



ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ВОДОРОДНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ С ОЦК РЕШЕТКОЙ*

А. В. ИГНАТЕНКО, канд. техн. наук, академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ**,
А. П. ПАЛЬЦЕВИЧ, канд. техн. наук, **В. С. СИНЮК**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложен механизм влияния водородной локализации пластичности на стадию зарождения субмикродфекта и рост макротрещины в металле с ОЦК решеткой. Создана математическая модель водородной хрупкости металлов с ОЦК решеткой, которая учитывает эффект водородной локализации пластичности и влияние водорода на поверхностную энергию субмикротрещины. Установлено, что с уменьшением размера зерна склонность металла к водородной хрупкости возрастает.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварные соединения, высокопрочные низколегированные стали, модель водородной хрупкости, металлы с ОЦК решеткой, размер зерна, водородная локализация пластичности, хрупкое разрушение

При сварке высокопрочных низколегированных сталей существует вероятность возникновения в сварном соединении индуцированных водородом холодных трещин, которые являются проявлением водородной хрупкости (ВХ) металла в специфических условиях термомеханического цикла сварки [1]. В основе этого явления лежит механизм взаимодействия водорода с дислокациями [2–5], что приводит к изменению свойств дислокационных скоплений [6, 7].

Свойства как отдельных дислокаций, так и дислокационных скоплений в значительной степени определяют механические свойства металлов. Отличие теоретического предела текучести и реально наблюдаемого, способность металла к пластической деформации, упрочнению, температурная зависимость предела текучести и многие другие свойства объясняются наличием в реальных металлах дислокаций [8–12]. Основные закономерности ВХ также хорошо описываются в рамках дислокационной теории, что подтверждается экспериментами, устанавливающими связь между скоростью пластической деформации металла и его чувствительностью к ВХ [1, 2, 13], а также электронно-микроскопическими исследованиями влияния водорода на поведение дислокационных скоплений и рост микротрещин [14]. Под действием водорода механические характеристики металла могут ухудшаться в несколько раз, что важно учитывать при прогнозировании надежности и долговечности конструкций. В данной работе описан механизм ВХ с учетом эффекта

водородной локализации пластичности на микро- и макроуровнях и физико-математическая модель взаимодействия дислокаций в содержащем водород металле с ОЦК решеткой.

Физическая модель ВХ. Дислокации способны взаимодействовать между собой благодаря наличию вокруг них полей напряжений. Находящиеся в одной плоскости скольжения две краевые дислокации одного знака отталкиваются с силой F_D , обратно пропорциональной расстоянию между ними r [15]:

$$F_D \sim 1/r. \quad (1)$$

В металле, содержащем водород, характер силы взаимодействия краевых дислокаций несколько меняется. Кроме силы взаимодействия с полем напряжений соседней дислокации F_D , на краевую дислокацию действует дополнительная сила, вызванная взаимодействием поля напряжений данной дислокации с атомами водорода, сосредоточенными вокруг соседней дислокации [6, 7]. Таким образом, между двумя находящимися в одной плоскости скольжения краевыми дислокациями одного знака возникает вызванная наличием атомов водорода вокруг дислокаций дополнительная сила притяжения F_H , значение которой зависит от температуры металла и концентрации водорода. Сила взаимодействия атома водорода с краевой дислокацией возрастает обратно пропорционально квадрату расстояния между ними [16]. Поэтому с учетом некоторых приближений зависимость силы F_H от расстояния между дислокациями имеет вид

$$F_H = \frac{\alpha}{r^2}, \quad (2)$$

где α — коэффициент пропорциональности.

Следовательно, в содержащем водород металле результирующая сила взаимодействия меньше,

* Работа выполнена при поддержке Государственного фонда фундаментальных исследований Украины (грант Президента Украины для поддержки молодых ученых № Ф32/237-2011).



чем в несодержащем. Эффект уменьшения результирующей силы взаимодействия между краевыми дислокациями $F_{RES} = F_D - F_H$ в металле, содержащем водород, экспериментально подтвержден в работе [14] и получил название водородной локализации пластичности (hydrogen-enhanced localized plasticity).

