

## РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН В ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ВОДОРОДНОЙ ПЛАЗМОЙ

*Г.Д. Толстолицкая, А.В. Никитин, В.В. Ружицкий, Н.Д. Рыбальченко,  
Р.Л. Василенко, И.М. Короткова*

*Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий  
ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина*

Исследовано влияние исходного состояния ферритно-мартенситной стали ЭП-450 на возникновение и развитие трещин при воздействии водородной плазмы тлеющего разряда. Сталь ЭП-450 исследована в четырех исходных состояниях: после холодной прокатки и последующих (стабилизирующего или рекристаллизационного) отжига, после традиционной термообработки (ТТО) и после деформации холодной прокаткой на 95%. Максимальная доза облучения образцов составила  $2 \cdot 10^{25} \text{ Н}_2^+/\text{м}^2$ . Показано, что наибольшее изменение морфологии поверхности и развитие трещин происходят в деформированных на 95% образцах, наименьшее – в образцах с ТТО. Проанализированы особенности развития трещин в стали ЭП-450.

### ВВЕДЕНИЕ

В 90-е годы прошлого столетия оценки радиационной стойкости материалов и выводы о степени их пригодности для эксплуатации в условиях контакта с высокотемпературной плазмой термоядерного реактора базировались в основном на данных, полученных при исследовании поведения материалов под облучением моноэнергетическими пучками ионов изотопов водорода или гелия. Было показано, что основной вклад в радиационную эрозию вносит гелиевый блистеринг (или флекинг), для которого при больших флюенсах наблюдается интенсивное шелушение поверхности. При облучении ионами изотопов водорода блистеры также образуются, но при температурах облучения, превышающих комнатную ( $T > T_k$ ), они практически не разрушаются, и, следовательно, эрозия отсутствует. Вследствие растворимости и высокой диффузионной подвижности водорода в металлах и сплавах критические дозы блистерообразования, зависящие от природы материала и энергии ионов, как правило, выше, чем при гелиевом блистеринге. В интервале энергий 10...500 кэВ для металлов с высокой растворимостью водорода  $D_{кр} = (1...3) \cdot 10^{19} \text{ ион}/\text{см}^2$ , а с низкой –  $D_{кр} = (6...40) \cdot 10^{17} \text{ ион}/\text{см}^2$ . Был сделан вывод, что, в целом, явление водородного блистеринга менее опасно по сравнению с гелиевым и другими механизмами эрозии, в частности распылением [1].

В то же время были опубликованы результаты, свидетельствующие о том, что в реальных термоядерных реакторах из-за одновременного действия целого комплекса плазменных излучений со сложным энергетическим спектром и действия температурно-силовых полей картина повреждения поверхности материалов может существенно отличаться от наблюдаемой при облучении моноэнергетическими пучками. В связи с этим возникла необходимость разработки методов более полного моделирования комплексного воздействия термоядерной плазмы и исследования с их помощью радиационной повреждаемости материалов, перспективных для использования в термоядерных

реакторах. Одним из таких методов является облучение материалов водородной плазмой с энергиями водородных ионов или нейтралов, характерными для пристеночной термоядерной плазмы  $\leq 1 \text{ кэВ}$  [2].

В ННЦ ХФТИ были получены результаты по влиянию облучения ионами водорода из плазмы тлеющего разряда на поверхность и приповерхностные слои ферритно-мартенситных сталей НТ-9 и ЭП-450 [3–5]. Было установлено, что при воздействии водородной плазмы эти стали склонны к зарождению макроскопических трещин и одновременному появлению вздутий на поверхности. Линейный размер трещины приблизительно равен диаметру возникающего вздутия. Таким образом, появление вздутий является индикатором возникновения трещин, что позволяет исследовать зависимости процесса возникновения трещин от параметров облучения: температуры, дозы и др.

В [5] было показано, что предварительная деформация образцов из ферритно-мартенситной стали ЭП-450 влияет на кинетику роста, размеры и плотность трещин, возникающих под действием водородной плазмы тлеющего разряда. В зависимости от степени деформации снижается пороговая доза появления трещин. По сравнению с предварительно отожженной сталью размеры и плотность трещин в несколько раз больше для деформированной стали.

Экспериментальные данные показывают, что деградация первоначальных физико-механических свойств материалов определяется изменениями в структуре и составе материалов в процессе облучения. Эти изменения при фиксированных условиях облучения (спектр, флюенс, температура) в значительной степени определяются исходной структурой и составом стали, причем, стали с мелкозернистой структурой менее чувствительны к облучению, чем средне- и крупнозернистые [6].

Целью настоящей работы было исследование влияния исходного состояния ферритно-мартенситной стали ЭП-450 на развитие трещин при

облучении водородной плазмой тлеющего разряда с энергией частиц  $\leq 1$  кэВ.

### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследований использовали образцы из стали ЭП-450 в виде пластин размером  $10 \times 10$  мм и толщиной 1 мм. Химический состав стали (вес.%): С–0,118; Cr–12; Ni–0,28; Mn–0,26; Mo–1,41; Nb–0,46; V–0,21; Si–0,21; P–0,034; S–0,004; Fe – остальное. Облучению ионами водорода из плазмы тлеющего разряда подвергались четыре серии образцов с разными предварительными термообработками:

серия 1 – образцы, вырезанные из шестигранных чехлов тепловыделяющих сборок (ТВС) быстрого энергетического реактора БН-600, подвергшиеся холодной прокатке с целью получения пластин толщиной 1 мм и после отожженные при  $700^\circ\text{C}$  для снятия напряжений;

серия 2 – образцы, вначале вырезанные и прокатанные так же, как в серии 1, но после прокатки прошедшие рекристаллизационный отжиг при  $1050^\circ\text{C}$  в течение 0,5 ч;

серия 3 – образцы серии 1, деформированные холодной прокаткой на 95%;

серия 4 – образцы из стали ЭП-450, прошедшие стандартную термообработку: отжиг при температуре  $1050^\circ\text{C}$  в течение 0,5 ч и отпуск при  $720^\circ\text{C}$  – 1 ч.

Образцы всех серий, вначале полированные механически, а затем электрополированные в растворе состава  $\text{HCl}$  (10%) +  $\text{C}_2\text{H}_8\text{O}_3$  (10%) +  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  (80%), облучали ионами водорода из плазмы тлеющего разряда при напряжении на электродах 1000 В и плотности тока ионов  $20 \text{ A/m}^2$ . Максимальная доза облучения образцов составляла  $5 \cdot 10^{24} \text{ H}_2^+/\text{m}^2$ .

На рис. 1 показана разрядная камера плазменной установки «НИКА».

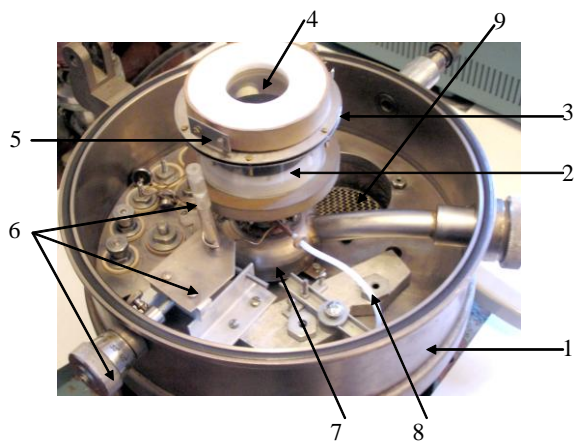


Рис. 1. Установка «НИКА»: 1 – вакуумная камера со снятой крышкой; 2 – разрядная камера; 3 – кольцевой анод; 4 – окно для наблюдения; 5 – клапан откачки разрядной камеры (положение «закрыто»); 6 – механизм привода клапана откачки; 7 – сосуд с жидким азотом для охлаждения катодного (мишенного) узла; 8 – трубка напуска газа в разрядную камеру; 9 – входное отверстие вакуум-провода с защитной сеткой

Кинетика роста трещин регистрировалась при помощи видеоматрицы.

Металлографические исследования структуры материала проводили на микрошлифах, изготовленных с использованием металлографического комплекса в составе заливочного прессы PR4X для запрессовки в бакелит исследуемых образцов, автоматической шлифовально-полировальной машины GPX300 с программным управлением, инверсионного оптического микроскопа CX-51 с анализатором изображения IA-32 фирмы «LECO».

Микротвердость структурных составляющих исследуемого материала определяли по методу Виккерса при нагрузках 25 и 50 г на цифровом микротвердомере модели LM-700AT, типа А фирмы «LECO».

Для исследования морфологии поверхности образцов и шлифов использовали сканирующий микроскоп JEM-2100.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 приведены микроструктуры стали ЭП-450 с тремя предварительными термо- и деформационными обработками. Как видно, исходная структура исследованных образцов существенно отличается.

Образцы серии 1 (см. рис. 2,а), вырезанные из шестигранных чехлов ТВС, содержат в своей структуре ферритные зерна (светлый контраст) и зерна с продуктами распада высокотемпературной аустенитной составляющей – сорбитом (темные элементы). Размер зерна составляет около 20...30 мкм. Практически равномерно по зерну распределены выделения мелкодисперсных карбидов.

Образцы серии 2 после процесса прокатки при комнатной температуре и последующего отжига при  $1050^\circ\text{C}$  в течение 0,5 ч имеют структуру, состоящую из ферритных зерен с размерами 90...150 мкм. Кроме того, наблюдаются множественные выделения карбидов как по границам зерен, так и по телу зерна (субзерна от первичной структуры) (см. рис. 2,б).

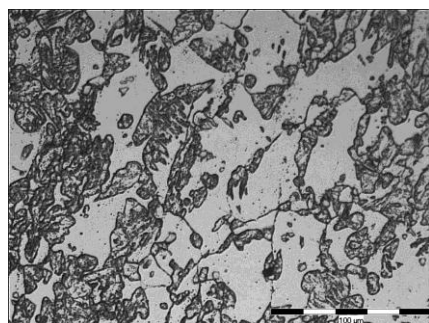
В структуре образцов серии 3, деформированных методом холодной прокатки до 95%, наблюдаются ферритные зерна и зерна с продуктами распада аустенита. Зерна металла вытянуты в направлении прокатки, их размеры уменьшаются по высоте (сжимаются). Металл имеет волокнистое строение (см. рис. 2,в).

