

Влияние механизма дисперсионного твердения на закономерности пластической деформации и разрушения ванадийсодержащей высокоазотистой аустенитной стали

© 2020

Михно Анастасия Сергеевна^{*1,2,3}, студент, инженер лаборатории физики структурных превращений

Панченко Марина Юрьевна^{2,4}, аспирант,

младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях

Майер Галина Геннадьевна^{2,5}, кандидат физико-математических наук,

научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

Москвина Валентина Александровна^{2,6}, аспирант,

младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях

Мельников Евгений Васильевич^{2,7}, младший научный сотрудник

лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях

Астафуров Сергей Владимирович^{2,8}, кандидат физико-математических наук,

старший научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

Астафурова Елена Геннадьевна^{2,9}, доктор физико-математических наук,

ведущий научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск (Россия)

²Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

*E-mail: nastia.mihno@yandex.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9996-914X>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8238-6055>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

Аннотация: Легирование аустенитных сталей азотом повышает их коррозионную стойкость и улучшает механические свойства. Высокоазотистые аустенитные стали при термических обработках способны к дисперсионному твердению и росту прочностных характеристик. В работе исследовали влияние продолжительности старения при температурах 700 °С и 800 °С на структуру, фазовый состав, закономерности пластической деформации и механизмы разрушения высокоазотистой хромомарганцевой аустенитной стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N (мас. %), легированной ванадием. Было выявлено, что после закалки от температуры 1200 °С образцы обладают высокими прочностными свойствами, пластичностью и содержат крупные (300–500 нм) частицы (V,Cr)(N,C). Старение при температурах 700 °С и 800 °С способствует комплексным реакциям прерывистого распада аустенита с образованием пластин Cr₂N в зернах и непрерывного распада с образованием частиц на основе нитрида ванадия в аустените. При длительном старении (в течение 50 ч для 700 °С и 10 ч для 800 °С) в образцах происходит образование интерметаллидной σ-фазы. Наблюдаемые фазовые превращения при старении сопровождаются изменением макроскопического и микроскопического механизма излома в образцах исследуемой стали. В исходном состоянии образцы обладают транскристаллитным вязким изломом. При режимах старения происходит смена механизма разрушения на смешанный с элементами хрупкого интеркристаллитного и вязкого транскристаллитного. При увеличении продолжительности старения и реализации комплексных реакций распада твердого раствора образцы разрушаются транскристаллитно хрупко с образованием квазисколов на поверхностях разрушения. Образцы, состаренные при температурах 700 °С и 800 °С, имеют близкие механизмы и закономерности дисперсионного твердения, но увеличение температуры старения вызывает увеличение скорости распада твердого раствора, описанная выше последовательность превращений и соответствующая им последовательность изменения механизмов разрушения стали реализуется быстрее при повышении температуры старения.

Ключевые слова: высокоазотистая сталь; Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N; аустенит; дисперсионное твердение; σ-фаза; карбонитриды; прерывистый распад.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 17-19-01197).

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: 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.

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные стали широко используются в различных сферах производства, поскольку они обладают рядом важных служебных характеристик. К преимуществам данных сталей относятся жаропрочность, холодостойкость, способность обеспечивать коррозионную и электрохимическую стойкость [1]. К недостаткам аустенитных сталей относят низкий предел текучести, низкую поверхностную твердость и недостаточную износостойкость. Для усовершенствования свойств и расширения области практического применения в производстве применяются различные методики, такие как легирование, термические и химико-термические обработки, деформационные обработки, методы поверхностного упрочнения и т. д. [2; 3].

Одним из методов повышения прочности, предела текучести и коррозионной стойкости аустенитных сталей является легирование атомами внедрения, в частности азотом [4]. Нержавеющие аустенитные стали с добавлением азота широко распространены и обладают высокой устойчивостью к коррозии, хорошей податливостью, ударной вязкостью и свариваемостью [3]. Они применяются в атомной промышленности и электроэнергетике из-за высоких механических характеристик при повышенных температурах, а также в медицинской и нефтедобывающей промышленности [5]. Преимущество азота в аустенитных нержавеющих сталях проявляется главным образом, когда этот элемент находится в твердом растворе, так как он стабилизирует аустенит, вызывает твердорастворное упрочнение и препятствует образованию мартенсита, вызванного деформацией [6].

Известно, что высокоазотистые аустенитные стали обладают термической нестабильностью в интервале температур 500–1000 °С. При старении происходят процессы образования карбидов и нитридов, сопровождающиеся изменениями механических свойств образцов [7; 8]. Помимо выделения нитридов и карбидов может происходить выделение интерметаллидных фаз (σ -фаза, χ -фаза), что может приводить к деградации механических характеристик стали [9–11].

Многочисленные исследования показали, что нитрид хрома Cr_2N является основной вторичной фазой в высокоазотистых сталях. Морфология и механизм выделения частиц Cr_2N зависят от состава стали, температуры и продолжительности старения. В основном выделения Cr_2N образуются на границах зерен в результате прерывистого распада твердого раствора аустенита. Появление таких выделений вызывает значительное падение пластичности и коррозионной стойкости сталей [12; 13]. В исследованиях V. Kartik и соавторов [14] было изучено влияние продолжительности старения (1–200 ч) при температуре 850 °С на механические свойства и микроструктуру высокоазотистой аустенитной стали Fe-18Cr-19Mn-0,3Si-0,1C-0,5N мас. %. Уже после 1 ч старения авторы идентифицировали выделение частиц Cr_2N по границам зерен. В работе [15] на основании сравнения экспериментальных данных и моделирования было установлено, что ударная вязкость зависит как от плотности распределения, так и от размеров нитридов. Добавление сильных карбидо- и нитридообразователей, таких как ванадий, уменьшает негативные эффекты от формирования частиц Cr_2N по гра-

ницам аустенитных зерен за счет формирования частиц на основе ванадия в процессе непрерывного распада аустенита [16]. О.А. Банных и В.М. Блинов в работе [17] показали, что в высокоазотистых хромомарганцевых сталях при легировании ванадием возможен переход от прерывистого распада аустенита с образованием нитридов хрома к непрерывному выделению частиц на основе нитрида ванадия. С другой стороны, в исследованиях D. Knutsen с соавторами [18] было продемонстрировано, что в высокоазотистых сталях 24Cr-18Mn-1N ванадий способствует реакции прерывистого выделения фазы M_2X в интервале температур 800–1000 °С.

