

Влияние наводороживания на механические свойства и механизмы разрушения высокоазотистых хромомарганцевых сталей, подвергнутых дисперсионному твердению

© 2020

Панченко Марина Юрьевна^{*1,3}, аспирант, младший научный сотрудник
лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях

Михно Анастасия Сергеевна^{2,4}, студент

Тумбусова Ирина Алексеевна^{2,5}, студент

Майер Галина Геннадьевна^{1,6}, кандидат физико-математических наук,
научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

Москвина Валентина Александровна^{1,7}, аспирант, младший научный сотрудник
лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях

Мельников Евгений Васильевич^{1,8}, младший научный сотрудник
лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях

Астафуров Сергей Владимирович^{1,9}, кандидат физико-математических наук,
старший научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

Астафурова Елена Геннадьевна^{1,10}, доктор физико-математических наук,
ведущий научный сотрудник лаборатории физики структурных превращений

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск (Россия)

*E-mail: panchenko.marina4@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9996-914X>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6793-4324>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8238-6055>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

¹⁰ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

Аннотация: В настоящее время существует множество технических задач, для решения которых требуется всестороннее исследование свойств материалов, работающих в водородосодержащих средах. В работе проведено исследование влияния дисперсионного твердения на закономерности водородного охрупчивания и микромеханизмы разрушения высокоазотистой аустенитной стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N (мас. %). Для этого в образцах стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N с помощью термических обработок были сформированы структурно-фазовые состояния, характеризующиеся различным распределением и содержанием дисперсных фаз. Экспериментально установлено, что в закаленных образцах, не содержащих дисперсных фаз, накопление водорода происходит преимущественно в зернах. Это вызывает эффекты твердорастворного упрочнения и приводит к смене микромеханизма излома стали от вязкого ямочного излома в отсутствие водорода к транскристаллитному разрушению по механизму квазисколла в образцах, предварительно насыщенных водородом. Установлено, что прерывистый распад аустенита с образованием ячеек Cr₂N и аустенита, обедненного по азоту, преимущественно по границам зерен сопровождается формированием большой доли межфазных (аустенит/частицы Cr₂N) границ. При электролитическом насыщении водородом ячейки распада способствуют накоплению водорода вдоль границ зерен и вызывают хрупкое интеркристаллитное разрушение наводороженных образцов в процессе пластической деформации. Показано, что в образцах, где реакция прерывистого распада аустенита не только реализуется по границам зерен, но и распространяется в тело зерна, образуется множество внутризеренных межфазных границ (пластины Cr₂N в аустените), что вызывает формирование транскристаллитного хрупкого излома в наводороженных образцах.

Ключевые слова: высокоазотистая сталь; водородное охрупчивание; аустенит; дисперсионное твердение; разрушение; прерывистый распад.

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

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: Панченко М.Ю., Михно А.С., Тумбусова И.А., Майер Г.Г., Москвина В.А., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г. Влияние наводороживания на механические свойства и механизмы разрушения высокоазотистых хромомарганцевых сталей, подвергнутых дисперсионному твердению // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 1. С. 57–67. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-1-57-67.

ВВЕДЕНИЕ

Предотвращение преждевременного выхода из строя материалов, работающих в водородосодержащих средах, является актуальной проблемой для многих сфер человеческой жизнедеятельности, таких как атомная энергетика, нефтегазовая отрасль и, собственно, водородная энергетика. На данный момент для изготовления конструкций, работающих в водородной среде, используют стабильные аустенитные стали, поскольку они являются наиболее устойчивыми среди сталей к негативному влиянию водорода.

Высокоазотистые аустенитные стали имеют более высокий предел текучести, предел прочности и коррозионную стойкость по сравнению с традиционно используемыми аустенитными нержавеющими сталями, не содержащими высокую концентрацию атомов внедрения [1; 2]. Известно, что при термических обработках высокоазотистые стали претерпевают структурно-фазовые превращения с образованием нитридов M_2N [3–5], карбидов $M_{23}C_6$ [6; 7] и интерметаллидных фаз (χ - и σ -фаза) [7; 8]. Ряд исследований показывает, что частицы вторичных фаз, межфазные границы и дефекты кристаллического строения в сталях могут служить в качестве «полезных ловушек» для атомов водорода, которые способны замедлять его диффузию и уменьшать последствия водородного охрупчивания [9–11].

Используя атомно-зондовую томографию, J. Takahashi с соавторами обнаружили, что в ферритной стали большое количество атомов водорода адсорбируется на поверхности частиц карбида ванадия [12]. В то же время A. Turk с соавторами установили, что при отсутствии дислокационной структуры в ферритной матрице, окружающей карбиды VC, их способность накапливать водород оказывается низкой [13]. При наводороживании высокоазотистой Fe-Cr-Mn-N аустенитной стали без ванадия толщина наводороженного слоя значительно больше, чем в стали с 1,5 % V [14], что также подтверждает эффективность межфазных границ как «ловушек» для атомов водорода. F.G. Wei, изучая свойства отпущенной мартенситной стали Fe-Ni-V-C, обнаружил, что некогерентные дисперсные частицы являются менее эффективными ловушками по сравнению с когерентными частицами NbC и VC [15]. А в работе [16] показано, что в высокопрочной стали AISI 4140 атомы

водорода адсорбируются границами раздела карбид/феррит сильнее, когда карбиды находятся на границе зерен. Несмотря на установленные экспериментально закономерности влияния межфазных границ на процессы накопления водорода в стали, необходимы комплексные исследования роли вторичных фаз в процессах охрупчивания и детальное изучение микромеханизмов водородно-индуцируемого разрушения сталей в зависимости от типа, размера, объемной доли и характера распределения дисперсных частиц.

Цель работы – исследование влияния механизма дисперсионного твердения на закономерности водородного охрупчивания и микромеханизмы разрушения высокоазотистой аустенитной стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектом исследования была выбрана высокоазотистая аустенитная сталь: Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N (мас. %). После горячей прокатки при температуре 1150 °C из полученных прутков были изготовлены образцы для одноосного растяжения в форме двойных лопаток с размерами рабочей части: 12×1,3×2,5 мм. Для исследования были выбраны три структурно-фазовых состояния стали, сформированных различными режимами термообработки. Обозначение режимов термообработок и соответствующий им фазовый состав стали представлены в таблице 1.

