

**СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ
И ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ**

© 2017

А.В. Макаров, доктор технических наук,
заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

С.Н. Лучко, аспирант
Е.Г. Волкова, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)
А.Л. Осинцева, кандидат технических наук, старший научный сотрудник
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)
А.В. Литвинов, кандидат технических наук, старший научный сотрудник
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

Ключевые слова: высокоазотистая аустенитная сталь; сдвиг под давлением; наноструктурирование; растворение нитридов; микромеханические свойства.

Аннотация: Разработка высокоазотистых экономнолегированных сталей является одним из перспективных направлений в создании высокопрочных, износо- и коррозионностойких материалов. В настоящей работе исследовано влияние больших пластических деформаций, реализуемых методом сдвига под давлением (СД) при комнатной температуре, на эволюцию структуры (методами электронной просвечивающей микроскопии и рентгеноструктурного анализа) и возможности упрочнения высокоазотистой (1,24 масс. % N) аустенитной стали 08X22ГА1,24 с исходной α -ОЦК структурой металлической матрицы. Сталь была получена методом литья с противодействием азота и подвергнута закалке от 1180 °С с последующим высокотемпературным старением при 650 °С продолжительностью 2,5 ч, формирующим ферритную (α -ОЦК) структуру с тонкими протяженными вторичными нитридами хрома Cr₂N. Деформация СД состаренной при 650 °С стали с исходной феррито-нитридной структурой приводит к частичному растворению нитридов хрома и формированию наиболее однородной и диспергированной нано- и субмикроструктурной структуры α -фазы по сравнению со структурами $\gamma+(15-20 \text{ об. } \%)\alpha$, сформированными методом СД в состаренной при 550 °С и в закаленной стали с исходной аустенитной структурой матрицы. Измерениями микротвердости по методу восстановленного отпечатка установлено, что деформация СД состаренной при 650 °С стали с перлитоподобной феррито-нитридной структурой приводит к более эффективному упрочнению (до 930 HV_{0,025}), чем у стали с исходной аустенитно-нитридной структурой после закалки, закалки и старения при 550 °С (рост твердости при СД соответственно до 830 и 890 HV_{0,025}). По данным микроиндентирования сталь после отжига при 650 °С и СД обладает также повышенным сопротивлением упруго-пластическому деформированию при контактном механическом нагружении.

ВВЕДЕНИЕ

Высокоазотистые стали – стали с высоким содержанием азота (“high nitrogen steels – HNS”) и их разработка являются одним из перспективных направлений в создании экономнолегированных, высокопрочных, износо- и коррозионностойких материалов [1–3]. Формирование полностью аустенитной структуры на основе системы Fe-Cr-N без ухудшения коррозионных свойств и при низкой магнитной проницаемости, без использования дорогих легирующих элементов (в первую очередь никеля) и даже без наличия марганца возможно только за счет технологии литья с противодействием азота [1; 4]. В зависимости от состава и режимов термической обработки в высокоазотистых сталях могут быть сформированы структуры различного типа: от аустенитной до мартенситной и дуплексной мартенситно-аустенитной с различной долей избыточных нитридов.

В научной литературе накоплено большое количество данных о прочностных, коррозионных и трибологи-

ческих характеристиках азотсодержащих сталей, подвергнутых различным термическим обработкам [5–8]. Исследовано влияние упруго-пластического деформирования также на магнитные свойства высокопрочных сложнелегированных коррозионностойких аустенитных сталей 03X20АГ11Н7М2 [9] и 04X20Н6Г11М2АФБ [10] с 0,4–0,5 масс. % N. Изучено влияние холодной и горячей прокатки на структурно-фазовые превращения и упрочнение сплавов Fe-18Cr-12Mn-N, Fe-18Cr-12Mn-16Ni-0,17N и Fe-18Cr-N [11; 12]. Однако явно недостаточное внимание уделялось поиску путей кардинального упрочнения высокохромистых сталей с небольшим содержанием марганца и повышенным (≥ 1 масс. %) количеством азота с использованием деформационных обработок, обеспечивающих в рассматриваемых материалах накопление более значительных, чем при прокатке, степеней пластической деформации, принципиальное измельчение структуры, активную реализацию фазовых превращений и эффективное растворение нитридных фаз. В условиях большой пластической деформации

в структуре сталей и сплавов наблюдается не только деформационно-индуцированное растворение нитридов, карбидов, оксидов и интерметаллидов в металлической матрице, но и выделение вторичных упрочняющих фаз при развитии циклических фазовых переходов «растворение – выделение» [13–15].

В работе [16] исследованы структура, фазовый состав и микромеханические характеристики высокоазотистой (1,24 масс. % N) нержавеющей стали 08X22GA1,24 с аустенитной (γ -ГЦК) структурой металлической матрицы (сформированной закалкой от 1180 °С в воде и последующим старением при 450 и 550 °С, выдержка 0,5 ч) после деформации сдвигом под давлением (СД).