Распределение и морфология выделившихся частиц являются важными факторами, определяющими механические и пластические свойства высокоазотистых сталей [19]. Таким образом, из-за широкого спектра применения во многих сферах промышленности необходимы дальнейшие исследования влияния механизмов дисперсионного твердения на разрушение и пластическую деформацию ванадийсодержащей высокоазотистой аустенитной стали.

Цель работы – выявление влияния дисперсионного твердения при различной продолжительности обработки старением при температурах 700 °С и 800 °С на структуру, фазовый состав, закономерности пластической деформации и механизм разрушения высокоазотистой хромомарганцевой аустенитной стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N (мас. %), легированной ванадием.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования была выбрана высокоазотистая аустенитная сталь (ВАС) с химическим составом Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,2Ni-0,3C-0,86N (мас. %).

После горячей прокатки при температуре 1150 °С из стальных прутков вырезали образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 1,3×3×16 мм для испытаний на одноосное статическое растяжение. Далее проводили закалку образцов в воду после получасовой выдержки при температуре 1200 °С, а затем старение при температурах 700 °С и 800 °С продолжительностью от 30 мин до 50 ч. Старение образцов проводили в среде инертного газа с последующей закалкой в воду.

Для исследования микроструктуры полученных после обработки старением образцов проводили стандартную обработку шлифованием, а затем электролитическую полировку в растворе 25 мл CrO_3 + 210 мл H_3PO_4 . Поверхности образцов были исследованы при помощи световой микроскопии (микроскоп Altami Met 1C).

Рентгеновский дифрактометр ДРОН-3 с Cu-K α излучением использовался для исследования фазового состава и структурных параметров стали. Параметры решетки (a) фаз были получены с использованием экстраполяционной функции $a=f(\cos\Theta \times \cot\Theta)$ для всех дифракционных пиков [20]. Для исследования микроструктуры образцов использовался просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) Technai G2 FEI. Растяжение с начальной скоростью $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ проводили при комнатной температуре на установке LFM 125 (Walter+Bai AG). Поверхности разрушения образцов изучали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) (VEGA3 TESCAN).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены рентгенограммы, полученные для образцов стали после старения при температурах 700 °С и 800 °С в течение 0,5–50 ч. На рентгенограмме, соответствующей исходному состоянию ВАС (после закалки 1200 °С, 30 мин) (рис. 1), наблюдали рефлексы от аустенита γ_{N1} с параметром решетки $a=3,63 \text{ \AA}$, что указывает на высокое содержание атомов внедрения (азот, углерод) в твердом растворе. Обнаружены рефлексы с межплоскостными расстояниями, близкими

к частицам на основе ванадия $(V,Cr)(C,N)$ (ГЦК), но их интенсивность низка на уровне фона.

С увеличением продолжительности старения наблюдается смещение линий аустенита в сторону больших углов дифракции, что свидетельствует об уменьшении параметра решетки аустенитной фазы (рис. 2). Старение при температуре 700 °С продолжительностью более 5 ч вызывает появление линий нитрида хрома Cr_2N и аустенита, обедненного по атомам внедрения, с параметром решетки $\gamma_{N2}=3,58 \text{ \AA}$. После старения при температуре 700 °С с выдержкой 50 ч на рентгенограммах идентифицируются дифракционные пики, соответствующие σ -фазе (рис. 1 а).

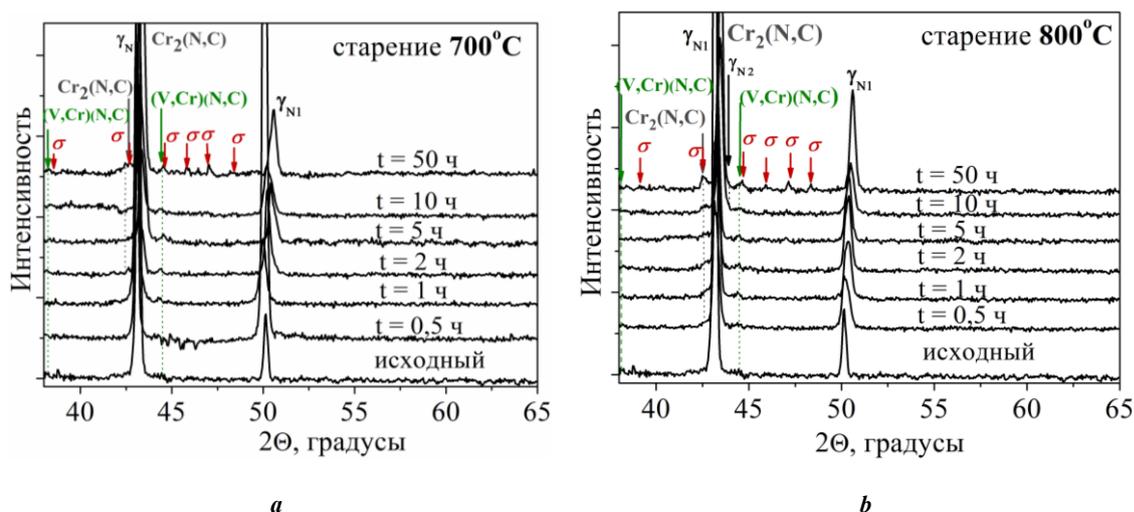


Рис. 1. Влияние продолжительности старения при температурах 700 °С (а) и 800 °С (б) на вид рентгенограмм для стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N
Fig. 1. The influence of duration of aging at the temperature of 700 °С (а) and 800 °С (б) on the form of X-ray patterns for Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N steel