Микроструктура образцов серии 4 (см. рис. 2,г) представляет собой дуплексную структуру отпущенного мартенсита (сорбит) и феррита приблизительно 1:1. По границам зерен феррит-феррит и феррит-сорбит наблюдаются большие глобулярные карбиды  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  и более мелкие карбиды на границах и в теле мартенситных зерен.

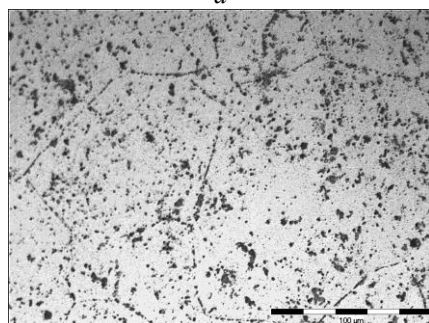
При отпуске закаленной легированной стали протекают два противоположных по влиянию на прочность процесса: разупрочнение вследствие распада мартенсита и упрочнение в результате выделения дисперсных частиц специальных

карбидов. Дисперсные карбидные частицы повышают предел текучести стали, так как являются эффективными препятствиями на пути движения дислокаций. Эффективность упрочнения обуславливается количественным соотношением процессов разупрочнения и упрочнения [7].

Обычно после традиционной термообработки (ТТО) в структуре ферритно-мартенситных сталей наблюдаются мелкодисперсные карбиды (VC, MoC, NbC) и карбиды хрома ( $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ , MeC) [8].



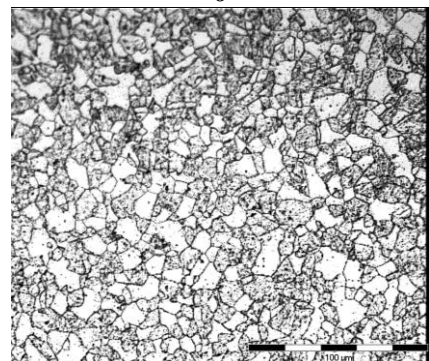
a



б



в



г

Рис. 2. Микроструктура стали ЭП-450 после холодной прокатки и стабилизирующего отжига (а), после холодной прокатки и последующего рекристаллизационного отжига (б) и после деформации холодной прокаткой до 95% (в), в состоянии поставки (г)

Наблюдаемые при этом частицы второй фазы делят на два основных типа: относительно крупные (сотни нанометров) неравноосные карбиды  $M_{23}C_6$ , располагающиеся как на границах зерен, так и внутри мартенситных пластин и реек. Второй тип – наноразмерные частицы типа MX (карбонитриды ванадия V(C, N)) с размерами  $\leq 10$  нм.

Использование термомеханических обработок (ТМО), в которых, наряду с циклом термической обработки, используется пластическая деформация, может приводить к образованию крупнозернистой ферритной структуры. Кроме того, значительно (как минимум на порядок) снижается плотность дислокаций по сравнению с традиционным режимом термической обработки. Наблюдается высокая плотность равноосных карбидов  $M_{23}C_6$ , размеры и объемная доля которых значительно выше, чем после ТТО.

Плотность наноразмерных частиц V(C, N) после таких обработок невысока. По-видимому, это связано с тем, что большая часть углерода связана в грубодисперсные карбиды  $M_{23}C_6$ . Ферритная структура с малой плотностью дислокаций и карбидами по границам зерен может образовываться и при ТТО из-за протекания  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при малых скоростях охлаждения только в верхней температурной области [9, 10].

Ферритные зерна за счет легирования V, Mo, Nb и Cr имеют значительно повышенную твердость по сравнению с обычной  $\alpha$ -фазой в низкоуглеродистой стали (150...180 кг/мм<sup>2</sup>).

Такие особенности модификации дефектной субструктуры могут быть связаны со значительным увеличением плотности дефектов в условиях пластической деформации, приводящим к активизации процессов диффузии и выделению грубодисперсных частиц цементитной фазы ( $M_3C$ ), обеднению твердого раствора углеродом и, как результат, исключению образования мелкодисперсных частиц V(C, N), препятствующих росту зерен феррита при  $T = 700$  °С.

В формирующихся при пластической деформации зонах максимальной плотности дефектов и запасенной энергии деформации возможно также образование зародышей новых зерен феррита.

В таблице приведена твердость, определенная по методу Виккерса с нагрузкой 50 г для образцов с различной исходной структурой.

Твердость исходных образцов стали ЭП-450

Номер образца	Режим обработки	Твердость $H_v^{50}$ , кг/мм <sup>2</sup>
1	х.д.+ 700°С/1 ч	270...300
2	х.д.+1050°С/30 мин	240...250
3	х.д. 95%	385...425
4	ТТО	250...350

Сравнение показывает, что наименьшую твердость имеет сталь ЭП-450 после рекристаллизации, а наибольшую – после деформации на 95%.