В работе [17] показано, что для возникновения в железе эффекта водородной локализации пластичности достаточно небольшой концентрации водорода, которая характерна для металла сварных соединений из высокопрочных низколегированных сталей [18]. Лимитирующей стадией зарождения субмикродфекта является слияние первых двух дислокаций в вершине скопления, так как для вливания дислокации в уже готовый субмикродфект требуется значительно меньшее усилие [19]. Поэтому уменьшение значения F_{RES} существенно облегчает слияние краевых дислокаций в зародыш микродфекта. В железе, содержащем водород, значение силы, необходимой для слияния первых двух краевых дислокаций в зародыш субмикродфекта, может снизиться в два раза и более (рис. 1). Следовательно, при определенных условиях наличие вокруг дислокаций атмосфер Коттрелла существенно меняет свойства дислокационных скоплений, что ведет к изменению механических свойств металла.

Как видно из рис. 1, в металле, содержащем водород, существует некоторое пороговое расстояние между дислокациями, после достижения которого влияние водорода на силу взаимодействия дислокаций заметно возрастает. Поэтому на макроскопической прочности металла присутствие водорода начинает существенно сказываться после того, как плотность дислокаций достигнет некоторого порогового значения.

Зарождение и развитие субмикротрещины в зерне металла с учетом эффекта водородной ло-

кализации пластичности можно разделить на три этапа:

вокруг краевых дислокаций, которые находятся в скоплении, концентрируются атомы водорода, что уменьшает силу отталкивания между дислокациями и облегчает их слияние;

под действием внешних напряжений дислокации в вершине скопления сливаются и образуют зародыш субмикротрещины. Находящийся на этих дислокациях водород частично захватывается полем напряжения субмикротрещины, а частично попадает в ее объем;

рост субмикротрещины приводит к разрушению зерна металла и образованию стабильного микродфекта, который под действием внешних напряжений и водорода способен развиваться до макроразмеров.

Одним из наиболее вероятных механизмов развития макротрещины в металле является образование перед ее вершиной микродфекта и последующее его слияние с трещиной (рис. 2) [10]. Под действием напряжений перед вершиной растущей трещины в металле формируется область пластических деформаций. В процессе роста трещины это приводит к формированию под ее поверхностью слоя пластически деформированного металла $\lambda_{пл}$, толщина которого зависит от приложенной нагрузки: чем выше нагрузка, которую необходимо приложить для образования перед вершиной трещины микродфекта, тем больше толщина слоя $\lambda_{пл}$. Энергия, необходимая для роста макротрещины, состоит из двух частей — энергии образования свободных поверхностей и энергии приповерхностного слоя пластически деформированного металла. В металле, не содержащем водорода, удельная энергия, которая требуется для образования подобного слоя, на несколько порядков выше удельной энергии свободных поверхностей трещины [20]. Благодаря эффекту водородной локализации пластичности напряжение, необходимое для образования микрод-

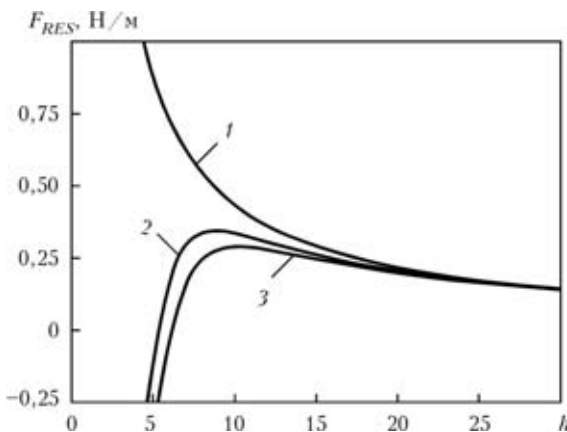


Рис. 1. Зависимость результирующей силы взаимодействия двух краевых дислокаций F_{RES} от расстояния между ними h (в модулях вектора Бюргерса) при различной концентрации диффузного водорода (температура металла $T = 300$ К) [17]: 1 — 0; 2 — 5; 3 — 10 $\text{cm}^3/100 \text{ г}$

