

Влияние старения на фазовый состав и механические свойства ванадийсодержащей высокоазотистой стали

© 2022

Тумбусова Ирина Алексеевна^{*1,2,3}, инженер, студент
Майер Галина Геннадьевна^{1,4}, кандидат физико-математических наук,
научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

²Томский политехнический университет, Томск (Россия)

*E-mail: tumbusova031098@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6793-4324>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

Поступила в редакцию 19.07.2021

Принята к публикации 14.02.2022

Аннотация: Комплексное твердорастворное упрочнение аустенитных хромомарганцевых сталей азотом и углеродом является одним из эффективных методов получения высокоазотистых аустенитных сталей (ВАС) без использования специальных методов литья. С целью повысить растворимость атомов внедрения в жидком металле и подавить образования нежелательных вторичных фаз Cr_2N и Cr_2C_6 в ВАС добавляют карбидообразующие элементы (например, ванадий). К настоящему времени не проводилось комплексных экспериментальных работ, посвященных старению ванадиевых сталей, содержащих сверхвысокое количество атомов внедрения (более 1 масс. %). В работе с использованием методов рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии и одноосного статического растяжения изучено влияние температуры (600 и 700 °С) и продолжительности старения (0,5 и 5 ч) на фазовый состав и механические свойства ванадийсодержащей хромомарганцевой стали с высоким содержанием атомов азота и углерода ($\text{Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,7C-1,2N}$, N+C=1,9 масс. %). Экспериментально показано, что за счет реализации комплексного распада (по прерывистому и непрерывному механизмам) пересыщенного атомами внедрения аустенита старение при температурах 600 и 700 °С сопровождается дисперсионным твердением аустенитной фазы карбонитридами $\text{Cr}_2(\text{N,C})$ и $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$. Установлено, что по мере увеличения температуры и продолжительности старения фронт прерывистого распада движется от границ в объем аустенитных зерен. Распространению фронта реакции препятствуют образовавшиеся в аустенитных зернах по непрерывному распаду частицы $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$, в то время как крупные сферические частицы $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$ и $\text{Cr}_2(\text{N,C})$, не растворенные при закалке, слабо влияют на его движение. При выбранных режимах старения происходит увеличение значения условного предела текучести стали и уменьшение удлинения до разрушения.

Ключевые слова: сталь $\text{Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,7C-1,2N}$; старение; карбонитриды; дисперсионное твердение; прерывистый распад; условный предел текучести; пластичность.

Благодарности: Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и администрации Томской области (проект № 18-48-700042 p_a).

Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Авторы выражают благодарность д.ф.-м.н. Е.Г. Астафуровой, к.ф.-м.н. С.В. Астафурову, В.А. Москвиной, М.Ю. Панченко, К.А. Реуновой, Е.В. Мельникову за помощь в проведении исследования.

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

Для цитирования: Тумбусова И.А., Майер Г.Г. Влияние старения на фазовый состав и механические свойства ванадийсодержащей высокоазотистой стали // Frontier Materials and Technologies. 2022. № 1. С. 82–90. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-1-82-90.

ВВЕДЕНИЕ

Азотсодержащие аустенитные стали превосходят традиционные аустенитные нержавеющие Fe-Cr-Ni стали по износостойкости, коррозионной стойкости, пластичности, вязкости, статической и циклической прочности [1–3]. В работах [4–6] показано, что добавление небольшого количества азота в состав Fe-Cr-Ni стали повышает ее физико-механические свойства. Например, в закаленной от 1050 °С стали 18Cr-10Ni при увеличении содержания азота с 0,05 до 0,35 масс. % происходит рост условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ от 200 до 400 МПа и предела прочности σ_b от 550

до 700 МПа, при этом пластические свойства стали снижаются незначительно от $\delta=55\%$ до $\delta=40\%$ [7]. В зависимости от содержания азота азотсодержащие стали подразделяют на три группы: стали с контролируемым содержанием азота (0,04–0,12 масс. % N), азотистые стали (0,12–0,4 масс. % N) и высокоазотистые стали (ВАС) (>0,4 масс. % N) [8]. К первой группе чаще всего относят хромоникелевые аустенитные стали, так как даже небольшое количество азота повышает их механические свойства и коррозионную стойкость, а стабилизация аустенитной структуры вызвана прежде всего высокой концентрацией никеля. Во второй группе сталей – обычно это стали систем Fe-Cr-Ni-Mn

и Fe–Cr–Mn – совместное легирование азотом и марганцем позволяет частично или полностью исключить из их состава дорогостоящий Ni, так как концентрации азота уже достаточно велики для стабилизации аустенитной структуры. Для получения аустенитных ВАС (третья группа) преимущественно используют систему Fe–Cr–Mn. По сравнению со сталями, содержащими менее 0,4 масс. % N, для сталей третьей группы характерны более высокое твердорастворное и зернограничное упрочнение, сильная температурная зависимость прочностных свойств, более высокие коэффициенты деформационного упрочнения и лучшие усталостные свойства [9–11]. Несмотря на большое количество преимуществ, для получения аустенитных сталей с высоким содержанием азота часто необходимо использование металлургии под давлением, за счет чего увеличивается их себестоимость [12–14]. Эта проблема может быть решена изменением системы легирования стали, а также при комплексном легировании хромомарганцевой стали атомами азота и углерода (C+N). Полученная при нормальном давлении сталь 17Mn–15Cr–0,43N–0,39C (C+N=0,82 масс. %) обладает привлекательным сочетанием механических свойств: $\sigma_{0,2}$ =494 МПа, σ_b =2635 МПа, δ =78 % [15]. Совместное легирование стали азотом и углеродом усиливает металлический характер межатомных связей, в результате чего сталь имеет одновременно хорошую пластичность и прочность [16].

