

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ

© 2017

В.А. Москвина, магистрант, инженер

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск (Россия)

Е.Г. Астафурова, доктор физико-математических наук, доцент, ведущий научный сотрудник

Г.Г. Майер, кандидат физико-математических наук, младший научный сотрудник

Е.В. Мельников, младший научный сотрудник

Н.К. Гальченко, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

Институт физики прочности и материаловедения

Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

Ключевые слова: аустенитная сталь; водород; наводороживание; насыщение водородом; водородное охрупчивание; деформационное упрочнение; механические свойства; разрушение.

Аннотация: Аустенитные высокоазотистые стали имеют перспективу широкого применения в качестве конструкционных материалов, в том числе в водородной энергетике. Высокоазотистые нержавеющие стали обладают повышенными прочностными свойствами, запасом пластичности, а также являются устойчивыми к локализованной коррозии. Несмотря на возрастающий интерес исследователей к проблемам водородного охрупчивания материалов, малоизученной областью является совместное воздействие водорода и азота на свойства аустенитных сталей. В данной работе было исследовано влияние режима электролитического насыщения водородом (продолжительностью до 43 ч) на деформационное упрочнение и механизмы деформации и разрушения при одноосном растяжении высокоазотистой нержавеющей стали Fe-17Cr-24Mn-1,3V-0,2C-0,8N. Установлено, что насыщение водородом слабо влияет на стадийность кривых течения и значения предела прочности, при этом способствует слабому снижению предела текучести и существенному уменьшению удлинения до разрушения в стали. При этом даже после 43 ч наводороживания сталь по-прежнему имеет хороший запас пластичности ($\delta=11\%$) и высокие прочностные свойства ($\sigma_{0,2}=1190$ МПа). Характер разрушения аустенитной стали в исходном состоянии и после насыщения водородом по разным режимам – вязкий транскристаллитный излом. На поверхности образцов высокоазотистой стали в результате наводороживания образуется хрупкий слой толщиной 3–5 мкм, который разрушается по механизму квазискола и обеспечивает интенсивное растрескивание боковых поверхностей образцов при деформации. После электролитического насыщения водородом продолжительностью 37 и 43 ч одним из основных механизмов деформации исследуемой стали при растяжении, наряду со скольжением, выступает механическое двойникование. Наводороживание способствует усилению вклада в деформацию от механического двойникования, сопровождается микролокализацией сдвига и активизацией $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситного превращения.

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день одной из актуальных проблем ресурсосберегающих технологий, в частности в области развития водородной энергетике, является предотвращение преждевременного разрушения материалов, работающих в водородосодержащей среде. Стабильные к $\gamma \rightarrow \alpha$ деформационному переходу аустенитные нержавеющие стали используются в качестве основного материала для конструкций, работающих в условиях воздействия водорода, по причине их высокой стойкости к водородному охрупчиванию по сравнению с метастабильными аустенитными или ферритными сталями [1–4]. Объемное и поверхностное легирование сталей водородом приводит к изменениям параметров кристаллической решетки сплава, его электрохимических и механических свойств. Наиболее характерным эффектом влияния водорода на свойства сталей является снижение пластичности и водородное охрупчивание [1–4].

Аустенитные стали с высокой концентрацией азота обладают уникальным комплексом прочностных свойств, которые зависят от химического состава стали (концентрации азота и элементов замещения в твердом растворе), фазового состава (аустенит, феррит, частицы) и фазовой стабильности при пластической деформации (наведенные деформацией $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситные превращения), размера зерна [5–7]. Вследствие большого

количества фазовых и структурных состояний, возможных для высокоазотистых сталей, вопрос воздействия водорода на их свойства является открытым, и на сегодняшний день опубликовано относительно мало работ о влиянии водорода на деформационное поведение высокоазотистых сталей [1; 8; 9]. В работе [10] М. Uhlemann и коллеги установили, что эффект водородного охрупчивания наиболее характерен для сталей с повышенным содержанием атомов внедрения 18Cr-18Mn-0,57N и 33Cr-30Ni-Mo-0,38N, в то время как стали 27Cr-31Ni-Mo и 19Cr-25Ni-Mo с меньшим содержанием азота (0,199N и 0,192N мас. % соответственно) оказались более устойчивыми к водородному охрупчиванию. Авторами работы [11] обнаружено, что аустенитные азотосодержащие стали 21Cr-6Ni-9Mn-0,23N и 22Cr-13Ni-5Mn-2Mo-0,35N могут в перспективе заменить традиционные нержавеющие стали 300 серии, которые используются для изготовления сосудов высокого давления для хранения водорода. В работе [12] в то же время показано, что 18Cr-18Mn-0,7N и 18Cr-6Mn-8Ni-0,25N азотистые аустенитные стали и Cr-Ni стали, не содержащие высокой концентрации атомов внедрения, имеют одинаковый характер разрушения, и легирование атомами Mn и N не способно заменить дорогостоящий Ni в стабильных аустенитных сталях, устойчивых к водородному охрупчиванию. Таким образом, в современной литературе

существует ограниченная и весьма противоречивая информация о совместном воздействии водорода и азота на свойства аустенитных азотистых сталей.

Цель работы – установление влияния продолжительности электрохимического наводороживания на механические характеристики, деформационное поведение, механизмы деформации и разрушения высокоазотистой аустенитной ванадийсодержащей стали Fe-17Cr-24Mn-1,3V-0,2C-0,8N при одноосном растяжении.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе исследовали высокоазотистую аустенитную хромомарганцевую сталь (ВАС) Fe-17Cr-24Mn-1,3V-0,2C-0,8N. Исходные заготовки с размерами 10×10 мм подвергали горячей прокатке при 1150 °С в листы толщиной 1 мм с последующим охлаждением на воздухе.