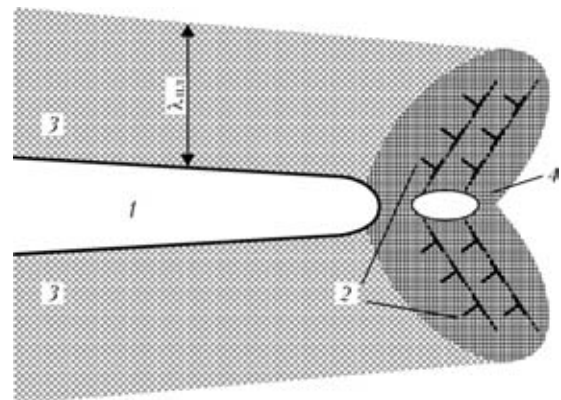


Рис. 2. Схема роста макротрещины в металле: 1 — макротрещина; 2 — область пластических деформаций перед ее вершиной; 3 — слой пластически деформированного металла; 4 — микродфект



фекта перед вершиной макротрещины, существенно снижается. Поэтому в содержащем водород образце значение $\lambda_{пл}$ и процент пластически деформированного металла значительно ниже, чем в несодержащем. Эффект водородной локализации пластичности уменьшает наиболее энергозатратную составляющую роста макротрещины — образование приповерхностного слоя $\lambda_{пл}$. Следовательно, в содержащем водород металле с ОЦК решеткой развитие макротрещины должно происходить более хрупко и требовать существенно меньше энергии, что и наблюдается в экспериментах [1, 2].

На основании предложенного механизма ВХ можно сделать предположение о различии процессов разрушения на макроуровне в образцах одного и того же металла, содержащих и несодержащих водород. Если на начальном этапе пластической деформации плотность дислокаций невелика, изменение дислокационной структуры в образцах независимо от содержания водорода протекает аналогично. Это означает, что при механических испытаниях на макроуровне свойства металлов практически совпадают. С увеличением пластической деформации металла плотность дислокаций повышается. Когда в результате роста плотности дислокаций среднее расстояние между ними достигнет определенного порогового значения, в содержащем водород металле сработает эффект водородной локализации пластичности. Вследствие этого в металле начнется более интенсивное образование субмикродофектов, что приведет к необратимому изменению механических свойств такого металла на макроуровне.

Таким образом, должна существовать пороговая пластическая деформация, значение которой зависит от чувствительности металла к ВХ, температуры испытаний и концентрации водорода. Если металл, содержащий водород, деформировать до меньшей степени пластической деформации, то после дегазации водорода его механические свойства восстанавливаются. Однако после достижения пороговой пластической деформации, благодаря наличию в образце большого количества микродофектов, свойства металла после дегазации не восстанавливаются и он все равно разрушится более хрупко, чем металл, который изначально не содержал водорода.

Математическая модель ВХ. Для описания дислокационных перестроек, которые приводят к зарождению и развитию в металле, содержащем водород, субмикротрещины, может быть использован либо силовой [3, 19], либо энергетический критерий [21, 22]. Использование силового критерия зарождения субмикротрещины, когда поведение каждой отдельной дислокации рассчитывается исходя из действующих на нее сил, дает более детальную картину и легко реализуется при

изучении поведения небольшого количества дислокаций, как это было показано на примере взаимодействия двух дислокаций. Тем не менее в данной работе для расчетов используется энергетический критерий образования и развития субмикротрещины. Это связано с тем, что если скопление насчитывает пять и более дислокаций, то в случае использования силового подхода для расчета получаемая система уравнений не имеет аналитического решения, даже когда вокруг дислокаций нет атмосфер Котрелла. Учет же влияния водорода на порядок усложняет подобные расчеты. Для несодержащего водород металла задачу о поведении дислокаций в большом скоплении можно решить, если вместо дискретных дислокаций рассматривать континуальную модель скопления [11, 15, 19]. В такой постановке задачи скопление характеризуется не положением каждой отдельной дислокации, а плотностью дислокаций $\rho(x)$ в точке. Однако, как показывают расчеты, континуальная модель дает неадекватную оценку напряженного состояния внутри самого скопления [11]. Следовательно, при учете влияния эффекта водородной локализации пластичности, когда речь идет уже о взаимодействии внутри самого скопления дислокаций, применять данную континуальную модель нельзя. Энергетический критерий образования и роста субмикротрещины позволяет обойти эту проблему.

