридном рефлексе (рис. 2 е) наблюдаются дисперсные кристаллиты Cr<sub>2</sub>N и, по-видимому, более крупные зерна α-фазы.

Результаты измерения микромеханических характеристик методом микроиндентирования поверхности образцов стали 08Х22ГА1,24, подвергнутых закалке, высокотемпературному старению (650 °С, 0,5 ч) и деформации СД, представлены в таблице 2. Видно, что деформация СД приводит к полуторакратному уменьшению значений максимальной  $h_{max}$  и остаточной  $h_p$  глубин вдавливания, а также к более чем двукратному увеличению среднего значения твердости вдавливания  $H_{IT}$  (от 4,3 до 10,4 ГПа). Контактный модуль упругости  $E^*$  в результате деформации СД снижается очень незначительно (на 5 %).

В таблице 2 также приведены рассчитанные по данным микроиндентирования характеристики упругого восстановления  $R$  % [24; 25] и отношений  $\frac{H_{IT}}{E^*}$  (удельная контактная твердость) [26] и  $\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$ . Эти характеристики отражают способность материалов деформироваться в упругой области без остаточного формоизменения ( $R$  %,  $\frac{H_{IT}}{E^*}$ ) [24; 25; 27] и сопротивляться деформированию после начала пластического течения ( $\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$ ) [28]. Из данных таблицы 2 следует, что деформация СД приводит к значительному росту рассматриваемых расчетных параметров:  $R$  % и  $\frac{H_{IT}}{E^*}$  – более чем в 2 раза, а  $\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$  – более чем в 10 раз. Это указывает на то, что благодаря деформации СД существенно повышается способность поверхности стали, подвергнутой закалке и кратковременному (0,5 ч) отжигу при 650 °С, сопротивляться упругопластическому деформированию.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Старение при температуре 550 °С (0,5 ч) приводит к выделению в аустенитной матрице равномерно распределенных дисперсных равноосных вторичных нитридов типа CrN с образованием лишь 5 об. % α-фазы [16]. В результате повышения температуры старения до 650 °С происходит дестабилизация γ-фазы из-за выделения из аустенита при нагреве азота и хрома с образованием тонких нитридных прослоек Cr<sub>2</sub>N. В процессе охлаждения от температуры старения формируется перлитоподобная структура. В отличие от старения при 650 °С в течение 2,5 ч, когда развивается практически полное γ→α превращение [22; 23], высокотемпературное старение продолжительностью 0,5 ч приводит к менее интенсивному обеднению аустенита азотом и хромом, стабилизирующим γ-фазу, и, как следствие, к неполному γ→α превращению при охлаждении (таблица 1). Важно отметить, что в структуре стали после всех рассматриваемых режимов старения наряду с выделившимися при нагреве вторичными нитридами (CrN, Cr<sub>2</sub>N) различной морфологии присутствуют также глобулярные первичные нитриды Cr<sub>2</sub>N, не полностью растворившиеся при нагреве под закалку (до 1180 °С) [16].

Деформация СД вызывает сильное диспергирование тонких протяженных вторичных нитридов Cr<sub>2</sub>N (рис. 1 с) и глобулярных первичных нитридов Cr<sub>2</sub>N с их последующим частичным деформационно-индуцированным растворением [16; 22; 23]. О незавершенности процессов трансформации исходных протяженных ферритных зерен (рис. 1 а) и возникающего мартенсита деформации в однородную нанокристаллическую структуру с большеугловыми границами свидетельствует также присутствие на светлопольном и темнопольном изображениях (рис. 2 а, 2 с) дислокационных ячеистых структур.