Цель работы – изучение влияния деформации СД на структурно-фазовое состояние и микромеханические свойства высокоазотистой стали 08X22GA1,24 после закалки и высокотемпературного старения при 650 °С, формирующих ферритную структуру металлической матрицы с нитридами хрома. Таким образом, в сравнении с данными, полученными в работе [16], в настоящем исследовании рассмотрены эволюция структуры и возможности упрочнения при деформации методом СД указанной стали с исходной α -ОЦК структурой металлической матрицы.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали высокоазотистую аустенитную горячедеформированную сталь 08X22GA1,24 состава (масс. %): 1,24 N; 0,08 C; 22,2 Cr; 1,38 Mn; 0,098 Mo; 0,02 V; остальное Fe, выплавленную в Институте металловедения Болгарской академии наук с использованием лития с противодавлением азота. Для максимально возможного растворения нитридной фазы [17] и получения аустенитной структуры образцы размерами 5,4×5,4×61,0 мм закаливали в воде от 1180 °С. После закалки образцы подвергали высокотемпературному старению при температуре 650 °С (выдержка 2,5 ч) с целью выделения из аустенита азота и хрома с образованием вторичных нитридов Cr₂N и формированием при последующем охлаждении от температуры старения перлитоподобной структуры с прослойками α -фазы (феррита). Для деформации методом СД на электроискровом станке вырезали заготовки размерами 5,4×5,4×61,0 мм и после шлифовки и электрополирования образцы толщиной 0,65 мм подвергали сдвигу под квазигидростатическим 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.

Измерение микротвердости по методу восстановленного отпечатка проводили на приборе Shimadzu HVM-G21DT при нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н. Микроиндентирование при максимальной нагрузке на индентор Берковича 0,245 Н выполняли на измерительной системе NanoTest. Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в CrK α -излучении. Тонкую структуру исследовали методом тонких фольг на просвечивающем электронном микроскопе JEM 200CX.

Истинную деформацию рассчитывали в соответствии с выражением [18]

$$e = \ln \left(1 + \frac{\varphi^2 r^2}{d^2} \right)^{\frac{1}{2}},$$

где $\varphi = n \times 2\pi$ – угол поворота наковальни при сдвиге (n – число оборотов);

r – расстояние от центра образца до исследуемого участка;

d – толщина образца после деформации.

Рассчитанная истинная деформация образцов после закалки и закалки и старения при температуре 550 °С на половине радиуса ($r_1 = 1,25$ мм) составила $e \sim 4,5$, а на радиусе ($r_2 = 2,5$ мм) – от $e \sim 5,0$ до $e \sim 5,6$. Для исследуемой стали после старения при температуре 650 °С рассчитанная истинная деформация на половине радиуса составила $e \sim 5,5$, а на полном радиусе – $e \sim 6,1$.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В работе [16] было установлено, что после закалки стали от 1180 °С формируется аустенитная структура, в которой присутствуют отдельные крупные нерастворившиеся первичные нитриды Cr₂N. На рис. 1 показана структура стали 08X22GA1,24, закаленной и состаренной при температуре 550 °С (выдержка 0,5 ч). На темнопольном изображении (см. рис. 1 б) видны равномерно распределенные в аустенитной матрице новые дисперсные частицы нитрида хрома CrN, которые выделяются в результате старения при 550 °С. Указанные вторичные нитриды CrN с ГЦК-решеткой изоморфно связаны с аустенитной ГЦК-матрицей.

На рис. 2 представлена структура стали 08X22GA1,24, закаленной и состаренной при температуре 650 °С. В результате указанного старения происходит выделение из аустенита азота и хрома, стабилизирующих γ -фазу, с образованием тонких протяженных вторичных нитридов Cr₂N. При охлаждении от температуры старения из обедненной азотом γ -фазы формируется перлитоподобная структура, состоящая из протяженных вытянутых зерен или целых пакетов зерен феррита (см. рис. 2 а) и тонких прослоек нитрида Cr₂N, которые «светятся» на темнопольном снимке в рефлексе нитрида (см. рис. 2 б).

На рис. 3 приведены электронно-микроскопические снимки структуры стали 08X22GA1,24, закаленной и состаренной при 550 °С, после деформации СД. Видно, что в результате СД формируется неоднородная преимущественно субмикроструктурная структура, содержащая наноразмерные нитриды хрома. Нитридная фаза состоит как из нерастворившихся при нагреве под закалку нитридов Cr₂N, так и из нитридов CrN, которые в большом количестве выделяются из аустенитной матрицы в результате старения при 550 °С (см. рис. 1 б). На картине микродифракции (см. рис. 3 б) наблюдаются утолщения, что свидетельствует о наличии текстуры.