В работе [17] показано влияние старения на прочностные свойства и пластичность сталей систем Fe–Cr–Mn и Fe–Cr–Mn–Ni, легированных азотом и углеродом. При легировании сталей углеродом старение при температурах 500–700 °С вызывает снижение пластичности, вязкости и коррозионной стойкости образцов из-за выделения карбидов Cr₂₃C₆. В отличие от углерода азот не образует с хромом соединений, аналогичных по кинетике зарождения и роста карбидам Cr₂₃C₆. В свою очередь, при температурах 700–1000 °С азот совместно с хромом формирует частицы Cr₂N. Выделяющиеся по прерывистому механизму нитриды Cr₂N так же, как и карбиды Cr₂₃C₆, оказывают отрицательное влияние на пластические свойства стали. Устранение отрицательного влияния фаз Cr₂N и Cr₂₃C₆ на механические свойства ВАС осуществляется при добавлении в сталь сильного карбидообразующего элемента, например ванадия [17; 18].

Ранее при нормальном давлении (без использования спецметаллургии) была получена немагнитная сталь Fe–22Cr–26Mn–1,3V–0,7C–1,2N с высоким содержанием азота и углерода (C+N=1,9 масс. %), которая обладала высокими прочностными свойствами ($\sigma_{0,2}$ =810 МПа, σ_b =1320 МПа) и удовлетворительной пластичностью δ =15 % [19]. Влияние высокотемпературных отжигов

на структуру и свойства ванадийсодержащей стали со сверхвысоким содержанием азота и углерода практически не изучено.

Цель работы – выявление эволюции фазового состава, микроструктуры и механических свойств ванадийсодержащей стали Fe–22Cr–26Mn–1,3V–0,7C–1,2V с высокой концентрацией атомов внедрения N+C=1,9 масс. % при старении по разным режимам.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования была выбрана ванадийсодержащая высокоазотистая сталь. Химический состав стали определен с помощью спектрометров HG-Profilер и LECO ONH и представлен в таблице 1.

Стальные заготовки прокатывали при температуре 1050 °С с последующим охлаждением на воздухе. Для получения аустенитного состояния заготовки нагревали до 1200 °С, затем выдерживали в течение 1 ч и закаливали в воду комнатной температуры. Из заготовок вырезали образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 1,25×3×16 мм. Старение закаленных образцов при температурах 600 и 700 °С в течение 0,5 и 5 ч выполняли в среде гелия с использованием электропечи СУОЛ 0,16/11.

Закаленные и состаренные образцы подвергали стандартной металлографической обработке: механической шлифовке на абразивной бумаге и электролитической полировке в пересыщенном растворе ангидрида хрома в ортофосфорной кислоте (25 г CrO₃ + 210 мл H₃PO₄) при напряжении U=15–18 В, температура электролита комнатная.

Рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-7 с использованием Co K α излучения в интервале углов дифракции 2θ =40–75°. Идентификацию и определение количественного содержания фаз осуществляли с помощью программного обеспечения PowderCell 2.4.

Фольги для электронно-микроскопических исследований утоняли струйной полировкой в приборе 110 Twin Jet Electropolisher (Fischione). Электронно-микроскопические исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для визуализации распределения химических элементов в структуре образцов использовали результаты, полученные с применением энергодисперсионного спектрометра (ЭДС).

Механические свойства стальных образцов изучали методом одноосного растяжения с начальной скоростью деформации $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Растяжение проводили при комнатной температуре на установке LFM 125 (Walter+Bai AG).

Таблица 1. Химический состав исследуемой стали, масс. %
Table 1. Chemical composition of steel under the study, % wt.

Сталь	Cr	Mn	V	C	N	Ni	Fe	C/N
Fe-Cr-Mn-V-C-N	22	26	1,3	0,7	1,2	0,2	ост.	0,58

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Изменения фазового состава стали в зависимости от температуры и продолжительности старения

Рентгенограммы, полученные для закаленных и состаренных по разным режимам образцов стали Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,7C-1,2N, представлены на рис. 1.

В закаленном состоянии исследуемая сталь имеет аустенитную структуру Fe- γ_{N1} с карбонитридами (V,Cr)(N,C) и Cr₂(N,C) [19], но на рентгенограммах видны пики, соответствующие только аустенитной фазе. Аустенит Fe- γ_{N1} обогащен атомами внедрения (N,C), о чем свидетельствует высокое значение параметра кристаллической решетки $a=3,650 \text{ \AA}$ (таблица 2). Старение при $T=600 \text{ }^\circ\text{C}$ с продолжительностью 0,5 и 5 ч не приводит к значительному изменению вида рентгенограмм (рис. 1 а). Однако после вы-

держки 0,5 и 5 ч на рентгенограммах наблюдается незначительное уширение аустенитных линий и их смещение в сторону больших углов дифракции. Параметр решетки аустенита Fe- γ_{N1} при этом изменяется незначительно, в пределах ошибки измерения (таблица 2). При более высокой температуре старения ($T=700 \text{ }^\circ\text{C}$) на рентгенограммах появляются дополнительные пики, т. е. происходит изменение фазового состава стали. После выдержки в течение 0,5 ч на рентгенограмме отмечали уменьшение интенсивности и смещение аустенитных пиков Fe- γ_{N1} в сторону больших углов дифракции, появление пиков с межплоскостными расстояниями, соответствующими аустенитной фазе Fe- γ_{N2} с меньшим параметром кристаллической решетки, чем у аустенита Fe- γ_{N1} (таблица 2), и появление отражений, соответствующих фазам (V,Cr)(N,C) и Cr₂(N,C) (рис. 1 б).