После термических обработок проводили механическую шлифовку и электролитическую полировку образцов в пересыщенном растворе ангидрида хрома в ортофосфорной кислоте (25 г CrO_3 + 210 мл H_3PO_4) при $U=20$ В.

Электролитическое наводороживание образцов проводили при комнатной температуре в 3%-ном водном растворе NaCl, содержащем 3 г/л NH_4SCN , в течение 100 ч при плотности тока 100 А/м². Непосредственно после наводороживания были проведены испытания на одноосное растяжение образцов до разрыва при комнатной температуре со скоростью деформации 5×10^{-4} с⁻¹ на испытательной машине LFM-125 (Walter + Bai AG).

Рентгеновские исследования выполнены на дифрактометре ДРОН 3 с использованием Cu K α -излучения. Изучение морфологии поверхности образцов проводилось

Таблица 1. Данные об используемых режимах термообработки и фазовый состав образцов стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N
Table 1. Data on the applied heat treatment modes and phase composition of Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N steel specimens

| Обозначение | Обработка | Фазовый состав |
|-------------|--|--|
| C-0 | Закалка: 1200 °C, 0,5 ч | γ_N – азотистый аустенит; δ -феррит |
| C-1 | Закалка: 1200 °C, 0,5 ч + старение при температуре 700 °C, 0,5 ч | γ_N – азотистый аустенит; σ -фаза; ячейки $Cr_2(N,C)$ – выделение преимущественно по границам аустенитных зерен (прерывистый распад) |
| C-2 | Закалка: 1200 °C, 0,5 ч + старение при температуре 700 °C, 10 ч | γ_N – азотистый аустенит; σ -фаза; ячейки $Cr_2(N,C)$ по границам и пластины $Cr_2(N,C)$ в теле аустенитных зерен |

с помощью металлографического микроскопа Altami MET 1С. Для исследования микроструктуры образцов использовался просвечивающий электронный микроскоп Technai G2 FEI. Поверхности разрушения и боковые поверхности образцов были изучены методом сканирующей электронной микроскопии (микроскоп VEGA3 TESCAN).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 и рис. 2 представлены рентгенограммы и изображения микроструктуры, полученные для образцов C-0, C-1 и C-2. На рентгенограмме, соответствующей закаленным образцам C-0, наблюдаются пики с межплоскостными расстояниями, соответствующими азоти-

стому аустениту (γ_N) с параметром решетки $a=3,63 \text{ \AA}$ и δ -ферриту с параметром решетки $a=2,88 \text{ \AA}$ (рис. 1). Образование δ -феррита в Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N после закалки обусловлено высоким содержанием Cr в составе стали [17]. Зерна δ -феррита выявляются при травлении поверхности C-0 образцов (рис. 2 а), их средний размер составляет 10 мкм.

После старения стали на рентгенограммах C-1 и C-2 образцов линии δ -феррита не выявляются, но наблюдаются отражения от нитридов хрома Cr_2N , высокоазотистого аустенита (γ_N), аустенитной фазы, обедненной атомами внедрения (γ_N') и σ -фазы (FeCr) (рис. 1). Образцы C-2 обладают более высокой интенсивностью линий, соответствующих нитриду хрома Cr_2N , аустенита γ_N' и σ -фазы по сравнению с C-1 образцами.

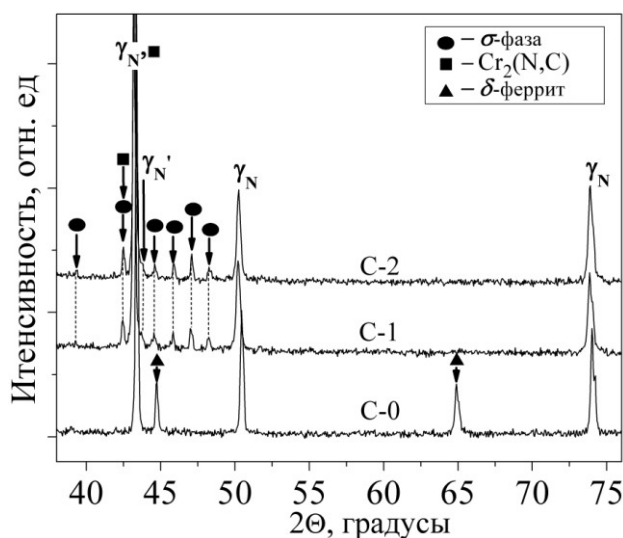


Рис. 1. Рентгенограммы исходных C-0, C-1 и C-2 образцов стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N (до наводороживания)
Fig. 1. X-ray patterns of the initial C-0, C-1 and C-2 specimens of Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N steel (before hydrogen charging)

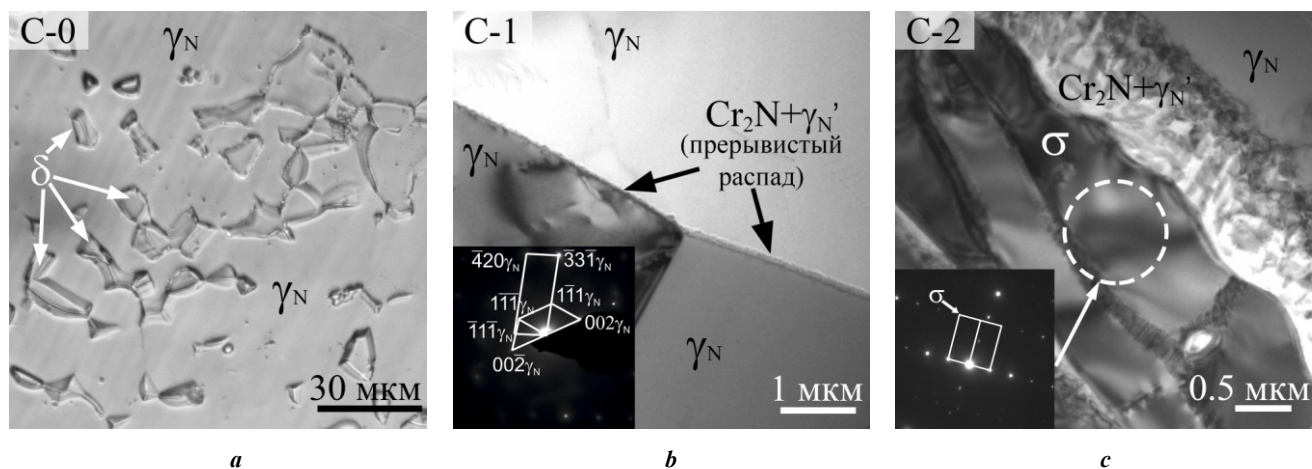


Рис. 2. Изображение протравленной поверхности образцов, полученное методом световой микроскопии (а), и ПЭМ-изображения микроструктуры (b, c) стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N: а – C-0; b – C-1; c – C-2
Fig. 2. Specimen etched surface image obtained by the light microscopy method (a) and transmission electron microscopy images of microstructure (b, c) of Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N steel: а – C-0; b – C-1; c – C-2

