

ГАЗОВЫДЕЛЕНИЕ И ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВОДОРОДА ПРИ ВЫЛЕЖИВАНИИ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

О. Д. СМЯИЯ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

Проанализированы результаты исследований поведения водорода в процессе вылеживания сварных соединений различных материалов. Проведена градация процессов, протекающих в металле при вылеживании и выявлены причины снижения трещиностойкости сварных соединений при комнатных температурах. Предложен механизм, объясняющий спонтанное выделение водорода из металла в процессе вылеживания, причины и следствия этих процессов. Библиогр. 22, табл. 2, рис. 11.

Ключевые слова: вылеживание сварных конструкций, водород, трещиностойкость, бозон, механизм, холодная трещина

Холодные трещины образуются в сварных соединениях сталей различного класса в результате прохождения фазовых превращений, приводящих к снижению прочностных свойств металла (например, образование закалочных структур), наличию диффузионно-подвижного водорода (ДПВ) и воздействию сварочных напряжений. Холодные трещины образуются как на этапе охлаждения при температурах ниже 423 К, так и во время вылеживания сварных конструкций при комнатной температуре в течение некоторого времени после сварки. Вопросам, связанным с изучением причин и механизма образования холодных трещин в сварных соединениях сталей и сплавов титана различного химического состава и разработке мероприятий по их предупреждению, посвящено значительное количество работ (например, [1–6]).

В технической литературе встречается понятие отдыха, под которым подразумевается изотермическая выдержка металла после окончания сварки в процессе охлаждения сварного соединения при некоторой температуре (обычно $T = 373...423$ К в течение от 10 мин до 8 ч) для частичного снятия сварочных напряжений и удаления избыточного ДПВ. Такая операция приводит практически к полному восстановлению пластических свойств металла и поэтому дальнейшее вылеживание этого сварного соединения при комнатных температурах уже не приводит к образованию в нем холодных трещин. По этой теме проводились исследования для разных сталей еще с середины XX века (например, это отражено в работах [7–9]). В данной статье эти вопросы не рассматриваются. Целью данной работы является анализ и изучение процессов, протекающих в металле сварных соединений и конструкций во время вылежива-

ния исключительно при комнатных и климатических температурах (поэтому здесь об отдыхе речь не идет), при которых происходит реальная эксплуатация многих изделий и конструкций из сталей, склонных к образованию холодных трещин в этих условиях, так как этот вопрос в литературе поднимается сравнительно редко и он изучен недостаточно.

Известно, что после выполнения некоторых технологических операций (сварка плавлением, прокатка, термическая обработка) из различных сталей и сплавов при комнатных температурах в течение некоторого времени спонтанно выделяется так называемый диффузионно-подвижный водород, количество которого и распределение в сварном соединении может контролироваться различными методами анализа. Наиболее распространенный из них — глицериновый метод, когда сварной образец погружается в ванну с глицерином и контролируются места и частота выделения пузырьков водорода на его поверхности [8]. Полагают, что содержание оставшегося в металле водорода (так называемый остаточный водород — ОВ) в течение длительного времени при комнатных температурах остается постоянным. Установлено, что выделение ДПВ происходит преимущественно по линии сплавления, границе ЗТВ-ОМ и по границам зерен. Для высокопрочных сталей, в основном мартенситного и мартенситно-бейнитного классов, это явление связывают с появлением холодных трещин в сварных соединениях в процессе их остывания до температур ниже 373 К и последующего вылеживания при комнатных температурах (рис. 1). Принято считать, что по истечении 3...10 суток вылеживания количество выделяющегося ДПВ уменьшается до

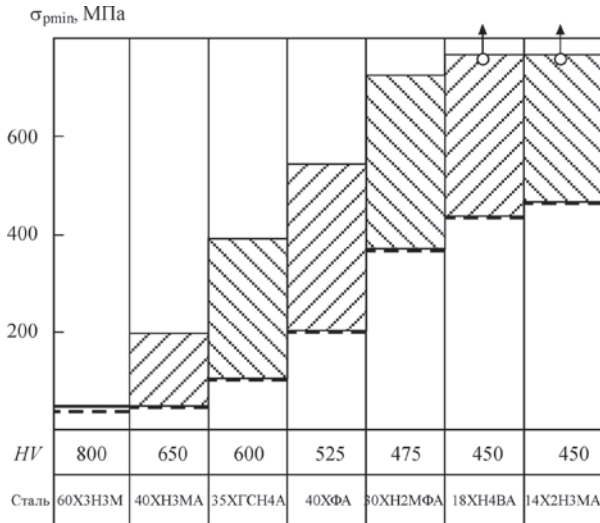


Рис. 1. Влияние содержания ДПВ (бозона Н⁻) в наплавленном металле на сопротивление различных сталей холодным трещинам. Тавровый образец ЛТПП2-3, электроды УОНИ 13/45 (штриховая линия — [H⁻] = 4 ppm; сплошная линия — [H⁻] = 1 ppm (2)) [1]

безопасного уровня и в дальнейшем трещины не образуются.