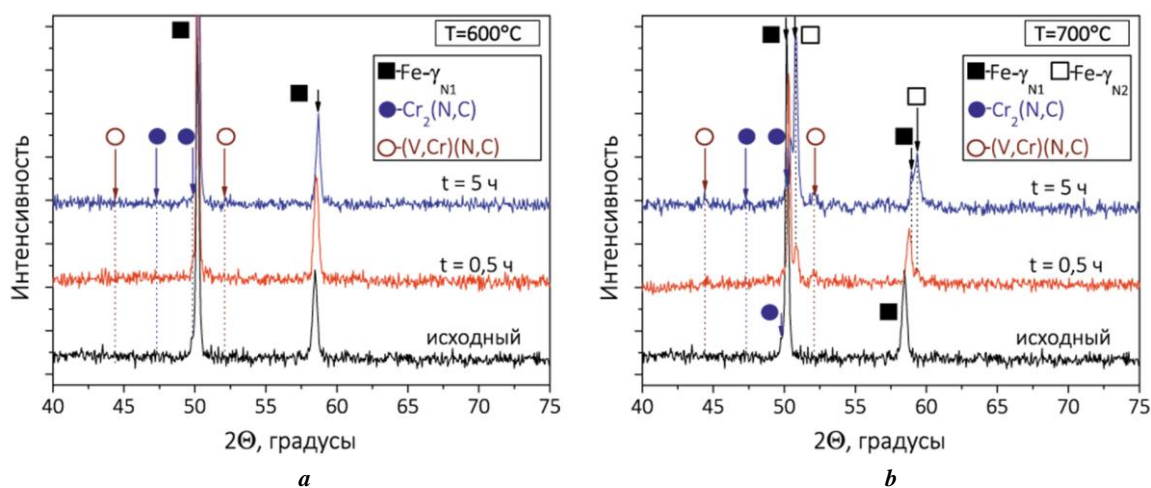


Рис. 1. Влияние старения при температурах 600 °C (а) и 700 °C (б) на вид рентгенограмм, полученных для образцов стали Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,7C-1,2N. Продолжительность старения указана на рисунках

Fig. 1. The influence of age-hardening at the temperatures of 600 °C (a) and 700 °C (b) on the view of the X-ray patterns obtained for the Fe-22Cr-26Mn-1.3V-0.7C-1.2N steel specimens. The age-hardening duration is indicated in figures

Таблица 2. Параметр кристаллической решетки аустенита и фазовый состав стали в зависимости от температуры и продолжительности старения

Table 2. Austenite crystal lattice parameter and phase composition of steel depending on age-hardening temperature and duration

Обработка	T, °C	t, ч	a, Å		Фазовый состав*
			Fe- γ_{N1}	Fe- γ_{N2}	
Закалка	—	—	3,650±0,005	—	Fe- γ_{N1} (ГЦК); (V,Cr)(N,C) (ГЦК); Cr ₂ (N,C) (ГПУ)
Старение	600	0,5	3,655±0,002	—	Fe- γ_{N1} (ГЦК); (V,Cr)(N,C) (ГЦК); Cr ₂ (N,C) (ГПУ)
		5	3,653±0,001	—	
	700	0,5	3,624±0,002	3,615±0,001	Fe- γ_{N1} (ГЦК); Fe- γ_{N2} (ГЦК); (V,Cr)(N,C) (ГЦК); Cr ₂ (N,C) (ГПУ)
		5	3,614±0,002	3,592±0,002	

*В скобках указан тип кристаллической решетки каждой фазы.

*The types of crystal lattice of each phase are indicated in brackets.

После более длительной выдержки (5 ч) на рентгенограмме наблюдали увеличение интенсивности рентгеновских линий, соответствующих фазам $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_2}$, $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$ и $\text{Cr}_2(\text{N,C})$, и уменьшение интенсивности линий аустенитной фазы $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_1}$. Анализ рентгенограмм свидетельствует о том, что при увеличении продолжительности старения при температуре 700 °С также происходит уменьшение параметров решетки аустенитных фаз $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_1}$ и $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_2}$ (таблица 2).

На рис. 2 представлены ПЭМ- и СЭМ-изображения микроструктуры образцов после закалки и старения по режимам 600 °С, 5 ч и 700 °С, 5 ч. В исходном состоянии сферические карбонитриды $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$ и $\text{Cr}_2(\text{N,C})$ равномерно распределены в объеме образца. Как показано на рис. 2 а, эти частицы обогащены ванадием и хромом. После старения по режиму $T=600$ °С, 5 ч происходит зарождение и рост ячеек прерывистого распада по границам аустенитных зерен $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_1}$ (рис. 2 б). В результате прерывистого распада, у границ аустенитных зерен формируются карбонитриды хрома $\text{Cr}_2(\text{N,C})$ в аустенитной матрице (рис. 2 б). При более высокой температуре $T=700$ °С, как видно из рис. 2 с и 2 d, процессы прерывистого распада протекают активнее. Пластины карбонитрида $\text{Cr}_2(\text{N,C})$ в процессе роста либо тормозятся у крупных частиц $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$ и $\text{Cr}_2(\text{N,C})$, либо огибают их, но постепенно реакция прерывистого выделения фаз распространяется в аустенитные зерна.