При моделировании ВХ металла за основу была взята классическая схема образования субмикротрещины из плоского скопления краевых дислокаций. В случае металла, не содержащего водород, общая энергия системы «плоское скопление краевых дислокаций — субмикротрещина» равна [10, 21–24]:

$$W = \frac{nb^2G}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{4d}{L} + \frac{(N-n)^2b^2G}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{4\pi\sqrt{e}(1-\nu)d}{(N-n)Gb} \tau_{eff} - \frac{\pi(1-\nu)L^2}{8G} \sigma^2 + 2\gamma L, \quad (3)$$

где b — модуль вектора Бюргерса; G — модуль сдвига; ν — коэффициент Пуассона; L — длина субмикротрещины; n — количество дислокаций, образовавших субмикротрещину; N — максимальное количество дислокаций в скоплении; σ — главное нормальное напряжение; γ — удельная поверхностная энергия металла, которая изменяется в результате воздействия водорода; d — размер зерна металла; e — основание натурального логарифма; τ_{eff} — эффективное касательное напряжение в плоскости скольжения.

Попадая в объем субмикротрещины, водород уменьшает ее удельную поверхностную энергию. В процессе роста субмикротрещины ее объем увеличивается, а вливающиеся в нее дислокации приносят новые порции водорода. Это ведет к пос-



тоянному изменению давления водорода внутри субмикротрещины и к изменению удельной поверхностной энергии металла. Поэтому в случае металла, содержащего водород, последнее слагаемое в уравнении (3) необходимо заменить интегралом

$$2 \int_0^{L_k} \gamma(L, N, n, T) dL, \quad (4)$$

где L_k — конечная длина субмикротрещины.

В металле, содержащем водород, работа, которую необходимо совершить для того, чтобы сблизить две удаленные друг от друга дислокации на расстояние r , определяется из уравнения

$$\int_{+\infty}^r F_{RES} dr = \int_{+\infty}^r F_X dr - \int_{+\infty}^r F_H dr, \quad (5)$$

где $\int_{+\infty}^r F_X dr$ — работа, которую необходимо совершить в металле, не содержащем водород, и, следовательно, она уже учтена в уравнении (3).

С уменьшением расстояния между дислокациями их поля напряжений накладываются друг на друга. В результате этого энергия связи водорода с дислокациями увеличивается. Положим, что в начале, когда дислокации находятся на значительном расстоянии друг от друга, их суммарная энергия связи с водородом равна W_d^r , а когда они находятся на расстоянии $r - W_d^r$ тогда, согласно закону сохранения энергии:

$$\int_{+\infty}^r F_H dr = W_d^r - W_d. \quad (6)$$

Таким образом находящийся на дислокациях водород в процессе уменьшения расстояния между дислокациями отдает часть своей потенциальной энергии, уменьшая работу, необходимую для слияния дислокаций, в зародыш субмикротрещины:

$$\int_{+\infty}^0 F_H dr = W_L^0 - W_d, \quad (7)$$

где W_L^0 — энергия связи водорода с зародышем субмикротрещины.

Проинтегрировав по всей области, занимаемой атмосферой Котрелла, найдем энергию связи водорода с краевой дислокацией, приходящуюся на единицу длины:

$$W_d = \iint_{\Omega_d} u_d(x, y) C_d(x, y) dx dy, \quad (8)$$

где Ω_d — область, занимаемая атмосферой Котрелла вокруг дислокации; $C_d(x, y)$ — концентрация водорода, рассчитываемая на основе статистики Ферми–Дирака.

Энергия взаимодействия атома водорода, который относительно ядра дислокации находится в точке (x, y) , вычисляем из уравнения [16]

$$u_d(x, y) = -\frac{Ay}{x^2 + y^2}, \quad (9)$$

где A — константа материала, определяемая из экспериментов.

В первом приближении при оценке энергии связи водорода с субмикротрещиной W_L последнюю можно рассматривать как наддислокацию. Поэтому значение W_L определяется аналогично:

$$W_L = \iint_{\Omega_L} U_L(x, y) C_L(x, y) dx dy, \quad (10)$$

где Ω_L — область, занимаемая атмосферой Котрелла вокруг субмикротрещины; $U_L(x, y)$ — энергия связи между атомом водорода и субмикротрещиной.

