



УДК 621.7.019.12

ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ ХОЛОДНЫЕ ТРЕЩИНЫ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ (Обзор)

И. К. ПОХОДНЯ, А. В. ИГНАТЕНКО, А. П. ПАЛЬЦЕВИЧ, В. С. СИНЮК

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Вероятность развития индуцированных водородом холодных трещин в сварном соединении зависит от ряда взаимосвязанных и сложных физических явлений. В работе представлен краткий обзор проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона исследований по изучению процессов абсорбции водорода металлом, его диффузии в сварном соединении с учетом кинетики температурного градиента, ловушек водорода и остаточных напряжений. Расчетно-экспериментальными методами исследованы особенности диффузии водорода в недеформированном и пластически деформированном металле. Изложены результаты расчетно-экспериментальных исследований и математического моделирования механизмов образования и роста индуцированных водородом холодных трещин в сварных соединениях на микро- и макроуровне. С высокой достоверностью показано, что в основе механизма водородной хрупкости лежит взаимодействие водорода с дислокациями. Водород оказывает влияние на зарождение и рост микротрещин в металле, облегчая слияние дислокаций, что приводит к локализации пластической деформации под влиянием водорода. Как показало компьютерное моделирование развития микродефектов в металле, уменьшение размеров зерна, при прочих равных условиях, увеличивает чувствительность металла к негативному влиянию водорода. Предложен механизм роста макротрещины в содержащем водород металле с учетом эффекта водородной локализации пластичности. Библиогр. 64, рис. 12.

Ключевые слова: хрупкое разрушение, модель водородной хрупкости, водородная локализация пластичности, остаточные напряжения, ОЦК металлы, размер зерна, диффузия водорода

Сталь — один из наиболее эффективных конструкционных материалов. В настоящее время более 20 млрд т стали используют в самых разных изделиях и конструкциях. В 2012 г. в мире было произведено 1550 млн т стали, а в последующие 40 лет объем производства предположительно увеличится на 50...100 % [1]. При этом сварка остается наиболее распространенным способом получения неразъемных металлических соединений. Поскольку требования к прочности исходных материалов и качеству получаемых соединений с течением времени повышаются постоянно, следует ожидать, что проблемы, существующие при создании более надежных и долговечных сварных соединений, будут актуальными, а экономическое значение научных исследований, направленных на решения данных вопросов — неизменно возрастать.

В связи с возрастающими требованиями к эксплуатационным характеристикам сварных конструкций в машиностроении, строительной промышленности, судостроении, при строительстве трубопроводов используют высокопрочные низколегированные стали (ВПНЛ). При сварке ВПНЛ сталей существует риск возникновения в зоне сварного соединения холодных трещин. Установлено, что одним из основных факторов, способствующих образованию холодных трещин, явля-

ется водород, абсорбированный жидким металлом из плазмы дуги. По результатам проведенных экспериментальных и теоретических исследований можно сделать вывод о том, что индуцированные водородом холодные трещины (ИВХТ) — это проявление более общего физического явления, водородной хрупкости (ВХ) в специфических условиях термомеханического цикла сварки [2].

Вероятность развития ИВХТ в сварном соединении зависит от ряда взаимосвязанных и сложных физических явлений. Для их изучения в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАНУ были исследованы процессы абсорбции водорода металлом, диффузия водорода в сварном соединении с учетом кинетики температурного градиента, ловушек водорода и остаточных напряжений, а также было выполнено математическое моделирование механизмов образования и роста ИВХТ на микро- и макроуровне и проведены расчетно-экспериментальные исследования механизма образования ИВХТ в сварных соединениях.

Формы водорода в железе и сталях. Для глубокого понимания механизма ВХ важно знать характеристики и состояние водорода в объеме металла. Экспериментально установлено, что процесс растворения водорода в железе подчиняется закону Сивертса: при термодинамическом равновесии концентрация растворенного водорода пря-



мо пропорциональна корню квадратному из величины его давления в газовой фазе. Это означает, что водород, также как и другие двухатомные газы, абсорбируется в виде атомов.

Несмотря на то, что атомарный водород представляет собой простейшее растворимое в железе вещество, соответствующие методы расчетов его состояния на основе различных теорий еще не разработаны. Предполагают, что растворенный водород может находиться в нескольких формах: протонной, анионной и атомарной. При образовании протонной формы в металле между атомами возникает металлическая связь, характеризующаяся обобщением валентных электронов железа и электрона водорода. Однако экспериментальные наблюдения направленного перемещения водорода под действием электрического поля не дают однозначного ответа на вопрос о зарядовом состоянии водорода в металле [3, 4]. Только при отсутствии взаимодействия между частицами мигрирующего компонента и носителями заряда в металле эффект переноса будет определяться зарядом частиц [3].

Квантово-механическими расчетами анализировали вероятность существования разных форм зарядового состояния водорода в зависимости от параметров электронного взаимодействия в системе «водород–металл» [5]. На основании полученных результатов сделано заключение, что в металле одновременно с разными вероятностями могут присутствовать протоны H^+ , нейтральные атомы H^0 и отрицательные ионы H^- . По мнению авторов, главный вопрос заключается в том, в каком из состояний водород оказывает максимальное влияние на физико-механические свойства. По мнению В. И. Швачко [6] это заключение ставит под сомнение альтернативную постановку вопроса о зарядовом состоянии водорода в металле, но саму ситуацию не проясняет. Вывод о необходимости сосредоточиться на определении наиболее активной формы водорода фактически означает возврат к исходной постановке задачи, поскольку вопрос о зарядовом состоянии водорода как раз и возник из необходимости определения механизма его аномального влияния на свойства металла.

Рассчитывая электронную структуру системы ГЦК железо–водород, авторы [7] пришли к выводу, что плотность валентных электронов увеличивается вблизи атома водорода, т. е. вокруг атомов водорода сконцентрирован отрицательный заряд. С позиции электронной теории металлов расчетами было также показано, что плотность свободных электронов вокруг атомов водорода, находящихся на дислокациях, также возрастает. Это приводит к увеличению подвижности дислокаций и уменьшению расстояния между ними в дислокационном скоплении [8].

Используя метод вторичной ионной эмиссии было показано, что водород, диффундирующий из глубины металла, на поверхности находится в отрицательно заряженном состоянии [9, 10].

По мнению авторов [11] широкое распространение получила модель, согласно которой внедренные в решетку металла атомы водорода локализованы в междоузлиях того или иного типа и совершают колебательные движения около положения равновесия в соответствии с атомарной структурой твердого раствора. Потенциальные ямы для атомов водорода, расположенных в квазиравновесных состояниях, достаточно глубоки (на фоне их средней кинетической энергии). Подобная модель, по-видимому, отображает наиболее существенные особенности раствора: в таком виде она дает возможность правильно, по порядку величины, рассчитать коэффициенты диффузии и объяснить причины экспоненциальной зависимости их от температуры, что подтверждается прямыми экспериментами.

Абсорбция водорода. При сварке сталей в условиях высоких температур дугового разряда, больших скоростей нагрева и охлаждения металла, получают существенное развитие процессы поглощения газов электродным металлом и сварочной ванны. С увеличением концентрации водорода в металле риск возникновения холодных трещин в сварном соединении и, как следствие, разрушения всей сварной конструкции возрастает [2, 12]. Таким образом, одним из основных решений проблемы предотвращения ИВХТ является фундаментальное изучение поведения водорода при сварке, поиск путей снижения его содержания в металле сварных швов и разработка на основании полученных результатов новых сварочных материалов.

Поглощение водорода расплавленным металлом определяется, в основном, содержанием H_2 и H_2O в атмосфере дуги, температурой металла, наличием слоя шлака и его свойствами, кинетикой плавления электрода и переноса электродного металла в сварочную ванну. Высокое парциальное давление молекулярного и атомарного водорода в дуговом промежутке, а также температура жидкого металла на торце электрода и сварочной ванны обуславливают интенсивную абсорбцию водорода. Экспериментально показано, что большая скорость охлаждения капель электродного металла позволяет фиксировать высокие содержания водорода [13].