Изменения механических свойств стали в зависимости от температуры и продолжительности старения

На рис. 3 а и 3 б представлены инженерные кривые нагружения, полученные для образцов стали $\text{Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,7C-1,2N}$ в закаленном и состаренных состояниях. Независимо от температуры и продолжительности старения значения условного предела текучести растут, а удлинение, наоборот, снижается (рис. 3 с). После закалки исследуемая сталь обладает высоким пределом текучести ($\sigma_{0,2}=810$ МПа, $\delta=15$ %), а после старения при температуре $T=700$ °С в течение 0,5 ч его значение возрастает на 200 МПа (δ уменьшается до 6 %). После выдержки образцов в течение 5 ч при температурах 600 и 700 °С значения условного предела достигают 1010 МПа и 1120 МПа соответственно, а величины удлинения δ имеют критически низкие значения – 8 и 1 % соответственно.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Старение образцов стали $\text{Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,7C-1,2N}$ при температуре 600 °С с продолжительностью выдержки 0,5 и 5 ч не приводит к значительным изменениям их фазового состава согласно данным рентгенофазового анализа (рис. 1 а). Однако при анализе микроструктуры образцов, состаренных по режиму $T=600$ °С, 5 ч, с использованием метода ПЭМ по границам аустенитных зерен наблюдали ячейки прерывистого распада. Пересыщенный атомами внедрения (N,C) аустенит $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_1}$ претерпевает распад с образованием карбонитрида $\text{Cr}_2(\text{N,C})$ и аустенита $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_2}$, обедненного по азоту и углероду [20]. В работе [18] автор отметил, что в сталях Fe-Cr-Mn-N ($>0,3$ масс. % N) распад пересыщенного азотом аустенита $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_1}$ протекает в темпе-

ратурном интервале 700–1000 °С. Активация реакции прерывистого распада аустенита $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_1}$ в исследуемой стали при более низкой температуре $T=600$ °С объясняется тем, что эффект дисперсионного твердения в сталях с высокой концентрацией азота и углерода проявляется сильнее, чем в высокоазотистых сталях [21]. Распространению реакции прерывистого распада (движению фронта) препятствуют крупные частицы $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$ и $\text{Cr}_2(\text{N,C})$, образованные после закалки, но они не способны подавить этот процесс [17]. После старения по режиму $T=600$ °С, 0,5 ч изменения в фазовом составе не были отмечены, однако прочность и пластичность стали увеличиваются, что связано, вероятно, с формированием предвыделений карбонитридных фаз или упорядочением [22; 23]. Старение по режиму $T=600$ °С, 5 ч приводит к увеличению условного предела текучести и снижению пластичности стали вследствие выделения фазы $\text{Cr}_2(\text{N,C})$ по границам аустенитных зерен.

После старения по режиму $T=700$ °С, 0,5 ч на рентгенограмме прослеживается появление самостоятельных линий аустенита $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_2}$, обедненного по атомам внедрения (N,C), и значительное увеличение интенсивности линий $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$. Рост интенсивности пиков, соответствующих фазам $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_2}$ и $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$, указывает на значительное увеличение их объемного содержания в стали. Помимо этого, параметр решетки аустенита $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_1}$, не претерпевшего прерывистый распад, уменьшается на $\Delta a=0,03$ Å. Детальный анализ ПЭМ-изображений (не приведены в данной работе) показал, что аустенитные зерна $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_1}$, не «захваченные» реакцией прерывистого распада, имеют крапчатый контраст, а на соответствующих им дифракционных картинах наблюдалось радиальное размытие аустенитных рефлексов. Таким образом, результаты рентгеноструктурного анализа и ПЭМ-исследования указывают на то, что частицы $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$ выделяются в нераспавшихся аустенитных зернах $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_1}$. С увеличением продолжительности выдержки до 5 ч при 700 °С интенсивность линий, соответствующих фазам $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_2}$ и $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$, растет, что указывает на увеличение объема превращенного материала. При сопоставлении ПЭМ-изображений для образцов стали после старения при $T=700$ °С с продолжительностью 0,5 и 5 ч прослеживается движение фронтов реакции прерывистого распада и образования колоний $\text{Fe-}\gamma_{\text{N}_2}$ - $\text{Cr}_2(\text{N,C})$ в большинстве зерен. Частицы $(\text{V,Cr})(\text{N,C})$, выделяющиеся в теле аустенитных зерен в результате старения, тормозят движение фронтов прерывистого распада, и реакция прерывистого выделения фаз не распространяется на такие аустенитные зерна. При увеличении продолжительности выдержки от 0,5 до 5 ч при температуре старения 700 °С значительно увеличивается значение условного предела текучести и уменьшается относительное удлинение стали в результате дисперсионного твердения и образования хрупких карбонитридных фаз в теле зерен.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Старение ванадийсодержащей стали $\text{Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,7C-1,2V}$ со сверхвысоким содержанием атомов внедрения ($\text{C+N}=1,9$ масс. %) при температурах 600 и 700 °С приводит к изменению ее фазового состава.