Электронно-микроскопические исследования показали, что такое изменение рентгенограмм (фазового состава) для С-1 и С-2 образцов вызвано комплексным механизмом. Во-первых, оно связано с распадом зерен δ -феррита при старении и образованием на месте бывших ферритных зерен интерметаллидной σ -фазы и аустенита. Во-вторых, обусловлено реакцией прерывистого распада зерен γ_N -аустенита с образованием обедненной по азоту аустенитной фазы γ_N' и ячеек (пластин) нитридов Cr_2N . На ПЭМ-изображениях видно, что в С-1 образцах наблюдается зарождение ячеек прерывистого распада вдоль границ аустенитных зерен (рис. 2 б). В С-2 образцах происходит формирование мелкозернистой σ -фазы в бывших зернах δ -феррита и рост ячеек прерывистого распада (пластинок Cr_2N) в тело зерен (рис. 2 с). Таким образом, выбранные термические обработки позволили сформировать в стали набор структурных состояний с разным фазовым составом и распределением фаз: преимущественно аустенитная структура с высокотемпературным ферритом в С-0 образцах; аустенитная структура с ячейками прерывистого распада по границам зерен и σ -фазой в зернах бывшего δ -феррита в С-1 образцах; пластинчатые выделения нитрида хрома в аустенитных зернах, нераспавшиеся зерна высокоазотистого аустенита, σ -фаза в зернах бывшего δ -феррита в С-2 образцах.

В таблице 2 представлены данные о влиянии наводороживания на механические свойства исследуемой стали в разных структурных состояниях. На рис. 3–5 представлены СЭМ-изображения поверхностей разрушения и боковых поверхностей разрушенных С-0, С-1 и С-2 образцов стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N, иллюстрирующие влияние наводороживания на механизмы разрушения исследуемой стали.

В ненаводороженном состоянии С-0 образцы обладают высокими прочностными свойствами благодаря твердорастворному упрочнению и характеризуются достаточно высокой пластичностью. Без предварительного наводороживания С-0 образцы разрушаются вязко, с образованием шейки, обладают вязким ямочным изломом, однородным по всей толщине образца (рис. 3 а, 3 б). На боковой поверхности наблюдаются следы скольжения в зернах, микрополосы и микротрещины (рис. 3 е). Наводороживание способствует повышению предела текучести и снижению удлинения С-0 образцов на 30 % (таблица 2).

У предварительно наводороженных образцов исследование морфологии поверхностей разрушения указывает на формирование хрупкого поверхностного слоя толщиной 30 ± 5 мкм, образованного в результате насыщения водородом. Такой индуцируемый водородом слой разрушается транскристаллитно хрупко по механизму квазискола (рис. 3 с, 3 д). На хрупких фасетках квазискола часто наблюдается ярко выраженный ручейный узор (рис. 3 д). Центральная часть наводороженных образцов разрушается вязко, аналогично излому ненаводороженных закаленных образцов (рис. 3 с). На боковой поверхности наводороженных С-0 образцов происходит формирование хрупких трещин, в основном транскристаллитных, но встречается и интеркристаллитное разрушение (рис. 3 ф).

В С-1 образцах формирование нитридов хрома $Cr_2(N,C)$ преимущественно по границам зерен (по механизму прерывистого распада) способствует упрочне-

нию и сильному охрупчиванию стали (таблица 2). Разрушение С-1 образцов происходит без образования шейки, вид излома становится смешанным, присутствуют элементы хрупкого интеркристаллитного (вдоль ячеек распада), хрупкого транскристаллитного (σ -фаза) и вязкого транскристаллитного разрушения (аустенит, в котором не прошли реакции распада) (рис. 4 а, 4 б). На боковых поверхностях вблизи разрушения наблюдаются зерна с интеркристаллитными и транскристаллитными трещинами, а также деформированные зерна с полосами скольжения без трещин (аустенитные зерна, не претерпевшие распад) (рис. 4 е). Предварительное наводороживание С-1 образцов не приводит к значимым изменениям значений предела текучести и пластичности стали, но изменяет механизм разрушения в поверхностном слое. Индуцированный водородом слой разрушается хрупко, преимущественно интеркристаллитно (рис. 4 с, 4 д). Толщина наводороженного слоя меньше, чем в С-0 образцах, и составляет 10–20 мкм. На боковой поверхности наводороженных С-1 образцов наблюдается растрескивание вдоль границ зерен (рис. 4 ф).

В обоих случаях (в наводороженных и ненаводороженных С-1 образцах) фасетки интеркристаллитного излома обладают не плоской поверхностью (как у скола), а ямочным рельефом с малой глубиной ямок (на рис. 4 б, 4 д обозначены кружками). Такая морфология излома обусловлена формированием ячеек Cr_2N , окруженных обедненным по атомам хрома и азота аустенитом, вдоль границ аустенитных зерен и разрушением образцов вдоль границ таких ячеек.

Исходные С-2 образцы обладают механическими свойствами, близкими к С-1 образцам: для них характерна низкая пластичность и высокие значения условного предела текучести (таблица 2). Ненаводороженные образцы разрушаются макроскопически хрупко, излом имеет сложную морфологию. Наблюдаются элементы вязкого транскристаллитного разрушения и хрупкого интеркристаллитного (рис. 5 а, 5 б). Транскристаллитные сколы соответствуют хрупкому разрушению областей σ -фазы, а фасетки хрупкого транскристаллитного скола образуются вдоль пластин нитридов, сформированных в результате прерывистой реакции распада твердого раствора аустенита. На боковых поверхностях С-2 образцов в зернах, претерпевших распад, наблюдаются внутризеренные трещины, а в аустенитных зернах, где распад не произошел, отчетливо видны следы скольжения (рис. 5 е). Наводороживание С-2 образцов вызывает дополнительное охрупчивание стали, при этом слабо влияет на ее предел текучести. Насыщение водородом не вызывает принципиального изменения характера излома С-2 образцов (рис. 5 с, 5 д). Влияние водорода удастся определить только по возникновению транскристаллитных квазисколов вблизи боковых поверхностей образцов вместо элементов ямочного излома (рис. 5 д).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Благодаря различным режимам термических обработок в исследуемой высокоазотистой стали было сформировано три состояния: С-0 – аустенит и δ -феррит с объемной долей 23 %; С-1 – аустенит, ячейки $Cr_2(N,C)$, выделившиеся преимущественно по границам аустенитных