Проведение экспериментальных исследований по взаимодействию водорода с металлом на торце электрода и сварочной ванны в условиях дуговой сварки чрезвычайно усложняется из-за высоких температур, диссоциации и ионизированного состояния газов и, как следствие, высоких скоростей реакций [14–17]. Поэтому для изучения процессов



поглощения водорода металлом при дуговой сварке были разработаны и применены физические и математические модели процессов, основой для которых служили представления о существовании в столбе дуги локального термодинамического равновесия. Предложенная в [14–16] математическая модель процесса абсорбции водорода металлом основана на системе уравнений газовой динамики и уравнении, которое описывает молекулярное взаимодействие в тонком слое Кнудсена, примыкающем к поверхности металла, а также уравнении массопереноса водорода в металле. При расчете абсорбции водорода каплей электронного металла учитывалось испарение металла с поверхности капли. Показано, что при снижении температуры дуги эффективность связывания водорода фтором и кислородом возрастает. Установлено, что эффект аномальной абсорбции водорода металлом, взаимодействующим с плазмой дугового разряда, обусловлен степенью диссоциации молекул в объеме плазмы, которая зависит от энергии диссоциации молекул и температуры плазмы, а не поглощением ускоренных заряженных частиц.

При контакте железа с водородом в условиях термодинамического равновесия максимум растворимости наблюдается при температуре $T = 2600$ К. Дальнейшее повышение температуры ведет к снижению растворимости водорода, вызванным интенсивным испарением железа. Как показывает расчет, подтвержденный экспериментально, абсорбция водорода из плазмы дугового разряда многократно (более чем в 10 раз) превышает абсорбцию в равновесных условиях при $T = 2000$ К и определяется степенью диссоциации водорода, зависящей от температуры дуги. Также при контакте с $Ar + H_2$ плазмой наблюдается монотонное снижение содержания водорода в железе с повышением его температуры благодаря испарению железа.

Введение фтористых соединений в состав сварочных материалов является одним из эффективных способов снижения поглощения водорода жидким металлом. Термодинамический анализ поведения HF в зоне дуги выполнен в работе [18]. В соответствии с радиальным распределением температуры в центральной высокотемпературной области при $T = 6200$ К полностью диссоциированы HF и OH. На периферии столба (2500 К) HF недиссоциирован, что показывает возможность связывания водорода в зоне дуги фтором.

Термодинамический подход использован также для анализа процесса связывания водорода, находящегося в газовой фазе в виде паров воды (при давлении $P = 1 \cdot 10^5$ Па), шлаками системы $TiO_2-CaO-CaF_2$, $Al_2O_3-CaO-CaF_2$, $SiO_2-CaO-CaF_2$. Показано, что для шлаковых систем $TiO_2-CaO-CaF_2$ и $Al_2O_3-CaO-CaF_2$ характерным явля-

ется минимум содержания водорода в металле в зависимости от содержания CaO в шлаковом расплаве [19, 20]. В системе $Al_2O_3-CaO-CaF_2$ массовая доля CaO не влияет на содержание водорода в металле. Добавление в газовую фазу SiF_4 эффективно влияет на снижение содержания водорода в металле за счет реакции образования HF и снижения парциального давления водорода.

Масс-спектрометрическими исследованиями [21] фторидов в составе газов, выделяющихся из зоны дуги при сварке порошковыми проволоками, содержащими CaF_2 , SiO_2 , MgO , CaO , ZrO_2 , установлено наличие преимущественно кремнефтористых соединений и фтористого водорода. В процессе дугового нагрева при $T = 1475$ К образца CaF_2 исследовали состав образующихся газов [22]. В масс-спектре газов был обнаружен в обоих опытах HF, который образовался при взаимодействии CaF_2 и остаточных паров воды в масс-спектрометре.

Для разработки эффективных мер снижения абсорбции водорода жидким металлом, контроля качества сварочных материалов, предотвращения образования холодных трещин и пор необходимо располагать точными данными о концентрации водорода в металле сварных швов. Широко употребляемым методом с применением эвдиометров является ртутный метод по стандарту ИСО-3690:2000(E). Разработанный метод анализа диффузионного водорода с хроматографическим окончанием дает возможность с высокой точностью и чувствительностью измерять объем выделившегося водорода из образца и также позволяет ускорить измерение количества водорода за счет нагрева образца в 30...50 раз. Хроматографический метод введен в ГОСТ 23338–91.

С применением разработанного метода были выполнены исследования по влиянию технологических факторов сварки на содержание водорода в металле сварных швов [23, 24]. Установлено, что изменение скорости сварки и величины сварочного тока для покрытых электродов фактически не меняют концентрации водорода в металле шва, в то же время содержание водорода, отнесенное к наплавленному металлу, существенно возрастает с увеличением скорости сварки. Таким образом, можно сделать вывод: для правильной оценки количества диффузионного водорода необходимо вычислять содержание водорода в расплавленном металле шва. Средняя концентрация водорода в многослойном наплавленном металле не превышает содержание водорода в однослойном металле шва.

Одним из основных методов снижения содержания водорода в металле сварных швов является предварительная термообработка сварочных материалов, при которой удаляется часть водорода в виде H_2O . Допустимые температуры прокали-



покрытых электродов составляют 400...450 °С, порошковых проволок — 250...270 °С и не позволяют удалить всю влагу, находящуюся в компонентах сварочных материалов. С помощью термодесорбционного анализа [25] исследовали температурную зависимость удаления H_2O , H_2 (до 1000 °С) из газшлакообразующих и легирующих компонентов, которая позволила установить способы их обработки для снижения уровня потенциального водорода в сварочных материалах. При использовании термообработанных компонентов в составе покрытых электродов были получены очень низкие концентрации диффузионного водорода (1,0...1,5 мл/100 г) в металле сварных швов [26].

Диффузия водорода. После абсорбции водорода сварочной ванной, происходит его перераспределение в металле сварного соединения. Для определения зон металла сварного соединения, подверженных наибольшему риску возникновения ИВХТ, необходимо знать поле концентрации водорода в этом соединении. Таким образом, в общем случае решается нестационарная задача диффузии водорода с учетом термомодеформационного цикла сварки, структурных превращений и ловушек водорода [2].

Движущей силой диффузии является градиент химического потенциала, величина которого зависит от растворимости водорода в металле, коэффициента диффузии, градиентов концентрации и температуры, напряженного состояния и пластических деформаций [27]. При этом термомодеформационный цикл сварки приводит к существенной неоднородности концентрационного поля водорода.

Экспериментально и с применением математического моделирования исследовали диффузию водорода в металле сварных швов и перераспределение водорода в сварном соединении после сварки. Для определения величины эффективного коэффициента диффузии водорода D_H выполняли опыты по кинетике удаления водорода, поглощенного в процессе сварки, из цилиндрических образ-

цов металла шва и получали зависимость скорости дегазации V от количества водорода Q в образце $V(Q)$. Используя решение обратной коэффициентной изотермической задачи диффузии, по полученной экспериментальной зависимости $V(Q)$ определяли D_H . При $T = 20$ °С для металла швов, выполненных рутиловыми сварочными материалами, $D_H = 1 \cdot 10^{-7}$ см²/с, для низколегированных раскисленных швов — $D_H = 1 \cdot 10^{-6}$ см²/с [28].

После сварки происходит удаление и перераспределение водорода в металле сварного соединения. С применением результатов экспериментального исследования [29] разработана математическая модель перераспределения водорода между металлом шва и основным металлом [30], которая позволяет определить текущую концентрацию водорода в зонах сварного соединения с учетом поглощения водорода дефектами кристаллической структуры металла. Приложенные напряжения существенно влияют на величину D_H и водородопроницаемость стали при пластической деформации [31].