На рис. 3 показано изменение морфологии поверхности образцов серий 1–3 после их облучения при комнатной температуре в плазме

тлеющего разряда ионами водорода до дозы  $3 \cdot 10^{24} \text{ H}_2^+/\text{м}^2$ . На поверхности всех образцов наблюдалось образование блистеров.

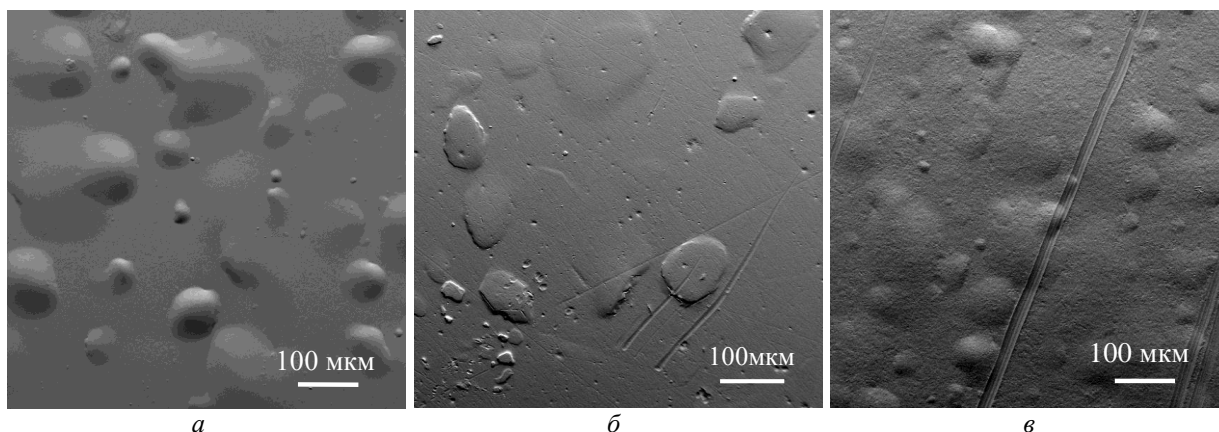


Рис. 3. Морфология поверхности образцов стали ЭП-450 серий: 1 (а); 2 (б) и 3 (в), облученных ионами водорода из плазмы тлеющего разряда до дозы  $3 \cdot 10^{24} \text{ H}_2^+/\text{м}^2$  при  $10^\circ \text{C}$

Для образцов серии 1 средний диаметр блистеров составляет 55 мкм, а плотность – 400 бл./см<sup>2</sup>. Для образцов серий 2 и 3 эти параметры равны 55 и 62,5 мкм и 660 и 7500 бл./см<sup>2</sup> соответственно.

На рис. 4 приведены распределения блистеров по диаметрам для образцов серий 1–3, облученных ионами водорода из плазмы тлеющего разряда до дозы  $1 \cdot 10^{24} \text{ H}_2^+/\text{м}^2$  при  $10^\circ \text{C}$ . Особенности, которые следует отметить: это смещение распределения в сторону меньших размеров для образцов после рекристаллизационного отжига и увеличение количества блистеров с большим диаметром после деформации на 95%. Рост среднего диаметра блистеров обусловлен, в основном, развитием блистеров большего диаметра.

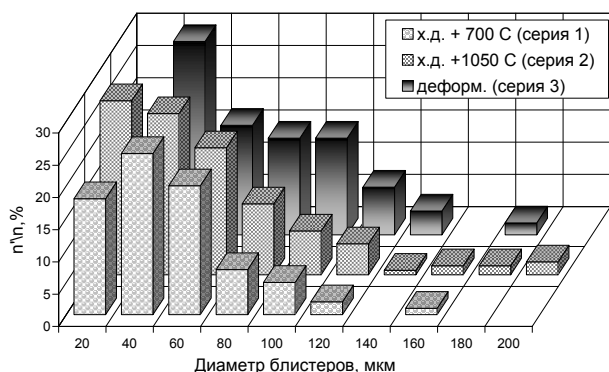


Рис. 4. Гистограммы распределения блистеров по диаметрам:  $n'$  – число блистеров данного диаметра;  $n$  – общее число блистеров на образцах серий 1–3

На поверхности образцов серии 4 блистеры не наблюдаются как при дозе  $1 \cdot 10^{24} \text{ H}_2^+/\text{м}^2$ , так и при дозе, большей в 5 раз (рис. 5,а). В этом случае поверхность подвергается только процессу распыления, который приводит к проявлению на поверхности достаточно крупным слабо-распыляемых выделений, состав которых, определенный методом микроанализа,

соответствует карбидам ниобия и молибдена (см. рис. 5,б, вставка).