С учетом уравнений (7), (8) и (10) вызванное водородом общее изменение энергии субмикротрещины и $(N - n)$ дислокаций, которые не влились в дефект, можно записать в виде

$$W_H = - (W_L + (N - n)W_d) = - \iint_{\Omega_L} U_L C_L dx dy - (N - n) \iint_{\Omega_d} u_d C_d dx dy. \quad (11)$$

С учетом уравнений (3), (4) и (11) энергия системы «плоское скопление краевых дислокаций — субмикротрещина» для металла, содержащего водород, равна:

$$W = \frac{(nb)^2 G}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{4d}{L_k} + \frac{(N-n)^2 b^2 G}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{4\pi\sqrt{e}(1-\nu)d}{(N-n)Gb} \tau_{eff} - \frac{\pi(1-\nu)L_k^2}{8G} \sigma^2 + 2 \int_0^{L_k} \gamma dL - \iint_{\Omega_L} U_L C_L dx dy - (N-n) \iint_{\Omega_d} u_d C_d dx dy. \quad (12)$$

Для расчета поведения дислокаций и субмикротрещины необходимо продифференцировать уравнение (12) по L_k и n . Из полученных уравнений определяются условия, при которых субмикротрещина теряет устойчивость, т. е. разрушается.

При расчете полагали, что максимальная длина скольжения краевой дислокации равна размеру зерна, а концентрация водорода в металле — $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$.

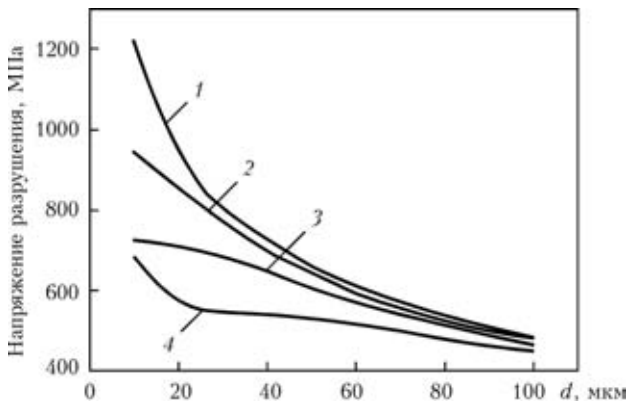


Рис. 3. Зависимость напряжения разрушения зерна железа с ОЦК решеткой от его размера d при разных температурах: 1 — зерна металла, не содержащего водород при $T = 350 \dots 250$; 2 — 350; 3 — 300; 4 — 250 К

Количество водорода, которое переносит краевая дислокация к месту образования субмикротрещины, определяли на основе предложенных в работе [25] соотношений. Количество дислокаций в скоплении N и τ_{eff} оценивали на основе соотношения Холла–Петча [11].

На основе полученных соотношений провели компьютерное моделирование разрушения зерна железа с ОЦК решеткой по дислокационному механизму (рис. 3). В расчете полагали, что в температурном интервале $T = 350 \dots 250$ К модуль сдвига и коэффициент Пуассона остаются постоянными. Следовательно, напряжение разрушения зерна металла, не содержащего водород, тоже будет оставаться постоянным в этом интервале. При учете в математической модели водородной локализации пластичности уменьшается напряжение, которое необходимо приложить для того, чтобы разрушить зерно, увеличивается длина микродефекта и количество влившихся в него дислокаций. В некоторых случаях снижение прочности железа, содержащего водород, достигает 40...50 % номинального. Некоторое увеличение напряжения разрушения на кривой 4 рис. 3 при $d = 25 \dots 10$ мкм объясняется ха-

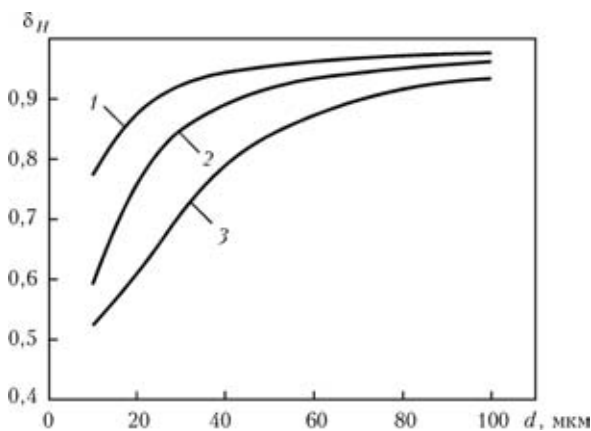


Рис. 4. Зависимость соотношения $\delta_H = S_C^H / S_C^0$ от размера зерна d при разных температурах: 1 — $T = 350$; 2 — 300; 3 — 250 К