Считается, что в процессе вылеживания не происходит фазовых превращений, наблюдаются только диффузионные (спонтанное удаление водорода из металла) и релаксационные процессы, вызывающие переход пластической деформации с границ зерен на тело зерна [7]. Это приводит к повышению пластичности и сопротивляемости образованию холодных трещин. Одновременно уменьшается электросопротивление стали, что свидетельствует об упорядочении атомного строения металла [9].

На основе анализа многочисленных эмпирических наблюдений были предложены технологические решения, которые позволяют избежать появления холодных трещин при вылеживании сварных соединений низколегированных высоко-

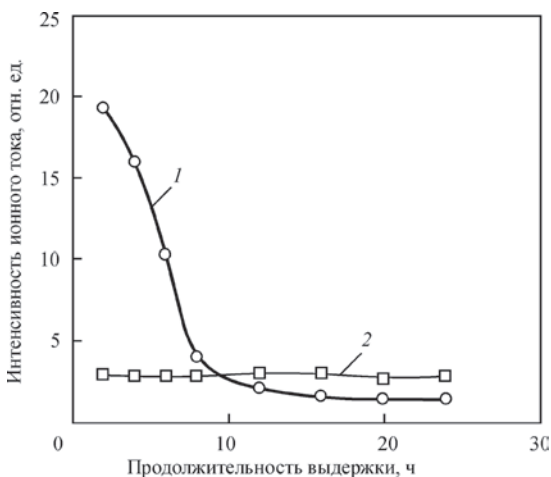


Рис. 2. Зависимость интенсивности вторичных ионов водорода Н⁻ (1) и Н⁺ (2) от продолжительности экспозиции в ультра-высоком вакууме предварительно наводороженных образцов стали Ст3 [11, 12]

прочных сталей [5, 6, 10]. Однако глубоких систематических исследований процессов, происходящих в металле сварного соединения в процессе его вылеживания, не проводилось, причина и механизм негативного воздействия водорода на образование холодных трещин при вылеживании не установлены. Это и стало предметом исследований в данной работе.

Исследования, связанные с вылеживанием металла после его технологической обработки, обычно проводятся на образцах небольших размеров, т. е. процесс фактически моделируется. В реальных же условиях после окончания сварки многие изделия эксплуатируются при комнатных и климатических температурах длительное время (годами) в средах, содержащих водород в различной форме — в виде влаги воздуха, конденсата (туман), текущей воды (дождь), паров кислот в атмосфере, рабочих водородсодержащих жидкостей и так далее, однако для таких условий влияние «внешнего» водорода среды, из которой он сорбируется металлом как до начала, так и в процессе эксплуатации, не рассматривалось.

Исследования, выполненные нами совместно с И. К. Походней и сотрудниками [11], показали, что ДПВ — это негативный квазион водорода Н⁻. В последующих работах [12] было показано, что сорбированный металлом водород содержится в твердом теле одновременно в двух состояниях — в виде квазионов Н⁻ и Н⁺. Квазион водорода Н⁻ обладает квантовыми свойствами бозона — сверхподвижностью в твердом теле. Коэффициент массопереноса водорода-бозона (коэффициент диффузии в частном случае) больше коэффициента диффузии водорода (фермиона) в той же стали на несколько порядков. Например, для стали 14Х2ГМР при комнатных температурах через 40 ч после сварки он достигает величины $D^{H^-} = 1,95 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$, а после вылеживания в течение месяца — $5,85 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$. Это объясняет спонтанность выделения ДПВ при этих условиях. Квазион водорода Н⁺ обладает свойствами фермиона (это так называемый остаточный или протонизированный водород), который удаляется из металла только в процессе нагревания или плавления.

Установлено [12], что при определенных условиях (температура, химический состав металла) водород-бозон может переходить в другую форму — в водород-фермион и наоборот. Для конструкционных сталей такой критической температурой является 602 К.