Для деформации одноосным растяжением из полученных листов вырезали образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 1×2,5×18 мм. Образцы подвергали механическому шлифованию и электролитическому полированию в растворе 50 г CrO₃ в 200 мл H₃PO₄ при комнатной температуре.

Электролитическое насыщение стальных образцов водородом осуществляли в 3 %-ном водном растворе NaCl с добавлением NH₄SCN при комнатной температуре, плотности тока 10 мА/см² и продолжительности наводороживания 5, 10, 15, 37 и 43 ч.

Механические испытания стальных заготовок проводили методом одноосного растяжения при комнатной температуре с начальной скоростью деформации 4,6×10⁻⁴ с⁻¹ с использованием испытательной машины LFM-125 (Walter+Bai AG). Для каждого состояния проводили измерения не менее чем на пяти образцах.

Электронно-микроскопические исследования были выполнены на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) Jeol 2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы в виде фольг были получены электрополированием в растворе 95 % CH₃COOH+5 % H₃ClO₄. Скалярную плотность дислокаций определяли методом, описанным в [13].

Рентгеноструктурный (РСА) и рентгенофазовый (РФА) анализ проводили с использованием дифрактометра DRON-7 в Co-Kα излучении. Для оценки параметров

микроструктуры использовали световой микроскоп Altami MET 1С. Поверхность деформированных образцов и механизм разрушения изучали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) (LEO EVO 50, Zeiss). Магнитные свойства стали оценивали при комнатной температуре магнитометром Н-04.

Коэффициент водородного охрупчивания, характеризующий изменение значения удлинения до разрушения после наводороживания, рассчитывали по формуле

$$k_H = [(\delta_0 - \delta_H) / \delta_0] \times 100 \%,$$

где δ_0 и δ_H – значения удлинения до разрушения для образцов без водорода и после наводороживания соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

По данным РСА и РФА после горячей прокатки образцы высокоазотистой стали имели аустенитную структуру с параметром решетки $a=0,363$ нм. На рис. 1 а приведено изображение зеренной структуры стали.

Средний размер зерна аустенита, определенный по металлографическим изображениям (см. рис. 1 а), составляет 14,0±0,5 мкм. Согласно анализу ПЭМ-изображений исходная структура стали содержит высокую плотность дислокаций 3×10¹⁴ м⁻² и крупные частицы (V,Cr)(N,C) диаметром 0,2–0,4 мкм (см. рис. 1 а, 1 б). Поскольку рентгенофазовый анализ свидетельствует о наличии только аустенитной фазы, объемная доля частиц (V,Cr)(N,C) не превышает 5 %. Методами РФА и магнитофазового анализа ферритной фазы в исходной структуре стали не выявлено.

На рис. 2 а, 2 б приведены инженерные (а) и истинные (б) кривые течения для образцов стали в исходном состоянии и после насыщения водородом. Зависимости механических свойств стали от продолжительности наводороживания представлены на рис. 2 в, 2 г.

Анализ кривых течения свидетельствует о том, что в исходном состоянии предел текучести стали составляет $\sigma_{0,2}=1270$ МПа, предел прочности – $\sigma_B=1370$ МПа, при удлинении $\delta=17$ %. Стадийность пластического течения и прочностные свойства высокоазотистой стали изменяются

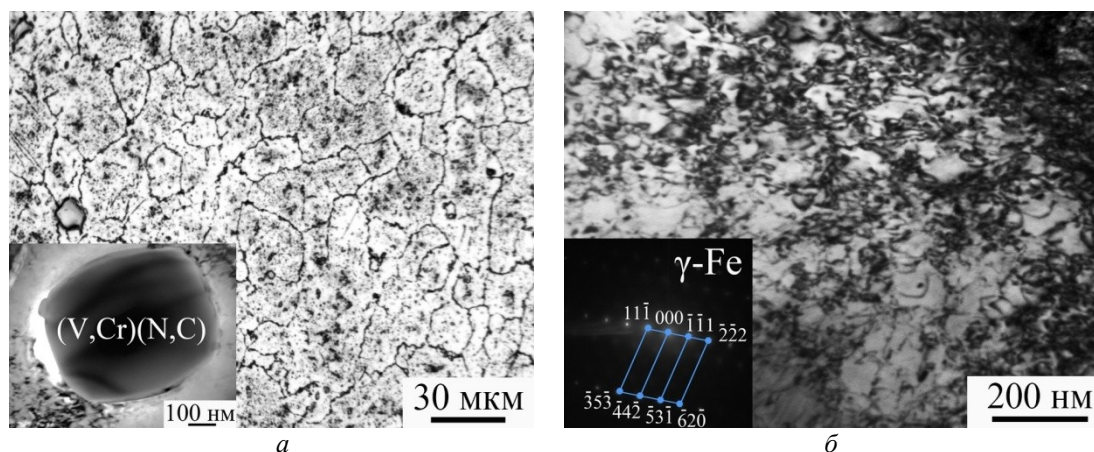


Рис. 1. Изображение протравленной поверхности образца, полученное методом световой микроскопии (а), светлопольные ПЭМ изображения (вклейка на а, б) и микродифракционная картина к (б) для высокоазотистой стали после горячей прокатки