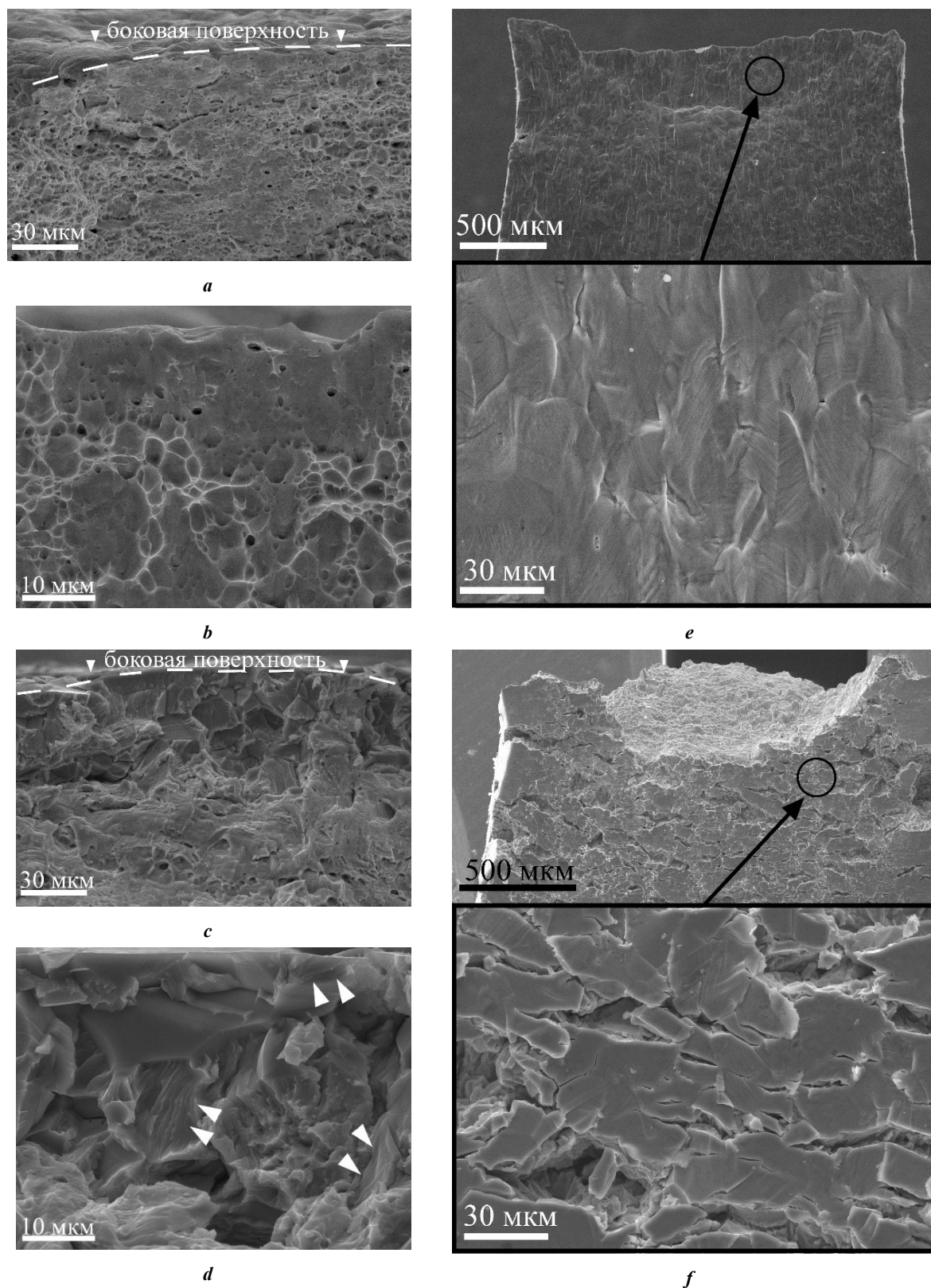


Рис. 3. СЭМ-изображения поверхности разрушения (a, b, c, d) и боковой поверхности (e, f) C-0 образцов:
a, b, e – образцы без предварительного наводороживания;
c, d, f – наводороженные образцы (стрелками обозначены области с речистым узором)
Fig. 3. Scanning electron microscopy images of fracture surface (a, b, c, d) and side surface (e, f) of C-0 specimens:
a, b, e – specimens without preliminary hydrogen charging;
c, d, f – hydrogen-charged specimens (river line areas are indicated with the arrows)