Установлено, что содержание ДПВ выше в приповерхностных слоях металла шва (рис. 3). Соотношение между Н⁻ и Н⁺ изменяется от поверхности в глубину металла шва (рис. 4), а также при изменении химического состава металла как в

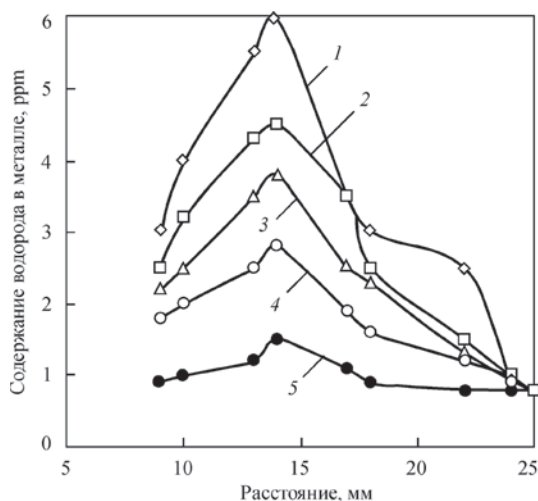


Рис. 3. Изменение распределения водорода в образце стали Ст3 при вылеживании после окончания сварки через 1, 2, 3, 4 и 5 ч, соответственно (по оси абсцисс — расстояние от поверхности металла (шва)) [14]

процессе вылеживания, так и в процессе эксплуатации. Например, введение никеля в металл наплавки приводит к изменению соотношения H^-/H^+ при сохранении общего содержания водорода (бозонного и фермионного) (табл. 1). Водород-бозон является одной из основных причин инициирования образования холодных трещин [12].

Анализ результатов наблюдений за процессом вылеживания и экспериментальных данных по контролю содержания ДПВ и ОВ в металле сварных соединений, выполненных ранее различными авторами, показал, что все случаи вылеживания сталей и сплавов, сопровождавшиеся спонтанным выделением или перераспределением водорода при комнатных температурах можно классифицировать по различным группам, которые отличаются характером, динамикой протекания процесса или уровнем воздействия водорода на механические свойства металла:

1. В процессе вылеживания независимо от его продолжительности структура и фазовый состав металла сохраняются, а изменения химического состава (в том числе и по водороду) не достигают критических величин. Структура металла энерге-

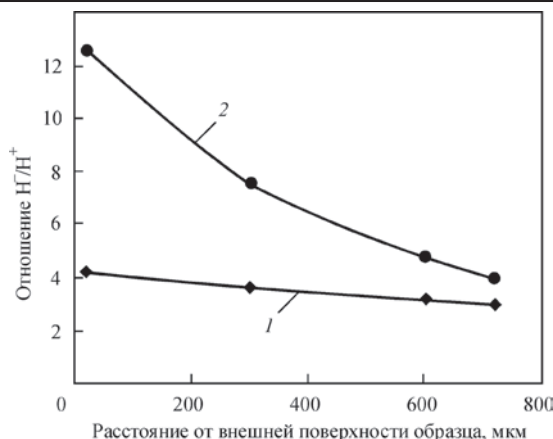


Рис. 4. Изменение соотношения H^-/H^+ по радиусу нормального сечения цилиндрического образца стали 20 вдоль атомно-чистой поверхности излома после термической обработки (1 — нормализация; 2 — закалка) [12]

тически стабильна. Вероятность появления холодных трещин низка или вообще отсутствует.

2. При длительном вылеживании в металле сварного соединения происходят изменения структуры, вызванные релаксацией напряжений и перераспределением химических элементов в пределах зерен и их границ. Структуры, образующиеся в сварном соединении, энергетически неравновесны, нестабильны во времени, в процессе вылеживания происходит постепенная их стабилизация. Есть вероятность появления холодных трещин, особенно в первые часы после сварки.