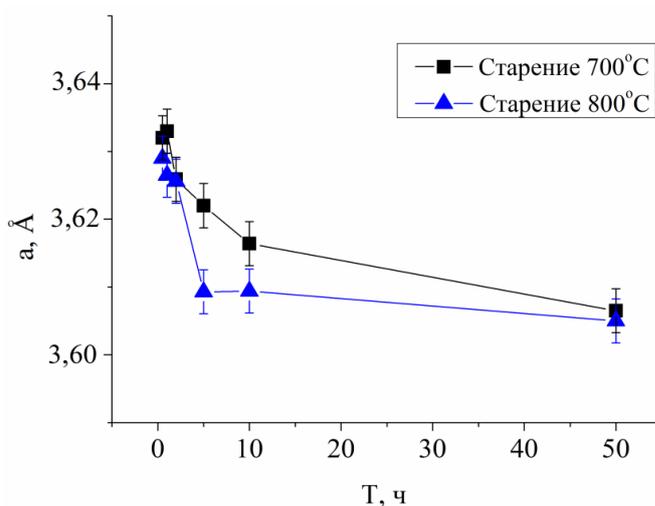


Рис. 2. Зависимость параметра решетки аустенита (γ_N) от продолжительности старения при температурах 700 °С и 800 °С
Fig. 2. The dependence of austenite (γ_N) lattice parameter on the duration of aging at the temperature of 700 °С and 800 °С

Последовательность изменения фазового состава образцов, состаренных при температуре 800 °С, аналогична последовательности изменений, происходящих при старении 700 °С, 0,5–50 ч. При повышении температуры старения происходит увеличение интенсивности отражений с межплоскостными расстояниями, соответствующими нитриду хрома Cr₂N и σ-фазе, и эти фазы выявляются при меньших продолжительностях вы-

держки (рис. 1 б). Это свидетельствует о том, что скорость превращения (распада) аустенита увеличивается при росте температуры старения.

Увеличение температуры старения сопровождается более быстрым уменьшением параметра решетки γ_{N1}-аустенита (рис. 2).

На рис. 3 представлены ПЭМ-изображения микроструктуры образцов, состаренных при температурах