Рис. 4 иллюстрирует структуру стали 08X22GA1,24, закаленной и состаренной при 650 °С, после деформации СД. Вследствие деформации СД наблюдается сильное диспергирование структуры стали (см. рис. 4 а) с формированием нано- и субмикроструктур. Картины микродифракции содержат несплошные кольца (см. рис. 4 б). На темнопольном изображении в рефлексе

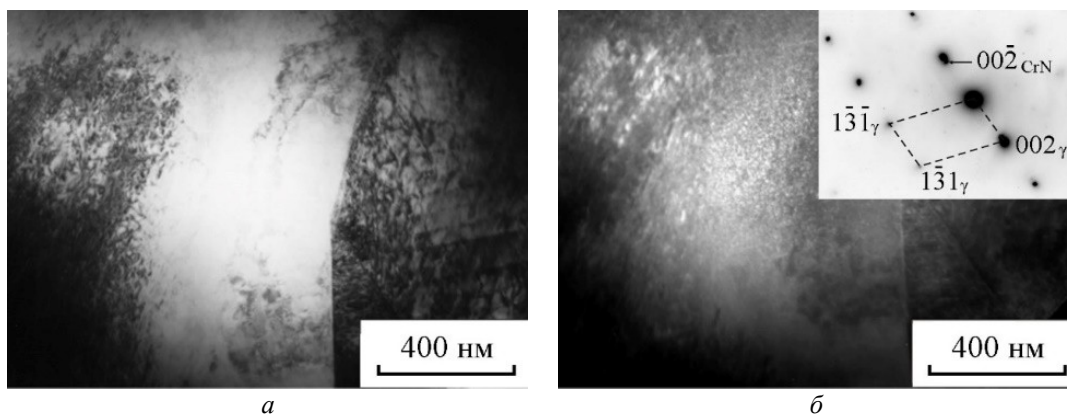


Рис. 1. Структура стали 08X22GA1,24, закаленной от 1180 °С, после старения при 550 °С:
 а – светлопольное изображение;
 б – темнопольное изображение в рефлексе $00\bar{2}_{CrN}$ и микродифракция, ось зоны $[130]_{\gamma}$

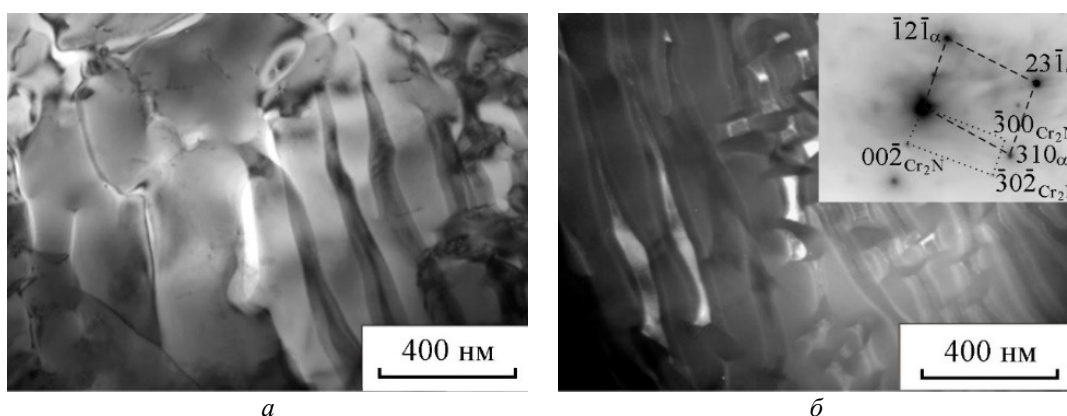


Рис. 2. Структура стали 08X22GA1,24, закаленной от 1180 °С, после старения при 650 °С 2,5ч:
 а – светлопольное изображение;
 б – темнопольное изображение в рефлексе $00\bar{2}_{Cr_2N}$ и микродифракция, оси зон $[\bar{1}37]_{\alpha}$ и $[010]_{Cr_2N}$

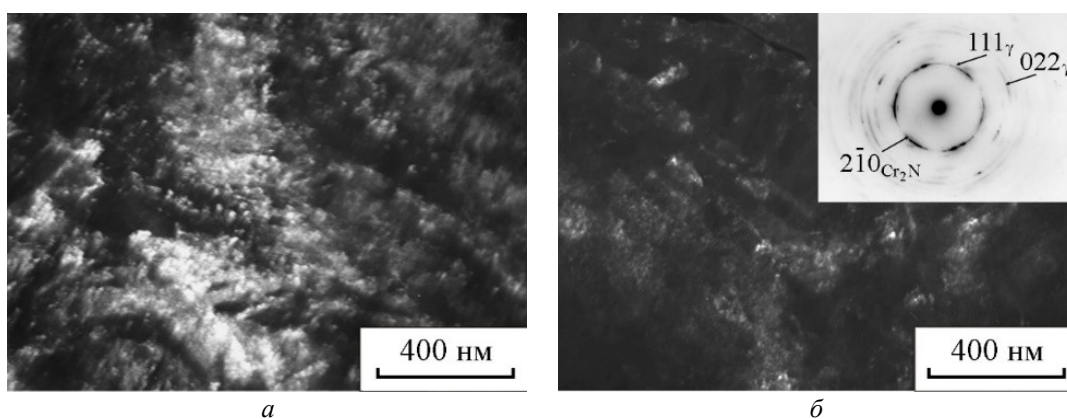


Рис. 3. Структура стали 08X22GA1,24, закаленной от 1180 °С, после старения при 550 °С и деформации СД:
 а – светлопольное изображение в рефлексе 111_{γ} ;
 б – темнопольное изображение в рефлексе $2\bar{1}0_{Cr_2N}$ и микродифракция