рактером температурно-скоростной зависимости ВХ [1, 2]. Видно, что в металле, содержащем водород, может наступить эффект насыщения, когда измельчение зерен практически не повышает его прочность (рис. 3). Поэтому увеличение прочности стали за счет измельчения зерна целесообразно лишь до некоторого предельного значения d . Заметим, что значение d зависит от чувствительности металла к ВХ, концентрации водорода и температурного интервала эксплуатации.

Склонность металла к ВХ можно выразить через падение напряжения разрушения [1]:

$$\delta_H = S_C^H / S_C^0$$

где S_C^H, S_C^0 — истинное напряжение разрушения зерна металла, соответственно содержащего и не содержащего водород. Согласно проведенным расчетам при сравнительно больших значениях размера зерна d (в пределах от 100 до 50 мкм) зависимость степени падения хрупкой прочности металл δ_H от d может быть аппроксимирована прямой линией (рис. 4). Это согласуется с представленными в работах [2, 26] экспериментальными данными, полученными для армко-железа и низкоуглеродистой стали. Однако при дальнейшем измельчении зерна чувствительность металла к ВХ резко возрастает. При прочих равных условиях уменьшение зерна металла ведет к увеличению степени падения хрупкой прочности металла. Следует заметить, что абсолютное значение напряжения разрушения металла S_C^H , содержащего водород, все равно несколько подрастает с уменьшением размера зерна (рис. 3).

Как отмечено выше, при расчете полагали, что длина скольжения дислокаций равна размеру зерна d . Следовательно, согласно представленным на рис. 4 результатам, степень ВХ возрастает с уменьшением длины свободного скольжения дислокаций. Таким образом, полученный вывод о большей склонности к ВХ металла с более мелким зерном можно интерпретировать как теоретическое объяснение того экспериментального факта, что с увеличением прочности металла возрастает его склонность к ВХ.

Выводы

1. Предложен механизм ВХ металлов с ОЦК решеткой, учитывающий эффект водородной локализации пластичности на микро- и макроуровне.

2. Усовершенствована модель разрушения зерна металла по дислокационному механизму для металла, содержащего водород.

3. Показано, что при прочих равных условиях уменьшение размера зерна металла ведет к увеличению степени ВХ, хотя абсолютное значение нап-



ряжения разрушения металла, содержащего водород, возрастает с уменьшением размера зерна.

4. Показано, что для металла, содержащего водород, увеличение его прочности за счет измельчения зерна целесообразно лишь до некоторого предела, который зависит от концентрации водорода, температуры эксплуатации и чувствительности к ВХ.

1. *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами* / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич и др.; под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 2004. — 445 с.
2. *Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов.* — М.: Metallurgia, 1985. — 216 с.
3. *Морозов Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов.* — М.: Metallurgia, 1967. — 254 с.
4. *Походня И. К., Степанюк С. Н., Швачко В. И.* Роль температуры при индуцированном водородом растрескивании конструкционных сталей и сварных соединений // *Автомат. сварка.* — 2000. — № 2. — С. 3–8.
5. *Походня И. К., Швачко В. И., Уткин С. В.* Вплив водню на рівновагу дислокаційної субмікротріщини в α -залізі // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* — 2002. — № 1. — С. 7–14.
6. *Birnbaum H. K., Sofronis P.* Hydrogen-enhanced localized plasticity — a mechanism for hydrogen-related fracture // *Mat. Sci. and Eng. A.* — 1994. — P. 191–202.
7. *Birnbaum H. K., Sofronis P.* Mechanics of the hydrogen-dislocation-impurity interactions — increasing shear modulus // *J. Mech. Phys. Solids.* — 1995. — **43**, № 1. — P. 49–90.
8. *Гуляев А. П.* *Металловедение.* — М.: Metallurgia, 1986. — 544 с.
9. *Мильман Ю. В., Трефилов В. И.* О физической природе температурной зависимости предела текучести // *Порошк. металлургия.* — 2010. — № 7/8. — С. 3–18.
10. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов. — М.: Metallurgia, 1986. — 280 с.
11. *Хирт Дж., Лоте И.* Теория дислокаций. — М.: Атомиздат, 1972. — 600 с.
12. *Френкель Я. И.* Введение в теорию металлов. — Л.: Наука, 1972. — 424 с.