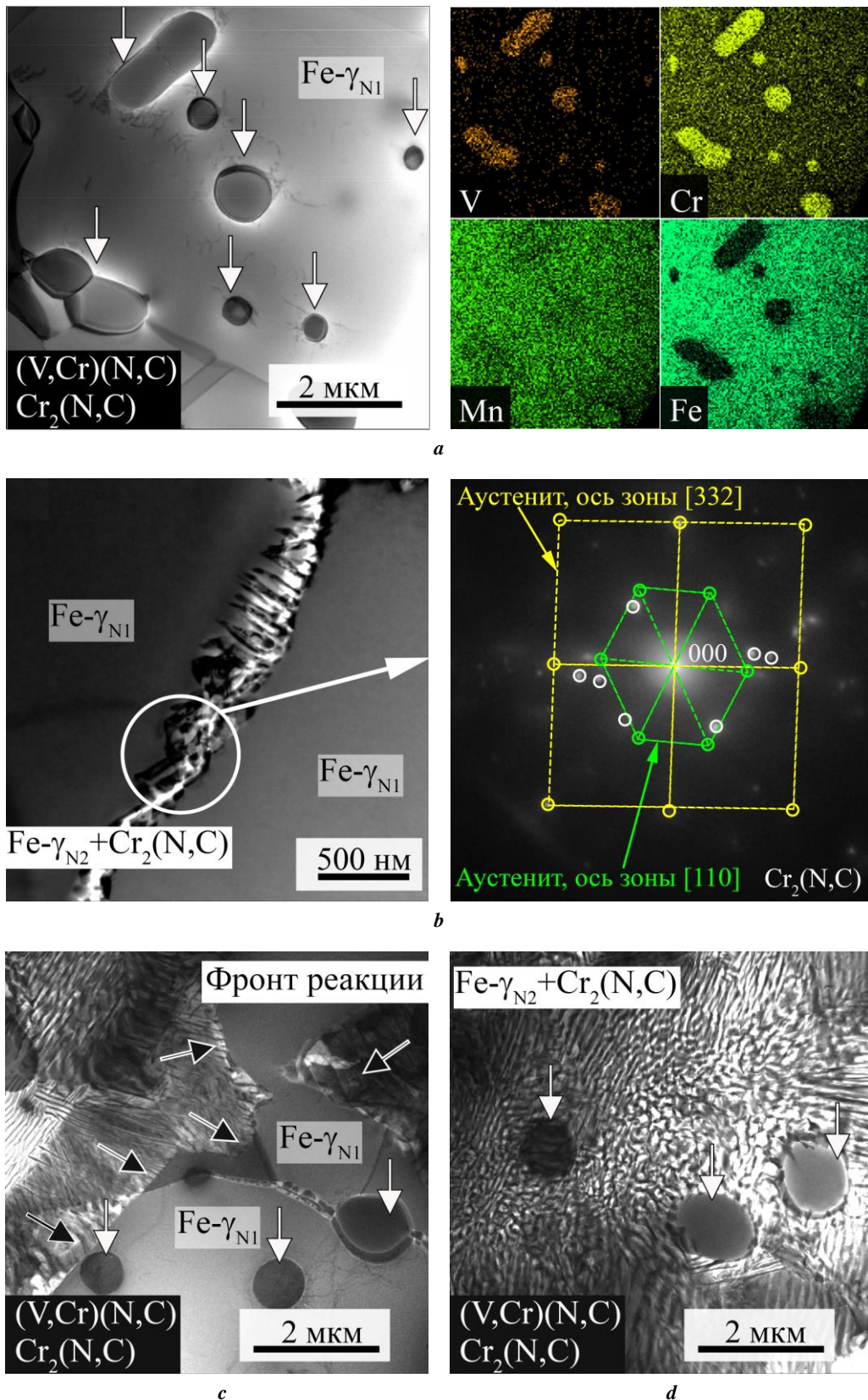


Рис. 2. ПЭМ-изображения микроструктуры стали $Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,7C-1,2N$ после закалки и старения: **a** – закаленное состояние; **b** – старение по режиму $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 ч; **c**, **d** – старение по режиму $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 ч.

Изображения (a, b, c, d) получены в режиме сканирующей ПЭМ

Fig. 2. TEM-image of $Fe-22Cr-26Mn-1.3V-0.7C-1.2N$ steel microstructure after quenching and age-hardening: **a** – hardened condition; **b** – age-hardening under the mode of $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 h; **c**, **d** – age-hardening under the mode of $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 h.