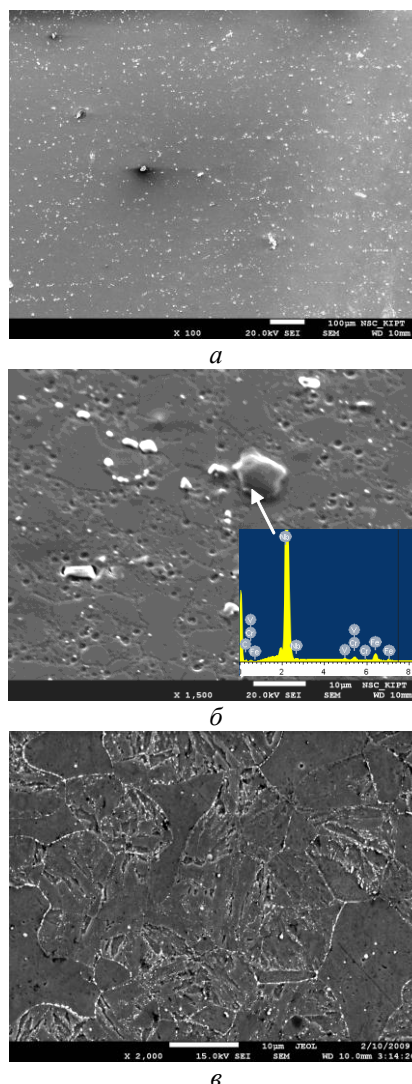


Рис. 5. Морфология поверхности стали ЭП-450 с ТТО после облучения при  $10^\circ \text{C}$  ионами водорода до дозы  $5 \cdot 10^{24} \text{ H}_2^+/\text{м}^2$  (а), та же поверхность при большем увеличении и состав крупных выделений (вставка) (б) и исходной (в)

Сравнение с исходной структурой (см. рис. 5,в) показывает, что в большей степени расплываются зерна с мартенситной составляющей, обогащенной карбидами типа  $M_{23}C_6$ .

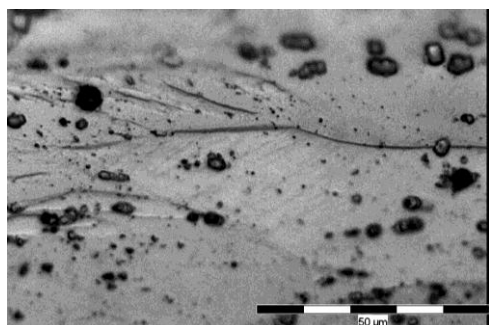
Как отмечено во введении, появление вздутий-блистеров на поверхности является индикатором зарождения трещин внутри объема образца. Пример такой трещины под куполом блистера приведен на рис. 6.



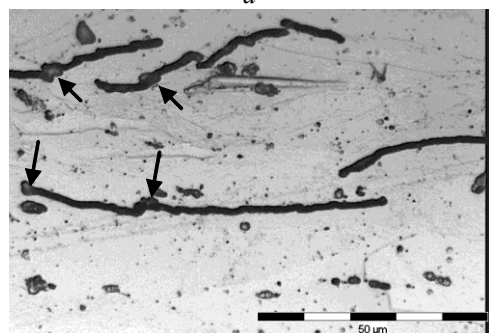
Рис. 6. Вздутие на поверхности и трещина под ним

В этом случае был приготовлен шлиф торцевой поверхности образца, проходивший практически через середину вздутия. Из рисунка видно, что высота вспучивания над уровнем поверхности практически совпадает с шириной трещины, а длина трещины примерно равна диаметру вздутия.

Как правило, распространение трещин фиксировали по границам зерен, но иногда и по субграницам в теле зерна (рис. 7,а). В некоторых случаях при своем распространении трещины останавливаются на выделениях (см. рис. 7,б).



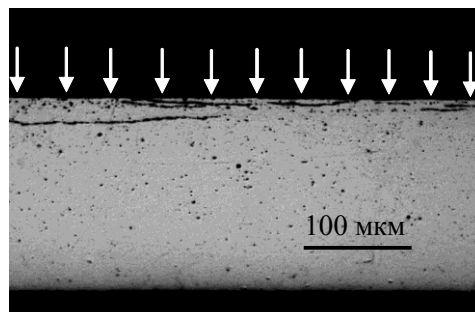
а



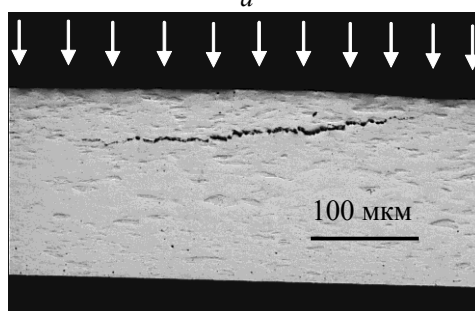
б

Рис. 7. Распространение трещин по границе одного зерна (а) и нескольких зерен (б) образцов стали ЭП-450, деформированных на 95% и облученных ионами водорода до дозы  $1 \cdot 10^{24} H_2^+ / m^2$  при комнатной температуре. Стрелками указаны выделения (б)

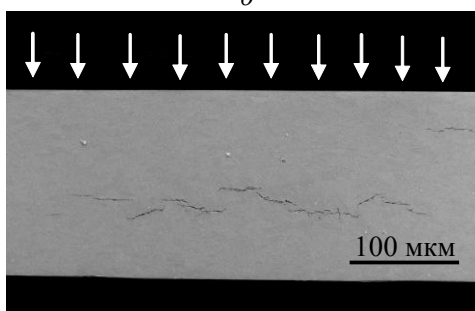
По мере увеличения дозы облучения трещины включают значительное количество границ зерен (рис. 8,а). Такие трещины имеют разветвленный вид, распространяются как по телу зерна, так и по его границе, т.е. имеют интеркристаллитный характер. При этом максимальная глубина залегания трещин с ростом дозы облучения увеличивается в несколько раз (см. рис. 8,б,в).