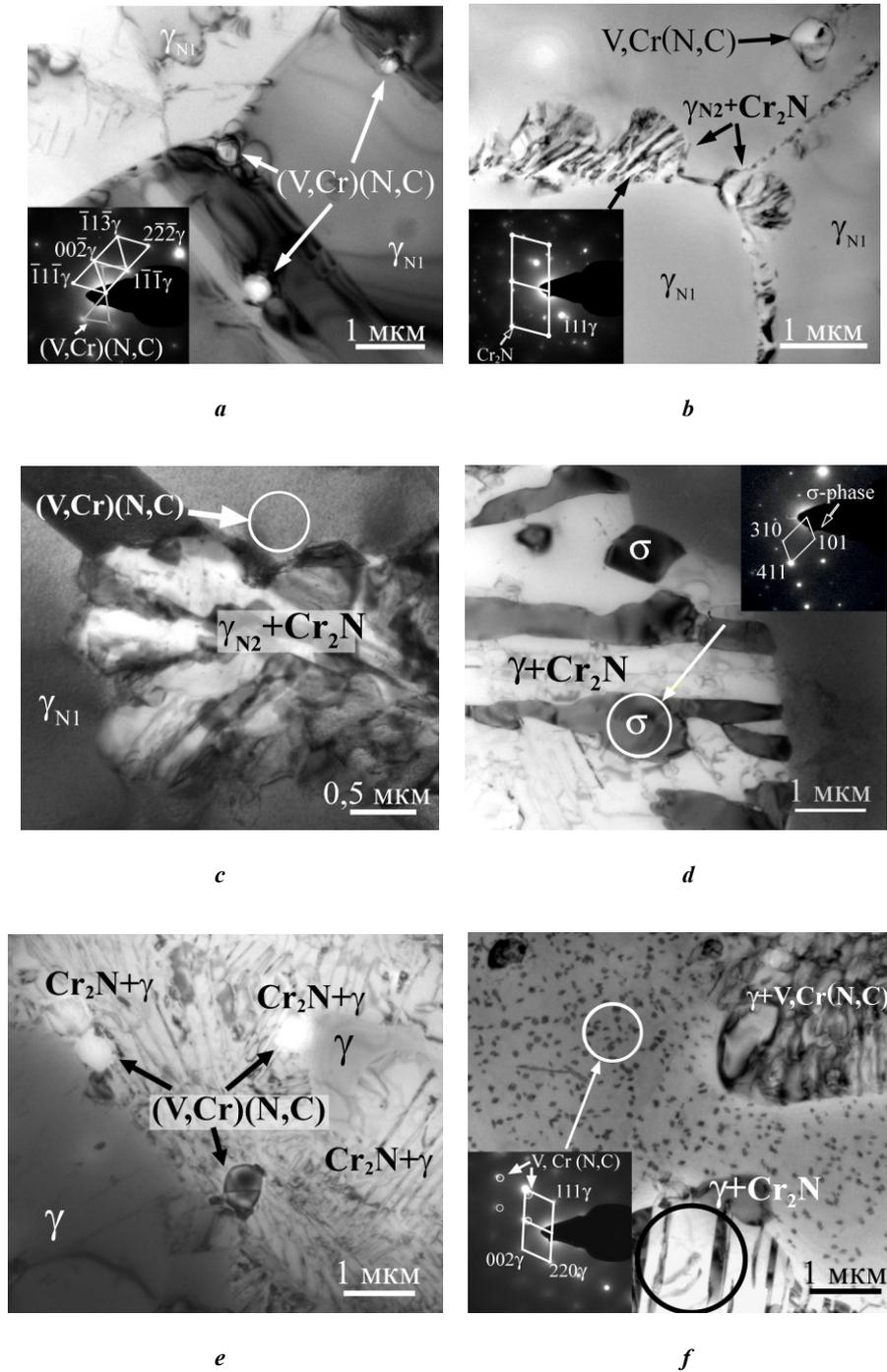


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N после закалки (а) и после старения (б–ф) по режимам:

б – 700 °С, 0,5 ч; в – 700 °С, 10 ч; д – 700 °С, 50 ч; е – 800 °С, 0,5 ч; ф – 800 °С, 10 ч

Fig. 3. Bright-field electron transmission microscopy images of microstructure of Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N steel after quenching (a) and after aging (b–f) according to the modes:

б – 700 °С, 0.5 h; в – 700 °С, 10 h; д – 700 °С, 50 h; е – 800 °С, 0.5 h; ф – 800 °С, 10 h

700 °С и 800 °С в течение 0,5–50 ч. В исходном состоянии (закалка 1200°С, 30 мин) наблюдаются аустенитные зерна с частицами (V,Cr)(C,N), размер которых лежит в интервале 300–400 нм (рис. 3 а). После старения 700 °С, 0,5 ч наблюдаются центры зарождения ячеек прерывистого распада аустенита на границах зерен с образованием нитридов Cr₂N и обедненного по азоту аустенита γ_{N2} (рис. 3 б). При увеличении продолжительности старения прерывистый распад не только происходит по границам зерен, но и распространяется вглубь зерна (рис. 3 с, 3 d). Данный процесс замедляется частицами V,Cr(N,C), находящимися в объеме аустенитных зерен и образующимися в результате непрерывного распада высокоазотистого аустенита. После увеличения продолжительности обработки до 50 ч на границах зерен, претерпевших прерывистый распад и обедненных по азоту, происходит выделение σ-фазы (рис. 3 d), то есть старение ванадийсодержащей стали сопровождается комплексными реакциями распада – по прерывистому и непрерывному механизмам формирования вторичных фаз.

Электронно-микроскопические исследования подтверждают данные рентгенофазового анализа о том, что с повышением температуры старения реакции распада в аустените протекают быстрее. Так, после выдержки длительностью в течение 0,5 ч при температуре 800 °С происходит образование пластин нитрида хрома Cr₂N по прерывистому механизму от границ в объем зерна, полностью заполняя часть аустенитных зерен (рис. 3 е). Помимо прерывистого выделения нитридов Cr₂N, в зернах аустенита происходит непрерывное зарождение и рост наноразмерных нитридов ванадия. Методом ПЭМ такие частицы обнаружены после старения стали при температуре 700 °С в течение 10 ч, а при повышении температуры до 800 °С они идентифицируются после 5 ч выдержки. Сначала данные частицы нитрида ванадия выявляются в виде «крапчатого» контраста на светлопольных ПЭМ-изображениях образцов (рис. 3 с), а при повышении температуры и продолжительности старения наблюдаются в виде когерентных включений

размерами в десятки нанометров (рис. 3 f). Такие частицы распределены равномерно по всему объему аустенитного зерна.

Описанная эволюция структуры и фазового состава коррелирует с изменениями механических свойств стали. На рис. 4 приведены зависимости предела текучести и удлинения при одноосном растяжении от продолжительности старения при температурах 700 °С и 800 °С. Анализ представленных данных показывает, что при обеих температурах старения увеличение продолжительности выдержки приводит к повышению условного предела текучести и значительному снижению пластичности, что обусловлено прерывистым выделением нитридов Cr₂(N,C) преимущественно по границам на ранних этапах старения. Значительное падение пластичности стали при старении 800 °С, 0,5 ч связано с более активным протеканием процессов зарождения и роста вторичных фаз, по сравнению с температурой старения 700 °С. При более продолжительном старении происходит формирование интерметаллидной σ-фазы, что дополнительно к дисперсионному твердению приводит к ухудшению пластических свойств материала и почти полной потере пластичности.

Исследования поверхностей разрушения образцов методом РЭМ показали, что в исходных (1200 °С, 30 мин) образцах происходит транскристаллитное вязкое разрушение с формированием большого количества ямок излома на поверхностях разрушения (рис. 5 а). Дисперсионное твердение сопровождается переходом к смешанному микромеханизму излома. После выдержки 0,5 ч при температуре 700 °С на поверхности разрушения образцов наблюдаются вторичные микротрещины по границам зерен, число которых увеличивается с увеличением продолжительности старения (рис. 5 б, 5 с). Также наблюдаются области с транскристаллитным вязким изломом аустенитных зерен, в которых не произошла реакция прерывистого распада. На поверхности разрушения образцов, состаренных в течение 10 ч при температуре 700 °С, наблюдается больше элементов