The images (a, b, c, d) are obtained in the mode of scanning TEM

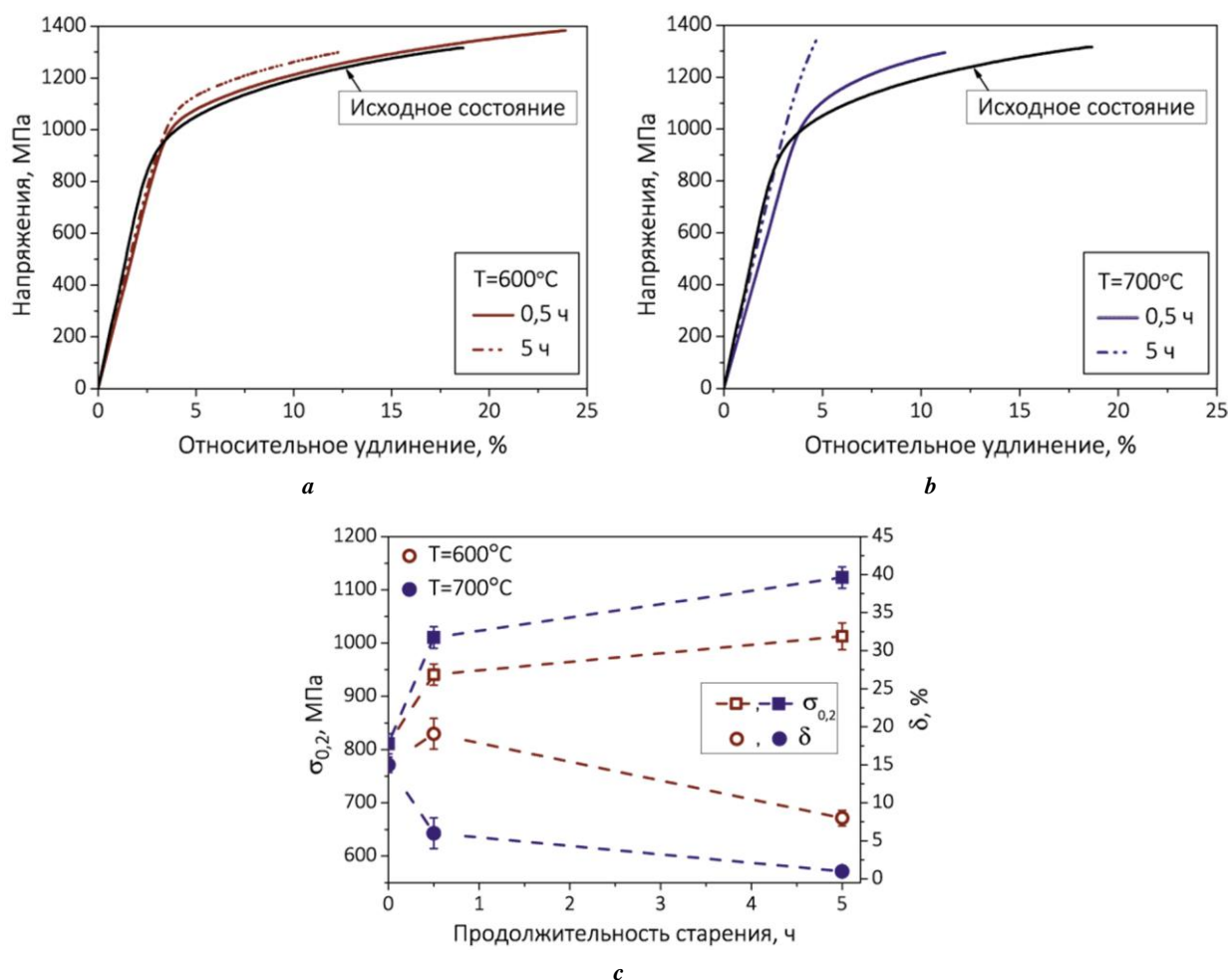


Рис. 3. Влияние температуры и продолжительности старения на механические свойства стали Fe-22Cr-26Mn-1.3V-0.7C-1.2N: **a, b** – инженерные кривые течения;

c – зависимость условного предела текучести и удлинения от режима старения

Fig. 3. The influence of age-hardening temperature and duration on the mechanical properties of Fe-22Cr-26Mn-1.3V-0.7C-1.2N steel:

a, b – engineering flow curves;

c – the dependence of ultimate yield strength and elongation on the age-hardening mode

В процессе старения при температуре $T=600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 ч аустенит $\gamma_{\text{Ni-Fe}}$, обогащенный по азоту и углероду ($a=3,650\text{ \AA}$), претерпевает прерывистый распад с образованием фаз. После старения при $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0,5 ч помимо прерывистого распада аустенита $\gamma_{\text{Ni-Fe}}$ наблюдали непрерывное (гомогенное) выделение карбонитридов (V,Cr)(N,C) в аустенитных зернах. С увеличением продолжительности выдержки (5 ч) при $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$ растет объем превращенного материала. Фронт реакции прерывистого распада, встречаясь с не растворившимися после закалки частицами (V,Cr)(N,C) и $\text{Cr}_2(\text{N,C})$, либо тормозится, либо огибает их, но постепенно реакция прерывистого распада распространяется на весь объем зерен. При этом формирование дисперсных частиц (V,Cr)(N,C) во время старения подавляет прерывистый распад в части аустенитных зерен.

Изменение фазового состава сопровождается изменением механических свойств стали. Старение по режимам $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 ч, $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0,5 ч и $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 ч приводит к значительному росту условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и уменьшению удлинения δ стальных образцов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
- Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications. Berlin: Springer Science & Business Media, 1999. 378 p.
- Bannykh O.A. Structural Features and Application Prospects for High-Nitrogen Austenitic Steels // Metal Science and Heat Treatment. 2019. Vol. 61. № 5-5. P. 287–294. DOI: [10.1007/s11041-019-00418-x](https://doi.org/10.1007/s11041-019-00418-x).
- Наркевич Н.А., Гальченко Н.К., Миронов Ю.П. Пластичность и сверхпластичность высокоазотистых хромомарганцевых сталей // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. № 6. С. 79–83.
- Maznichevsky A.N., Sprikut R.V., Goikhenberg Y.N. Investigation of Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steel // Materials Science Forum. 2020. Vol. 989 MSE. P. 152–159. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.989.152](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.989.152).