а



б



в

Рис. 8. Морфология поверхности поперечного сечения деформированных на 95% образцов стали ЭП-450 после облучения ионами водорода при  $T_{комн}$  до доз  $2 \cdot 10^{24}$  (а),  $4 \cdot 10^{24}$  (б) и  $2 \cdot 10^{25} H_2^+ / m^2$  (в)

Во введении было отмечено, что структуры, возникающие на поверхности металлов никеля, ниобия и ванадия после плазменного облучения, качественно отличны от структур, образующихся при их облучении моноэнергетическими пучками ионов гелия и водорода. Установлено, что для всех исследовавшихся материалов основным эффектом является расплытие. При повышенных температурах облучения и плазменном воздействии можно ожидать возникновения губчатой или дырчатой структур, что может способствовать усилению эрозии вследствие испарения.

Неожиданным оказалось появление блистеров при облучении никеля гелиевой плазмой. Следует отметить, что блистеринг при облучении гелиевой плазмой в никеле был обнаружен при дозах,

примерно в 5 раз превышающих критическую дозу облучения моноэнергетическими пучками гелия ( $D \leq 5 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-2}$ ) [11].

Блистеринг не должен был развиваться в условиях облучения гелиевой плазмой с широким энергетическим спектром бомбардирующих частиц. В этом случае, так же как при внедрении ионов гелия с убывающим от поверхности профилем, возникают условия, при которых критическая доза не достигается в результате выхода гелия по пересекающимся каналам к поверхности и из образца. Кроме того, при дозе  $2 \cdot 10^{22} \text{ He}/\text{м}^2$  толщина распыленного слоя никеля должна превышать величину среднего проективного пробега  $R_p$  ионов гелия даже с энергией  $\sim 10 \text{ кэВ}$ , что также налагает запрет на возникновение блистеров.

В настоящее время тема блистеринга получила новое звучание в связи с исследованием вольфрама – перспективного материала для дивертора ТЯР, обнаружением при воздействии на него водородной плазмы вздутий (блистеров) на поверхности и соответственно трещин в объеме материала [12–14].

Такая же проблема возникла в связи с накоплением водорода в низкоуглеродистых сталях, широко используемых для производства труб и сосудов, работающих под давлением. Водородные блистеры являются распространенной формой повреждений в низкоуглеродистой стали при наличии влажной среды и  $\text{H}_2\text{S}$  [15–17].

Данные, полученные при анализе динамики накопления дефектов на глубине от 0 до 150 мкм методом аннигиляции позитронов, позволили сделать вывод, что объемного насыщения зерен металла не наблюдается. В то же время водород активно связывается с карбидами по границам зерен, в результате чего происходит проявление границ зерен на поверхности облученных образцов [18].

В зависимости от того, распространяется ли трещина по телу зерна или по границам зерен, различают соответственно транскристаллитное (внутризеренное) и интеркристаллитное (межзеренное) разрушения. Вязкое разрушение бывает обычно внутризеренным, тогда как межзеренное разрушение – хрупким.

К хрупкому интеркристаллитному разрушению особенно склонны металлы и сплавы технической чистоты, в которых развита зернограничная сегрегация примесей, в результате чего поверхностная энергия границ снижается, облегчая тем самым развитие трещины по границам.

Когда по границам зерен располагаются прослойки второй фазы, трещина, распространяющаяся по межфазной поверхности, может пойти также вдоль поверхности скола внутри включений. Разрушение по границам зерен может быть вызвано реакцией водорода с осаждающимися по границам включениями, например, с углеродом [7]. Существуют два основных способа формирования поверхности излома: путем зарождения, роста и слияния множества микротрещин и путем зарождения трещины скола и ее распространения.

Исследование в настоящей работе морфологии трещин показало, что разрушение материала при образовании трещин имеет, в основном, вязкий характер, хотя и с элементами хрупкого излома (рис. 9).

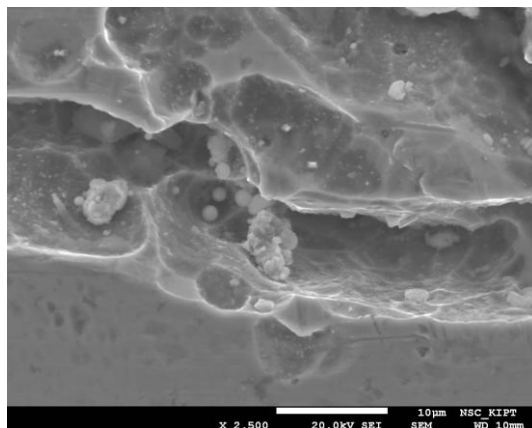


Рис. 9. Морфология трещины, образовавшейся после облучения водородной плазмой (исходное состояние – холодная прокатка и последующий стабилизирующий отжиг)

Вязкий излом образован системой лунок. В отличие от вязкого излома хрупкий излом представляет собой совокупность плоских граней, совпадающих с границами зерен или плоскостями скольжения.