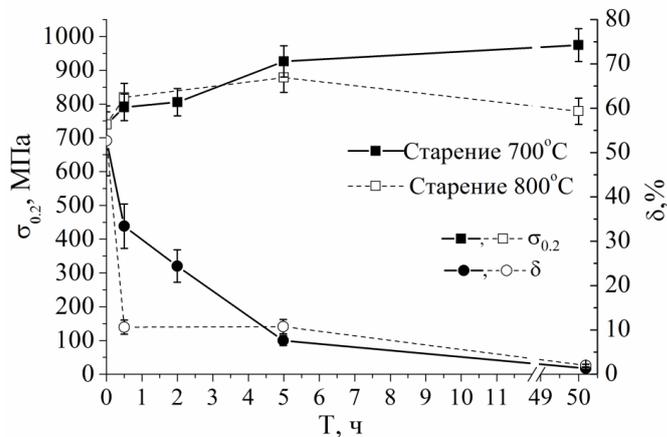


Рис. 4. Влияние продолжительности старения при температурах 700 °С и 800 °С на механические свойства стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N
 Fig. 4. The influence of duration of aging at the temperature of 700 °С and 800 °С on the mechanical properties of Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N steel

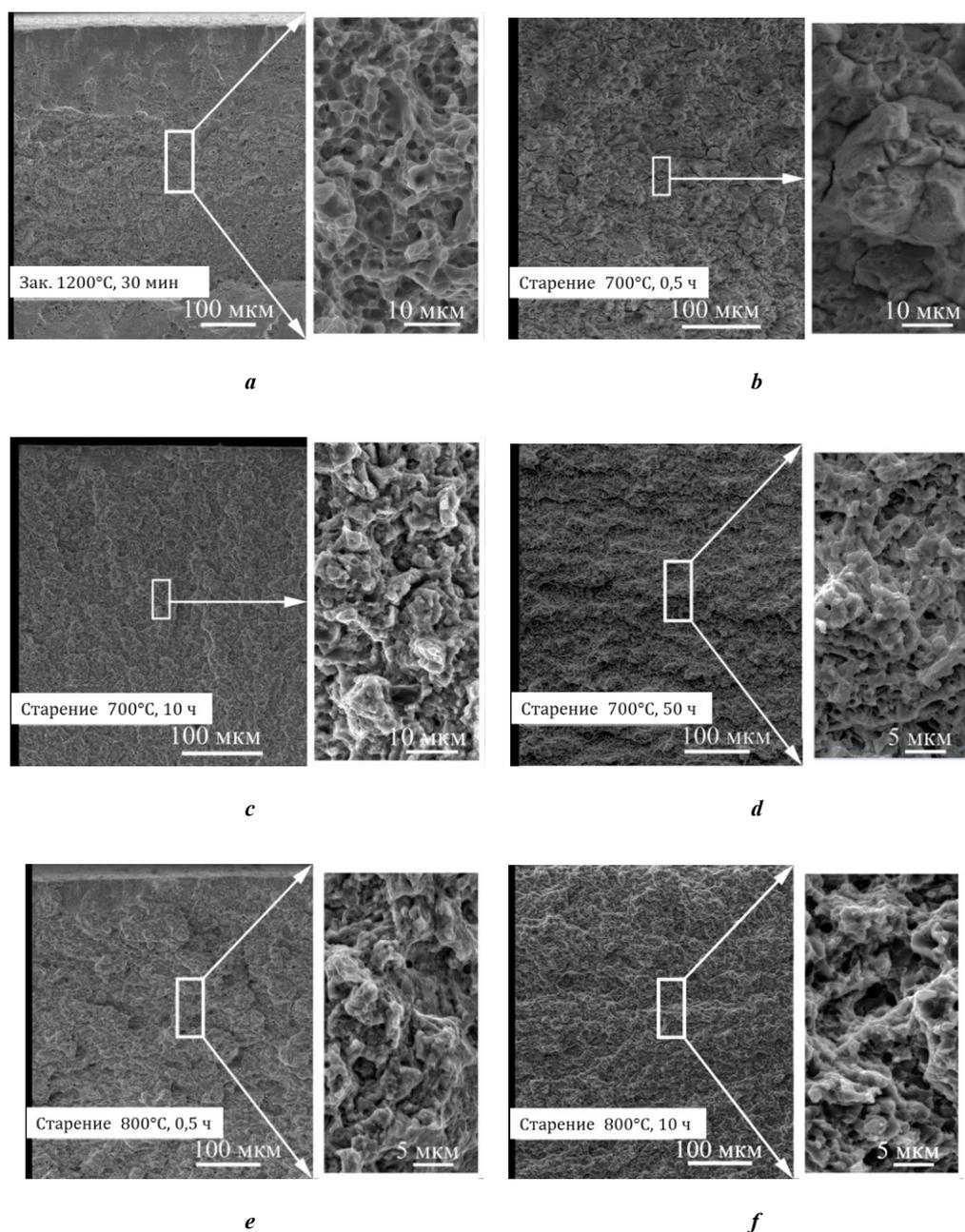


Рис. 5. РЭМ-изображения поверхности излома образцов стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,9N после закалки (a) и после старения (b–f) по режимам:

b – 700 °С, 0,5 ч; c – 700 °С, 10 ч; d – 700 °С, 50 ч; e – 800 °С, 0,5 ч; f – 800 °С, 10 ч

Fig. 5. SEM-image of fracture surface of Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.9N steel specimens after quenching (a) and after aging (b–f) according to the modes:

b – 700 °С, 0.5 h; c – 700 °С, 10 h; d – 700 °С, 50 h; e – 800 °С, 0.5 h; f – 800 °С, 10 h

хрупкого механизма разрушения, большее число сколов, по сравнению с меньшими продолжительностями старения при этой же температуре. Это вызвано увеличением доли аустенитных зерен, в которых протекают или завершились реакции прерывистого распада. При увеличении продолжительности старения до 50 ч происходит переход к макроскопически хрупкому разрушению образцов. Поверхности излома имеют сложную морфологию: области вязкого ямочного излома (обедненный по азоту аустенит), хрупкие фасетки и элементы

транскристаллитных сколов (рис. 5 d), связанные с выделением σ -фазы или пластин и частиц карбонитридов.