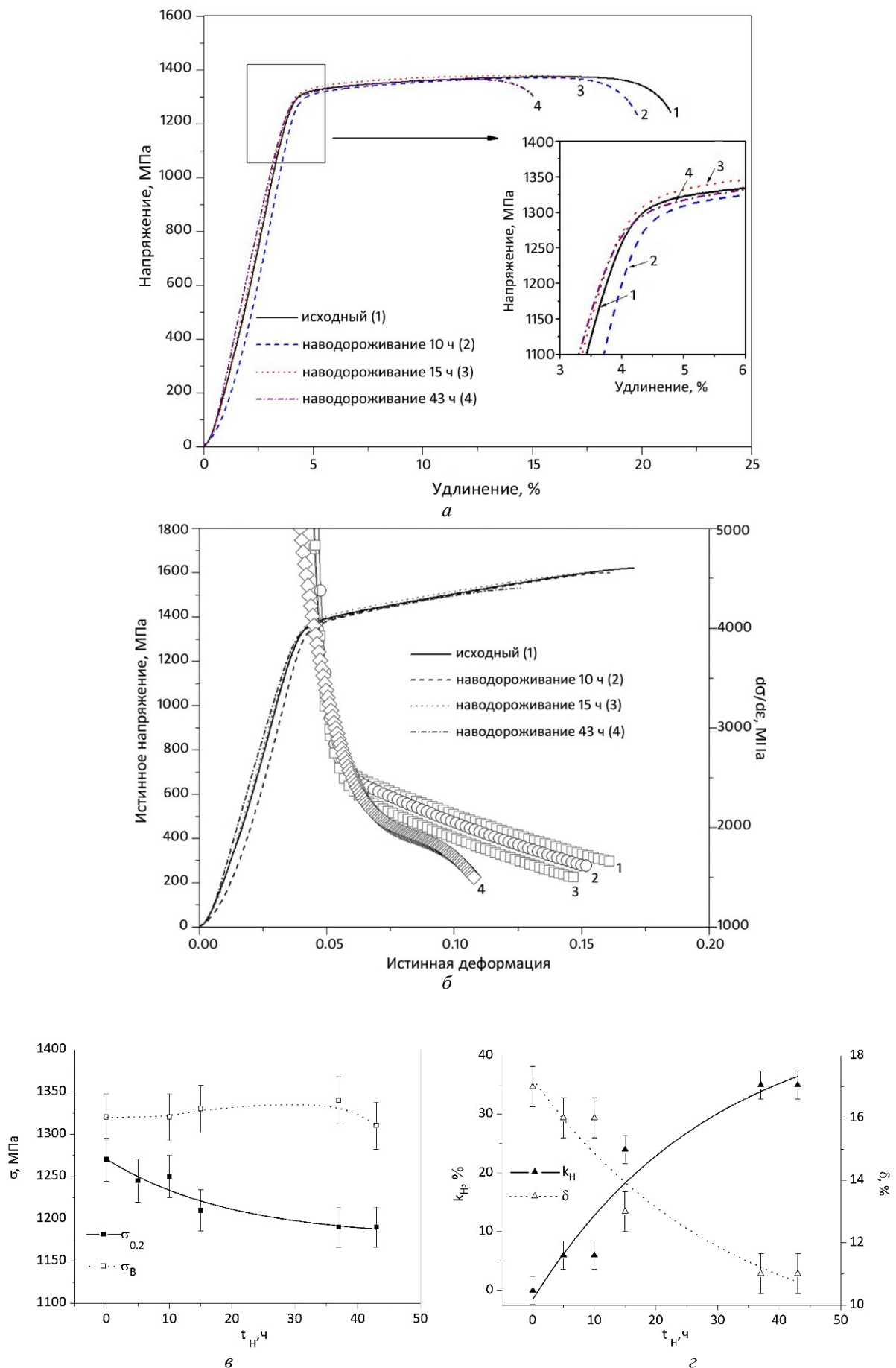


Рис. 2. Инженерные (а) и истинные (б) кривые течения и зависимости $d\sigma/d\varepsilon$ от истинной деформации (б), зависимости механических свойств (в, з) стали Fe-17Cr-24Mn-1,3V-0,2C-0,8N от продолжительности наводороживания

несущественно при электролитическом насыщении водородом в течение 5, 10, 15, 37 и 43 ч (см. рис. 2 а, 2 б).

Согласно анализу зависимости изменения механических свойств от продолжительности насыщения водородом значения величин предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_B и удлинения до разрушения δ имеют тенденцию к уменьшению с увеличением продолжительности наводороживания (рис. 2 в, 2 г). Наиболее ярко этот эффект проявляется после насыщения водородом в течение 37 и 43 ч. Тенденция к уменьшению прочностных характеристик ($\sigma_{0,2}$ и σ_B) в образцах стали Fe-17Cr-24Mn-1,3V-0,2C-0,8N после наводороживания свидетельствует о том, что водород не способствует твердорастворному упрочнению аустенита, как это наблюдалось в работе [14] для низколегированных сталей 310 серии и метастабильных углеродистых и азотистых сталей [1]. Напротив, насыщение водородом способствует небольшому снижению предела текучести стали (рис. 2 в) вследствие способности водорода облегчать движение дислокаций и способствовать развитию планарного скольжения, как было показано авторами для аустенитной нержавеющей стали в работах [15; 16].