Современный уровень знаний предполагает, что водород способен растворяться в стали и диффундировать в ее решетке только в виде протонов. Гидриды железа до сих пор не обнаружены и, очевидно, можно считать, что они не возникают при наводороживании стали. Поглощенный сталью водород может находиться в двух состояниях: ионизированном (протоны) – растворен в решетке, и молекулярном – заключен в ловушках. В распределении водорода, поглощенного сталью, важную роль играют дефекты ее структуры, к которым относятся – микроскопические пустоты, щели, трещины, неметаллические включения, межзеренное вещество, а также ультрамикроскопические дефекты кристаллической решетки стали – вакансии, их скопления и дислокации [6]. Все указанные дефекты, если они замкнутые, играют роль ловушек, в которых может собираться поглощенный сталью водород.

Деформация решетки металла и связанное с ней повышение энергетического уровня, а также развитие дислокации и вакансий оказывают большое влияние на процесс наводороживания стали. Кроме искажения решетки, которое всегда повышает способность абсорбировать водород, холодная деформация стали вызывает также изменение состояния внутренних микропустот стали. Эксперименты показали, что холоднодеформируемая сталь может поглотить в 100 раз больше водорода, чем отожженная [18].

На структуру и свойства стали влияет как атомарный, растворенный в решетке, водород, так и молекулярный водород, закрепленный в ловушках.

Молекулярный водород при достаточно высоких давлениях в ловушках приводит к зарождению трещин у поверхности зерна. Растворенный водород диффундирует к трещине и адсорбируется на ее поверхности, что приводит к уменьшению поверхностной энергии, а следовательно, и к уменьшению сопротивления хрупкому разрушению.

Основные узлы, агрегаты и элементы энергетических установок изготавливаются в зависимости от их размеров и конфигурации с применением механической деформации (ковка, прокатка, волочение) с промежуточными отжигами. Структурно-фазовое состояние конструкционных материалов, в частности сталей ферритного класса, является функцией применяемого технологического процесса [19].

Плотность металла при холодной прокатке обычно уменьшается. Это объясняется тем, что при деформации образуются межзеренные пустоты и трещины, уменьшающие плотность и увеличивающие объем металла. Однако эти изменения весьма невелики (максимум 0,1...0,2%) [19]. Тем не менее, этих пустот может оказаться достаточно, чтобы образовать ядро трещины. По мере увеличения дозы облучения за счет притока водорода трещина будет увеличиваться вначале в пределах одного зерна, а затем начнет распространяться интеркристаллитно вдоль волоконистых зерен. Развитие блистеринга для исследованного интервала доз облучения на образцах, предварительно прошедших в той или иной степени стадию деформации, и его отсутствие на недеформированных образцах с традиционной термообработкой подтверждает это предположение.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние исходного состояния ферритно-мартенситной стали ЭП-450 на возникновение и развитие трещин при воздействии водородной плазмы тлеющего разряда. Сталь ЭП-450 исследована в четырех исходных состояниях: после холодной прокатки и последующих (стабилизирующего или рекристаллизационного) отжигов, в состоянии поставки после ТТО и после деформации холодной прокаткой на 95%.

Показано, что наибольшее изменение морфологии поверхности и развитие трещин происходят в деформированных на 95% образцах, наименьшее – в недеформированных образцах с ТТО.

Трещины имеют хрупковязкий характер развития и распространяются преимущественно по границам зерен, т. е. происходит интеркристаллитное (межзеренное) разрушение.

Размер трещин и глубина их залегания зависят от дозы облучения. При дозе  $1 \cdot 10^{24} \text{ H}_2^+/\text{м}^2$  размеры и глубина залегания трещин составляет  $\sim 100$  мкм, а при  $2 \cdot 10^{25} \text{ H}_2^+/\text{м}^2$  – несколько сотен микрометров.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. В.М.У. Scherzer. *Sputtering by Particle Bombardment II*, Springer, Berlin / R. Behrisch (Ed.), 1983, p. 271-355.
2. R.H. Jones. Application of hydrogen embrittlement models to the crack growth behavior of fusion reactor materials // *J. Nuclear Materials*. 1986, v. 141-143, p. 468-475.
3. Е.Д. Волков, Ю.А. Грибанов, И.М. Неклюдов и др. Особенности эрозии поверхности стали Х13 при экспозиции в водородной плазме // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1988, в. 5(47), с. 58-61.
4. В.И. Бендиков, А.В. Никитин, О.А. Опалев и др. Возникновение трещин в ферритной стали 12Х12М1БФР под действием потока ионов водорода // *Атомная энергия*, 1990, т. 68, в. 6, с. 406-408.
5. А.В. Никитин, В.В. Ружицкий, И.М. Неклюдов, Г.Д. Толстолуцкая, И.Е. Копанец. Влияние деформации на возникновение трещин в стали Х13М2БФР под действием потока ионов водорода // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2014, №2, с. 34-38.
6. В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов. *Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов: Монография*. Киев: «Наукова думка», 2006, с. 378.
7. М.И. Гольштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. *Специальные стали*. М.: «Металлургия», 1985, с. 408.
8. M. Beghini, G. Benamati, L. Bertini, I. Ricipito, and R. Valentini. Effect of hydrogen on the ductility reduction of F82H martensitic steel after different heat treatments // *J. Nuclear Materials*. 2001, v. 288, p. 1-6.
9. К.А. Ланская. *Высокохромистые жаропрочные стали*. М.: «Металлургия», 1967, 216 с.
10. А.В. Панин и др. Повышение прочностных характеристик конструкционной стали ЭК-181 на основе многоуровневого подхода физической мезомеханики // *Физическая мезомеханика*. 2007, т. 10, №4, с. 73-86.
11. А.Г. Беликов, В.П. Гончаренко, Д.К. Гончаренко, Н.Т. Дереповский, И.М. Неклюдов, В.Ф. Рыбалко, Г.Д. Толстолуцкая. Изменение морфологии поверхности никеля, ванадия, ниобия при облучении гелиевой плазмой // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1983, в. 2(25), с. 57-60.
12. А.Г. Залужный, В.П. Копытин, А.В. Маркин и др. Влияние некоторых структурных факторов на проникновение водорода через конструкционные материалы в процессе бомбардировки ионами водорода // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1990, в. 1(52), с. 51-53.