В образцах, состаренных при температуре 800 °С, процессы гомогенного и гетерогенного распада протекают быстрее, поэтому изменение характера разрушения, как и при меньшей температуре (рис. 5 e, 5 f), происходит аналогично: прерывистое выделение нитридов по границам зерен способствует формированию интеркристаллитных трещин, а распространение реакции распада на все зерно вызывает формирование хрупкого транскристаллитного разрушения.

В высокоазотистой стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N, легированной ванадием, формируются некогерентные крупные частицы на основе нитрида ванадия (V,Cr)(N,C), равномерно распределенные в аустенитных зернах. Эти частицы полностью не растворяются при выдержке под закалку 1200 °С, 30 мин: размер частиц составляет 300–500 нм. Такие крупные некогерентные частицы слабо влияют на макроскопический и микроскопический механизм разрушения высокоазотистого аустенита. Закаленные образцы разрушаются транскристаллитно вязко. При старении на первом этапе происходит образование ячеек прерывистого распада по границам аустенитных зерен, а затем рост пластин Cr₂N в аустените, обедненном по атомам внедрения. Методами электронной микроскопии выявлено, что крупные частицы (V,Cr)(N,C) с небольшой объемной долей не могут подавить механизм дисперсионного твердения в высокоазотистых сталях, но они являются препятствием для роста ячеек прерывистого распада. Пластины нитридов Cr₂N в процессе зарождения и роста либо тормозятся у таких крупных частиц, либо огибают их, и реакция прерывистого выделения фаз распространяется постепенно на все аустенитное зерно. Рост частиц Cr₂N в теле зерен, в свою очередь, вызывает изменение механизма разрушения. Оно происходит вдоль пластин Cr₂N/аустенит в теле зерна.

Выделение ячеек Cr₂N преимущественно по границам зерен при малых временах старения приводит к смене механизма разрушения от транскристаллитного вязкого в закаленном состоянии к смешанному в состаренном. Анализ данных механических свойств показывает, что, выделяясь по границам зерен, нитриды хрома не вызывают существенного роста условного предела текучести, но значительно снижают пластичность стали.

На следующем этапе реализуется комплексная реакция прерывистого и непрерывного выделения фаз. При длительных продолжительностях старения (700 °С после 10 ч, при 800 °С после 5 ч) происходит гомогенное выделение когерентных наноразмерных частиц на основе нитрида ванадия (V,Cr)(N,C) в аустенитных зернах, не претерпевших распад. В зернах, где реализовано гомогенное выделение таких частиц, процесс прерывистого распада аустенита подавлен. При этом образование большого количества однородно распределенных дисперсных когерентных частиц в теле зерна при старении способствует формированию транскристаллитного хрупкого излома по механизму квазискола.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

При обработке старением высокоазотистой хромомарганцевой аустенитной стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N (мас. %) при температурах 700 °С и 800 °С на рентгенограммах и металлографических шлифах явно наблюдали свидетельства комплексных реакций прерывистого распада аустенита с образованием пластин нитрида хрома Cr₂N в аустенитных зернах и непрерывного распада с образованием частиц на основе ванадия в аустените. При длительном старении (50 ч для 700 °С и 10–50 ч для 800 °С) также происходит выделение интерметаллидной σ-фазы. Старение при большей температуре приводит к увеличению скорости и полноты распада.

Закаленные образцы высокоазотистой ванадийсодержащей стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,3C-0,86N, содержащие однородно распределенные крупные частицы (V,Cr)(N,C), обладают высокими значениями условного предела текучести, хорошей пластичностью и разрушаются вязко с формированием транскристаллитного ямочного излома. Дисперсионное твердение не вызывает существенного роста условного предела текучести, но способствует снижению удлинения стали при растяжении и изменению механизма ее разрушения. Прерывистое выделение нитридов хрома Cr₂N преимущественно по границам зерен приводит к смене механизма разрушения на смешанный, на поверхности разрушения присутствуют элементы хрупкого интеркристаллитного разрушения. При режимах старения, которые способствуют реализации комплексной реакции: прерывистого распада аустенита с образованием пластин нитрида хрома Cr₂N в аустените и непрерывного распада с образованием частиц (V,Cr)(N,C) в аустенитных зернах, разрушение происходит хрупко с формированием транскристаллитных сколов на поверхности разрушения состаренных образцов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yuan Z., Dai Q.X., Cheng X.N., Chen K.M. Microstructural thermostability of high nitrogen austenitic stainless steel // *Materials Characterization*. 2007. Vol. 58. № 1. P. 87–91.
2. Захарова Е.Г., Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Майер Г.Г. Влияние легирования алюминием на механизмы деформационного упрочнения монокристаллов аустенитной стали Гадфильда // *Физическая мезомеханика*. 2004. Т. 7. № S1-1. С. 233–236.
3. Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels // *Materials Science and Engineering A*. 1996. Vol. 207. № 2. P. 159–169.
4. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
5. Сагарадзе В.В., Фомина О.В., Вихарева Т.В., Катаева Н.В., Кабанова И.Г., Завалишин В.А. Особенности распада дельта-феррита в азотосодержащих аустенитных сталях // *Физика металлов и металлосведение*. 2018. Т. 119. № 3. С. 296–302.
6. Lo K., Shek C., Lai J. Recent developments in stainless steels // *Materials Science and Engineering R: Reports*. 2009. Vol. 65. № 4-6. P. 39–104.
7. Machado I., Carvalho P., Padilha A. Austenite instability and precipitation behavior of high nitrogen stainless steel // *Stainless Steel: Microstructure, Mechanical Properties and Methods of Application*. Nova Science Publishers, 2015. P. 1–36.
8. Qin F., Li Y., He W., Zhao X., Chen H. Aging precipitation behavior and its influence on mechanical properties of Mn₁₈Cr₁₈N austenitic stainless steel // *Metals and Materials International*. 2017. Vol. 23. № 6. P. 1087–1096.
9. Babakr M., Al-Ahmari A., Al-Jumayyah K., Habiby F. Sigma phase formation and embrittlement of cast iron-chromium nickel (Fe-Cr-Ni) alloys // *Journal of minerals and materials characterization and engineering*.