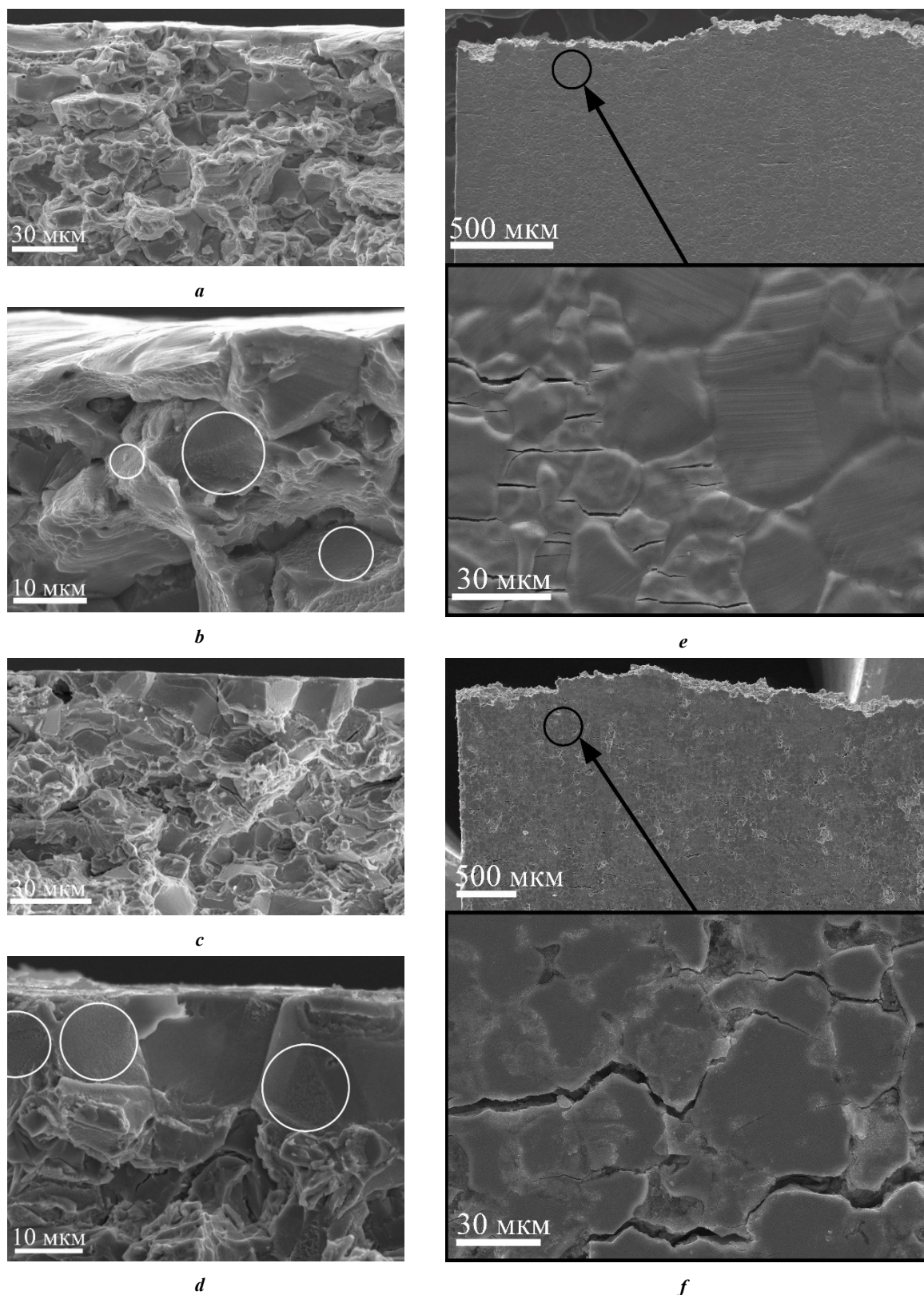


Рис. 4. СЭМ-изображения поверхности разрушения (a, b, c, d) и боковой поверхности (e, f) C-1 образцов:
a, b, e – образцы без предварительного наводороживания; c, d, f – наводороженные образцы
Fig. 4. Scanning electron microscopy images of fracture surface (a, b, c, d) and side surface (e, f) of C-1 specimens:
a, b, e – specimens without preliminary hydrogen charging; c, d, f – hydrogen-charged specimens

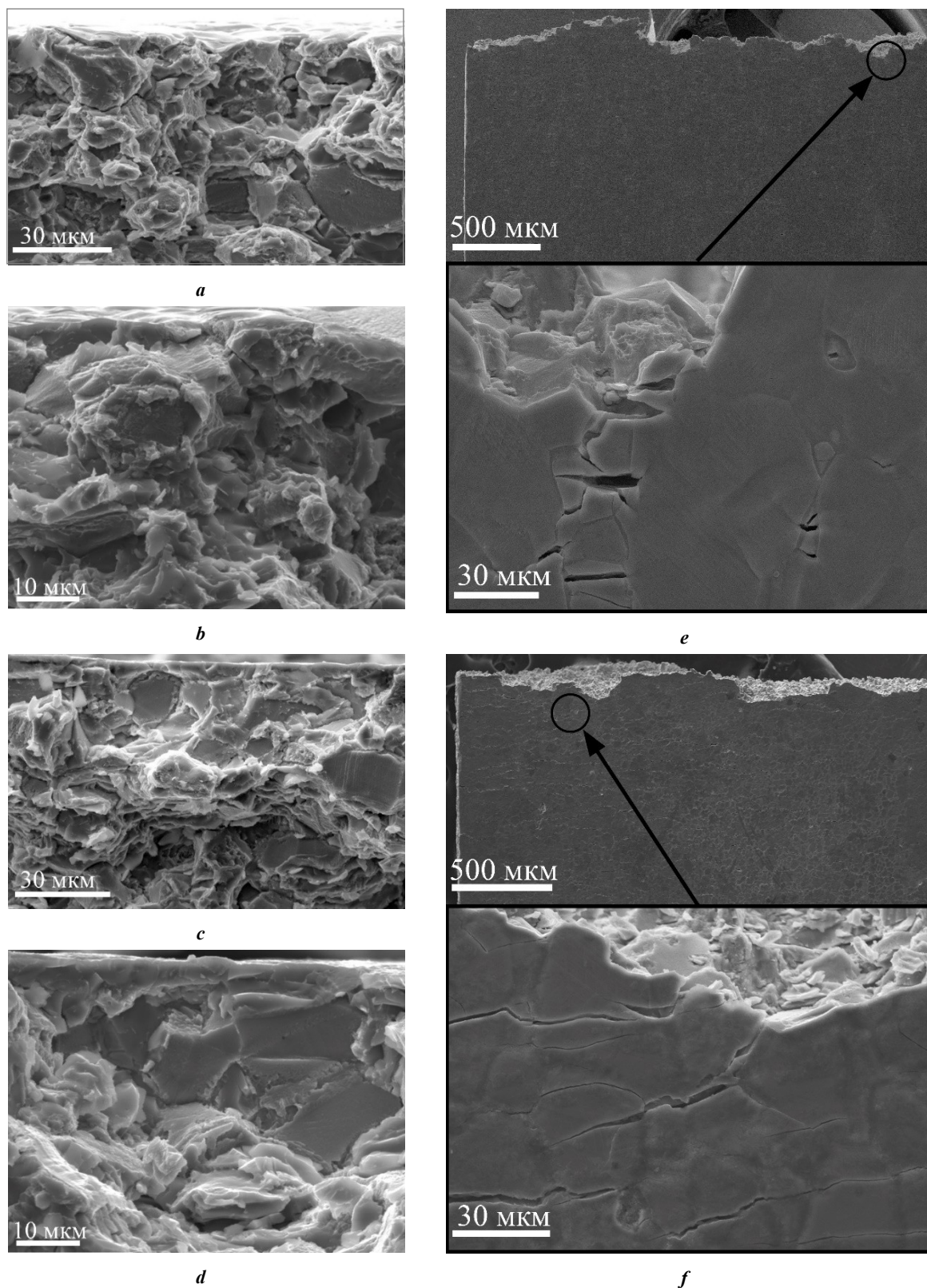


Рис. 5. СЭМ-изображения поверхности разрушения (a, b, c, d) и боковой поверхности (e, f) С-2 образцов:
a, b, e – образцы без предварительного наводороживания; c, d, f – наводороженные образцы
Fig. 5. Scanning electron microscopy images of fracture surface (a, b, c, d) and side surface (e, f) of C-2 specimens:
a, b, e – specimens without preliminary hydrogen charging; c, d, f – hydrogen-charged specimens