$(110)_{\alpha}$ присутствуют как мелкие (до 100 нм) кристаллиты, так и более крупные кристаллические фрагменты α -фазы субмикронных размеров (см. рис. 4 в). На снимках рис. 4 а, 4 в видна вытянутость зерен, происходит формирование дислокационных и ячеистых структур. Относительно небольшой контраст между светлыми и темными участками на светлопольных изображениях и микродифракции в виде неоднородных колец свиде-

тельствуют о преобладании малоугловых разориентировок между субзернами феррита. На темнопольном изображении в нитридном рефлексе на рис. 4 г наблюдаются дисперсные нитриды, возникшие в результате диспергирования и частичного деформационного растворения при СД первичных (не растворившихся при нагреве под закалку) и вторичных (выделившихся при старении) нитридов Cr_2N . Рис. 4 свидетельствует

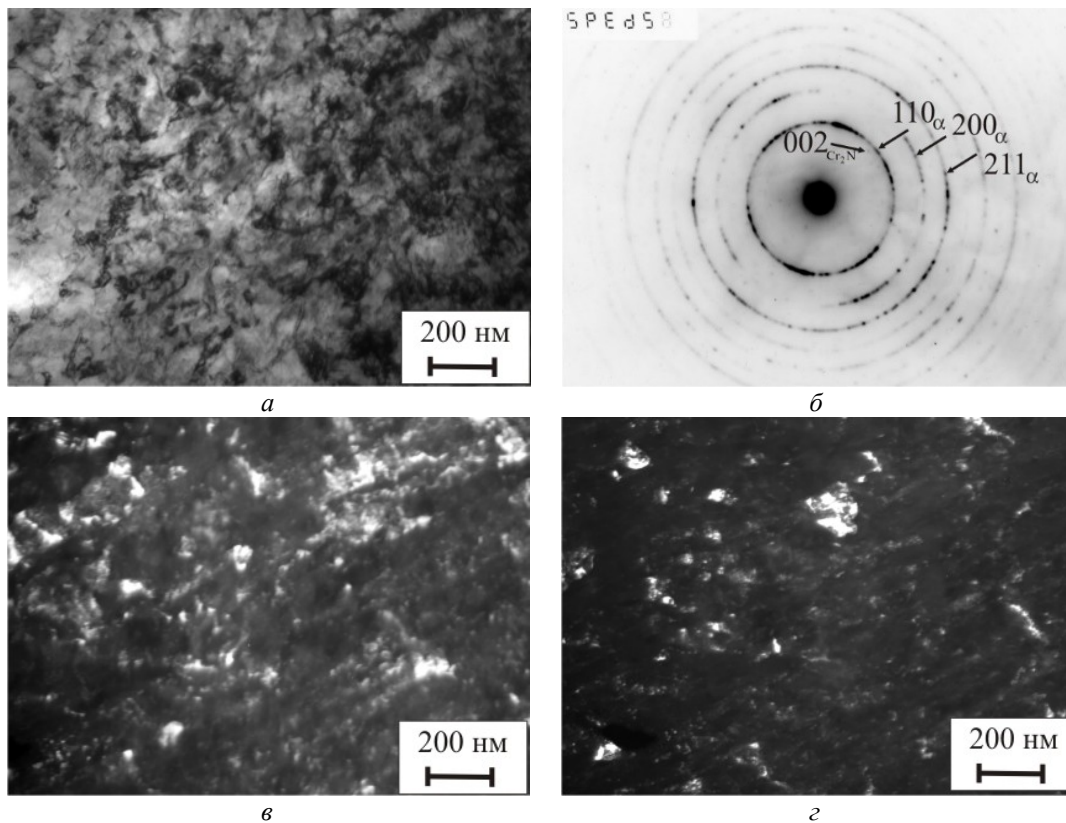


Рис. 4. Структура стали 08X22ГА1,24, закаленной от 1180 °С после старения при 650 °С и деформации СД: а – светлопольное изображение; б – микродифракция (стрелками указаны кольца Cr₂N и ОЦК); в – темнопольное изображение в рефлексе (110)_α; г – темнопольное изображение в рефлексе 002_{Cr2N}

о большем деформационном диспергировании исходной структуры α-фазы, сформированной старением при 650 °С, по сравнению с трансформацией при СД аустенитных структур в закаленной [16] и состаренной при 550 °С (см. рис. 3) стали.