2008. Vol. 7. № 2. P. 127–145.
DOI: 10.4236/jmmce.2008.72011.
10. Jiang Z., Zhang Z., Li H., Li Z., Ma Q. Evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels // *International journal of minerals, metallurgy and materials*. 2010. Vol. 17. № 6. P. 729–736.
 11. Padilha F., Plaut L., Rios R. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels // *ISIJ International*. 2003. Vol. 43. № 2. P. 135–143.
 12. Qiao Y., Chen J., Zhou H., Wang Y., Song Q., Li H., Zheng Z. Effect of solution treatment on cavitation erosion behavior of high-nitrogen austenitic stainless steel // *Wear*. 2019. Vol. 424–425. P. 70–77.
 13. Zhang Z., Jiang Z., Li H., Zhang B., Fan S., Li Z., Feng H., Zhu H. Precipitation behavior and phase transformation mechanism of super austenitic stainless steel S32654 during isothermal aging // *Materials characterization*. 2018. Vol. 137. P. 244–255.
 14. Kartik B., Veerababu R., Sundararaman M., Satyanarayana D.V.V. Effect of high temperature ageing on microstructure and mechanical properties of a nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel // *Material science and Engineering A*. 2015. Vol. 642. P. 288–296.
 15. Pettersson N., Frisk K., Fluch R. Experimental and computational study of nitride precipitation in a CrMnN austenitic stainless steel // *Material science and engineering A*. 2017. Vol. 684. P. 435–441.
 16. Blinov V.M. Progress in the study of high-nitrogen corrosion-resistant aging nonmagnetic vanadium steels // *Russian metallurgy*. 2007. Vol. 2007. № 2. P. 127–135.
 17. Bannykh O., Blinov V. On the effect of discontinuous decomposition on the structure and properties of high-nitrogen steel and on methods for suppression thereof // *Steel research*. 1991. Vol. 62. № 1. P. 38–45.
 18. Knutsen R., Lang C., Basson J. Discontinuous cellular precipitation in a Cr–Mn–N steel with niobium and vanadium additions // *Acta materialia*. 2004. Vol. 52. № 8. P. 2407–2417.
 19. Jiang Z.-H., Zhang Z.-R., Li H.-B., Li Z., Ma Q.-F. Microstructural evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels // *International journal of minerals, metallurgy and materials*. 2010. Vol. 17. № 6. P. 729–736.
 20. Naidu S., Singh T. X-ray characterization of eroded 316 stainless steel // *Wear*. 1993. Vol. 166. № 2. P. 141–145.
 21. Jiang Z., Zhang Z., Li H., Li Z., Ma Q. Evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels. *Ekaterinburg, RIO UrO RAN Publ.*, 2013. 720 p.
 5. Sagaradze V.V., Fomina O.V., Vikhareva T.V., Kataeva N.V., Kabanova I.G., Zavalishin V.A. Features of the Decomposition of Delta Ferrite in Nitrogen-Containing Austenitic Steels. *Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 3, pp. 296–302.
 6. Lo K., Shek C., Lai J. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 2009, vol. 65, no. 4-6, pp. 39–104.
 7. Machado I., Carvalho P., Padilha A. Austenite instability and precipitation behavior of high nitrogen stainless steel. *Stainless Steel: Microstructure, Mechanical Properties and Methods of Application*. Nova Science Publishers, 2015. P. 1–36.
 8. Qin F., Li Y., He W., Zhao X., Chen H. Aging precipitation behavior and its influence on mechanical properties of Mn₁₈Cr₁₈N austenitic stainless steel. *Metals and Materials International*, 2017, vol. 23, no. 6, pp. 1087–1096.
 9. Babakr M., Al-Ahmari A., Al-Jumayyiah K., Habiby F. Sigma phase formation and embrittlement of cast iron-chromium nickel (Fe-Cr-Ni) alloys. *Journal of minerals and materials characterization and engineering*, 2008, vol. 7, no. 2, pp. 127–145.
DOI: 10.4236/jmmce.2008.72011.
 10. Jiang Z., Zhang Z., Li H., Li Z., Ma Q. Evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels. *International journal of minerals, metallurgy and materials*, 2010, vol. 17, no. 6, pp. 729–736.
 11. Padilha F., Plaut L., Rios R. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels. *ISIJ International*, 2003, vol. 43, no. 2, pp. 135–143.
 12. Qiao Y., Chen J., Zhou H., Wang Y., Song Q., Li H., Zheng Z. Effect of solution treatment on cavitation erosion behavior of high-nitrogen austenitic stainless steel. *Wear*, 2019, vol. 424–425, pp. 70–77.
 13. Zhang Z., Jiang Z., Li H., Zhang B., Fan S., Li Z., Feng H., Zhu H. Precipitation behavior and phase transformation mechanism of super austenitic stainless steel S32654 during isothermal aging. *Materials characterization*, 2018, vol. 137, pp. 244–255.
 14. Kartik B., Veerababu R., Sundararaman M., Satyanarayana D.V.V. Effect of high temperature ageing on microstructure and mechanical properties of a nickel-free high nitrogen austenitic stainless steel. *Material science and Engineering A*, 2015, vol. 642, pp. 288–296.
 15. Pettersson N., Frisk K., Fluch R. Experimental and computational study of nitride precipitation in a CrMnN austenitic stainless steel. *Material science and engineering A*, 2017, vol. 684, pp. 435–441.
 16. Blinov V.M. Progress in the study of high-nitrogen corrosion-resistant aging nonmagnetic vanadium steels. *Russian metallurgy*, 2007, vol. 2007, no. 2, pp. 127–135.
 17. Bannykh O., Blinov V. On the effect of discontinuous decomposition on the structure and properties of high-nitrogen steel and on methods for suppression thereof. *Steel research*, 1991, vol. 62, no. 1, pp. 38–45.
 18. Knutsen R., Lang C., Basson J. Discontinuous cellular precipitation in a Cr–Mn–N steel with niobium and vanadium additions. *Acta materialia*, 2004, vol. 52, no. 8, pp. 2407–2417.