Таблица 2. Влияние наводороживания на механические свойства стали
Table 2. The influence of hydrogen charging on the mechanical properties of steel

| Обработка | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | K_H , % |
|-------------------------|----------------------|------------------|--------------|-----------|
| С | 580 | 1440 | 53,4 | 32 |
| С-0 + наводороживание-0 | 640 | 900 | 36,2 | |
| С-1 | 750 | 850 | 2,2 | – |
| С-1 + наводороживание | 730 | 830 | 2,7 | |
| С-2 | 740 | 930 | 7,5 | 73 |
| С-2 + наводороживание | 730 | 820 | 2,0 | |

Примечание. Коэффициент водородного охрупчивания $K_H = [(\delta_0 - \delta_H) / \delta_0] \times 100$ %, δ_0 и δ_H – полное удлинение до разрушения ненаводороженных и наводороженных образцов соответственно.

зерен, σ -фаза; С-2 – аустенит, ячейки прерывистого распада распространились в тело аустенитных зерен, σ -фаза. На рис. 6 предложена схема изменения механизма разрушения наводороженного слоя в зависимости от мест преимущественного накопления атомов водорода при формировании разных структурно-фазовых состояний в исследуемой стали.

Водородное охрупчивание С-0 образцов происходит из-за формирования хрупкого поверхностного слоя, который разрушается по механизму квазискола. В этом

случае водород накапливается как по границам зерен, так и в теле зерен аустенита и феррита (рис. 6), вызывая твердорастворное упрочнение этих фаз. Формирование квазисколов в аустенитной структуре при наводороживании обычно связывают с индуцируемым водородом усилением вклада в деформацию от механического двойникования, деформационного $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситного превращения и планарного скольжения [18; 19]. Разрушение вдоль параллельных полос скольжения и дорыв за счет слияния и образования микропор, как показано

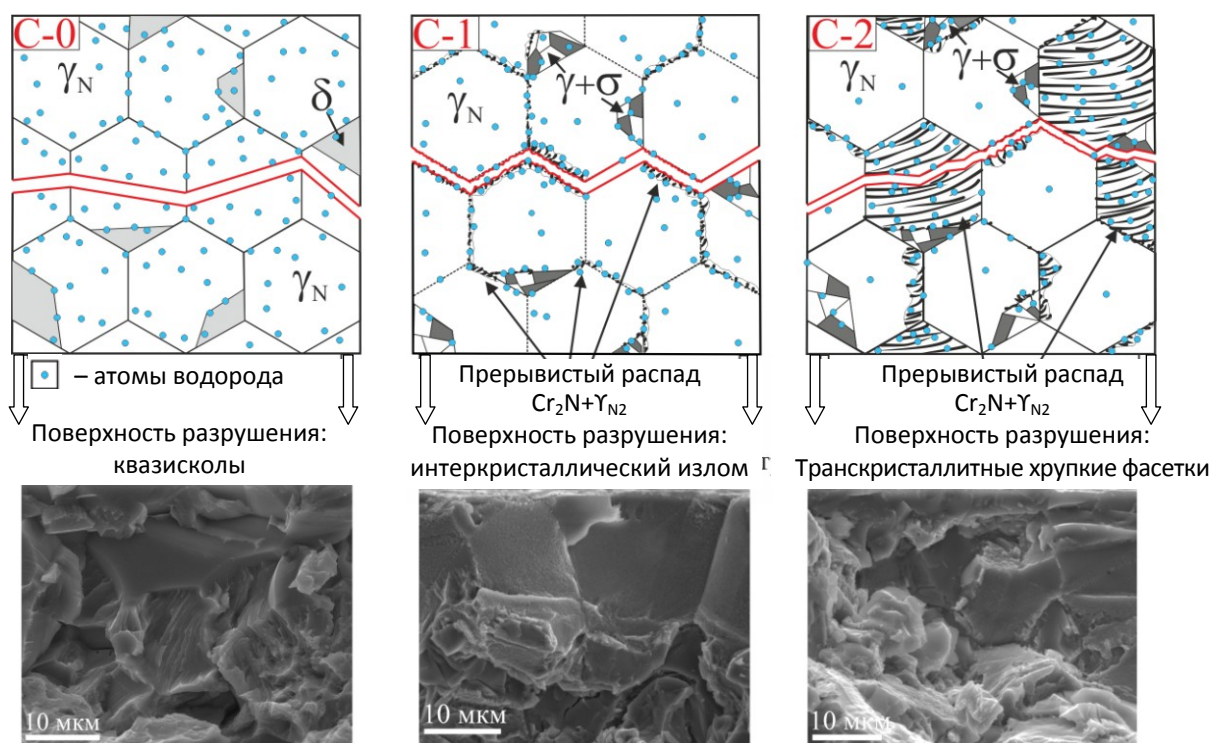


Рис. 6. Схема, иллюстрирующая механизм разрушения и преимущественные места накопления водорода в С-0, С-1 и С-2 образцах стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N

Fig. 6. The scheme demonstrating the fracture mechanism and the priority areas of hydrogen accumulation in C-0, C-1 and C-2 specimens of Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N steel

в работе [20] на низкоуглеродистой стали, приводит к формированию ручьистого узора на поверхностях хрупких фасеток квазискола.

Формирование нитридов хрома $\text{Cr}_2(\text{N},\text{C})$ преимущественно по границам зерен (по механизму прерывистого распада) в С-1 образцах способствует формированию преимущественно хрупкого интеркристаллитного излома в наводороженном слое. Толщина наводороженного слоя значительно уменьшается в С-1 образцах с дисперсными частицами по сравнению с С-0 образцами, для которых характерно твердорастворное упрочнение. Это обусловлено образованием большого количества межфазных границ (аустенит/частица), которые являются дополнительными «ловушками» для атомов водорода. Изменение толщины наводороженного слоя и преимущественное разрушение вдоль границ аустенитных зерен (вдоль ячеек распада) подтверждает важную роль межфазных границ «аустенит/частица» в процессах накопления атомов водорода.