О частичном деформационном растворении при рассматриваемом режиме СД нитридов в отожженной при 650 °С стали 08X22ГА1,24 свидетельствуют результаты проведенного в работе [19] углубленного анализа методом мессбауэровской спектроскопии. Установлено, что в условиях холодной деформации при комнатной температуре содержание хрома в ферритной матрице состаренной стали возрастает от 18,5 до 20,6 ат. %, а вместе с хромом (в количестве 2,1 ат. %) в матрицу попадает азот, и происходит легирование азотом α-ОЦК твердого раствора. Неравновесному растворению нитридов хрома может сопутствовать конкурирующий процесс динамического старения, связанного с распадом этого метастабильного пересыщенного азотом твердого раствора. Динамическое старение в исследуемой высокоазотистой стали стимулируется высоким химическим потенциалом образования нитридов хрома, диффузионной подвижностью азота и непрерывной генерацией большого количества точечных дефектов при мегапластической деформации СД [19–21].

Данные по фазовому составу и микротвердости по методу восстановленного отпечатка стали после различных термических обработок и деформации СД представлены в таблице 1. Из таблицы 1 следует, что старение при 650 °С приводит к упрочнению стали (до 394 HV_{0,025}) по сравнению с закалкой (362 HV_{0,025}).

Деформация СД при комнатной температуре состаренной при 650 °С стали с исходной феррито-нитридной структурой (100 об. % α) приводит к более эффективному упрочнению (до 930 HV_{0,025}), чем у стали с исходной аустенитно-нитридной структурой, формируемой в результате закалки и закалки с последующим старением при 550 °С (рост твердости при СД составил соответственно до 830 и 888 HV_{0,025}).

Таким образом, деформация СД состаренной при 650 °С стали с исходной феррито-нитридной структурой приводит к частичному растворению нитридов хрома и формированию наиболее однородной, диспергированной и высокопрочной нано- и субмикрористаллической структуры α-фазы по сравнению со структурами γ+(15–20 об. % α), сформированными методом СД в закаленной и в состаренной при 550 °С стали с исходной аустенитной структурой матрицы (см. рис. 3, 4, таблицу 1). Максимальное деформационное упрочнение при СД стали с перлитоподобной феррито-нитридной структурой обусловлено активизацией целого ряда механизмов упрочнения α-фазы: зернограничного и дислокационного (при формировании нано- и субмикрористаллической структуры), твердорастворного (при растворении нитридов хрома) и дисперсионного (нанонитридами хрома, сохранившимися при неполном деформационном растворении первичных и вторичных нитридов и, возможно, выделившимися при динамическом старении).

В таблице 2 приведены данные микроиндентирования поверхности образцов стали 08X22ГА1,24, подвергнутых закалке и различным режимам старения,

Таблица 1. Влияние термической обработки и деформации СД на фазовый состав и микротвердость стали 08X22ГА1,24

Обработка	γ , об. %	α , об. %	HV0,025
Закалка от 1180 °С	100	0	362±7
Закалка+550 °С, 0,5ч	95	5	364±8
Закалка+650 °С, 2,5ч	0	100	394±10
Закалка+СД	85	15	830±18
Закалка+550 °С, 0,5ч+СД	80	20	888±29
Закалка+650 °С, 2,5ч+СД	0	100	930±30

Таблица 2. Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,25 Н образцов стали 08X22ГА1,24 после различных термических обработок и деформирования сдвигом под давлением

Состояние образца	h_{max} , мкм	h_p , мкм	H_{IT} , ГПа	E^* , ГПа	% R	H_{IT}/E^*	H_{IT}^3/E^{*2}
Закалка 1180 °С	1,70	1,58	4,1±0,3	187	7,1	0,022	0,0020
Закалка+550 °С, 0,5ч	1,65	1,56	4,2±0,2	241	5,5	0,017	0,0012
Закалка+650 °С, 2,5ч	1,61	1,52	4,5±0,3	235	5,6	0,019	0,0016
Закалка+СД	1,24	1,09	8,7±0,9	209	12,1	0,041	0,0151
Закалка+550 °С+СД	1,16	1,02	9,9±1,0	233	12,1	0,043	0,0180
Закалка+650 °С+СД	1,16	0,99	10,4±0,5	207	14,7	0,050	0,0262

Примечания: 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 = $((h_{max} - h_p) / h_{max}) \times 100$ % – упругое восстановление [22; 23].

а также дополнительной деформации СД. Из представленных результатов следует, что деформация СД для всех термических обработок обуславливает снижение максимальной h_{max} и остаточной h_p глубины вдавливания, а также рост значений твердости вдавливания при максимальной приложенной нагрузке H_{IT} . После деформации СД значительно повышаются расчетные характеристики %R и H_{IT}/E^* , отражающие повышение способности деформироваться в упругой области без остаточного формоизменения [22–24], а также отношение H_{IT}^3/E^{*2} , которому пропорционально напряжение течения P_y материала [25]. Последнее свидетельствует об увеличении сопротивления поверхности стали после обработки СД пластическому деформированию после начала течения металла.