Насыщение водородом в течение 5 и 10 ч оказывает незначительное влияние на изменение значения удлинения стали (рис. 2 г), однако увеличение продолжительности насыщения до 15–43 ч приводит к относительно высоким потерям пластичности, и k_H составляет 24 и 35 % соответственно (см. рис. 2 г). Несмотря на то, что относительное удлинение стали уменьшается после 37 и 43 ч наводороживания, его значение остается довольно высоким (11 %).

Зависимости коэффициента деформационного упрочнения $d\sigma/d\varepsilon$ от ε для исходного состояния и после насыщения водородом (10, 15 и 43 ч) приведены на рис. 2 б. Пластическая деформация исходного образца сопровождается уменьшением коэффициента деформационного упрочнения, локализацией деформации и образованием шейки при $d\sigma/d\varepsilon \sim \sigma$ (см. рис. 2 б), в соответствии с выполнением условия Бэкофена – Консидера о нестабильности пластического течения [17]. После наводороживания продолжительностью до 15 ч зависимости $d\sigma/d\varepsilon(\varepsilon)$ имеют характер, близкий к образцам, деформированным без наводороживания. Незначительное уменьше-

ние скорости деформационного упрочнения при насыщении образцов водородом в течение 5–15 ч, вероятно, связано с облегчением движения дислокаций и усилением склонности сталей к планарному скольжению при насыщении водородом, как это показано в работах [9; 16]. Наводороживание продолжительностью до 37 и 43 ч способствует увеличению скорости деформационного упрочнения на ранних степенях пластической деформации, но она быстрее уменьшается с деформацией по сравнению с другими образцами с водородом и без него (см. рис. 2 б).

Анализ изображений, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии (рис. 3), свидетельствует о наличии высокой плотности однородно распределенных дислокаций ($\rho=3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$) в стали после горячей прокатки (см. рис. 1 а). При деформации одноосным растяжением ненаводороженных (исходных) образцов происходит образование двойников деформации, накопление дислокаций и увеличение их плотности (см. рис. 3 а).

Дислокационная структура деформированной без водорода стали – однородная с тенденцией к формированию ячеек и стенок с высокой плотностью дислокаций. Величину плотности дислокаций сложно определить по ПЭМ-изображениям, но по оценкам она составляет $\rho \sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$ (см. рис. 3 а). Помимо высокой плотности дислокаций в структуре стали после деформации наблюдали небольшую долю механических двойников шириной $\approx 30\text{--}80 \text{ нм}$. Высокоазотистые стали склонны к развитию механического двойникового из-за способности азота понижать энергию дефекта упаковки сталей и одновременно повышать их прочность. Таким образом, критические скалывающие напряжения для двойникового в таких сталях достигаются при комнатной температуре при небольшой степени деформации [7; 18]. Дислокационная структура после наводороживания стали до 37 и 43 ч и растяжения имеет аналогичные особенности со структурой, деформированной растяжением без водорода. Наводороживание способствует усилению вклада от механического двойникового, оно преобладает в структуре стали, насыщенной водородом в течение 37 и 43 ч (см. рис. 3 б), сопровождается микролокализацией пластической деформации,

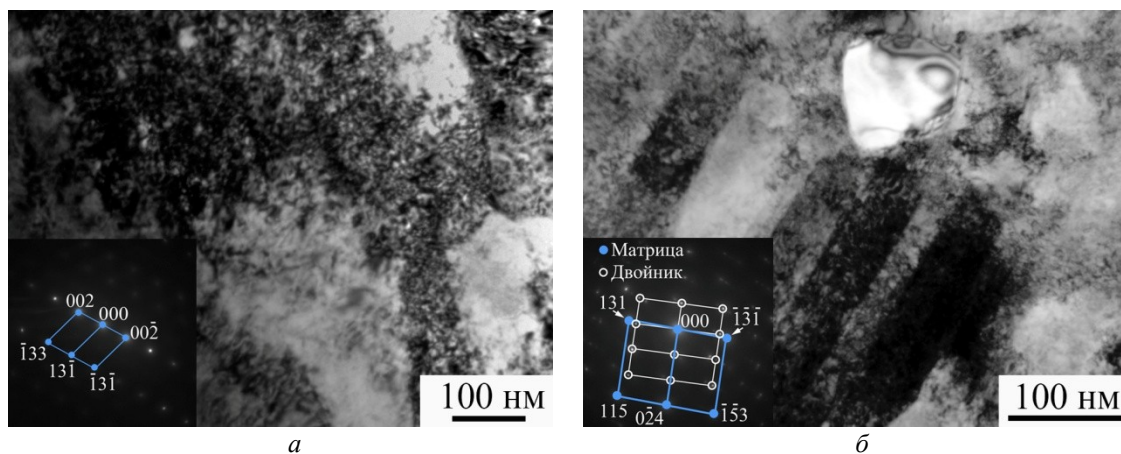


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ-изображения структуры и микродифракционные картины (вклейки на а, б) для высокоазотистой стали после деформации растяжением образцов без водорода (а), после насыщения водородом в течение 37 ч (б)

а также $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситным превращением. Такое поведение связано, с одной стороны, с уменьшением энергии дефекта упаковки аустенита при легировании сталей водородом [17], а с другой стороны, с «экранированием» дислокаций атомами водорода и усилением их подвижности [19].

На рис. 4 приведены СЭМ-изображения боковых поверхностей и изломов для исходного образца (рис. 4 а, 4 б) и образцов после насыщения водородом до 10 и 37 ч (рис. 4 в, 4 г, 4 д, 4 е).