В С-2 образцах формируется сложная морфология излома. Межфазные границы $\text{Cr}_2(\text{N},\text{C})$ /аустенита в этом случае расположены не только вдоль границ аустенитных зерен, но и внутри зерен. Фасетки хрупкого транскристаллитного скола, образующиеся вдоль пластин нитридов, сформированных в аустените, характерны и для ненаводороженных образцов, и для насыщенных водородом перед растяжением. Но после наводороживания плоских фасеток становится больше и появляется характерное интеркристаллитное растрескивание образцов. Прерывистый распад аустенита с образованием $\text{Cr}_2(\text{N},\text{C})$ и аустенита, обедненного по атомам внедрения, начинает охватывать зерна полностью, тем самым увеличивая долю межфазных границ и приводя к большему появлению мест для накопления водорода в стали, и способствует разрушению вдоль таких границ.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Методом термической обработки в образцах высокоазотистой аустенитной стали Fe-23Cr-17Mn-0,1C-0,6N были сформированы несколько структурно-фазовых состояний, которые позволили установить влияние механизма дисперсионного твердения и распределения дисперсных фаз в структуре стали на микромеханизмы водородно-индуцируемого разрушения.

Накопление водорода в закаленных образцах с твердорастворным упрочнением, которые не содержали дисперсных частиц, происходит преимущественно в зернах, вызывает эффекты твердорастворного упрочнения и способствует изменению микромеханизма излома стали от вязкого ямочного излома в отсутствие водорода к разрушению по механизму квазискола в наводороженных образцах.

Прерывистый распад аустенита с образованием ячеек (Cr_2N и аустенита) по границам зерен сопровождается формированием большой доли межфазных границ (аустенит/частицы Cr_2N), способствует преимущественному накоплению водорода вдоль границ зерен и вызывает хрупкое интеркристаллитное разрушение образцов, насыщенных водородом. Распространение реакции прерывистого распада по телу зерен обеспечивает высокую долю внутризеренных межфазных границ и вызывает фор-

мирование транскристаллитного хрупкого излома при наводороживании.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. 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.
2. Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels // *Materials Science and Engineering A*. 1996. Vol. 207. № 2. P. 159–169.
3. Сагадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
4. 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.
5. Pant P., Dahlmann P., Schlump W., Stein G. A new nitrogen alloying technique-A way to distinctly improve the properties of austenitic steel // *Steel research*. 1987. Vol. 58. P. 18–25.
6. Lee T., Kim S., Jung Y. Crystallographic details of precipitates in Fe-22Cr-21Ni-6Mo-(N) superaustenitic stainless steels aged at 900°C // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2000. Vol. 31. № 7. P. 1714–1723.
7. 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*. 2007. Vol. 7. № 2. P. 127–145.
8. 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.
9. Astafurova E.G., Moskvina V.A., Maier G.G., Melnikov E.V., Zakharov G.N., Astafurov S.V., Galchenko N.K. Effect of hydrogenation on mechanical properties and tensile fracture mechanism of a high-nitrogen austenitic steel // *Journal of Materials Science*. 2017. Vol. 52. № 8. P. 4224–4233.
10. Li L.F., Song B., Cheng J., Yang Z., Cai Z. Effects of vanadium precipitates on hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking resistance in X80 pipeline steel // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2018. Vol. 43. № 36. P. 17353–17363.
11. Wei F.G., Tsuzaki K. Quantitative Analysis on Hydrogen Trapping of TiC Particles in Steel // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2006. Vol. 37. № 2. P. 331–353.
12. Takahashi J., Kawakami K., Kobayashi Y. Origin of hydrogen trapping site in vanadium carbide precipitation // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 153. P. 193–204.
13. Turk A., Martin D.S., Rivera-Diaz-del-Castillo P.E.J., Galindo-Nava E.I. Correlation between vanadium carbide size and hydrogen trapping in ferritic steel // *Scripta Materialia*. 2018. Vol. 152. P. 112–116.
14. Maier G.G., Astafurova E.G., Moskvina V.A., Melnikov E., Astafurov S., Burlachenko A., Galchenko N. Effect of vanadium-alloying on hydrogen embrittlement of aus-