3. В процессе длительного вылеживания (или эксплуатации) в металле происходят фазовые превращения, вызывающие изменения состава отдельных участков металла сварного соединения и растворимости в них водорода. Возникают структуры с большой энергетической нестабильностью (закалочные структуры, мартенсит, бейнит) и большими сварочными напряжениями, зонами с локальной пластической деформацией, растворимостью водорода и с повышенной локальной химической неоднородностью. Локализация повышенной концентрации водорода и интенсивность его пиков достигают и превышают критический уровень для данной стали, сплава. Возможно про-

Таблица 1. Влияние химического состава покрытия, напыленного на проволоку 09Г2С, на содержание диффузионно-подвижного (ДПВ) и остаточного (ОВ) водорода в металле наплавки стали 14Х2ГМР и на соотношение H^-/H^+ [13]

№ з/п	Состав покрытия проволоки	Содержание водорода в металле наплавки, 10^{-4} %				Отношение ДПВ (H^-) к ОВ (H^+), H^-/H^+
		Раздельное определение		Общее содержание		
		ДПВ, метод ХА	ОВ, метод ЛМА	Сумма ДПВ + ОВ	Определение методом ВП	
1	Исходный (основной) металл	5,5	3,1	8,6	8	1,77
2	ОМ + 1,5 % Ni	4,85	5,2	9,05	9	0,74
3	ОМ + 1,6 % Ni + 0,44 % РЗМ, в т. ч. 0,017 % Ce	1,9	7,2	9,1	8,5	0,26
4	ОМ + 0,45 % Y + 1,8 % Ni	4,6	4,2	8,8	9,5	1,09
5	ОМ + 2 % Ni + 0,6 % РЗМ, в т. ч. 0,26 % Ce	2,3	6,6	8,9	8,9	0,35
6	ОМ+0,3 % Y	5,2	3,9	9,1	10	1,33

Обозначения: ОМ — основной металл; ХА — хроматографический анализ; ЛМА — локальный масс-спектральный анализ; ВП — метод вакуум-плавки; РЗМ — редкоземельные металлы (смесь).

текание химических реакций внутри металла с образованием пленочных гидридов железа, гидридов титана или молекулярных газов (например, типа углеводородов CH_2 , CH_4 в высокоуглеродистых сталях), Вероятность появления холодных трещин очень велика.

4. В процессе длительного вылеживания (и эксплуатации) происходит изменение зарядового состояния растворенного в металле водорода и соотношения между квазиionsами водорода различной зарядности. Вероятность появления холодных трещин зависит от величины этого соотношения, коэффициента химической неоднородности, интенсивности и локализованности концентрационного пика водорода, возможности протекания химической реакции между квазиionsами водорода и компонентами стали. Вероятность появления холодных трещин очень велика.

5. Длительность вылеживания сварного соединения оказывает влияние на интенсивность и параметры финишной обработки изделий и их трещиностойкость. Возможно образование гидридов титана и (или) пленочных гидридов железа по границам зерен. Есть вероятность образования холодных трещин.

Рассмотрим несколько примеров, иллюстрирующих предложенную градацию процессов вылеживания различных металлов и сплавов после их тепловой или деформационной обработки в различных водородсодержащих средах.

Не изменяют свою структуру в процессе вылеживания однофазные металлы (например, медь), а также конструкционные стали в слое, прилегающем к поверхности сплавления. Эти материалы

можно использовать как модельные при анализе сварных соединений сталей и сплавов титана, поскольку они позволяют оценить и сопоставить параметры и динамику сорбции водорода металлом в процессе локальной деформации, возникающей в ЗТВ металла шва при его охлаждении в результате действия сварочных напряжений и десорбции водорода при частичной релаксации сварочных напряжений во время вылеживания. Существенное влияние на эти процессы оказывает среда, в которой протекают исследуемые процессы (при сварке — влажность сварочных материалов; при деформации, вылеживании и эксплуатации сварных изделий — состав водородсодержащей среды и величина колебаний климатических температур).

На рис. 5 и рис. 6, а приведены данные по изменению величины и скорости сорбции водорода медью в процессе ее пластической деформации в различных средах, а на рис. 6, б — скорость десорбции водорода из тех же образцов меди за 42 месяца вылеживания при комнатной температуре. Медь — однофазный и пластичный металл, поэтому на изучаемые процессы не влияли фазовые и структурные изменения, а внутренние напряжения, обусловленные деформацией и растворением водорода, сведены к минимуму. Сорбция водорода из водородсодержащей среды деформирующимся металлом при комнатных температурах обусловлена действием структурно-деформационного эффекта, описанного в работе [15], десорбция водорода — релаксацией напряжений при длительном вылеживании.