Измерения микротвердости по методу восстановленного отпечатка показали (таблица 1), что средние значения микротвердости стали после старения при температуре 650 °С с выдержкой 0,5 ч (385 HV 0,025)

**Таблица 2.** Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,25 Н образцов стали 08Х22ГА1,24 после термической обработки, формирующей двухфазную (аустенит + феррит) структуру металлической матрицы, и деформации СД

**Table 2.** The results of microindentation at the maximal load on the indenter equal to 0.25 N of 08H22GA1.24 steel specimens after thermal treatment forming the two-phase (austenite + ferrite) structure of metal matrix and SP deformation

Обработка	$h_{max}$ , мкм	$h_p$ , мкм	$H_{IT}$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	$R$ , %	$\frac{H_{IT}}{E^*}$	$\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$
Закалка + 650 °С, 0,5 ч	1,52	1,43	4,3±0,3	237	5,8	0,0181	0,0014
Закалка + 650 °С, 0,5 ч + СД	1,07	0,92	10,0±0,8	226	13,5	0,0445	0,0199

*Примечание.*

$h_{max}$  – максимальная глубина вдавливания индентора;

$h_p$  – остаточная глубина вдавливания индентора после снятия нагрузки;

$H_{IT}$  – твердость вдавливания при максимальной нагрузке;

$E^*$  – контактный модуль упругости;

$\% R = \frac{h_{max} - h_p}{h_{max}} \cdot 100\%$  – упругое восстановление [23; 24].

близки микротвердости стали, состаренной при 650 °С с выдержкой 2,5 ч (394 HV 0,025) [23], и выше, чем у состаренной при 550 °С стали (364 HV 0,025) [16]. Таким образом, наличие в структуре стали после кратковременного старения при 650 °С ~50 об. % феррита (таблица 1), образующего вместе с тонкими нитридами перлитоподобную структуру (рис. 1), обуславливает более высокую среднюю микротвердость, чем у состаренной при 550 °С (0,5 ч) стали с преимущественно аустенитной (95 об. %  $\gamma$ ) матрицей, в которой равномерно распределены выделившиеся дисперсные нитриды типа CrN [16].

Представленные в таблице 1 результаты свидетельствуют также, что деформация СД приводит к эффективному росту средней микротвердости стали с исходной дулексной ( $\gamma+\alpha$ ) структурой металлической матрицы до 900 HV 0,025, подобно упрочнению при СД стали с исходной аустенитной (888 HV 0,025; закалка + 550 °С, 0,5 ч) [16] и ферритной (930 HV 0,025; закалка + 650 °С, 2,5 ч) [23] структурами матрицы.

Установленный эффективный рост микротвердости (таблица 1) и прочностных характеристик микроиндендирования (таблица 2) стали с исходной  $\gamma+\alpha+\text{Cr}_2\text{N}$  структурой (рис. 1) под действием деформации СД обусловлен сильным диспергированием (вплоть до субмикро- и нанокристаллического состояния) металлической основы стали и нитридов хрома (вторичных протяженных и первичных глобулярных) (рис. 2), а также частичным деформационным растворением нитридной фазы и обогащением твердого раствора азотом.

Сравнительный анализ данных таблицы 2 с результатами [16; 23] показывает, что достигнутые при деформации СД уровни значений  $H_{IT}$ ,  $R\%$   $\frac{H_{IT}}{E^*}$  и  $\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$  (как и значений микротвердости HV 0,025, см. таблицу 1) у стали с исходной дулексной ( $\gamma+\alpha$ ) структурой матрицы и нитридами  $\text{Cr}_2\text{N}$  (после старения при 650 °С, 0,5 ч) находятся между уровнями соответствующих характеристик стали с исходными структурами аустенита с первичными нитридами  $\text{Cr}_2\text{N}$  и вторичными нитридами CrN (старение 550 °С, 0,5 ч) и феррита с первичными и вторичными нитридами  $\text{Cr}_2\text{N}$  (старение 650 °С, 2,5 ч). Максимальные же прочностные свойства установлены после деформации СД стали 08X22ГА1,24 с однофазной ферритной структурой матрицы (закалка + старение 650 °С, 2,5 ч) [23].