Разрушению металла обычно предшествует пластическая деформация в зоне разрушения. В результате термомодеформационного цикла сварки или за счет внешней нагрузки возможна пластическая деформация металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ). В этом случае возникает взаимодействие водорода с образовавшейся дислокационной структурой. Дислокации являются обратимыми ловушками, которые при температуре металла меньше 100 °С начинают оказывать значительное влияние на диффузию водорода. Кроме того, как будет показано ниже, в основе ВХ лежит взаимодействие водорода с подвижными краевыми дислокациями. Поэтому, в рамках исследования ВХ, особый интерес представляет изучение диффузии водорода в пластически деформированном металле.

Результаты исследований кинетики удаления водорода при комнатной температуре приведены на рис. 1 [32]. Характер диффузии водорода в недеформированном и пластически деформированном металле заметно отличается. Как показали основанные на экспериментальных данных компьютерные расчеты, в пластически деформированном металле D_H остается постоянным практически на протяжении всего процесса дегазации. Значит, к моменту начала дегазации почти весь водород связан с дислокационной структурой и для того, чтобы атом водорода смог выйти из металла, ему сначала необходимо преодолеть энергетический барьер и оторваться от удерживающей его дислокации. Следовательно, в деформированном металле значение D_H определяется средней энергией связи атомов водорода с дислокациями и не изменяется в процессе дегазации.

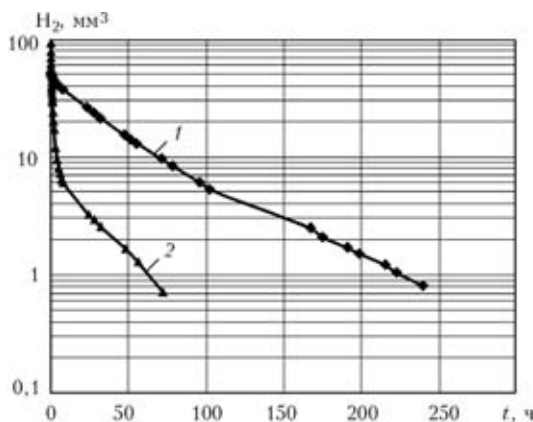


Рис. 1. Результаты опытов по кинетике удаления водорода из: 1 — деформированного; 2 — недеформированного образца



Согласно расчетам, в недеформированном образце D_H изменяется в процессе диссоциации на несколько порядков (рис. 2). В недеформированном металле, благодаря сравнительно небольшой концентрации дислокаций, только часть водорода связана с дислокационной структурой в начале дегазации. Первоначально, когда происходит десорбция не связанного с дислокациями диффузионного водорода, дислокации не оказывают заметного влияния на процесс диффузии и, следовательно, на величину D_H . Но по мере десорбции в общем потоке дегазировавшегося газа возрастает доля водорода, который изначально был связан с дислокационной структурой. Таким образом, с увеличением времени дегазации концентрация оставшегося водорода падает, а влияние дислокаций на характер диффузии водорода в металле возрастает. Это ведет к постепенному уменьшению значения D_H и скорости дегазации образца. При низких концентрациях водорода величина D_H в недеформированном металле сопоставима с его значением в деформированном металле, что подтверждает сделанные выводы о роли дислокационной структуры.

В работе [33] предложена математическая модель массопереноса водорода в металле с учетом ловушек, которая описывает перераспределение водорода между остаточным и диффузионным. В качестве ловушек водорода рассматривали дислокации, образующиеся в результате структурных превращений в металле при охлаждении. Расчет массопереноса водорода в сварном соединении проводили методом конечных элементов с момента начала кристаллизации металла шва (рис. 3).

Локальная концентрация водорода C_H в центре шва в момент его кристаллизации, а также при структурных превращениях, резко возрастает за счет скачка растворимости (рис. 3). Концентрация остаточного водорода (связанного с дислокациями) возрастает по мере охлаждения металла до температуры около 100 °С и зависит от энергии связи ловушек с водородом E_b . Так при наличии в металле ловушек с $E_b = 20$ кДж/моль количество остаточного водорода составляет 0,5 см³/100 г, а поведение диффузионного водорода изменяется не существенно.

В случае же ловушек с $E_b = 30$ кДж/моль, количество остаточного водорода увеличивается до 2 см³/100 г, а содержание диффузионного водорода резко снижается. После насыщения ловушек происходит существенное замедление диффузии водорода из-за уменьшения градиента концентрации диффузионного водорода в результате перехода его в остаточный. Таким образом, итоговое уменьшение локальной концентрации диффузионного водорода в центре шва (через 10 ч после сварки) оказывается меньше, чем увеличение остаточного.

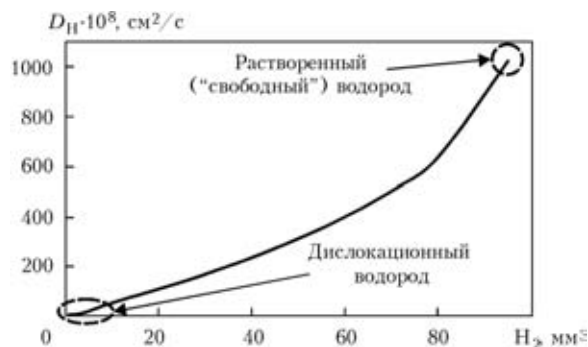


Рис. 2. Расчетная зависимость D_H от содержания водорода в металле

Перенос водорода краевыми дислокациями.

Согласно современным представлениям особенности обратимой водородной хрупкости (например, температурно-скоростная зависимость чувствительности металла к водородной хрупкости) объясняются взаимодействием растворенного в металле водорода с движущимися краевыми дислокациями [6, 34]. Для описания переноса водорода краевыми дислокациями в [35] была предложена математическая модель процесса. Перемещаясь внутри металла в результате взаимодействия с кристаллической решеткой, атом водорода в разные моменты времени обладает различной потенциальной энергией. Вероятность перехода атома внедрения в определенное соседнее междуузлие зависит от температуры металла, потенциальной энергии атома в начальном и конечном междуузлиях. Основываясь на представлениях микроскопической теории диффузии и учитывая, что атом водорода может перескочить в соседнее междуузлие, только если оно не занято другим атомом, можно получить следующую систему уравнений, которая описывает диффузию водорода в поле движущейся краевой дислокации [36]:

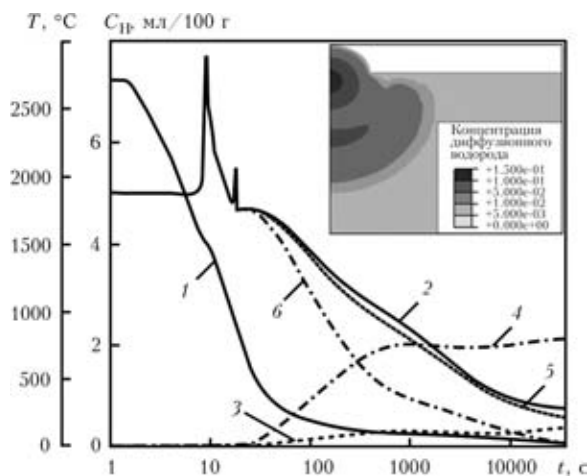


Рис. 3. Зависимость от времени температуры T (1) и концентрации водорода C_H : 2 — диффузионного (без ловушек); 3, 4 — в ловушках с $E_b = 20, 30$ кДж/моль соответственно; 5, 6 — диффузионного с $E_b = 20, 30$ кДж/моль соответственно (на врезке показана концентрация диффузионного водорода через 10 ч после сварки)



$$\begin{cases} j_x = -D \left[\frac{\partial u_D}{\partial x} p(1-p) + \frac{\partial p}{\partial x} \right] + V_0 p, \\ j_y = -D \left[\frac{\partial u_D}{\partial y} p(1-p) + \frac{\partial p}{\partial y} \right] + V_0 p, \\ \frac{\partial(j_x)}{\partial x} + \frac{\partial(j_y)}{\partial y} = 0, \end{cases}$$

где J_x и J_y — поток водорода вдоль оси x и y соответственно; D — коэффициент диффузии водорода в бездефектном металле; u_D — потенциал взаимодействия водорода с краевой дислокацией; p — концентрация водорода, отнесенная к числу междоузлий: $p = C/C_M$ (C_M — количество междоузлий в единице объема), V_0 — скорость движения краевой дислокации с условиями на бесконечности: $p = p_0 = C_0/C_M$; $J_x = V_0 C_0/C_M = V_0 p_0$ и $J_y = 0$ при $(x^2 + y^2) \rightarrow \infty$.