6. 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. DOI: [10.7868/S0015323017020097](https://doi.org/10.7868/S0015323017020097).
7. Приданцев М.В., Талов Н.П., Левин Ф.Л. Высокопрочные аустенитные стали. М.: Металлургия, 1969. 247 с.
8. Мазничевский А.Н., Гойхенберг Ю.Н., Сприкут Р.В., Савушкина Е.С. Влияние азота на механические свойства и технологическую пластичность аустенитной стали // *Вестник Южно-Уральского государственного университета*. Серия: Металлургия. 2019. Vol. 19. № 2. P. 25–35.
9. Gavriljuk V.G., Berns H., Escher C., Glavatskaya N.I., Sozinov A., Petrov Yu.N. Grain boundary strengthening in austenitic nitrogen steels // *Materials Science and Engineering: A*. 1999. Vol. 271. № 1-2. P. 14–21. DOI: [10.1016/S0921-5093\(99\)00272-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00272-5).
10. Masumura T., Seto Y., Tsuchiyama T., Kimura K. Work-hardening mechanism in high-nitrogen austenitic stainless steel // *Materials Transactions*. 2020. Vol. 61. № 4. P. 678–684. DOI: [10.2320/matertrans.H-M2020804](https://doi.org/10.2320/matertrans.H-M2020804).
11. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Захарова Е.Г., Лузгина Н.В., Сехитоглу Х., Караман И. Деформационное упрочнение и разрушение монокристаллов аустенитных сталей с высокой концентрацией атомов внедрения // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2002. Т. 45. № 3. С. 61–72.
12. Свяжин А.Г., Капусткина Л.М. Азотистые и высокоазотистые стали. Промышленные технологии и свойства // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2019. Т. 62. № 3. С. 173–187. DOI: [10.17073/0368-0797-2019-3-173-187](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-3-173-187).
13. Rashev T.V., Eliseev A.V., Zhekova L.T., Boge P.V. High-nitrogen steel // *Steel in Translation*. 2019. Vol. 49. № 7. P. 433–439. DOI: [10.17073/0368-0797-2019-7-503-510](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-7-503-510).
14. Костина М.В., Ригина Л.Г. Азотосодержащие стали и способы их производства // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 8. С. 606–622. DOI: [10.17073/0368-0797-2020-8-606-622](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622).
15. Shanina B.D., Gavriljuk V.G., Berns H., Schmalt F. Concept of a new high-strength austenitic stainless steel // *Steel research*. 2002. Vol. 73. № 3. P. 105–113. DOI: [10.1002/srin.200200181](https://doi.org/10.1002/srin.200200181).
16. Гаврилюк В.Г. Углерод, азот и водород в сталях: пластичность и хрупкость // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2015. Т. 58. № 10. С. 761–768. DOI: [10.17073/0368-0797-2015-10-761-768](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2015-10-761-768).
17. Блинов В.М. Прогресс в исследовании высокоазотистых сталей коррозионно-стойких стареющих немагнитных сталей с ванадием // *Металлы*. 2007. № 2. С. 44–54.
18. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // *Materials Science and Engineering R: Reports*. 2009. Vol. 65. № 4-6. P. 39–104. DOI: [10.1016/j.mser.2009.03.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001).
19. Astafurov S.V., Maier G.G., Tumbusova I.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Y., Smirnov A.I., Galchenko N.K., Astafurova E.G. The effect of solid-solution temperature on phase composition, tensile characteristics and fracture mechanism of V-containing CrMn-steels with high interstitial content C+N>1 mass. % // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 770. Article number 138534. DOI: [10.1016/j.msea.2019.138534](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138534).
20. 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).
21. Банных О.А., Блинов В.М. Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадийсодержащие стали. М.: Наука, 1980. 190 с.
22. Kikuchi M., Kajihara M., Choi S.K. Cellular precipitation involving both substitutional and interstitial solutes: cellular precipitation of Cr₂N in Cr–Ni austenitic steels // *Materials Science and Engineering: A*. 1991. Vol 146. № 1-2. P. 131–150. DOI: [10.1016/0921-5093\(91\)90273-P](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90273-P).
23. Сагарадзе В.В., Гошицкий Б.Н., Волкова Е.Г., Воронин В.И., Бергер И.Ф., Уваров А.И. Изменение структуры и микронапряжений в аустенитной стали 40X4Г18Ф2 при карбидном старении // *Физика металлов и металловедение*. 2011. Т. 111. № 1. С. 82–92.

REFERENCES

1. Sagaradze V.V., Uvarov A.I. *Uprochnenie i svoystva austenitnykh staley* [Hardening and properties of austenitic steels]. Ekaterinburg, RIO UrO RAN Publ., 2013. 720 p.
2. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steels: structure, properties, manufacture, applications*. Berlin, Springer Science & Business Media Publ., 1999. 378 p.
3. Bannykh O.A. Structural Features and Application Prospects for High-Nitrogen Austenitic Steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, vol. 61, no. 5-5, pp. 287–294. DOI: [10.1007/s11041-019-00418-x](https://doi.org/10.1007/s11041-019-00418-x).
4. Narkevich N.A., Galchenko N.K., Mironov Yu.P. Plasticity and superplasticity of high-nitrogenous chrome-manganese steels. *Fizicheskaya mezhmekhanika*, 2004, vol. 7, no. 6, pp. 79–83.
5. Maznichevsky A.N., Sprikut R.V., Goikhenberg Y.N. Investigation of Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steel. *Materials Science Forum*, 2020, vol. 989 MSE, pp. 152–159. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.989.152](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.989.152).
6. 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. DOI: [10.1134/S0031918X17020090](https://doi.org/10.1134/S0031918X17020090).
7. Pridantsev M.V., Talov N.P., Levin F.L. *Vysokoprochnye austenitnye stali* [High-strength austenitic steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 247 p.