13. N. Enomoto, S. Muto, T. Tanabe, et al. Glazing-incidence electron microscopy of surface blisters in single- and polycrystalline tungsten formed by  $H^+$ ,  $D^+$  and  $He^+$  irradiation // *J. Nuclear Materials*. 2009, v. 385, p. 606-614.
14. A.A. Haasz, M. Poon, J.W. Davis. The effect of ion damage on deuterium trapping in tungsten // *J. Nuclear Materials*. 1999, v. 266-269, p. 520-525.
15. X.C. Ren, Q.J. Zhou, G.B. Shan, W.Y. Cyu, J.X. Li, Y.J. SU, and L.J. Qiao. A Nucleation Mechanism of Hydrogen Blister in Metals and Alloys // *Metallurgical and Materials Transactions*. 2008, v. 39A, p. 87-97.
16. E. Shekari, M.R. Shishesaz, Gh. Rashed, M. Farzam, and E. Khayer. Failure Investigation of Hydrogen Blistering on Low-strength Carbon Steel. Iranian // *Journal of oil and Gas Science and Technology*. 2013, v. 2, N 2, p. 65-76.
17. E. Herms, J.M. Olive, M. Puiggali. Hydrogen embrittlement of 316L type stainless steel // *Materisls Science and Engineering*. 1999, v. 272, N 2, p. 279-283.
18. Ю.П. Черданцев, И.П. Чернов, Ю.И. Тюрин. *Методы исследования систем металл-водород*. Томск: Изд-во ТПУ, 2008, 286 с.
19. Б.Б. Диомидов, Н.В. Литовченко. *Прокатное производство*. М.: «Металлургия», 1979, с. 348.

Статья поступила в редакцию 10.02.2016 г.

## РОЗВИТОК ТРІЩИН У ФЕРИТНІЙ СТАЛІ ПІД ДІСІЮ ОПРОМІНЕННЯ ВОДНЕВОЮ ПЛАЗМОЮ

*Г.Д. Толстолуцька, А.В. Нікітін, В.В. Ружицький, Н.Д. Рибальченко, Р.Л. Василенко, І.М. Короткова*

Досліджено вплив вихідного стану феритно-мартенситної сталі ЕП-450 на виникнення і розвиток тріщин під впливом водневої плазми тліючого розряду. Сталь ЕП-450 досліджена в чотирьох вихідних станах: після холодної прокатки і наступних (стабілізуючого або рекристалізаційного) відпалів, після традиційної термообробки (ТТО) і після деформації холодною прокаткою на 95%. Максимальна доза опромінення зразків становила  $2 \cdot 10^{25} \text{ H}_2^+/\text{m}^2$ . Показано, що найбільша зміна морфології поверхні і розвиток тріщин відбуваються в деформованих на 95% зразках, найменша – в зразках з ТТО. Проаналізовано особливості розвитку тріщин у сталі ЕП-450.

## DEVELOPMENT OF CRACKS IN FERRITIC STEEL UNDER HYDROGEN PLASMA IRRADIATION

*G.D. Tolstolutskaaya, A.V. Nikitin, V.V. Ruzhytskyi, N.D. Rybalchenko, R.L. Vasilenko, I.M. Korotkova*

The effect of EP-450 ferritic-martensitic steel initial state on the origin and development of cracks when exposed to hydrogen glow discharge plasma studied. Steel EP-450 was studied in four initial states: after the cold rolling and subsequent stabilizing or recrystallization annealing, in state after conventional heat treatment (CHT) and after deformation by cold rolling of 95%. Maximum dose irradiation of samples was  $2 \cdot 10^{25} \text{ H}_2^+/\text{m}^2$ . It is shown that the greatest change in the surface morphology and development of cracks occur in specimens deformed on 95%, the smallest - in samples that have passed CHT. The cracks development features in EP-450 steel are analyzed.