Исследовано влияние температуры металла, скорости движения краевых дислокаций и концентрации диффузионного водорода на количество водорода, переносимого дислокациями. Расчеты показали, что зависимость количества транспортируемого водорода краевой дислокацией N от температуры имеет максимум в области комнатной температуры (рис. 4). Установлено, что с увеличением скорости движения краевой дислокации или при снижении концентрации диффузионного водорода количество переносимого водорода уменьшается, а максимум кривой $N(T)$ сдвигается в область более высоких температур [36]. Поскольку движение дислокаций — элементарный акт пластической деформации, то с увеличением скорости пластической деформации возрастает и скорость движения дислокаций. Результаты расчетов согласуются с экспериментальными данными: с ростом скорости пластической деформации уменьшается чувствительность металла к ВХ, а минимум хрупкой прочности об-

разцов содержащих водород, смещается в область более высоких температур [12].

Механические исследования. В работах [37–39] предложен новый, физически обоснованный критерий, характеризующий степень падения хрупкой прочности металла под влиянием водорода, и разработана методика его определения по данным механических испытаний. В отличие от критериев сравнения, применявшихся ранее, новый критерий имеет четкое физическое содержание, детерминированное структурой металла. Использование этой методики позволяет оценить степень водородного охрупчивания металла путем проведения простейших испытаний стандартных образцов на одноосное растяжение.

В работах [40–43] показано, что мерой хрупкой прочности металла является величина сопротивления микросколу R_{mce} — минимального напряжения хрупкого разрушения при одноосном растяжении, деформированного на некоторую степень e . Поскольку структурно детерминированная величина R_{mce} по отношению к температуре, то изменение отношения R_{mce}^H/R_{mce} в зависимости от температуры отражает влияние водорода на эту величину. Отмеченные в [40–43] особенности величины R_{mce} позволяют выразить степень падения хрупкой прочности металла под влиянием водорода δ_H через падение величины критического напряжения разрушения σ_{1C} в шейке образца:

$$\delta_H = \frac{R_{mce}^H}{R_{mce}} \approx \frac{\sigma_{1C}^H}{\sigma_{1C}}$$

где R_{mce}^H и σ_{1C}^H — характеристики металла, содержащего водород.

Для определения параметра δ_H необходимо по данным механических испытаний рассчитать σ_{1C} для интересующего интервала температур. После деления, при фиксированных e и $\sigma_{1C}^H/\sigma_{1C}$, получаем оценку величины δ_H .

В работе [44] приведены результаты экспериментальных исследований влияния водорода на механизм разрушения металла. Термодесорбционным анализом установлено, что в металле, содержащем диффузионный водород, в результате пластической деформации образуется остаточный водород, который связан с образовавшимися дислокациями и микротрещинами (рис. 5). Таким образом, в результате пластической деформации металла повышается плотность дислокаций и образуются микродефекты, что приводит к перераспределению водорода.

Для исследования влияния водорода на механизм зарождения и роста микродефектов в металле, образцы стали ВСтЗсп, содержащего 7 см³/100 г водорода, растягивали до разной сте-

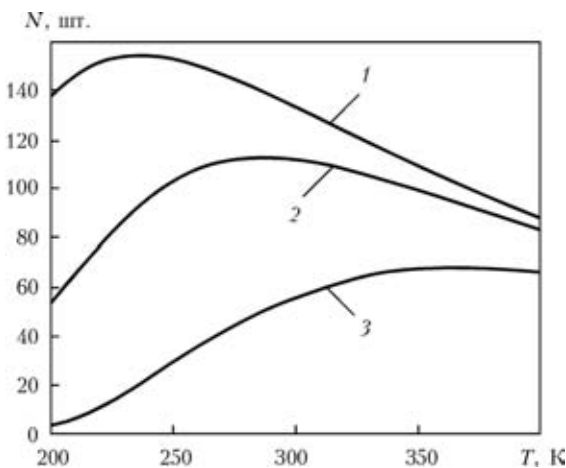


Рис. 4. Зависимость количества водорода N , транспортируемого отрезком подвижной краевой дислокации, от температуры образца и скорости ее движения V_0 : 1 — $1 \cdot 10^{-3}$; 2 — $1 \cdot 10^{-2}$; 3 — $1 \cdot 10^{-1}$ м/с

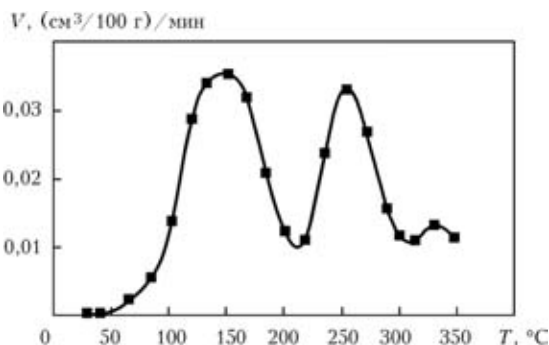


Рис. 5. Спектр термодесорбции остаточного водорода образца стали ВСтЗсп после разрушения, содержащего $8,5 \text{ cm}^3/100 \text{ г}$ диффузионного водорода

пени пластической деформации. После предварительной деформации водород удаляли и образцы растягивали до разрушения. Образцы, не содержащие водород, подвергали идентичному циклу испытаний. До деформации образца на 10 % водород не оказывает значительного влияния на механические свойства стали ВСтЗсп (рис. 6, а), а увеличение деформации от 15 до 17 % приводит к значительному влиянию водорода на разрушение металла (рис. 6, б, в). На поверхности излома образцов с содержанием водорода $7 \text{ cm}^3/100 \text{ г}$ и предварительно деформированных обнаружена хрупкая микротрещина, рост которой проходит по вязкому механизму после удаления водорода (рис. 6, з).

Деформация металла, содержащего водород, приводит к зарождению и росту микродефектов в нем, что значительно сказывается на механических свойствах. При достижении определенного значения пластической деформации влияние водорода резко увеличивается. Наличие водорода на дислокациях облегчает их слияние, что приводит к зарождению микротрещины при меньшем внешнем напряжении.

Механизм водородной хрупкости железа и сталей. Образование ИВХТ в сварных соединениях ВПНЛ сталей определяется особенностями структурных превращений в металле шва и ЗТВ, величиной остаточных растягивающих напряжений и концентрацией водорода в металле [9, 45]. Для выяснения механизма образования ИВХТ в условиях термомеханического цикла сварки необходимо рассмотреть механизм более общего физического явления деградации механических свойств металла под действием растворенного водорода — водородного охрупчивания [9].