На содержание и распределение водорода в сварном соединении существенно влияют содержание этой примеси в среде, в которой выполняется сварка, и процесс вылеживания. Например, изменение влажности флюса (как среды) при сварке стали 14Х2ГМР приводит к повышению содержания водорода в металле (рис. 7) и к более неоднородному распределению этой примеси, что повышает вероятность появления трещин в первые же часы вылеживания [10]. Уменьшение же влажности флюса с 0,04 до 0,017 % оказывается достаточным, чтобы через 4 ч вылеживания распределение водорода в сварном соединении стало практически однородным, а вероятность появления трещин стала минимальной. Характерно, что скорость удаления водорода из металла сварного соединения во время вылеживания из различных его участков неодинаковая. Наибольшая скорость дегазации металла достигается вдоль поверхности сплавления (табл. 2, рис. 8, 9), где структурные изменения в процессе вылеживания не наблюдались.

Изучение процесса выделения водорода из этого участка металла методом локального

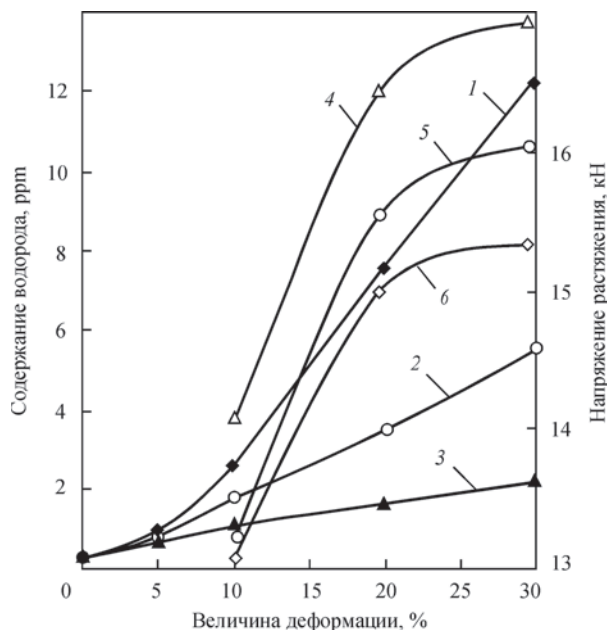


Рис. 5. Зависимость содержания водорода в меди (кривые 1–3) и величины нагрузки (кривые 4–6) от степени деформации в среде газообразного водорода (1), конденсированной (2) и проточной (3) воды [16]

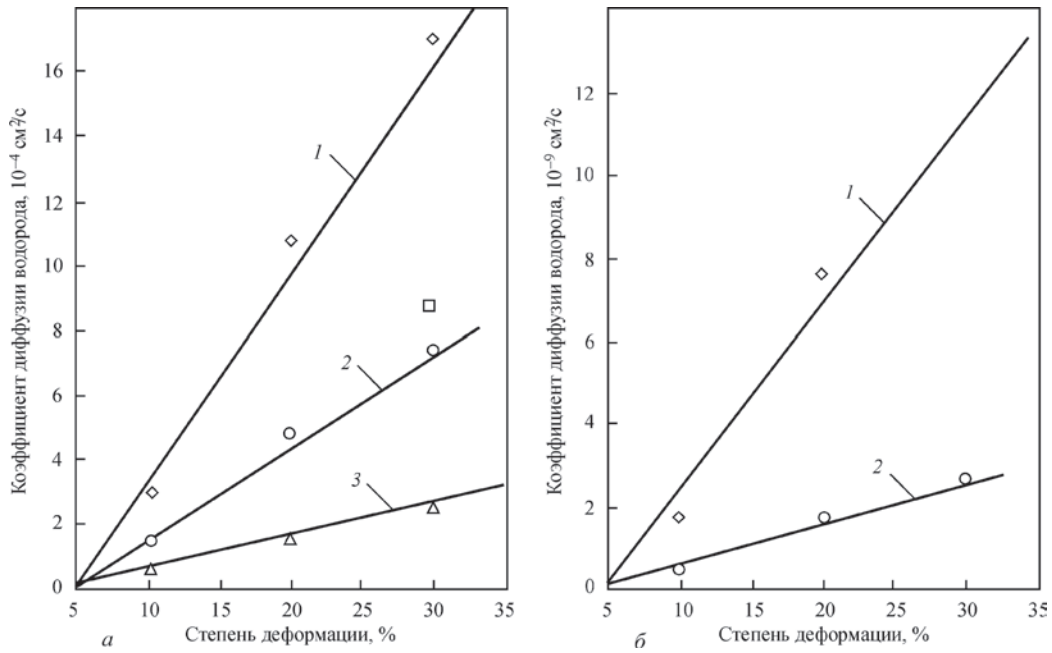


Рис. 6. Изменение коэффициента диффузии водорода при его сорбции медью в (а) в процессе деформирования (30 мин) в среде газообразного водорода (1), конденсата (структурированной) воды (2), обычной (проточной) воды (3) и десорбции (б) из тех же образцов меди после растяжения и вылеживания в течение 42 месяцев (1308 суток) [15–17]