По данным микроиндентирования сталь после старения при 650 °С (с исходной феррито-нитридной структурой) и последующей деформации СД обладает повышенным сопротивлением пластическому деформированию при контактом механическом нагружении по сравнению с деформированными СД закаленной и состаренной при 550 °С сталью с исходной аустенитной структурой металлической матрицы. На это указывают максимальные значения H_{IT} и расчетных параметров % R, H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} у стали после обработки «Закалка+650 °С+СД». Повышенные микромеханические характеристики состаренной при 650 °С и деформированной методом СД стали 08X22ГА1,24 обусловлены интенсивным диспергированием феррита и нитридов, а также частичным растворением нитридной фазы [19] с соответствующим твердорастворным (атомами азота) и дисперсионным (частицами нитрида Cr₂N) упрочнением α -фазы.

ВЫВОДЫ

1. Высокотемпературное старение при 650 °С продолжительностью 2,5 ч закаленной от 1180 °С высокоазотистой (1,24 масс. % N) аустенитной стали 08X22ГА1,24 приводит к выделению из аустенита азота и хрома, стабилизирующих γ -фазу, с образованием тонких протяженных вторичных нитридов Cr₂N, а при охлаждении от температуры старения из обедненной азотом γ -фазы формируется перлитоподобная структура с прослойками α -фазы (феррита).

2. Деформация СД при комнатной температуре стали, состаренной при 650 °С и имеющей исходную феррито-нитридную структуру, приводит к более интенсивному диспергированию структуры и, как следствие, к формированию наиболее однородной нано- и субмикроростальной структуры α -фазы по сравнению с деформированными структурами закаленной и состаренной при 550 °С стали (с аустенитной структурой матрицы). После старения при 650 °С отмечено также наиболее эффективное повышение микротвердости и сопротивления упруго-пластическим деформациям при контактом нагружении вследствие частичного растворения в α -ОЦК фазе при деформации СД нитридов хрома и активизации зернограничного, дислокационного, твердорастворного и дисперсионного механизмов упрочнения α -фазы.

3. Таким образом, деформация методом сдвига под давлением (СД) – эффективный способ деформационного упрочнения, диспергирования структуры и растворения нитридов высокоазотистой аустенитной стали, подвергнутой высокотемпературному (при 650 °С) старению.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 и Комплексной программы УрО РАН, проект № 15-15-2-16. Электронная просвечивающая микроскопия выполнена в Центре коллективного пользования «Электронная микроскопия» УрО РАН – отделе электронной микроскопии «Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рашев Ц. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением. София: Изд-во Болгарской академии наук, 1995. 268 с.
2. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steel: structure, properties, manufacture, applications. Berlin: Springer, 1999. 378 p.
3. Банных О.А. Экономичные нержавеющие азотистые стали как перспективный заменитель легких сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 7. С. 9–13.
4. Rashev T. High Nitrogen Steels and Metallurgy under Pressure // *Transaction of the Indian Institute of Metals*. 2002. Vol. 55. № 4. P. 201–211.
5. 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.
6. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливец В.М., Черненко Н.Л., Филиппов Ю.И. Структура, трибологические и механические свойства азотсодержащих высокохромистых сталей с мартенситной основой // *Физика металлов и металловедение*. 2003. Т. 96. № 3. С. 101–112.
7. Rawers J.C. Wear testing of high Fe-N-C steels // *Wear*. 2005. Vol. 258. № 1-4 (spec. iss.). P. 32–39.
8. Саврай Р.А., Макаров А.В., Горкунов Э.С., Печеркина Н.Л., Роговая С.А., Осинцева А.Л., Калинин Г.Ю., Мушников С.Ю. Механические характеристики азотистой аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ при статическом растяжении в интервале температур от –70 до +140 °С // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2015. № 4. С. 100–107.
9. Митропольская С.Ю., Вичужанин Д.И., Березовская В.В., Туева Е.А. Влияние упруго-пластического деформирования на структуру и магнитные свойства высокопрочной коррозионностойкой аустенитной стали типа 03X20AG11H7M2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2011. № 2. С. 17–21.
10. Горкунов Э.С., Задворкин С.М., Туева Е.А., Горулева Л.С., Подкорытова А.В. Влияние упругопластической деформации на структуру и магнитные свойства стали 04X20H6Г11M2АФБ // *Деформация и разрушение материалов*. 2011. № 10. С. 34–40.
11. Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Крысина Н.Н. Структура и мартенситные превращения при деформации углерод- и азотсодержащих сплавов железа // *Металлы*. 2001. № 6. С. 80–84.
12. Костина М.В., Дымов А.В., Блинов В.М., Банных О.А. Влияние пластической деформации на структуру и свойства высокоазотистых сплавов системы Fe-Cr // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. № 1. С. 8–13.
13. Shabashov V.A., Korshunov L.G., Mukoseev A.G., Sagaradze V.V., Makarov A.V., Pilyugin V.P., Novikov S.I., Vildanova N.F. Deformation-induced phase transitions in a high-carbon steel // *Materials Science and Engineering A*. 2003. Vol. 346. № 1-2. P. 196–207.
14. Сагарадзе В.В., Шабашов В.А. Аномальные диффузионные фазовые превращения в сталях при интенсивной холодной деформации // *Физика металлов и металловедение*. 2011. Т. 112. № 2. С. 155–174.
15. Shabashov V.A., Borisov S.V., Litvinov A.V., Zamatovsky A.E., Lyashkov K.A., Sagaradze V.V., Vildanova N.F. Mechanomaking of nanostructure in nitrided Fe-Cr alloys by cyclic “dissolution–precipitation” deformation-induced transformations // *High Pressure Research*. 2013. Vol. 33. № 4. P. 795–812.
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. Горкунов Э.С., Макаров А.В., Задворкин С.М., Осинцева А.Л., Митропольская С.Ю., Буров С.В., Саврай Р.А., Роговая С.А., Рашев Ц., Жекова Л. Электромагнитный контроль фазового состава, твердости и износостойкости высокоазотистых нержавеющих сталей // *Дефектоскопия*. 2012. № 12. С. 19–30.
18. Теплов В.А., Пилюгин В.П., Кузнецов Р.И., Тупица Д.И., Шабашов В.А., Гундырев В.М. Фазовый ОЦК–ГЦК переход, вызываемый деформацией под давлением сплава железо–никель // *Физика металлов и металловедение*. 1987. Т. 64. № 1. С. 93–100.
19. 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.
20. Ehrhart P. Atomic Defects in Metals – Ir // *Atomic defects in metals. Landolt-Börnstein–Group III Condensed Matter* 25. Springer, 1991. P. 242–250.
21. Berns H., Gavriljuk V., Reindner S. High interstitial stainless austenitic steels. Berlin: Springer, 2013. 367 p.
22. 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.
23. Петржик М.И., Левашов Е.А. Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // *Кристаллография*. 2007. Т. 52. № 6. С. 1002–1010.

24. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. 1998. Vol. 73. № 5. P. 614–618.
 25. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2003. Vol. 174-175. P. 725–731.
- REFERENCES**
1. Rashev Ts. *Vysokoazotistye stali. Metallurgiya pod davleniem* [High-Nitrogen steels. Metallurgy under Pressure]. Sofiya, Bolgarskaya akademiya nauk Publ., 1995. 268 p.
 2. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steel: structure, properties, manufacture, applications*. Springer, 1999. 378 p.
 3. Bannykh O.A. Economical stainless nitrogen steels: promising substitutes of light alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2005, vol. 47, no. 7-8, pp. 261–265.
 4. Rashev T. High Nitrogen Steels and Metallurgy under Pressure. *Transaction of the Indian Institute of Metals*, 2002, vol. 55, no. 4, pp. 201–211.
 5. 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.
 6. Makarov A.V., Korshunov L.G., Schastlivtsev V.M., Chernenko N.L., Filipov Yu.I. Structure and tribological and mechanical properties of high-chromium nitrogen-containing martensite-based steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2003, vol. 96, no. 3, pp. 339–350.
 7. Rawers J.C. Wear testing of high Fe-N-C steels. *Wear*, 2005, vol. 258, no. 1-4 (spec. iss.), pp. 32–39.
 8. Savray R.A., Makarov A.V., Gorkunov E.S., Pecherkinina N.L., Rogovaya S.A., Osintseva A.L., Kalinin G.Yu., Mushnikova S.Yu. Mechanical characteristics of nitrogen-containing austenitic 04KH20N6G11M2AFB steel under static tension at temperatures from –70 to +140 °C. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 4, pp. 100–107.
 9. Mitropol'skaya S.Yu., Vichuzhanin D.I., Berezovskaya V.V., Tueva E.A. Effect of elastoplastic deformation on the structure and magnetic properties of high-strength corrosion-resistant austenitic steel of type 03Kh20AG11N7M2. *Metal Science and Heat Treatment*, 2011, vol. 53, no. 1-2, pp. 65–69.
 10. Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Tueva E.A., Goruleva L.S., Podkopytova A.V. Effect of elastic-plastic deformation on the structure and magnetic properties 04KH20N6G11M2AFB steel. *Deformatsiya i razrushe-nie materialov*, 2011, no. 10, pp. 34–40.
 11. Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G., Krysina N.N. Structure and strain-induced martensitic transformations of carbon-containing iron-based alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2001, no. 6, pp. 628–632.
 12. Kostina M.V., Dymov A.V., Blinov V.M., Bannykh O.A. The effect of plastic strain on the structure and properties of high-nitrided alloys of the Fe-Cr system. *Metal Science and Heat Treatment*, 2002, vol. 44, no. 1-2, pp. 9–14.
 13. Shabashov V.A., Korshunov L.G., Mukoseev A.G., Sagaradze V.V., Makarov A.V., Pilyugin V.P., Novikov S.I., Vildanova N.F. Deformation-induced phase transitions in a high-carbon steel. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 346, no. 1-2, pp. 196–207.
 14. Sagaradze V.V., Shabashov V.A. Anomalous diffusion phase transformations in steels upon severe cold deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 112, no. 2, pp. 146–164.
 15. Shabashov V.A., Borisov S.V., Litvinov A.V., Zamatovsky A.E., Lyashkov K.A., Sagaradze V.V., Vildanova N.F. Mechanomaking of nanostructure in nitrided Fe-Cr alloys by cyclic “dissolution–precipitation” deformation-induced transformations. *High Pressure Research*, 2013, vol. 33, no. 4, pp. 795–812.
 16. Makarov A.V., Luchko S.N., Shabashov V.A., Volkova E.G., Osintseva A.L., Zamatovsky A.E., Litvinov A.V., Sagaradze V.V. 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. Gorkunov E.S., Makarov A.V., Zadvorkin S.M., Osintseva A.L., Mitropolskaya S.Yu., Burov S.V., Savray R.A., Rogovaya S.A., Rashev Ts., Zhekova L. Electromagnetic control of composition, hardness, and wear-resistance of high-nitrogen stainless steels. *Defektoskopiya*, 2012, no. 12, pp. 19–30.
 18. Teplov V.A., Pilyugin V.P., Kuznetsov R.I., Tupitsa D.I., Shabashov V.A., Gundyrev V.M. The BCC-FCC transition induced by deformation under pressure of an iron-nickel alloy. *The Physics of Metals and Metallography*, 1987, vol. 64, no. 1, pp. 83–89.
 19. Shabashov V.A., Makarov A.V., Kozlov K.A., Sagaradze V.V., Zamatovsky A.E., Volkova E.G., Luchko S.N. Deformation-induced dissolution and precipitation of nitrides in austenite and ferrite of high nitrogen stainless steel. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 2, pp. 196–206.
 20. Ehrhart P. Atomic Defects in Metals – Ir. *Atomic defects in metals*. Landolt-Börnstein–Group III Condensed Matter 25. Springer, 1991, pp. 242–250.
 21. Berns H., Gavriljuk V., Reindner S. *High interstitial stainless austenitic steels*. Springer, 2013. 367 p.
 22. 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.
 23. Petrzhih 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.
 24. 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. 614–618.
 25. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 174-175, pp. 725–731.