## ВЫВОДЫ

1. Кратковременное (0,5 ч) старение при 650 °С закаленной от 1180 °С высокоазотистой аустенитной стали 08X22ГА1,24 приводит к формированию смешанной аустенитно-ферритной структуры металлической матрицы (в пропорции 50 об. %  $\gamma$  и 50 об. %  $\alpha$ ) и выделению протяженных вторичных нитридов хрома  $\text{Cr}_2\text{N}$ , образующих совместно с прослойками феррита участки с перлитоподобной структурой. Наличие указанных участков обуславливает повышенную микротвердость стали со смешанной аустенитно-ферритной структурой матрицы (385±8 HV 0,025) по сравнению с микротвердостью стали, состаренной при температуре 550 °С (0,5 ч) и имеющей аустенитную структуру матрицы,

упрочненной дисперсными вторичными нитридами CrN (364±8 HV 0,025).

2. Деформация СД состаренной при 650 °С (0,5 ч) стали с исходной  $\gamma+\alpha+\text{Cr}_2\text{N}$  структурой приводит к превращению 20 об. % аустенита в  $\alpha'$ -мартенсит деформации и формированию неоднородных диспергированных (вплоть до субмикро- и нанокристаллического состояния) структур феррита, аустенита, мартенсита и не полностью растворившихся нитридов хрома  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Это обуславливает рост микротвердости стали до 900±29 HV 0,025, а также эффективное повышение способности поверхности сопротивляться упругопластическому деформированию.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Rashev T.V., Eliseev A.V., Zhekova L.T., Bogeve P.V. High-nitrogen steel // *Steel in Translation*. 2019. Vol. 49. № 7. P. 433–439. DOI: [10.3103/S0967091219070106](https://doi.org/10.3103/S0967091219070106).
2. Lang Y.-P., Qu H.-P., Chen H.-T., Weng Y.-Q. Research Progress and Development Tendency of Nitrogen-Alloyed Austenitic Stainless Steels // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2015. Vol. 22. № 2. P. 91–98. DOI: [10.1016/S1006-706X\(15\)60015-2](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(15)60015-2).
3. Zhang X.Y., Zhou Q., Wang K.H., Peng Y., Ding J.L., Kong J., Williams S. Study on microstructure and tensile properties of high nitrogen Cr-Mn steel processed by CMT wire and arc additive manufacturing // *Materials & Design*. 2019. Vol. 166. Article number 107611. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.107611](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107611).
4. Berns H., Gavriljuk V., Riedner S. High interstitial stainless austenitic steels. Berlin: Springer-Verlag, 2013. 170 p. DOI: [10.1007/978-3-642-33701-7](https://doi.org/10.1007/978-3-642-33701-7).
5. Astafurov S., Astafurova E., Reunova K., Melnikov E., Panchenko M., Moskvina V., Maier G., Rubtsov V., Kolubaev E. Electron-beam additive manufacturing of high-nitrogen steel: Microstructure and tensile properties // *Materials science and engineering A-structural materials properties microstructure and processing*. 2021. Vol. 826. Article number 141951. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141951](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141951).
6. Hänninen H., Romu J., Ilola R., Tervo J., Laitinen A. Effects of processing and manufacturing of high nitrogen-containing stainless steels on their mechanical, corrosion and wear properties // *Journal of Materials Processing Technology*. 2001. Vol. 117. № 3. P. 424–430. DOI: [10.1016/S0924-0136\(01\)00804-4](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00804-4).
7. Банных О.А. Экономичные нержавеющие азотистые стали как перспективный заменитель легких сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 7. С. 9–13.
8. Мушников С.Ю., Костин С.К., Сагарадзе В.В., Катаева Н.В. Структура, свойства и сопротивление коррозионному растрескиванию азотсодержащей аустенитной стали, упрочненной термомеханической обработкой // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 11. С. 1223–1235. DOI: [10.7868/S0015323017110092](https://doi.org/10.7868/S0015323017110092).
9. Speidel M.O. High Nitrogen Steel 88 // *The Institute of Metals*. London: Brookfield, 1989. P. 92–96.
10. Speidel M.O., Speidel H.J. Commercial low-nickel and high nitrogen steels // *High Nitrogen Steels*. Moscow: MISIS, 2009. P. 121–123.