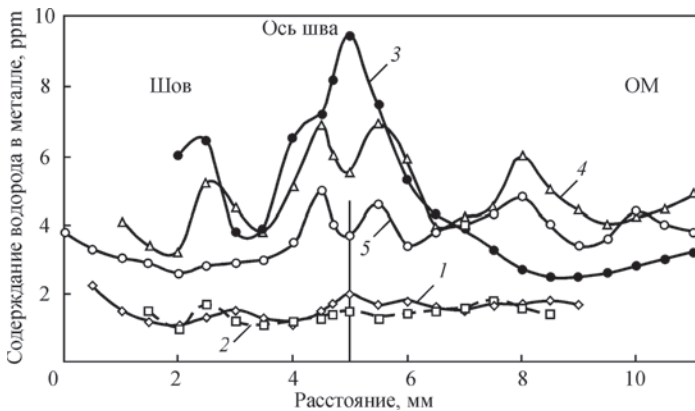


Рис. 7. Распределение водорода-бозона в сварном соединении стипи 14X2ГМР при различной влажности флюса АН-17М: 1, 2 — влажность 0,017 %; 3–5 — влажность 0,04 %. Вылеживание после сварки: 1 — 4 ч; 2 — 5,5; 3 — 3; 4 — 4; 5 — 5. Локальный анализ содержания водорода методом ЛМА с ТЭЭ [10]

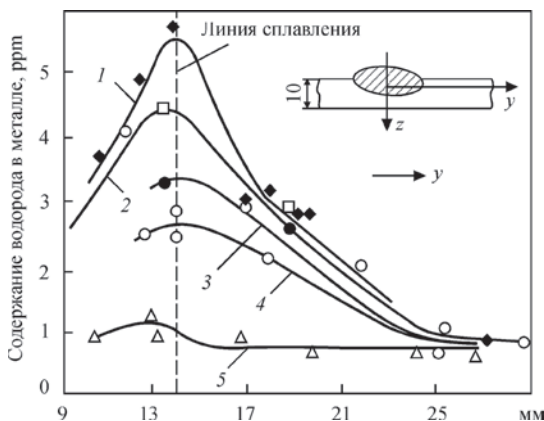


Рис. 8. Распределение водорода-бозона в сварном шве стали Ст3 сп в направлении оси Y: 1 — непосредственно после сварки; 2 — через 1; 3 — 2; 4 — 24; 5 — 72 ч после сварки [20]

масс-спектрального анализа с термоэлектронной экстракцией злектронно-лучевым зондом (ЛМА с ТЭЭ) [17] показало, что, в процессе вылеживания водород десорбируется из металла не непрерывным потоком, а порциями, импульсами, а кривая изменения локального содержания водорода по линии сплавления в течение месяца после выполнения сварки представляет собой затухающую волну (рис. 9). Усредненные значения экспериментальных измерений совпадают с распределением, вычисленным по формуле Фика. Ошибка измерений составляла 10^{-4} ppm [17], что намного меньше амплитуды концентрационных колебаний водорода в одном и том же участке образца, составляющих несколько единиц ppm (рис. 9). Следовательно, наблюдаемые отклонения от кривой, построенной по уравнению Фика (штриховая кривая на рис. 9), не являются ошибками измерений, а отражают реальный процесс дегазации водорода из металла, проходящий в зоне поверхности сплавления. Об импульсном характере выделения водорода из стали 9ГС после прокатки в процессе вылеживания при остывании и комнатных температурах сообщается и в работе [19].