REFERENCES

1. Yuan Z., Dai Q.X., Cheng X.N., Chen K.M. Microstructural thermostability of high nitrogen austenitic stainless steel. *Materials Characterization*, 2007, vol. 58, no. 1, pp. 87–91.
2. Zakharova E.G., Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Maier H. The effect of aluminium on strain-hardening mechanisms of austenitic Hadfield steel single crystals. *Fizicheskaya mezhmekhanika*, 2004, vol. 7, no. S1-1, pp. 233–236.
3. Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 1996, vol. 207, no. 2, pp. 159–169.
4. Sagaradze V.V., Uvarov A.I. *Uprochnenie i svoystva austenitnykh staley* [Hardening and properties of

19. Jiang Z.-H., Zhang Z.-R., Li H.-B., Li Z., Ma Q.-F. Microstructural evolution and mechanical properties of aging high nitrogen austenitic stainless steels. *International journal of minerals, metallurgy and materials*, 2010, vol. 17, no. 6, pp. 729–736.
20. Naidu S., Singh T. X-ray characterization of eroded 316 stainless steel. *Wear*, 1993, vol. 166, no. 2, pp. 141–145.

Effect of the precipitation hardening on regularities of plastic deformation and fracture mode of V-alloyed high nitrogen austenitic steel

© 2020

Anastasiya S. Mikhno^{*1,2,3}, student, engineer of the Laboratory of physics of structural transformations
Marina Yu. Panchenko^{2,4}, postgraduate student,
 junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies
Galina G. Maier^{2,5}, PhD (Physics and Mathematics),
 researcher of the Laboratory of physics of structural transformations
Valentina A. Moskvina^{2,6}, postgraduate student,
 junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies
Evgeny V. Melnikov^{2,7}, junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies
Sergey V. Astafurov^{2,8}, PhD (Physics and Mathematics),
 senior researcher of the Laboratory of physics of structural transformations
Elena G. Astafurova^{2,9}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),
 leading researcher of the Laboratory of physics of structural transformations

¹National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)

²Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)

*E-mail: nastia.mihno@yandex.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9996-914X>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8238-6055>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

Abstract: Nitrogen alloying of austenitic steels increases their corrosion resistance and improves mechanical properties. During heat treatment, high-nitrogen austenitic steels tend to the precipitation hardening and the increase of strength characteristics. In the current paper, the authors studied the effect of the duration of age-hardening at the temperatures of 700 °C and 800 °C on the structure, phase composition, plastic flow behavior, and fracture mechanisms of V-alloyed high nitrogen chrome-manganese austenitic Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N (mass %) steel. The study revealed that after water-quenching at 1200 °C, the specimens possess the high strength properties, ductility and contain large (300–500 nm) (V,Cr)(N,C) particles. Aging at temperatures of 700 °C and 800 °C facilitates complex reactions of austenite discontinuous decomposition with the Cr₂N-plate formation in grains and continuous decomposition with the formation of vanadium nitride-based particles in austenite. During the long-term aging (50 h at 700 °C and 10 h at 800 °C), the intermetallic σ -phase appears in specimens. At age-hardening, the observed phase transformations cause the changes in macro- and micro-mechanism of fracture in the specimens of steel under the study. In the initial state, the specimens show mainly the ductile transgranular fracture. After age-hardening, the fracture mechanism changes into the mixed mechanism with the elements of brittle intergranular and ductile transgranular fractures. When increasing the duration of aging and implementation of complex reactions of decomposition of solid solution, the specimens are fractured by the quasi-cleavage mechanism. The specimens aged at temperatures of 700 °C and 800 °C have quite similar precipitation hardening mechanisms, though the increase in aging temperature leads to the rising of the decomposition rate of solid solution. The sequence of transformations described above and the corresponding sequence of changes in the mechanisms of steel fracture are implemented faster when increasing the aging temperature.

Keywords: high nitrogen steel; Fe-19Cr-22Mn-1.5V-0.3C-0.86N; austenite; precipitation hardening; σ -phase; carbonitrides; discontinuous decomposition.

Acknowledgements: This work was supported by the Russian Science Foundation (grant of RSF № 17-19-01197).

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Mikhno A.S., Panchenko M.Yu., Maier 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.