A mechanism of the influence of hydrogen induced localization of ductility on the stage of initiation of a submicrodefect and growth of a macrocrack in metal with bcc lattice is proposed. A mathematical model of hydrogen embrittlement in metals with bcc lattice was constructed, which allows for the effect of hydrogen induced localization of ductility and hydrogen influence on surface energy of a submicrocrack. It is established that metal susceptibility to hydrogen embrittlement rises with refinement of grain size.

13. *Швачко В. И.* Водородная хрупкость ОЦК-сплавов железа // *Вопр. атомной науки и техники.* — 2000. — № 5. — С. 79–86.
14. *Robertson I. M.* The effect of hydrogen on dislocation dynamics // *Eng. Fracture Mech.* — 2001. — **68**. — P. 671–692.
15. *Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М.* Теоретическая физика: В 10 т. Т. 7. Теория упругости: Уч. пособие. — 4-е изд., испр. и доп. — М.: Наука, 1987. — 248 с.
16. *Котрелл А.* Теория дислокаций. — М.: Мир, 1964. — 96 с.
17. *Ignatenko O. V., Pokhodnya I. K.* Hydrogen induced localized plasticity in iron with BCC lattice // *Proc. of the 18th European conf. on fracture (ECF-18): «Fracture of materials and structure from micro to macroscale»*, Dresden, 2010. — Dresden: ESIS, DVM, 2010.
18. *Пальцевич А. П.* Хроматографический способ определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий // *Автомат. сварка.* — 1999. — № 6. — С. 45–48.
19. *Владимиров В. И., Ханнанов Ш. Х.* Взаимодействие дислокационного скопления с дислокационной трещиной // *Физ. твердого тела.* — 1969. — **11**, № 6. — С. 1667–1676.
20. *Панасюк В. В.* Предельное равновесие хрупких тел с трещинами. — Киев: Наук. думка, 1968. — 247 с.
21. *Stroh A. N.* The formation of cracks as a result of plastic flow, I // *Proc. Roy. Soc. London A.* — 1954. — **223**. — P. 404–414.
22. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С.* Хрупкое разрушение поликристаллических металлов при сложном напряженном состоянии // *Металлофизика.* — 1988. — **10**, № 6. — С. 46–55.
23. *Garofalo F., Chou Y. T., Ambegaokar V.* Effect of hydrogen on stability of microcracks in iron and steel // *Acta Metallurgica.* — 1960. — **8**, № 8. — P. 504–512.
24. *Походня И. К., Швачко В. И., Уткин С. В.* Влияние водорода на равновесие дислокационной субмикротрещины в α -железе // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* — 2002. — № 1. — С. 1–8.
25. *Игнатенко А. В.* Математическая модель переноса водорода краевой дислокацией // *Автомат. сварка.* — 2007. — № 9. — С. 29–33.
26. *Остаи О. П., Витвицкий В. И.* Двойственность воздействия водорода на механическое поведение сталей и структурная оптимизация их водородостойкости // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* — 2011. — № 4. — С. 4–19.

Поступила в редакцию 25.01.2012

Международная научно-техническая конференция ИНЖИНИРИЯ ПОВЕРХНОСТИ И РЕНОВАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ

04–08 июня 2012

г. Ялта, пгт Гаспра санаторий «Парус»

В рамках конференции будет проведен практический семинар «Сварка, наплавка и другие реновационные технологии на предприятиях горно-металлургической, машиностроительной промышленности и на транспорте».

Оргкомитет приглашает принять участие в конференции и семинаре, выступить с докладами и сообщениями, представить выставочный стенд или образцы продукции.

Контакты: 04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2

Ассоциация технологов-машиностроителей Украины (АТМ Украины)

Тел./факс: +38 044 430 85 00

E-mail: atmu@ism.kiev.ua, kopeykina@voliacable.com, atmu@meta.ua