Т а б л и ц а 2. Диффузия водорода в различных участках сварного шва [18]

Сталь, участок	T, °K	D ^H , см ² /с	Вид структуры
14X2ГМР, шов	293	$6,8 \times 10^{-5}$	Мартенситно-бейнитная
14X2ГМР, ЗТВ	293	$3,6 \times 10^{-7}$	->-
14X2ГМР, поверхность сплавления	293	$1,8 \times 10^{-4}$	->-

Волновой характер изменения содержания водорода в процессе длительного вылеживания (в течение 10 месяцев) наблюдался и после многопроходной аргодуговой сварки высокопрочной стали ВНС-2. Изделия из этой стали, изготовленные с применением сварки, разрушались через 5...6 месяцев как в процессе их эксплуатации, так и при хранении на консервации, т. е. без эксплуатационных нагрузок. Для выяснения причин такого поведения материала были изготовлены сварные карточки, из которых ежемесячно отрезалась полоска металла и изготавливались образцы для последующего исследования методом ЛМА с ТЭЭ на установке 0Б768М в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. На каждом таком образце проводился дискретно-точечный анализ на локальное содержание водорода по 5 параллельным трассам, проходящим через шов и ЗТВ сварного соединения. Полученные результаты измерений усреднялись по образцам, а в конце года — по всей серии ежемесячных измерений. Конечные результаты этих измерений приведены на рис. 10. Установлено, что в процессе вылеживания общее содержание водорода в металле за 10 месяцев наблюдений изменилось незначительно (кривая 1 на рис. 10), но в отдельных участках сварного соединения локальная концентрация водорода выросла с 5 ppm в металле (сразу после сварки) до 34 ppm через 7 месяцев вылеживания сварных карточек при комнатной температуре, что значительно выше критического порога допустимого содержания водорода в этой стали (10 ppm). Это и вызвало разрушение

изделия. Было обнаружено периодическое изменение содержания водорода в отдельных участках металла сварного соединения в процессе длительного вылеживания, однако кривая, отражающая эти изменения, оказалась восходящей. Металлографическое исследование структуры металла до и после вылеживания показало, что в металле произошло неполное обратное мартенситное превращение с образованием карбидной сетки, имеющей более низкую прочность, чем металл, и в которой более высокая растворимость водорода. Установлено, что при комнатных температурах в условиях вылеживания в данной мартенситной стали в поле локальных внутренних напряжений и микроучастков пластической деформации происходит миграция и перераспределение водорода-бозона, который концентрируется по границам зерен и в зонах их стыка, где формируются дилатоны и скопления вакансий. Водород молизуется в них, создавая значительное внутреннее давление. Это способствует частичному распаду мартенсита с выделением карбидной сетки. Водород из окружающего металла мигрирует в эти участки, так как растворимость его в карбиде значительно выше, чем в металле. В результате процесс деградации металла ускоряется. При анализе фиксируется возрастание локальной концентрации водорода в отдельных участках при сохране-

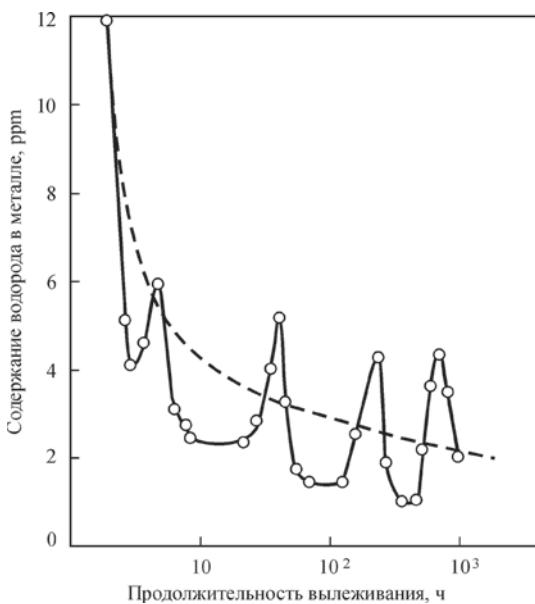


Рис. 9. Изменение концентрации водорода-бозона в зоне сплавления шов-основной металл в процессе вылеживания образцов стали 14X2ГМР при комнатных температурах. Измерения методом ЛМА с ТЭЭ водорода сфокусированным пучком электронов. Электродуговая сварка электродами АНП-1 (штриховая линия — изменение концентрации водорода во времени по формуле Фика) [17]