Характер излома в исходном состоянии – ямочный транскристаллитный. В результате насыщения водородом в течение 5, 10, 15, 37 и 43 ч на поверхности образцов высокоазотистой стали образуется хрупкий слой, толщина этого хрупкого слоя возрастает с увеличением

продолжительности насыщения водородом. Тонкий поверхностный слой ($\approx 3-5$ мкм) разрушается по механизму «квазискола» внутри зерен, а расположенная под ним приповерхностная зона и центральная часть образцов характеризуется вязким транскристаллитным изломом. Большое количество вытянутых (удлиненных) ямок и вторичных трещин свидетельствует о преобладании одной системы скольжения или локализации скольжения в приповерхностной зоне. Внутренняя часть образцов разрушается вязко, аналогично исходному состоянию. После насыщения водородом на боковых поверхностях образцов вблизи зоны разрушения наблюдали многочисленные трещины, расположенные перпендикулярно оси растяжения, которые появились в результате растрескивания поверхностного наводороженного

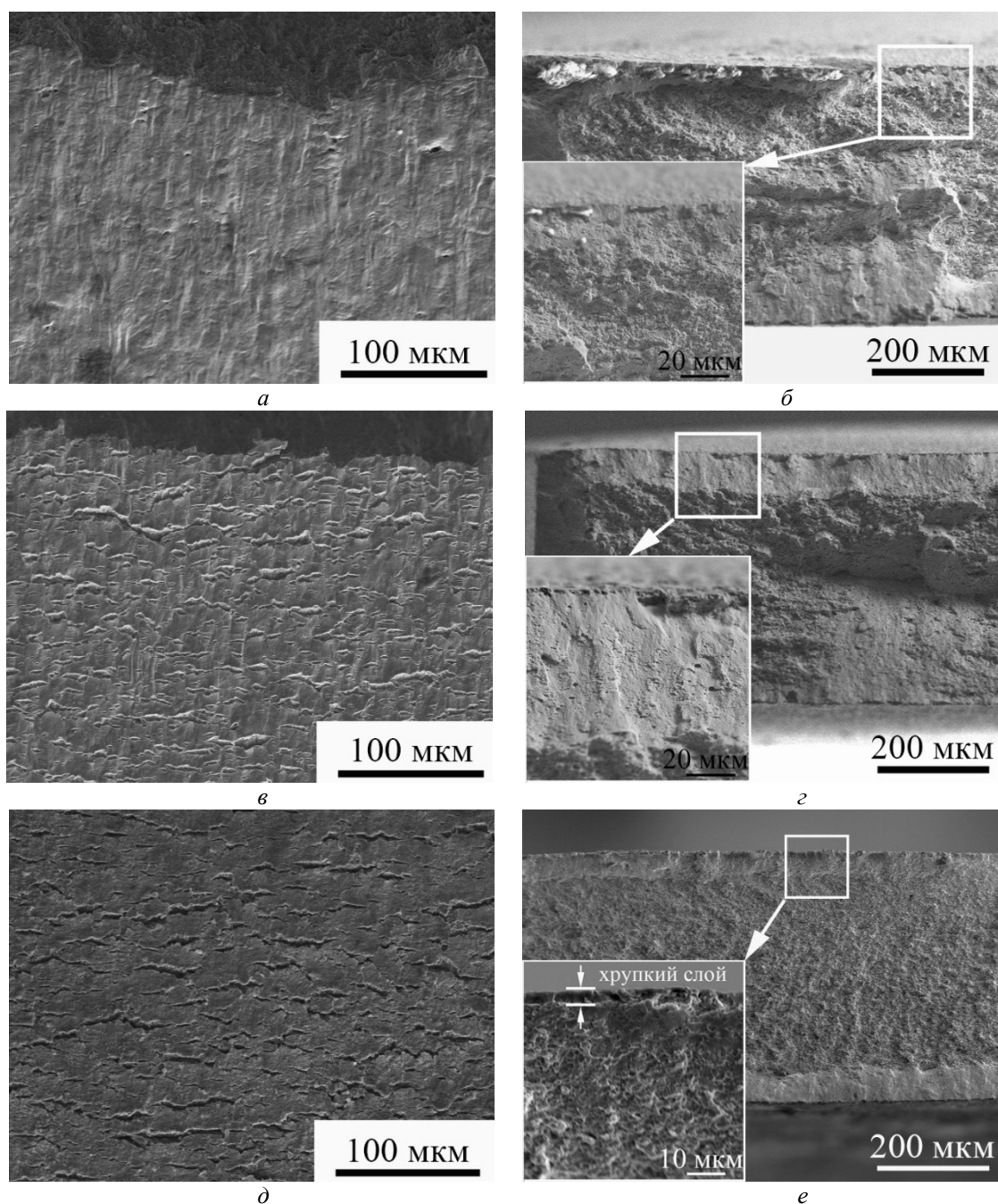


Рис. 4. СЭМ-изображения боковых поверхностей и изломов исходного образца (а, б) и образцов стали после насыщения водородом (в–е): в, г – в течение 10 ч; д, е – в течение 37 ч

слоя (см. рис. 4 в, 4 д). Таким образом, СЭМ-исследования свидетельствуют о преимущественно вязком разрушении исходных и наводороженных образцов высокоазотистой стали (за исключением тонкого поверхностного слоя). Подобные результаты были получены для сталей Fe-17,7Cr-14,7Mn-0,35N-0,17C [9] и 21Cr-6Ni-9Mn-0,23N и 22Cr-13Ni-5Mn-2Mo-0,35N [10], которые также после наводороживания сохраняли вязкий характер разрушения.