11. Zhao H., Ren Y., Dong J., Yang K. The microstructure and tribological behavior of a pre-cold-deformed 0.90% nitrogen containing stainless steel // *Materialwissenschaft und werkstofftechnik*. 2018. Vol. 49. № 12. P. 1439–1448. DOI: [10.1002/mawe.201700142](https://doi.org/10.1002/mawe.201700142).
12. Bannykh I.O., Sevost'yanov M.A., Prutskov M.E. Effect of heat treatment on the mechanical properties and the structure of a high-nitrogen austenitic 02Kh20AG10N4MFB steel // *Russian Metallurgy*. 2016. № 7. P. 613–618. DOI: [10.1134/S0036029516070065](https://doi.org/10.1134/S0036029516070065).
13. Unstinovshikov Y., Ruts A., Bannykh O., Blinov V. The microstructure of Fe-18%Cr alloys with high N contents // *Acta Materialia*. 1996. Vol. 44. № 3. P. 1119–1125. DOI: [10.1016/1359-6454\(95\)00232-4](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00232-4).
14. Тумбусова И.А., Майер Г.Г., Панченко М.Ю., Москвина В.А., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г. Влияние старения на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость высокоазотистой аустенитной стали // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2020. № 2. С. 74–81. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-74-81](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-74-81).
15. Михно А.С., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Москвина В.А., Мельников Е.В. Астафуров С.В., Астафурова Е.Г. Влияние механизма дисперсионного твердения на закономерности пластической деформации и разрушения ванадийсодержащей высокоазотистой аустенитной стали // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2020. № 2. С. 42–50. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-42-50](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-42-50).
16. Макаров А.В., Лучко С.Н., Шабашов В.А., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л., Заматовский А.Е., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В. Структурно-фазовые превращения и микромеханические свойства высокоазотистой аустенитной стали, деформированной сдвигом под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 1. С. 55–68.
17. Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Миронов Ю.П. Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428.
18. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment // *Materials science and engineering A-structural materials properties microstructure and processing*. 2004. Vol. 375. № SI. P. 38–45. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.261](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.261).
19. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей // *Физика металлов и металловедение*. 2019. Т. 120. № 3. С. 327–336. DOI: [10.1134/S0015323018120124](https://doi.org/10.1134/S0015323018120124).
20. Korshunov L.G., Shabashov V.A., Chernenko N.L., Pilyugin V.P. Influence of the stressed state of the zone of friction contact on the formation of the structure of a surface layer and tribological properties of steels and alloys // *Physics of Metals and Metallography*. 2008. Vol. 105. № 1. P. 64–78. DOI: [10.1134/S0031918X08010079](https://doi.org/10.1134/S0031918X08010079).
21. Шабашов В.А., Сагарадзе В.В., Макаров А.В. Модифицирование структуры высокоазотистых и высокоуглеродистых аустенитных сталей с использованием мегадеформации // *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. № 11. С. 1147–1152. DOI: [10.1134/S0015323018110189](https://doi.org/10.1134/S0015323018110189).
22. Шабашов В.А., Макаров А.В., Козлов К.А., Сагарадзе В.В., Заматовский А.Е., Волкова Е.Г., Лучко С.Н. Деформационно-индуцированное растворение и выделение нитридов в аустените и феррите высокоазотистой нержавеющей стали // *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. № 2. С. 193–204.
23. Макаров А.В., Лучко С.Н., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л., Литвинов А.В. Структура, фазовый состав и микромеханические характеристики высокоазотистой аустенитной стали после высокотемпературного старения и деформации сдвигом под давлением // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2017. № 4. С. 59–66. DOI: [10.18323/2073-5073-2017-4-59-66](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2017-4-59-66).
24. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // *Surface and Coatings Technology*. 1993. Vol. 61. № 1-3. P. 201–208. DOI: [10.1016/0257-8972\(93\)90226-E](https://doi.org/10.1016/0257-8972(93)90226-E).
25. Petrzlik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // *Crystallography Reports*. 2007. Vol. 52. № 6. P. 966–974. DOI: [10.1134/S1063774507060065](https://doi.org/10.1134/S1063774507060065).
26. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования // *Металловедение*. 2008. № 8. С. 15–21.
27. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. 1998. Vol. 73. № 5. P. 614–616. DOI: [10.1063/1.121873](https://doi.org/10.1063/1.121873).
28. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2003. Vol. 174. P. 725–731. DOI: [10.1016/S0257-8972\(03\)00576-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00576-0).