8. Maznichenkiy A.N., Goykhenberg Yu.N., Sprikut R.V., Savushkina E.S. Influence of nitrogen on mechanical properties and technological plasticity of austenitic steel. *Vestnik Yuzhno-Uralskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*, 2019, vol. 19, no. 2, pp. 25–35.
9. Gavriljuk V.G., Berns H., Escher C., Glavatskaya N.I., Sozinov A., Petrov Yu.N. Grain boundary strengthening in austenitic nitrogen steels. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, vol. 271, no. 1-2, pp. 14–21. DOI: [10.1016/S0921-5093\(99\)00272-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00272-5).
10. Masumura T., Seto Y., Tsuchiyama T., Kimura K. Work-hardening mechanism in high-nitrogen austenitic stainless steel. *Materials Transactions*, 2020, vol. 61, no. 4, pp. 678–684. DOI: [10.2320/matertrans.H-M2020804](https://doi.org/10.2320/matertrans.H-M2020804).
11. Chumlyakov Yu.I., Kireeva I.V., Zakharova E.G., Luzginova N.V., Sekhitoglu Kh., Karaman I. Mechanical hardening and fracture of monocrystals of austenitic high-interstitial steels. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Fizika*, 2002, vol. 45, no. 3, pp. 61–72.
12. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M. Nitrogen steels and high nitrogen steels. Industrial technologies and properties. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2019, vol. 62, no. 3, pp. 173–187. DOI: [10.17073/0368-0797-2019-3-173-187](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-3-173-187).
13. Rashev T.V., Eliseev A.V., Zhekova L.T., Boge P.V. High-nitrogen steel. *Steel in Translation*, 2019, vol. 49, no. 7, pp. 433–439. DOI: [10.17073/0368-0797-2019-7-503-510](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-7-503-510).
14. Kostina M.V., Rigina L.G. Nitrogen-containing steels and methods of their production. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2020, vol. 63, no. 8, pp. 606–622. DOI: [10.17073/0368-0797-2020-8-606-622](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622).
15. Shanina B.D., Gavriljuk V.G., Berns H., Schmalt F. Concept of a new high-strength austenitic stainless steel. *Steel research*, 2002, vol. 73, no. 3, pp. 105–113. DOI: [10.1002/srin.200200181](https://doi.org/10.1002/srin.200200181).
16. Gavriljuk V.G. Influence of interstitial carbon, nitrogen, and hydrogen on the plasticity and brittleness of steel. *Steel in Translation*, 2015, vol. 45, no. 10, pp. 747–753. DOI: [10.3103/S0967091215100046](https://doi.org/10.3103/S0967091215100046).
17. Blinov V.M. The progress in the research of high-nitrogen rust-resisting ageing nonmagnetic steels with vanadium. *Metally*, 2007, no. 2, pp. 44–54.
18. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 2009, vol. 65, no. 4-6, pp. 39–104. DOI: [10.1016/j.msere.2009.03.001](https://doi.org/10.1016/j.msere.2009.03.001).
19. Astafurov S.V., Maier G.G., Tumbusova I.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Y., Smirnov A.I., Galchenko N.K., Astafurova E.G. The effect of solid-solution temperature on phase composition, tensile characteristics and fracture mechanism of V-containing CrMn-steels with high interstitial content C+N>1 mass. %. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 770, article number 138534. DOI: [10.1016/j.msea.2019.138534](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138534).
20. 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 Tol'yatinskogo 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).
21. Bannykh O.A., Blinov V.M. *Dispersionno-tverdeyushchie nemagnitnye vandiysoderzhashchie stali* [Age-hardened nonmagnetic vanadium-containing steels]. Moscow, Nauka Publ., 1980. 190 p.
22. Kikuchi M., Kajihara M., Choi S.K. Cellular precipitation involving both substitutional and interstitial solutes: cellular precipitation of Cr₂N in Cr–Ni austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 1991, vol. 146, no. 1-2, pp. 131–150. DOI: [10.1016/0921-5093\(91\)90273-P](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90273-P).
23. Sagaradze V.V., Goshchitskii B.N., Volkova E.G., Voronin V.I., Berger I.F., Uvarov A.I. Evolution of the microstructure and microstresses in the 40KH4G18F2 steel upon carbide aging. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 111, № 1, pp. 80–90.

The influence of aging on phase composition and mechanical properties of vanadium-alloyed high-nitrogen steel

© 2022

Irina A. Tumbusova*^{1,2,3}, engineer, studentGalina G. Maier^{1,4}, PhD (Physics and Mathematics),

researcher of Laboratory of Physics of Structural Transformations

¹Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)²Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)*E-mail: tumbusova031098@mail.ru³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6793-4324>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

Received 19.07.2021

Accepted 14.02.2022

Abstract: Complex solid solution hardening of austenitic chrome-manganese steels by nitrogen and carbon is one of the most effective ways of production of high-nitrogen austenitic steels (HNS) without using special casting methods. To enhance the solubility of interstitials in the metal liquid state and suppress undesired secondary phases of Cr₂N and Cr₂₃C₆, the carbide-forming elements (for instance, vanadium) are added to the HNS composition. By now, there are no experimental works on the age-hardening of ultrahigh-interstitial vanadium steels (more than 1 % wt.). In the present work, the authors used the X-ray structure analysis method, electron microscopy, and the uniaxial static tensile tests to study the effect of temperature (600 °C and 700 °C) and duration (0.5 h, 5 h) of age-hardening on the structure and mechanical

properties of ultrahigh-interstitial vanadium-containing Cr–Mn steel (Fe–22Cr–26Mn–1.3V–0.7C–1.2N, N+C=1.9 % wt.). The experiments demonstrated that due to the complex decomposition (by intermittent and continuous mechanisms) of austenite saturated by interstitials, the aging at 600 °C and 700 °C is accompanied by a solid-solution hardening of the austenitic phase by carbonitrides Cr₂(N, C) and (V,Cr)(N,C). The study identified that the increased temperature and prolongation of age-hardening stimulate the movement of intermittent decomposition front from the boundaries to the center of austenitic grains. (V,Cr)(N,C) particles formed by the continuous decomposition in the austenitic grains hinder the propagation of the reaction front, meanwhile, the large spherical (V,Cr)(N,C) and Cr₂(N,C) particles, not dissolved after quenching, have little effect on its movement. At the chosen age-hardening modes, the yield strength of steel increases, and the fracture elongation decreases.

Keywords: Fe–22Cr–26Mn–1.3V–0.7C–1.2N steel; age-hardening; carbonitrides; solid-solution hardening; intermittent decomposition; ultimate yield strength; ductility.

Acknowledgements: The paper was supported by the Russian Foundation of Fundamental Research and the Tomsk Region Administration (Project No. 18-48-700042_r_a).

The research was carried out on the equipment of the Core Facility Centre “Nanotech” of ISPMS SB RAS.

The authors express their gratitude to Doctor of Sciences (Physics and Mathematics) E.G. Astafurova, PhD (Physics and Mathematics) S.V. Astafurov, V.A. Moskvina, M.Yu. Panchenko. K.A. Reunova, E.V. Melnikov for their help in conducting the research.

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: Tumbusova I.A., Maier G.G. The influence of aging on phase composition and mechanical properties of vanadium-alloyed high-nitrogen steel. *Frontier Materials and Technologies*, 2022, no. 1, pp. 82–90. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-1-82-90.