Изменение характера разрушения и снижение пластичности стали после воздействия водорода может быть вызвано различными факторами – наведенными деформацией фазовыми превращениями [2], микроструктурными изменениями (двойникование, увеличение плотности дислокаций, микролокализация пластической деформации и локализация скольжения и т. д.) [16; 20], наличием частиц [12] и границ зерен [21–23]. Авторы в работе [11] обнаружили, что нитриды хрома в высокоазотистых сталях способны поглощать и накапливать небольшое количество водорода по сравнению с объемным насыщением зерен. Анализ электронно-микроскопических изображений свидетельствует в пользу того, что частицы (V,Cr)(N,C) не деформируются при растяжении образцов как с водородом, так и без него. Их вклад в процессы охрупчивания при легировании водородом можем считать второстепенным. Магнитофазовый анализ образцов стали после насыщения водородом и деформации одноосным растяжением свидетельствует о том, что $\gamma \rightarrow \alpha'$ деформационное фазовое превращение в исследуемой стали не реализуется, т. е. фазовые превращения и частицы являются менее вероятными факторами, влияющими на наблюдаемое водородное охрупчивание стали Fe-17Cr-24Mn-1,3V-0,2C-0,8N.

Вследствие того, что сталь после горячей прокатки обладала высокой плотностью дислокаций, водород, по видимому, имел тенденцию накапливаться вблизи дислокаций, а не на границах зерен. Многочисленные поверхностные трещины являются результатом растрескивания тонкого, охрупченного водородом слоя (зона диффузионного влияния водорода при электролитическом насыщении). Поверхностные трещины являются концентраторами напряжений и оказывают влияние на характер разрушения приповерхностного, насыщенного водородом слоя в образце (зона, насыщенная водородом при растяжении за счет переноса атомов водорода на дефектах кристаллического строения и диффузии под напряжением). Авторы работы [9] предположили, что возможной причиной изменения характера разрушения поверхностного слоя для стали Fe-17,7Cr-14,7Mn-0,35N является увеличение планарности скольжения вследствие того, что водород способствует понижению энергии дефекта упаковки и подавлению поперечного скольжения или возникновению HELP-эффекта [20]. В нашем случае охрупчивание также может быть связано с активацией механического двойникования при легировании стали водородом.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Насыщение водородом в течение 5–43 ч способствует слабому снижению предела текучести, мало влияет на значения предела прочности и приводит к значительному снижению удлинения до разрушения высокоазотистой аустенитной стали Fe-17Cr-24Mn-1,3V-0,2C-0,8N.

При этом сталь после 43 ч наводороживания по-прежнему обладает достаточно высокими пластичностью и прочностными свойствами.

Стадийность кривых течения высокоазотистой стали слабо изменяется при наводороживании. При этом коэффициент деформационного упрочнения незначительно уменьшается при насыщении водородом до 15 ч, а насыщение водородом в течение 37–43 ч приводит к его увеличению на ранних степенях деформации и быстрому спаду с увеличением деформации.

Характер разрушения центральной части образцов практически не зависит от режима насыщения водородом стали Fe-17Cr-24Mn-1,3V-0,2C-0,8N и характеризуется транскристаллитным вязким изломом с большим количеством ямок как для исходных, так и для насыщенных водородом по разным режимам образцов. Водород способствует образованию на поверхности высокоазотистой стали хрупкого слоя толщиной до 5 мкм, который разрушается по механизму «квасискола» и обеспечивает интенсивное растрескивание боковых поверхностей образцов при деформации.

Насыщение водородом влияет на механизмы деформации стали. В исходном состоянии после одноосного растяжения в структуре стали преобладает дислокационный механизм пластической деформации. Основным механизмом деформации высокоазотистой стали после насыщения водородом до 37 и 43 ч является механическое двойникование, которое преобладает в структуре стали и сопровождается микролокализацией пластической деформации, а также $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситным превращением.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российской государственной научной программы «Исследования и разработки с использованием передовых технологий» (проект № 17-19-01197). Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Phaniraj M.P., Kim H.J., Suh J.Y., Shim J.H., Park S.J., Lee T.H. Hydrogen embrittlement in high interstitial alloyed 18Cr–10Mn austenitic stainless steels // International Journal of Hydrogen Energy. 2015. Vol. 40. № 39. P. 13635–13642.
2. Rozenak P. Effect of nitrogen on hydrogen embrittlement in AISI type 316, 321 and 347 austenitic stainless steels // Journal of Materials Science. 1990. Vol. 25. P. 2532–2538.
3. Zhang L., Li Z.Y., Zheng J.Y., Zhao Y., Xu P., Zhou C., Li X. Effect of strain-induced martensite on hydrogen embrittlement of austenitic stainless steels investigated by combined tension and hydrogen release methods // International Journal of Hydrogen Energy. 2013. Vol. 38. № 19. P. 8208–8214.
4. Eliezer D., Chakrapani D.G., Altstetter C.J., Pugh E.N. Influence of austenite stability on the hydrogen embrittlement and stress-corrosion cracking of stainless steel // Metallurgical Transactions A. 1979. Vol. 10. № 7. P. 935–941.
5. Gavriljuk V.G., Berns H. High Interstitial Stainless Austenitic Steels. Berlin: Springer Verlag Publ., 2013. 170 p.