## REFERENCES

1. Rashev T.V., Eliseev A.V., Zhekova L.T., Bogeov P.V. High-nitrogen steel. *Steel in Translation*, 2019, vol. 49, no. 7, pp. 433–439. DOI: [10.3103/S0967091219070106](https://doi.org/10.3103/S0967091219070106).
2. Lang Y.-P., Qu H.-P., Chen H.-T., Weng Y.-Q. Research Progress and Development Tendency of Nitrogen-Alloyed Austenitic Stainless Steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2015, vol. 22, no. 2, pp. 91–98. DOI: [10.1016/S1006-706X\(15\)60015-2](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(15)60015-2).
3. Zhang X.Y., Zhou Q., Wang K.H., Peng Y., Ding J.L., Kong J., Williams S. Study on microstructure and tensile properties of high nitrogen Cr-Mn steel processed by CMT wire and arc additive manufacturing. *Materials & Design*, 2019, vol. 166, article number 107611. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.107611](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107611).
4. Berns H., Gavriljuk V., Riedner S. *High interstitial stainless austenitic steels*. Berlin, Springer-Verlag Publ., 2013. 170 p. DOI: [10.1007/978-3-642-33701-7](https://doi.org/10.1007/978-3-642-33701-7).
5. Astafurov S., Astafurova E., Reunova K., Melnikov E., Panchenko M., Moskvina V., Maier G., Rubtsov V.,