- tenitic high-nitrogen steels // *Procedia Structural Integrity*. 2018. Vol. 13. P. 1053–1058.
15. Wei F.G., Hara T., Tsuzaki K. Nano-Precipitates Design with Hydrogen Trapping Character in High Strength Steel // *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology*. Berlin: Springer, 2011. P. 87–92.
 16. Jiang Y.F., Zhang B., Zhou Y., Wang J.Q., Han E.H., Ke W. Atom probe tomographic observation of hydrogen trapping at carbides/ferrite interfaces for a high strength steel // *Journal of Materials Science and Technology*. 2018. Vol. 34. № 8. P. 1344–1348.
 17. Hsieh C.C., Wu W. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels // *ISRN Metallurgy*. 2012. Art. ID 732471. P. 1–16. DOI: 10.5402/2012/732471.
 18. Koyama M., Akiyama E., Sawaguchi T., Ogawa K., Kireeva I.V., Chumlyakov Y.I., Tsuzaki K. Hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture in a single crystalline type 316 austenitic stainless steel // *Corrosion Science*. 2013. Vol. 75. P. 345–353.
 19. Lee S.M., Park I.J., Jung J.G., Lee Y.K. The effect of Si on hydrogen embrittlement of Fe-18Mn-0.6C-xSi twinning induced plasticity steels // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 103. P. 264–272.
 20. Мерсон Е.Д. Исследование механизма разрушения и природы акустической эмиссии при водородной хрупкости низкоуглеродистой стали: дис. ... канд. физ.-мат. наук. Тольятти, 2016. 161 с.
 8. 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.
 9. Astafurova E.G., Moskvina V.A., Maier G.G., Melnikov E.V., Zakharov G.N., Astafurov S.V., Galchenko N.K. Effect of hydrogenation on mechanical properties and tensile fracture mechanism of a high-nitrogen austenitic steel. *Journal of Materials Science*, 2017, vol. 52, no. 8, pp. 4224–4233.
 10. Li L.F., Song B., Cheng J., Yang Z., Cai Z. Effects of vanadium precipitates on hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking resistance in X80 pipeline steel. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2018, vol. 43, no. 36, pp. 17353–17363.
 11. Wei F.G., Tsuzaki K. Quantitative Analysis on Hydrogen Trapping of TiC Particles in Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2006, vol. 37, no. 2, pp. 331–353.
 12. Takahashi J., Kawakami K., Kobayashi Y. Origin of hydrogen trapping site in vanadium carbide precipitation. *Acta Materialia*, 2018, vol. 153, pp. 193–204.
 13. Turk A., Martin D.S., Rivera-Diaz-del-Castillo P.E.J., Galindo-Nava E.I. Correlation between vanadium carbide size and hydrogen trapping in ferritic steel. *Scripta Materialia*, 2018, vol. 152, pp. 112–116.
 14. Maier G.G., Astafurova E.G., Moskvina V.A., Melnikov E., Astafurov S., Burlachenko A., Galchenko N. Effect of vanadium-alloying on hydrogen embrittlement of austenitic high-nitrogen steels. *Procedia Structural Integrity*, 2018, vol. 13, pp. 1053–1058.
 15. Wei F.G., Hara T., Tsuzaki K. Nano-Precipitates Design with Hydrogen Trapping Character in High Strength Steel. *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology*. Berlin, Springer, 2011, pp. 87–92.
 16. Jiang Y.F., Zhang B., Zhou Y., Wang J.Q., Han E.H., Ke W. Atom probe tomographic observation of hydrogen trapping at carbides/ferrite interfaces for a high strength steel. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34, no. 8, pp. 1344–1348.
 17. Hsieh C.C., Wu W. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels. *ISRN Metallurgy*, 2012, art. ID 732471, pp. 1–16. DOI: 10.5402/2012/732471.
 18. Koyama M., Akiyama E., Sawaguchi T., Ogawa K., Kireeva I.V., Chumlyakov Y.I., Tsuzaki K. Hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture in a single crystalline type 316 austenitic stainless steel. *Corrosion Science*, 2013, vol. 75, pp. 345–353.
 19. Lee S.M., Park I.J., Jung J.G., Lee Y.K. The effect of Si on hydrogen embrittlement of Fe-18Mn-0.6C-xSi twinning induced plasticity steels. *Acta Materialia*, 2016, vol. 103, pp. 264–272.
 20. Merson E.D. *Issledovanie mekhanizma razrusheniya i prirody akusticheskoy emissii pri vodorodnoy khrupkosti nizkouglerodistoy stali*. Diss. kand. fiz.-mat. nauk [Study of the Fracture Mechanism and Acoustic Emission Nature at the Hydrogen Embrittlement of the Low-Carbon Steel]. Togliatti, 2016. 161 p.

REFERENCES

1. 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.
2. Simmons J.W. Overview: High-nitrogen alloying of stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, 1996, vol. 207, no. 2, pp. 159–169.
3. 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.
4. 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.
5. Pant P., Dahlmann P., Schlump W., Stein G. A new nitrogen alloying technique-A way to distinctly improve the properties of austenitic steel. *Steel research*, 1987, vol. 58, pp. 18–25.
6. Lee T., Kim S., Jung Y. Crystallographic details of precipitates in Fe-22Cr-21Ni-6Mo-(N) superaustenitic stainless steels aged at 900°C. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2000, vol. 31, no. 7, pp. 1714–1723.
7. Babakr M., Al-Ahmari A., Al-Jumayiah 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*, 2007, vol. 7, no. 2, pp. 127–145.

The effect of hydrogen charging on the mechanical properties and fracture mechanisms of high-nitrogen chromium-manganese steels after age-hardening

© 2020

Marina Yu. Panchenko^{*1,3}, postgraduate student,
junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies

Anastasiya S. Mikhno^{2,4}, student

Irina A. Tumbusova^{2,5}, student

Galina G. Maier^{1,6}, PhD (Physics and Mathematics),
researcher of the Laboratory of physics of structural transformations

Valentina A. Moskvina^{1,7}, postgraduate student,
junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies

Evgeny V. Melnikov^{1,8}, junior researcher of the Laboratory of local metallurgy in additive technologies

Sergey V. Astafurov^{1,9}, PhD (Physics and Mathematics),
senior researcher of the Laboratory of physics of structural transformations

Elena G. Astafurova^{1,10}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),
leading researcher of the Laboratory of physics of structural transformations

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)*

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)*

*E-mail: panchenko.marina4@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9996-914X>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6793-4324>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8238-6055>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

¹⁰ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

Abstract: Currently, many technical problems require a comprehensive study of the properties of materials operating in hydrogen-containing environments. The authors investigated the effect of age-hardening on the hydrogen embrittlement and fracture micromechanisms of high-nitrogen austenitic Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N (wt. %) steel. For this purpose, using heat treatments, the authors formed in specimens of Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N steel the structural phase states characterized by different distribution and content of dispersed phases. The experiment determined that the accumulation of hydrogen atoms occurs predominantly in the grains in solution-treated specimens without dispersed phases. This causes the effects of solid solution hardening and leads to a change in the micromechanism of steel fracture from a ductile dimple fracture in the absence of hydrogen to a transgranular fracture by the quasi-cleavage mechanism in hydrogen-charged specimens. It was established that the discontinuous decomposition of austenite with the formation of Cr₂N cells and austenite depleted in nitrogen, predominantly along the grain boundaries causes the formation of a large fraction of interphase (austenite/Cr₂N particles) boundaries. Cells of discontinuous decomposition promote hydrogen accumulation along the grain boundaries and cause brittle intergranular fracture of hydrogen-charged specimens during plastic deformation. The study showed that in specimens with the discontinuous decomposition of austenite both along the grain boundaries and spreading into the grain body, plenty of intragranular interphase boundaries (Cr₂N plates in austenite) are formed, which causes the formation of a transgranular brittle fracture in the hydrogen-charged specimens.

Keywords: high nitrogen steel; hydrogen embrittlement; austenite; age-hardening; fracture; 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: Panchenko M.Yu., Mikhno A.S., Tumbusova I.A., Maier G.G., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Astafurova E.G. The effect of hydrogen charging on the mechanical properties and fracture mechanisms of high-nitrogen chromium-manganese steels after age-hardening. *Vektor nauki Tomskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 1, pp. 57–67. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-1-57-67.