**THE STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND MICROMECHANICAL CHARACTERISTICS
OF HIGH-NITROGEN AUSTENITIC STEEL AFTER HIGH-TEMPERATURE AGEING
AND DEFORMATION BY SHEAR UNDER PRESSURE**

© 2017

A.V. Makarov, Doctor of Sciences (Engineering),

Head of Department of Materials Science and Laboratory of Mechanical Properties

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

Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

S.N. Luchko, postgraduate student

E.G. Volkova, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher

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

A.L. Osintseva, PhD (Engineering), senior researcher

Institute of Engineering Science of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

A.V. Litvinov, PhD (Engineering), senior researcher

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

Keywords: high-nitrogen austenitic steel; shear under pressure; nanostructuring; nitrides dissolving; micromechanical properties.

Abstract: The development of high-nitrogen sparingly alloyed steels is one of the advanced directions in creating high-strength, wear- and corrosion-resistant materials. Current paper studies the influence of large plastic deformations implemented by the method of shear under pressure (SP) at the room temperature on the structure evolution (using the methods of electron transmission microscopy and X-ray diffraction analysis) and the feasibilities of hardening 08Kh22GA1.24 high-nitrogen (1.24 wt. % N) austenitic steel with the initial α -BCC structure of metal matrix. Steel was produced using the method of nitrogen counterpressure casting and was hardened at the temperature of 1180 °C with the following high-temperature ageing at 650 °C for 2.5 hours forming the ferrite (α -BCC) structure with thin extended secondary Cr_2N chromium nitrides. SP deformation of aged at 650 °C steel with the initial ferrite-nitride structure causes the subsolution of chromium nitrides and the formation of the most homogeneous and dispersed nano- and sub-microcrystalline α -phase structure compared with the $\gamma+(15-20 \text{ vol. } \%) \alpha$ structures formed by SP method in the aged at 550 °C and in the hardened steel with the initial austenitic matrix structure. Using the restituted-indentation method for microhardness measuring, it is determined that SP deformation of aged at 650 °C steel with the perlite-like ferrite-nitride structure leads to more effective hardening (up to 930 HV0.025) than of steel with the initial austenitic-nitride structure after quenching, quenching and ageing at 550 °C (hardness growth at SP deformation is up to 830 and 889 HV0.025 respectively). According to the microindentation data, after annealing at 650 °C and SP deformation, steel has the increased resistance to the elastic-plastic deformation upon the mechanical contact loading as well.