- Kolubaev E. Electron-beam additive manufacturing of high-nitrogen steel: Microstructure and tensile properties. *Materials science and engineering A-structural materials properties microstructure and processing*, 2021, vol. 826, article number 141951. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141951](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141951).
6. Hänninen H., Romu J., Ilola R., Tervo J., Laitinen A. Effects of processing and manufacturing of high nitrogen-containing stainless steels on their mechanical, corrosion and wear properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, vol. 117, no. 3, pp. 424–430. DOI: [10.1016/S0924-0136\(01\)00804-4](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00804-4).
7. Bannykh O.A. Economical stainless nitrogen steels: promising substitutes of light alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2005, no. 7, pp. 9–13.
8. Mushnikova S.Y., Kostin S.K., Sagaradze V.V., Kataeva N.V. Structure, properties, and resistance to stress-corrosion cracking of a nitrogen-containing austenitic steel strengthened by thermomechanical treatment. *The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 11, pp. 1155–1166. DOI: [10.7868/S0015323017110092](https://doi.org/10.7868/S0015323017110092).
9. Speidel M.O. High Nitrogen Steel 88. *The Institute of Metals*. London, Brookfield Publ., 1989, pp. 92–96.
10. Speidel M.O., Speidel H.J. Commercial low-nickel and high nitrogen steels. *High Nitrogen Steels*. Moscow, MISIS Publ., 2009, pp. 121–123.
11. Zhao H., Ren Y., Dong J., Yang K. The microstructure and tribological behavior of a pre-cold-deformed 0.90% nitrogen containing stainless steel. *Materialwissenschaft und werkstofftechnik*, 2018, vol. 49, no. 12, pp. 1439–1448. DOI: [10.1002/mawe.201700142](https://doi.org/10.1002/mawe.201700142).
12. Bannykh I.O., Sevost'yanov M.A., Prutskov M.E. Effect of heat treatment on the mechanical properties and the structure of a high-nitrogen austenitic 02Kh20AG10N4MFB steel. *Russian Metallurgy*, 2016, no. 7, pp. 613–618. DOI: [10.1134/S0036029516070065](https://doi.org/10.1134/S0036029516070065).
13. Unstinovshikov Y., Ruts A., Bannykh O., Blinov V. The microstructure of Fe-18%Cr alloys with high N contents. *Acta Materialia*, 1996, vol. 44, no. 3, pp. 1119–1125. DOI: [10.1016/1359-6454\(95\)00232-4](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00232-4).
14. Tumbusova I.A., Mayer G.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Astafurova E.G. The influence of age hardening on microstructure, phase composition, and microhardness of high-nitrogen austenitic steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 74–81. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-74-81](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-74-81).
15. Mikhno A.S., Panchenko M.Yu., Mayer G.G., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Astafurova E.G. Effect of the precipitation hardening on regularities of plastic deformation and fracture mode of v-alloyed high nitrogen austenitic steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 42–50. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-42-50](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-42-50).
16. Makarov A.V., Luchko S.N., Shabashov V.A., Volkova E.G., Zamatovskii A.E., Litvinov A.V., Sagaradze V.V., Osintseva A.L. Structural and phase transformations and micromechanical properties of the high-nitrogen austenitic steel deformed by shear under pressure. *The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 1, pp. 52–64.
17. Narkevich N.A., Mironov Y.P., Shulepov I.A. Structure, mechanical, and tribotechnical properties of an austenitic nitrogen steel after frictional treatment. *The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 4, pp. 399–406.
18. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment. *Materials science and engineering A-structural materials properties microstructure and processing*, 2004, vol. 375, no. SI, pp. 38–45. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.261](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.261).
19. Makarov A.V., Korshunov L.G. Metallophysical foundations of nanostructuring frictional treatment of steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2019, vol. 120, no. 3, pp. 303–311. DOI: [10.1134/S0015323018120124](https://doi.org/10.1134/S0015323018120124).
20. Korshunov L.G., Shabashov V.A., Chernenko N.L., Pilyugin V.P. Influence of the stressed state of the zone of friction contact on the formation of the structure of a surface layer and tribological properties of steels and alloys. *Physics of Metals and Metallography*, 2008, vol. 105, no. 1, pp. 64–78. DOI: [10.1134/S0031918X08010079](https://doi.org/10.1134/S0031918X08010079).
21. Shabashov V.A., Sagaradze V.V., Makarov A.V. Structure modification of high-nitrogen and high-carbon austenitic steels by megadeformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 11, pp. 1087–1092. DOI: [10.1134/S0015323018110189](https://doi.org/10.1134/S0015323018110189).
22. Shabashov V.A., Makarov A.V., Kozlov K.A., Sagaradze V.V., Zamatovskii A.E., Volkova E.G., Luchko S.N. Deformation-induced dissolution and precipitation of nitrides in austenite and ferrite of a high-nitrogen stainless steel. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 2, pp. 180–190.
23. Makarov A.V., Luchko S.N., Volkova E.G., Osintseva A.L., Litvinov A.V. The structure, phase composition and micromechanical characteristics of high-nitrogen austenitic steel after high-temperature ageing and deformation by shear under pressure. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2017, no. 4, pp. 59–66. DOI: [10.18323/2073-5073-2017-4-59-66](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2017-4-59-66).
24. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique. *Surface and Coatings Technology*, 1993, vol. 61, no. 1-3, pp. 201–208. DOI: [10.1016/0257-8972\(93\)90226-E](https://doi.org/10.1016/0257-8972(93)90226-E).
25. Petrzhhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallography Reports*, 2007, vol. 52, no. 6, pp. 966–974. DOI: [10.1134/S1063774507060065](https://doi.org/10.1134/S1063774507060065).
26. Firstov S.A., Gorban V.F., Pechkovskiy E.P. Measurement of ultimate values of hardness, elastic strain and stress of materials by an automatic indentation method. *Materialovedenie*, 2008, no. 8, pp. 15–21.
27. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, vol. 73, no. 5, pp. 614–616. DOI: [10.1063/1.121873](https://doi.org/10.1063/1.121873).
28. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 174, pp. 725–731. DOI: [10.1016/S0257-8972\(03\)00576-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00576-0).