При пластической деформации водород транспортируется движущимися дислокациями к месту зарождения трещины. Дислокационная теория предлагает множество моделей дислокационных перестроек, которые могут привести к образованию предельно острой зародышевой субмикротрещины [46]. Одной из них является модель Зи-

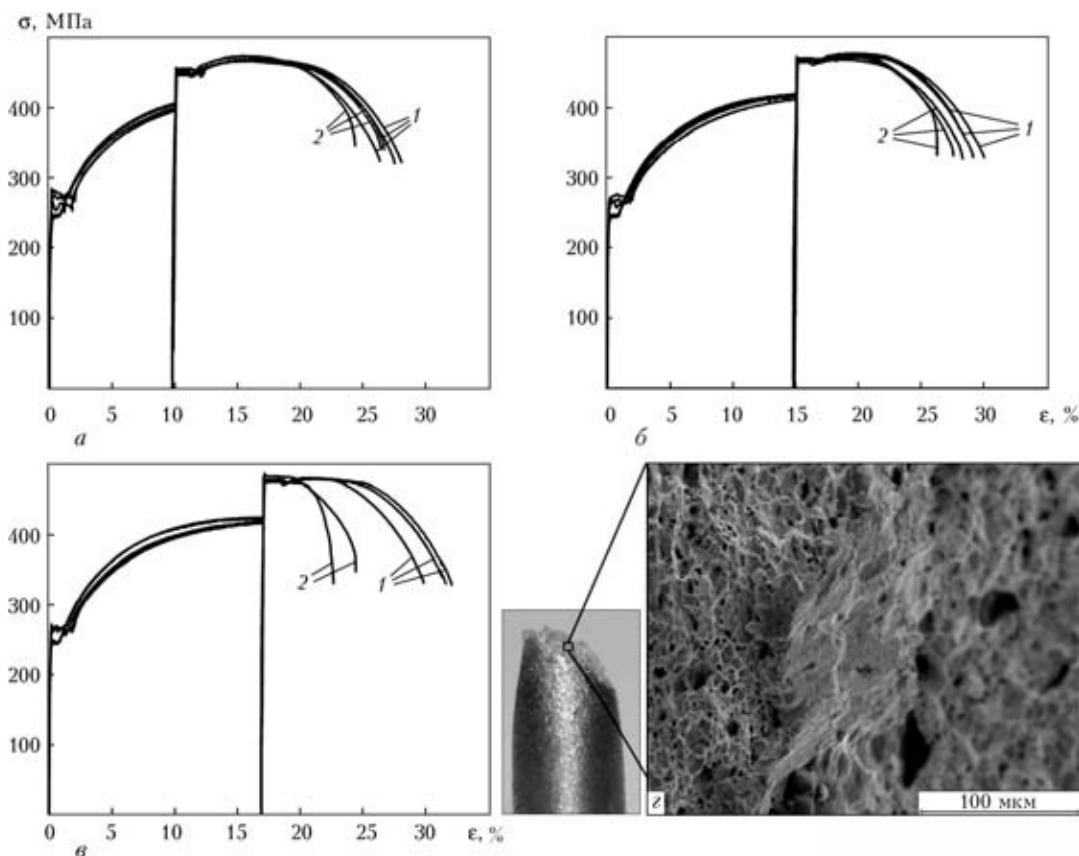


Рис. 6. Диаграммы растяжения образцов стали ВСтЗсп с предварительной деформацией $\epsilon_{\text{п}}$: а — 10; б — 15; в — 17 % (1, 2 — не содержащие и содержащие водород образцы соответственно) и микроструктура микротрещины (з)

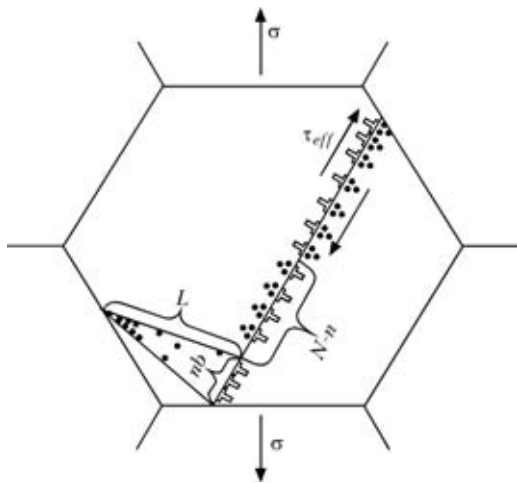


Рис. 7. Схема образования микротрещины: σ — внешние растягивающие напряжения; τ_{eff} — касательные напряжения, которые действуют в плоскости скольжения дислокаций; L — длина субмикротрещины; N — общее количество краевых дислокаций в плоском скоплении; n — количество дислокаций, слившихся в субмикротрещину; B — модуль вектора Бюргерса

нера-Стро, по которой в месте остановки полосы скольжения образуется скопление дислокаций, а у его вершины возникает растягивающее напряжение, которое при определенных силовых условиях развивается в микротрещину (рис. 7). Наличие водорода вокруг дислокаций приводит к зарождению субмикротрещины при меньшем напряжении за счет облегчения слияния дислокаций.

Если в момент зарождения микротрещина теряет устойчивость, то происходит хрупкое разрушение металла [47, 48]. Если же трещина не потеряла устойчивость, то дальнейший ее рост будет зависеть от особенностей развития локальной пластической деформации в зоне около острия микротрещины и концентрации водорода [49, 50] (рис. 8).

Наличие водорода приводит к изменению морфологии пластической области вследствие локализации пластической деформации [51–53]. В полосе сдвига у вершины микротрещины под влиянием водорода зарождается новый микродефект [54] (рис. 9).

Изменение характера микропластической деформации вокруг микропор или неметаллических

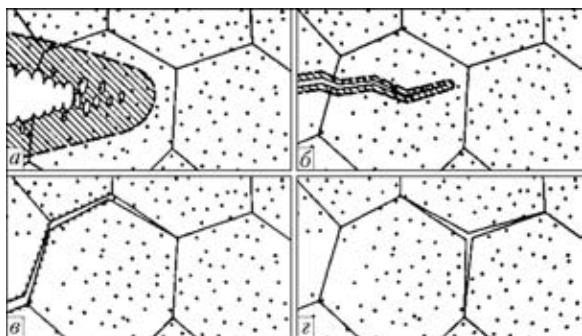


Рис. 8. Механизм роста трещины: а — вязкий; б — квазихрупкий; в, з — межкристаллитный



Рис. 9. Образование микропоры в образце стали IN903, содержащей водород [54]

включений под влиянием водорода способствует переходу от вязкого разрушения к хрупкому за счет усиленной водородом локализации пластической деформации [55, 56] (рис. 10).

Таким образом, на стадии зарождения микротрещины решающими факторами являются главные растягивающие напряжения и количество водорода, переносимое дислокациями к месту образования дефекта (определяется концентрацией диффузионного водорода, температурой, скоростью деформации и плотностью дислокаций в металле). Механизм роста микротрещины (вязкий или хрупкий), если она не теряет стабильность в момент своего зарождения, определяется коэффициентом интенсивности напряжений и концентрацией водорода у вершины трещины.

Пластическая деформация металла приводит к увеличению числа подвижных дислокаций, что в свою очередь приводит к перераспределению диффузионного водорода между решеткой и обратимыми ловушками — дислокациями. Водород, переносимый дислокациями к месту зарождения микротрещин, будет молизоваться внутри последних.