6. Bannykh O.A., Blinov V.M., Kostina M.V. Structure and properties of low-alloy high-nitrogen martensitic steels // *Metal Science and Heat Treatment*. 2003. Vol. 12. № 1-2. P. 43–48.
7. Gavriljuk V.G., Berns H. High nitrogen steel. Berlin: Springer Verlag Publ., 1999. 379 p.
8. Shehata M.F., Schwarz S., Engelmann H.J., Uhle-mann M. Influence of hydrogen on mechanical properties of nitrogen supersaturated austenitic stainless steel // *Materials Science Technology*. 1997. Vol. 13. № 12. P. 1016–1022.
9. Igata N., Fujida T., Yumoto H. Decrease of ductility due to hydrogen in Fe-Cr-Mn austenitic steel // *Journal of Nuclear Materials*. 1991. Vol. 179–181. № Part 1. P. 656–658.
10. Uhlemann M., Chatterjee U.K., Ningshen S., Klauss H.J., Schneider F. Studies on hydrogen embrittlement of nitrogen containing austenitic alloys // *Materials Science and Technology*. 2002. Vol. 18. № 10. P. 1179–1187.
11. San Marchi C., Balch D.K., Nibur K., Somerdar B.P. Effect of high-pressure hydrogen gas on fracture of austenitic steels // *Journal of Pressure Vessel Technology, Transactions of the ASME*. 2008. Vol. 130. № 4. P. 0414011–0414019.
12. Michler T., Naumann J. Hydrogen embrittlement of Cr-Mn-N-austenitic stainless steels // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2010. Vol. 35. № 3. P. 1485–1492.
13. Williams D.B., Carter C.B. *Transmission Electron Microscopy*. USA: Springer, 2009. 832 p.
14. Abracham D.P., Altstetter C.J. The effect of hydrogen on the yield and flow stress of an austenitic stainless steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1995. Vol. 26. № 11. P. 2849–2858.
15. Abracham D.P., Altstetter C.J. Hydrogen-enhanced localization of plasticity in an austenitic stainless steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1995. Vol. 26. № 11. P. 2859–2871.
16. Gavriljuk V.G., Shivanyuk V.N., Shanina B.D. Change in the electron structure caused by C, N and H atoms in iron and its effect on their interaction with dislocation // *Acta Materialia*. 2005. Vol. 53. № 19. P. 5017–5024.
17. Бэкоффен В. Процессы деформации. М.: Металлургия, 1977. 288 с.
18. Chumlyakov Yu.I., Kireeva I.V., Korotaev A.D., Litvinova E.I., Zuev Yu.L. Mechanisms of plastic deformation, hardening, and fracture in single crystals of nitrogen containing austenitic stainless steels // *Russian Physics Journal*. 1996. Vol. 39. № 3. P. 189–210.
19. Robertson I.M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics // *Engineering Fracture Mechanics*. 2001. Vol. 68. № 6. P. 671–92.
20. Birnbaum H.K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture // *Materials Science and Engineering A*. 1994. Vol. 176. № 1-2. P. 191–202.
21. Park I.J., Lee S.M., Jeon H.H., Lee Y.-K. The advantage of grain refinement in the hydrogen embrittlement of Fe-18Mn-0.6C twinning-induced plasticity steel // *Corrosion Science*. 2015. Vol. 93. P. 63–69.
22. Zan N., Ding H., Guo X.F., Tang Z., Bleck W. Effects of grain size on hydrogen embrittlement in a Fe-22Mn-0.6C TWIP steel // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2015. Vol. 40. № 33. P. 10687–10696.
23. Mine Y., Tachibana K., Horita Z. Effect of high-pressure torsion processing and annealing on hydrogen embrittlement of type 304 metastable austenitic stainless steel // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2010. Vol. 41. № 12. P. 3110–3120.

REFERENCES

1. Phaniraj M.P., Kim H.J., Suh J.Y., Shim J.H., Park S.J., Lee T.H. Hydrogen embrittlement in high interstitial alloyed 18Cr–10Mn austenitic stainless steels. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2015, vol. 40, no. 39, pp. 13635–13642.
2. Rozenak P. Effect of nitrogen on hydrogen embrittlement in AISI type 316, 321 and 347 austenitic stainless steels. *Journal of Materials Science*, 1990, vol. 25, pp. 2532–2538.
3. Zhang L., Li Z.Y., Zheng J.Y., Zhao Y., Xu P., Zhou C., Li X. Effect of strain-induced martensite on hydrogen embrittlement of austenitic stainless steels investigated by combined tension and hydrogen release methods. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2013, vol. 38, no. 19, pp. 8208–8214.
4. Eliezer D., Chakrapani D.G., Altstetter C.J., Pugh E.N. Influence of austenite stability on the hydrogen embrittlement and stress-corrosion cracking of stainless-steel. *Metallurgical Transactions A*, 1979, vol. 10, no. 7, pp. 935–941.
5. Gavriljuk V.G., Berns H. *High Interstitial Stainless Austenitic Steels*. Berlin, Springer Verlag Publ., 2013. 170 p.
6. Bannykh O.A., Blinov V.M., Kostina M.V. Structure and properties of low-alloy high-nitrogen martensitic steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 2003, vol. 12, no. 1-2, pp. 43–48.
7. Gavriljuk V.G., Berns H. *High nitrogen steel*. Berlin, Springer Verlag Publ., 1999. 379 p.
8. Shehata M.F., Schwarz S., Engelmann H.J., Uhle-mann M. Influence of hydrogen on mechanical properties of nitrogen supersaturated austenitic stainless steel. *Materials Science Technology*, 1997, vol. 13, no. 12, pp. 1016–1022.
9. Igata N., Fujida T., Yumoto H. Decrease of ductility due to hydrogen in Fe-Cr-Mn austenitic steel. *Journal of Nuclear Materials*, 1991, vol. 179–181, no. Part 1, pp. 656–658.
10. Uhlemann M., Chatterjee U.K., Ningshen S., Klauss H.J., Schneider F. Studies on hydrogen embrittlement of nitrogen containing austenitic alloys. *Materials Science and Technology*, 2002, vol. 18, no. 10, pp. 1179–1187.
11. San Marchi C., Balch D.K., Nibur K., Somerdar B.P. Effect of high-pressure hydrogen gas on fracture of austenitic steels. *Journal of Pressure Vessel Technology, Transactions of the ASME*, 2008, vol. 130, no. 4, pp. 0414011–0414019.
12. Michler T., Naumann J. Hydrogen embrittlement of Cr-Mn-N-austenitic stainless steels. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2010, vol. 35, no. 3, pp. 1485–1492.
13. Williams D.B., Carter C.B. *Transmission Electron Microscopy*. USA, Springer, 2009. 832 p.
14. Abracham D.P., Altstetter C.J. The effect of hydrogen on the yield and flow stress of an austenitic stainless

- steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, vol. 26, no. 11, pp. 2849–2858.
15. Abracham D.P., Altstetter C.J. Hydrogen-enhanced localization of plasticity in an austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, vol. 26, no. 11, pp. 2859–2871.
 16. Gavrilyuk V.G., Shivanyuk V.N., Shanina B.D. Change in the electron structure caused by C, N and H atoms in iron and its effect on their interaction with dislocation. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, no. 19, pp. 5017–5024.
 17. Backofen W.A. *Protsessy deformatsii* [Deformation processing]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 288 p.
 18. Chumlyakov Yu.I., Kireeva I.V., Korotaev A.D., Litvinova E.I., Zuev Yu.L. Mechanisms of plastic deformation, hardening, and fracture in single crystals of nitrogen containing austenitic stainless steels. *Russian Physics Journal*, 1996, vol. 39, no. 3, pp. 189–210.
 19. Robertson I.M. The effect of hydrogen on dislocation dynamics. *Engineering Fracture Mechanics*, 2001, vol. 68, no. 6, pp. 671–92.
 20. Birnbaum H.K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity—a mechanism for hydrogen-related fracture. *Materials Science and Engineering A*, 1994, vol. 176, no. 1-2, pp. 191–202.
 21. Park I.J., Lee S.M., Jeon H.H., Lee Y.-K. The advantage of grain refinement in the hydrogen embrittlement of Fe-18Mn-0.6C twinning-induced plasticity steel. *Corrosion Science*, 2015, vol. 93, pp. 63–69.
 22. Zan N., Ding H., Guo X.F., Tang Z., Bleck W. Effects of grain size on hydrogen embrittlement in a Fe-22Mn-0.6C TWIP steel. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2015, vol. 40, no. 33, pp. 10687–10696.
 23. Mine Y., Tachibana K., Horita Z. Effect of high-pressure torsion processing and annealing on hydrogen embrittlement of type 304 metastable austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2010, vol. 41, no. 12, pp. 3110–3120.

THE INFLUENCE OF HYDROGEN-CHARGING REGIME ON THE STRAIN HARDENING AND FRACTURE MECHANISM OF HIGH-NITROGEN STEEL

© 2017

V.A. Moskvina, graduate student, engineer

National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)

E.G. Astafurova, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Associate Professor, leading researcher

G.G. Maier, PhD (Physics and Mathematics), junior researcher

E.V. Melnikov, junior researcher

N.K. Galchenko, PhD (Engineering), senior researcher

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

Keywords: austenitic steel; hydrogen; hydrogen charging; hydrogen saturation; hydrogen embrittlement; strain hardening; mechanical properties; fracture.

Abstract: The nitrogen-containing austenitic steels are the advanced alloys, which are widely used as constructional materials, in the hydrogen energetics as well. The high-nitrogen stainless steels have high strength properties and plasticity and are resistant to localized corrosion. However, in spite of the increased attention of researchers to the issues of hydrogen embrittlement of materials, the combined effect of hydrogen and nitrogen on the austenitic steels' properties is a poorly explored area. In this paper, the authors studied the influence of electrolytic hydrogen-charging regime with a saturation time up to 43 hours on the strain hardening and the deformation and fracture mechanisms during the uniaxial tension of Fe-17Cr-24Mn-1.3V-0.2C-0.8N nitrogen-containing stainless steel. It is found that hydrogen saturation effects slightly on the staging of flow curves and the ultimate tensile strength and contributes to the slight reduction in the yield stress and substantial decrease in the rupture elongation of steel. In this case, the high-nitrogen austenitic steel has a good margin of plasticity ($\delta=11\%$) and high strength properties ($\sigma_{0.2}=1190$ MPa) even after 43 hours of hydrogen saturation. The nature of fracture of austenitic steel in the initial state and after hydrogen charging under various modes is characterized as a ductile transcrystalline fracture. In the result of hydrogen saturation, a brittle layer of 3–5 μm in thickness is formed on the surface of high-nitrogen steel samples, which fractures according to the quasi-cleavage mechanism and provides the intensive cracking of side surfaces of samples during deformation. After the electrolytic hydrogen charging of 37 and 43 hours of duration, along with the slip, one of the main mechanisms of austenitic steel deformation during tensile tests is the mechanical twinning. Hydrogenation contributes to the mechanical deformation twinning, accompanied by shear microlocalization and activation of $\gamma\rightarrow\epsilon$ martensitic transformation.