## Specific features of structural-phase transformations and hardening during shear deformation under pressure of high-nitrogen steel with austenitic-ferritic structure of metal matrix

© 2021

*Sergey N. Luchko*<sup>1</sup>, junior researcher of Laboratory of Mechanical Properties

*Aleksey V. Makarov*<sup>2</sup>, Corresponding member of RAS, Doctor of Sciences (Engineering),

Head of Department of Material Science and Laboratory of Mechanical Properties

*Elena G. Volkova*<sup>3</sup>, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of Laboratory of Mechanical Properties

*M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)*

\*E-mail: serojaluchko@gmail.com

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4958-3027>

**Abstract:** The increased anticorrosive, strength, tribological, and physical characteristics are the specific features of steels with high nitrogen content. Searching for the ways to strengthen high-nitrogen steels is a promising area of contemporary metal science. Heat treatment is one of the methods of hardening nitrogen steels as a result of precipitation hardening with nitride particles. The authors studied the influence of short-term high-temperature aging and large plastic deformations implemented by shear under the pressure of 8 GPa (SP method) on Bridgman anvils (three revolutions of anvils with the rotation velocity of 0.3 rev/min) at room temperature on the structural-phase transformations and micromechanical properties of the 08H22GA1.24 high-nitrogen steel with the mixed  $\gamma$  (austenite) +  $\alpha$  (ferrite) metal matrix structure. The study identified that aging (0.5 h) at the temperature of 650 °C of steel quenched at the temperature from 1180 °C causes the formation of the mixed austenitic-ferritic structure of metal matrix in the ratio of 50 vol. % of  $\gamma$  and 50 vol. % of  $\alpha$  and the release of extended secondary Cr<sub>2</sub>N chromium nitrides, together with ferrite interlayers forming the areas with the pearlite-like structure. These areas cause the increased microhardness of steel with the austenitic-ferritic matrix structure (385±8 HV 0.025) compared to one of steel aged at the temperature of 550 °C (0.5 h) and having an austenitic matrix structure strengthened with secondary CrN nitrides (364±8 HV 0.025). The SP deformation of steel aged at the temperature of 650 °C (0.5 h) with the initial  $\gamma+\alpha+\text{Cr}_2\text{N}$  structure leads to  $\gamma\rightarrow\alpha'$  transformation and the formation of submicro- and nanocrystalline structures. It causes the effective strength improvement of steel (up to 900±29 HV 0.025) and the growth of resistance to elastoplastic deformation compared to aged at the temperature of 550 °C (0.5 h) condition.

**Keywords:** high-nitrogen austenitic steel; 08H22GA1.24; precipitation hardening; shear under pressure; dissolution of nitrides; nanostructuring; micromechanical properties.

**Acknowledgments:** The work was carried out within the government assignment to the Institute of Metal Physics of the UB of RAS on the topic No. AAAA-A18-118020190116-6. The electron microscope study and microindentation were performed on the equipment of the Collaborative Access Center “Testing Center of Nanotechnology and Advanced Materials” of the IMP UB RAS.

The authors express deep gratitude to Professor Ts. Rashev for the provision with the material for the research, and A.L. Osintseva, PhD (Engineering) and A.V. Litvinov, PhD (Engineering) for participation in experiments.

The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021), Togliatti, September 13–17, 2021.

**For citation:** Luchko S.N., Makarov A.V., Volkova E.G. Specific features of structural-phase transformations and hardening during shear deformation under pressure of high-nitrogen steel with austenitic-ferritic structure of metal matrix. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 39–47. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-39-47.