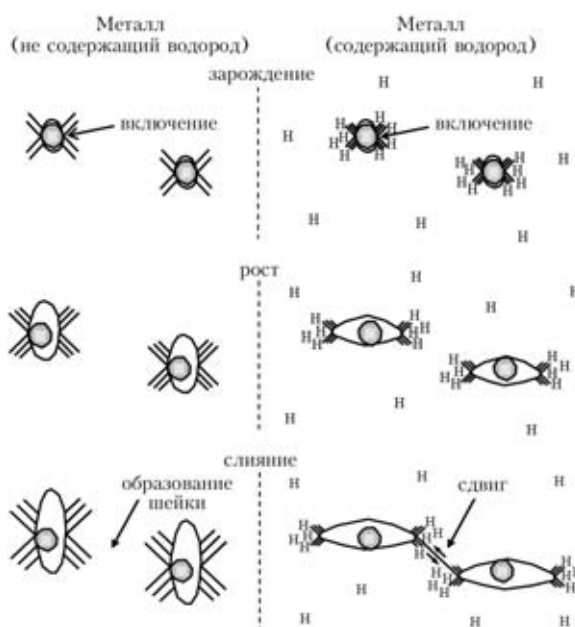


Рис. 10. Схема зарождения, роста и слияния микропор при вязком разрушении металла



С учетом модели переноса водорода дислокациями предложена модель зарождения и роста субмикротрещины в зерне металла по механизму микроскопа. Основным механизмом охрупчивания металла водородом является эффект водородной локализации пластичности [47], который учитывается через изменение упругой энергии краевых дислокаций и субмикротрещины, вызванное сосредоточенными вокруг них атомами водорода. Указанный выше эффект существенно снижает величину напряжения, необходимого для разрушения зерна. Предложенная математическая модель [57, 58] учитывает температуру металла, размеры зерна, в котором возникают субмикротрещины, сложнапряженное состояние, физические характеристики металла, подвижность и концентрацию диффузионного водорода, скорость движения краевых дислокаций и влияние вызванной водородом локализации пластичности. Многофакторность модели позволяет описать такие особенности обратимой водородной хрупкости как температурно-скоростная зависимость величины напряжения разрушения металла, содержащего водород.

Проведено компьютерное моделирование влияния ориентации зерна металла относительно внешних напряжений на величину напряжения разрушения [59]. Оптимальный угол наклона между плоскостью скольжения краевых дислокаций и главным растягивающим напряжением $\alpha_{\text{опт}}$ равен 45° . Установлено, что с отклонением наклона плоскости скольжения краевых дислокаций от оптимального угла или с ростом сложнапряженного состояния металла количество дислокаций в скоплении уменьшается. При определенных условиях в плоскости скольжения вообще невозможно возникновение скопления краевых дислокаций. Такая зависимость между $\alpha_{\text{опт}}$ согласуется с выводами теории дислокаций. Установлено, что с усилением сложнапряженного состояния металла относительное влияние водорода на хрупкую прочность металла увеличивается, хотя абсолютная величина напряжения разрушения зерна металла, содержащего водород, растет.

Вызванная водородом локализация пластичности металла существенно снижает величину напряжения, которое необходимо приложить для того, чтобы разрушить зерно [57, 60]. В некоторых случаях падение прочности металла может достигать 40...50 % (рис. 11). С помощью расчетов установлено, что при прочих равных условиях уменьшение зерна металла ведет к увеличению степени водородной хрупкости металла, хотя абсолютная величина напряжения разрушения содержащего водород металла растет с уменьшением зерна (рис. 11, кривая б). Таким образом, увеличение прочности стали за счет уменьшения зерна металла целесообразно лишь до некоторого

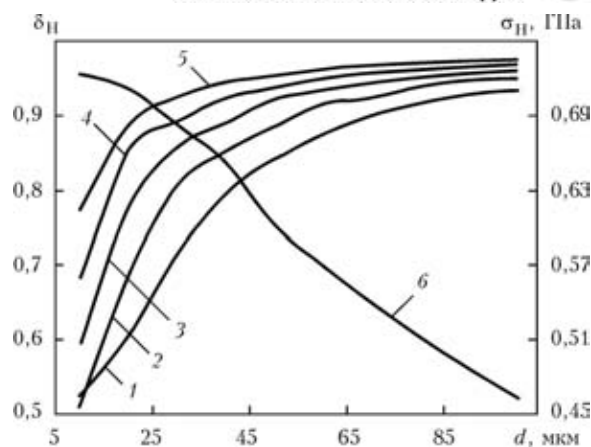


Рис. 11. Зависимость степени падения хрупкой прочности железа $\delta_H = \sigma_H/\sigma_0$ от размера зерна d при температуре T : 1 — 250; 2 — 275; 3 — 300; 4 — 325; 5 — 350 К (σ_0 , σ_H — напряжение разрушения зерна железа, не содержащего и содержащего водород соответственно) и зависимость σ_H от d при $T = 300$ К (б)

предела, который зависит как от количества водорода, так и от чувствительности стали к ВХ при данных условиях. Результаты расчетов согласуются с представленными экспериментальными данными, которые были получены для армо-железа и низкоуглеродистой стали [12, 61].

Одним из наиболее вероятных механизмов развития макротрещины в металле является образование перед ее вершиной микродефекта и последующее его слияние с трещиной (рис. 12) [58, 62]. 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, толщина которого зависит от приложенной нагрузки: чем выше нагрузка, которую необходимо приложить для образования перед вершиной трещины микродефекта, тем больше толщина слоя. Энергия, необходимая для роста макротрещины, состоит из двух частей: энергии образования свободных поверхностей и энергии приповерхностного слоя пластически деформированного металла. В металле, не содержащем водород, удельная энергия, которая требуется для образования подобного слоя, на несколько порядков выше удельной энергии свободных поверхностей трещины [63]. Благодаря эффекту водородной локализации пластичности напряжение, необходимое для образования микродефекта перед вершиной макротрещины, существенно снижается. Эффект водородной локализации пластичности уменьшает наиболее энергетически затратную составляющую роста макротрещины — образование приповерхностного слоя. Следовательно, в содержащем водород металле с ОЦК решеткой развитие макротрещины должно проходить более хрупко, с меньшими затратами

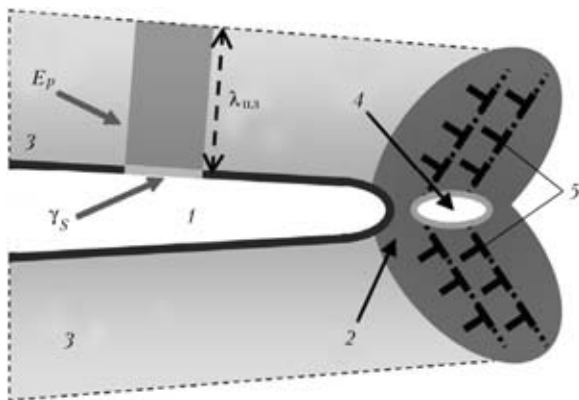


Рис. 12. Схема роста макротрещины в металле, содержащем водород: 1 — макротрещина; 2 — область пластических деформаций; 3 — подповерхностный слой пластически деформированного металла; 4 — микродефект (E_p — энергия, необходимая для пластической деформации слоя металла толщиной $\lambda_{пл}$, γ_s — удельная поверхностная энергия); 5 — скопление дислокаций

энергии, что и наблюдается в экспериментах [2, 12, 64].

Выводы

1. Разработана физическая модель насыщения металла газами, находящимися в контакте с низкотемпературной плазмой. Модель построена на основе кинетической теории газов и учитывает движение ионов, атомов и молекул в объеме плазмы, абсорбцию и десорбцию газа на поверхности металла, а также диффузионный перенос растворенного газа в металлическом расплаве.

2. Показано, что активизация молекул в плазме (возбуждение, диссоциация, ионизация), по сравнению с равновесными условиями, увеличивает скорость растворения на несколько порядков.

3. Установлено, что введение фтористых соединений в состав сварочных материалов приводит к образованию HF. Термодинамический анализ показал, что в большей части сечения дуги (высокотемпературной) HF в значительной степени диссоциирован. Связывание фтора водородом происходит на периферии дуги, что приводит к снижению поглощенного водорода сварочной ванной. Наличие HF в зоне дуги подтверждено экспериментально.

4. Предложены новые хроматографические методы анализа водорода в металле сварных швов, сварочных материалах и их компонентах. Хроматографический метод анализа диффузионного водорода с температурой дегазации до 150 °C введен в ГОСТ 23338–91.

5. Предложен способ снижения содержания водорода при сварке покрытыми электродами и под флюсом, обеспечивающий очень низкие концентрации диффузионного водорода в металле сварных швов.

6. На основе экспериментально-расчетных исследований кинетики дегазации водорода из ме-

талла сварного шва установлено, что для недеформированного металла характерна зависимость коэффициента диффузии от концентрации водорода, тогда как в пластически деформированном образце этого не наблюдается. Это хорошо укладывается в рамки представлений о дислокациях как ловушках водорода.

7. Установлено, что образование индуцированных водородом холодных трещин в сварных соединениях — это проявление водородного охрупчивания в специфических условиях термомеханического цикла сварки. Поэтому решение проблемы ИВХТ должно базироваться на точном знании механизма водородной хрупкости металла сварного соединения.

8. С высокой достоверностью показано, что в основе механизма водородной хрупкости лежит взаимодействие водорода с дислокациями. Водород оказывает влияние на зарождение и рост микротрещин в металле, облегчая слияние дислокаций, что приводит к локализации пластической деформации под влиянием водорода.

9. Влияние водорода на зарождение микротрещины на макроуровне проявляется в виде снижения необходимых для ее зарождения нормальных растягивающих напряжений. Дальнейший рост микротрещины происходит по квазихрупкому механизму за счет образования под влиянием водорода новых микродефектов в ее вершине.

10. С помощью компьютерных расчетов показано, что количество водорода, переносимое дислокациями к месту зарождения микродефекта, зависит от скорости движения дислокаций, температуры металла и имеет максимум в области комнатных температур. Это согласуется с экспериментально установленной температурно-скоростной зависимостью обратимой водородной хрупкости, имеющей минимум в области комнатных температур.

11. Моделирование роста субмикротрещины в зерне металла с учетом эффекта водородной локализации пластичности показало, что при уменьшении размера зерна металл становится более хрупким и чувствительным к водородной хрупкости, хотя абсолютная величина напряжения разрушения возрастает.

12. Показано, что при охлаждении сварного соединения происходит удаление водорода из металла, а также его перераспределение между диффузионным и остаточным за счет наличия в металле ловушек водорода. С увеличением энергии связи ловушек с водородом, замедляется его диффузия и увеличивается количество остаточного водорода.

1. <http://www.worldsteel.org>.

2. *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.
3. Белоглазов С. М. Наводороживание стали при электрохимических процессах. — Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1975. — С. 1–412.
 4. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке (Обзор) // Автомат. сварка. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
 5. Юхновский П. И., Ткачев В. И. О состоянии водорода в металле // Физ.-хим. механика материалов. — 1987. — № 4. — С. 107–108.
 6. Швачко В. I. Обратна воднева крихкість ОЦК-сплавів заліза — конструкційних сталей: Автореф. дис. ... д-ра фіз.-мат. наук. — Харків, 2002. — 35 с.
 7. Effect of hydrogen on electronic structure of fcc iron in relation to hydrogen embrittlement of austenitic steels / S. M. Teus, V. N. Shivanyuk, B. D. Shanina, V. G. Gavriliuk // Phys. Stat. Sol. A. — 2007. — 204. — № 12. — P. 4249–4258.
 8. Gavriliuk V. G., Shivanyuk V. N., Shanina B. D. Change in the electron structure cause by C, N and H atoms in iron and its effect on their interaction with dislocations // Acta Materialia — 2005. — 53. — P. 5017–5024.
 9. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
 10. Походня И. К. Проблемы сварки высокопрочных низколегированных сталей: Сучасне матеріалознавство XXI століття: Зб. наук. праць. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 31–69.
 11. Гельд П. В., Рябов Р. А. Водород в металлах и сплавах. — М.: Металлургия, 1974. — 272 с.
 12. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. — М.: Там же, 1985. — 216 с.
 13. Явдошин И. Р. Исследование и разработка универсальных электродов с рутиловым покрытием: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1969. — 21 с.
 14. Походня И. К., Швачко В. И., Портнов О. М. Математическое моделирование абсорбции газов металлами в процессе сварки // Автомат. сварка. — 2000. — № 7. — С. 13–17.
 15. Походня И. К. Математическое моделирование процессов взаимодействия металла с газами при дуговой сварке // Там же. — 2003. — № 2. — С. 3–10.
 16. Походня И. К., Портнов О. М. Математическое моделирование абсорбции газов каплей электродного металла // Там же. — 2003. — № 6. — С. 5–8.
 17. Pokhodnya I. K., Portnov O. M., Shvachko V. I. Computer modeling of hydrogen absorption by electrode metal drop under its intensive evaporation // Proc. of the 6th Seminar on the numeric analysis of weldability, Graz, 1–30 Oct., 2001. — Graz: TU of Graz, 2001. — P. 895–902.
 18. Походня И. К., Швачко В. И., Уткин С. В. Расчетная оценка поведения водорода в дуговом разряде // Автомат. сварка. — 1998. — № 9. — С. 4–7.
 19. Походня И. К., Цыбулько И. И., Орлов Л. Н. Влияние состава шлака на содержание водорода в жидком металле при сварке в CO₂ // Там же. — 1993. — № 11. — С. 8–14.
 20. Tsibulko I. I. Calculation of thermodynamic equilibrium in metallurgical system gas-slag-metal // Proc. of the 2nd Intern. seminar on the numeric analysis of weldability, Graz-Segau, 10–12 Sept, 1993. — Graz: TU of Graz, 1993. — 6 p.
 21. Масс-спектрометрические исследования газообразных фторидов, выделяющихся при дуговой сварке / И. К. Походня, В. И. Швачко, В. Г. Устинов, С. А. Супрун // Автомат. сварка. — 1972. — № 6. — С. 10–12.
 22. Походня И. К., Швачко В. И. Образование фтористого водорода в дуговом разряде // Там же. — 1981. — № 2. — С. 11–13.
 23. Влияние способов отбора проб металла шва на определение содержания в нем диффузионно-подвижного водорода / И. К. Походня, А. П. Пальцевич, И. Р. Явдошин // Там же. — 1986. — № 1. — С. 24–28.
 24. Влияние режимов сварки на содержание водорода в швах, выполненных электродами с покрытием основного вида / И. К. Походня, А. П. Пальцевич, И. Р. Явдошин // Там же. — 1988. — № 3. — С. 19–22.
 25. Пальцевич А. П. Хроматографический способ определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий // Там же. — 1999. — № 6. — С. 46–48.
 26. Походня И. К., Пальцевич А. П. Исследование потенциального содержания водорода // Сб. тез. стеновых докл. Междунар. конф. «Современные проблемы сварки и ресурса конструкций», Киев, 24–27 ноября 2003 г. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2003. — С. 67.
 27. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. — Киев: Наук. думка, 1991. — 416 с.
 28. Пальцевич А. П. Разработка методов снижения содержания водорода в сварных швах при создании новых покрытых электродов и порошковых проволок основного вида: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1988. — 16 с.
 29. Кинетика диффузионного перераспределения водорода между металлом шва и основным металлом при дуговой сварке / И. К. Походня, Л. И. Демченко, А. П. Пальцевич, В. Г. Устинов // Автомат. сварка. — 1976. — № 8. — С. 1–5.
 30. Походня И. К., Демченко В. Ф., Демченко Л. И. Математическое моделирование поведения газов в сварных швах. — Киев: Наук. думка, 1979. — 54 с.
 31. Походня И. К., Павлык В. А., Швачко В. И. Влияние термообработки и деформации на диффузию водорода и водородопроницаемость стали типа 10ХНЗДМ: Металлургия сварки и сварочные материалы. — С.-Пб: Изд-во С.-Петербург. техн. ун-та, 1993. — С. 158–160.
 32. Створення матеріалів для зварювання технологічного обладнання гірничо-металургійного та паливно-енергетичного комплексів. — Розд. 1: Дослідження методами експериментального та обчислювального моделювання поведінки водню в металі шва підвищеної міцності в умовах термодформаційного циклу зварювання (Заключний звіт по темі 10/028) / Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАНУ). — № 0107U0022787. — К., 2011. — 121 с.
 33. Синюк В. С., Степанюк С. Н. Взаимодействие водорода с дислокационной структурой сварных соединений конструкционных сталей // Материали науч. конф. «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій», 23–27 червн. 2009 р. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. — Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАНУ, 2009. — С. 999–1002.
 34. Степанюк С. М. Обратна воднева крихкість при зварюванні високоміцних низьколегированих сталей: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Київ, 2001. — 18 с.
 35. Игнатенко А. В., Швачко В. И. Модель транспортировки водорода дислокациями // Автомат. сварка. — 2007. — № 2. — С. 27–30.
 36. Игнатенко А. В. Математическая модель переноса водорода краевой дислокацией // Там же. — 2007. — № 9. — С. 29–33.
 37. A new method for quantitative determination of sensitivity of steels to hydrogen embrittlement / I. K. Pokhodnya, I. V. Shvachko, S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov // Intern. J. of Materials Science. — 1999. — 34, № 4. — P. 538–543.
 38. Shvachko V. I., Stepanyuk S. M., Pokhodnya I. K. The evaluation methods of HSLA steels susceptibility to hydrogen embrittlement // HSLA Steels'2000: The Forth Intern. conf. on HSLA Steels, Xi'an, China, Oct. 30–Nov. 2, 2000. — Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000. — P. 453–458.
 39. Заявка № 5040067, МКИ G 01 n 17/00. Способ количественного определения степени водородного охрупчивания конструкционных сталей и сварных швов / И. К. Походня, Ю. Я. Мешков, В. И. Швачко и др. — Заявл. 01.07.91. — Положит. решение пат. ведом. России от 28.09.92.
 40. Мешков Ю. Я. Физические основы прочности стальных конструкций. — Киев: Наук. думка, 1981. — 238 с.



41. Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А. Структура металла и хрупкость стальных изделий. — Киев: Там же, 1985. — 266 с.
42. Мешков Ю. Я., Сердитова Т. Н. Разрушение деформированной стали. — Киев: Там же, 1989. — 160 с.
43. Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С. К вопросу о вязком и хрупком состояниях поликристаллических металлов // Металлофизика. — 1990. — 12, № 6. — С. 3–13.
44. Экспериментальное исследование механизма водородной хрупкости ОЦК металлов / В. С. Синюк, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, А. В. Игнатенко // Автомат. сварка. — 2012. — № 5. — С. 12–16.
45. Царюк А. К., Бреднев В. И. Проблема предупреждения холодных трещин // Там же. — 1996. — № 1. — С. 36–40.
46. Владимиров В. И. Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1984. — 280 с.
47. Birnbaum H. K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity — a mechanism for hydrogen-related fracture // Mat. Sci. and Eng. A. — 1994. — 174. — P. 191–202.
48. Котречко С. А., Мешков Ю. Я. Предельная прочность. — Киев: Наук. думка, 2008. — 296 с.
49. Походня І. К., Швачко В. І., Уткін С. В. Вплив водню на рівновагу дислокаційної субмікротріщини в α -залізі // Фіз.-хім. механіка матеріалів — 2002. — № 1. — С. 7–14.
50. Bechem C. D. A new model for hydrogen-assisted cracking (Hydrogen «Embrittlement») // Metallurgical Transactions. — 1972. — 3. — P. 259–273.
51. Gedeon S. A., Eagar T. W. Assessing hydrogen-assisted cracking fracture modes in high-strength steel weldments // Welding J. — 1990. — № 6. — P. 213–219.
52. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys // Eur. J. Mech. A/Solids. — 2001. — 20. — P. 857–872.
53. Liang Y., Sofronis P., Aravas N. On the effect of hydrogen on plastic instabilities in metals // Acta Materialia. — 2003. — 51. — P. 2717–2730.
54. <http://www.icf11.com/proceeding/EXTENDED/5638.pdf>.
55. Liang Y., Sofronis P., Dodds R. H. Interaction of hydrogen with crack-tip plasticity: effect of constraint on void growth // Mat. Sci. and Eng. — 2004. — A366. — P. 397–411.
56. Ahn D. C., Sofronis P., Dodds R. H. On hydrogen-induced plastic flow localization during void growth and coalescence // Intern. J. of Hydrogen Energy. — 2007. — 32. — P. 3734–3742.
57. Ignatenko O. V., Pokhodnya I. K. Influence of hydrogen—enhanced localized plasticity and grain size on the strength of bcc metal // Proc. of the Second Ukrainian-Greek symposium «Fracture mechanics of materials», Lviv, Ukraine, 3–7 Oct. 2011. — Lviv: Karpenko, 2011. — 73 p.
58. Дислокаційна модель водородної локалізації пластичності ОЦК металлов / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, В. С. Синюк // Автомат. сварка. — 2012. — № 3. — С. 22–27.
59. <http://dfmn2011.imetran.ru/2011/index.php>.
60. Закономірності водневого розтріскування зварних з'єднань ВМНЛ сталей / О. В. Игнатенко, І. К. Походня, С. М. Степанюк, В. С. Синюк // Фундаментальні проблеми водневої енергетики / Під ред. В. Д. Походенка, В. В. Скорохода, Ю. М. Солоніна. — К.: КІМ, 2010. — С. 340–360.
61. Остап О. П., Витвичкий В. И. Двойственность воздействия водорода на механическое поведение сталей и структурная оптимизация их водородостойкости // Физ.-хим. механика материалов. — 2011. — № 4. — С. 4–19.
62. Игнатенко А. В., Синюк В. С. Влияние водородной локализации пластичности и сложнапряженного состояния на прочность металла // Сб. тр. VI междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах / Под ред. проф. В. И. Махненко, Кацивели, 29 мая–1 июня 2012. — Киев: Междунар. Асоц. Сварка, 2012. — С. 35–36.
63. Панасюк В. В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами. — Киев: Наук. думка, 1968. — 247 с.
64. Морозов Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1967. — 254 с.

Поступила в редакцию 27.03.2013

ЦНИИТМАШ РАЗРАБОТАЛ НОВУЮ ТЕХНОЛОГИЮ

В Государственном научном центре РФ ОАО НПО ЦНИИТМАШ (входит в машиностроительный дивизион Росатома-Атомэнергомаш) впервые в России разработана технология автоматической аргонодуговой сварки в узкие и щелевые разделки для Главного циркуляционного трубопровода (ГЦТ) Ду 850.

ГЦТ служит в реакторах ВВЭР для транспортировки воды 1-го контура от реактора к парогенераторам. Трубы для этого трубопровода толщиной 65 мм и наружным диаметром 990 мм изготавливают из легированной перлитной стали 10ГН2МФА, плакированной изнутри нержавеющей сталью. Для сварки стали 10ГН2МФА в качестве присадочной проволоки используется специально разработанная в ОАО НПО ЦНИИТМАШ сварочная проволока, позволяющая надежно исключить образование пористости.

Как пояснил заведующий лабораторией электродуговой сварки и ремонта сварных конструкций В. Д. Ходаков, до настоящего времени сварка ГЦТ осуществлялась в ручную. Разработанная технология сварки в узкую разделку обеспечивает существенное повышение производительности, что очень актуально, ввиду большого объема монтажных работ. Для повышения производительности применена технология «горячая проволока», т. е. присадка подается предварительно подогретой.

По разработанной технологии выполнена сварка трех натуральных образцов с использованием сварочных автоматов «Полисуд» (Франция) и «АРКмашинс» (США). Сварка велась с предварительным и сопутствующим подогревом. После сварки была выполнена термообработка с температурой выдержки 640 + 10...30 °С.

Результаты неразрушающего контроля и определения механических свойств, полученные при аттестационных испытаниях, показали соответствие требованиям конструкторско-технологической документации.