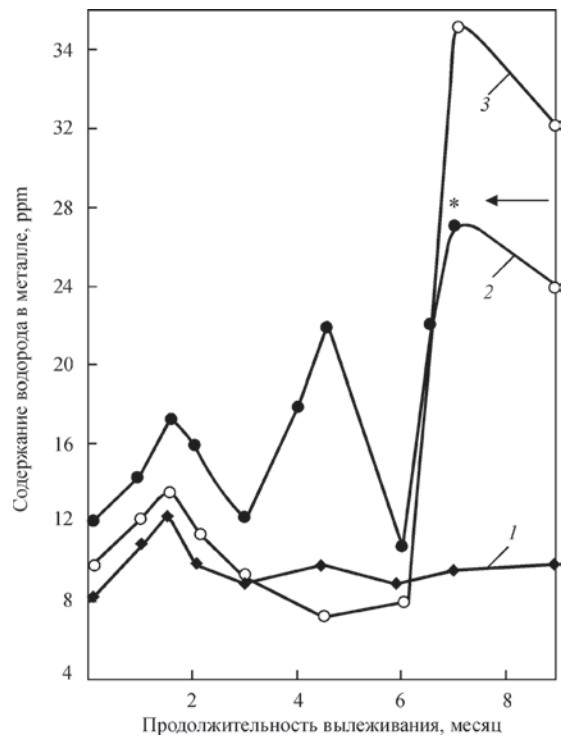


Рис. 10. Изменение концентрации водорода при $T = 300$ К в шве стали ВНС-2 в течение 9 месяцев после сварки; содержание водорода в металле шва: среднее (1); в светлой/ферритной/ (2) и темной/карбидной/ (3) полоске (на графике обозначено * (указано стрелкой) — результат определения количества водорода методом вакуум-плавки в образце, вырезанном из зоны разрушения)

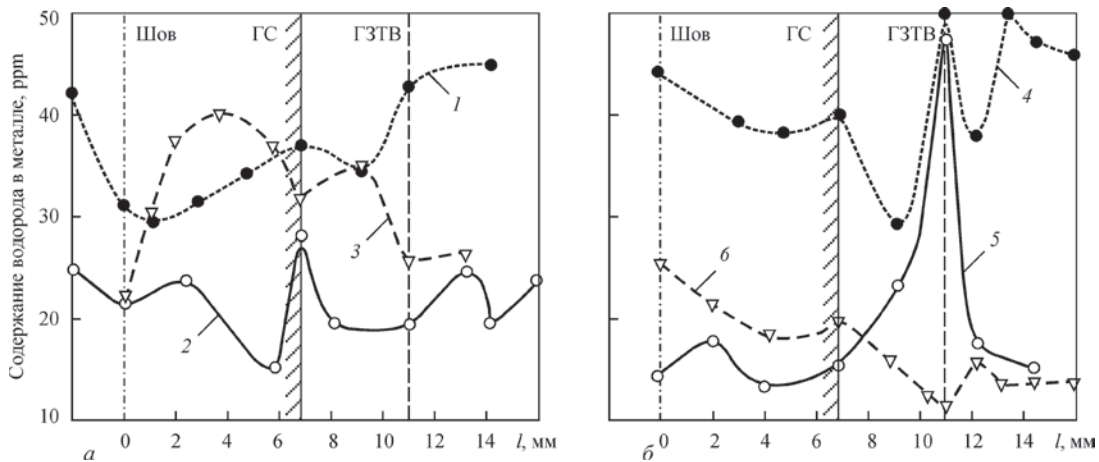


Рис. 11. Водород в сварном соединении сплава АТ-3: без термообработки (1, 4) и после отжига при $T = 823$ К (2, 5) и 923 К (3, 6); через 3 ч (а) и через 40 месяцев (б) после сварки: 1 — расстояние от оси шва; ГС — граница сплавления; ГЗТВ — граница ЗТВ [21]

нии его среднего содержания в металле (кривая 3, рис. 10). Водород-бозон вступает в химическую реакцию с углеродом, образуя с ним углеводороды — сначала CH_2 , потом CH_4 . Эти процессы (увеличение концентрации водорода в карбидной сетке, образование новых порций дилатонов, рост внутреннего давления, образование новых порций углеводородов) идут одновременно, т. е. это — синергетический процесс. Можно предположить, что в период образования новых порций углеводородов наблюдается повышенный расход водорода и на концентрационной кривой будет наблюдаться уменьшение его локальной концентрации и внутреннего давления, процесс образования новых порций углеводородов ослабевает. Локальная концентрация водорода в карбидной сетке вновь возрастает до критического уровня, когда снова активизируется процесс образования углеводородов и увеличиваются зоны дефекта. Появляются микротрещины в карбидной сетке, которые в процессе вылеживания растут. На седьмом месяце вылеживания в металле трещина вырастает до критических величин. Локальная концентрация водорода в карбидной сетке достигает 32...34 ppm (кривая 1 на рис. 10). В феррите активизируется пластическая деформация, при которой ядра дислокаций захватывают водород из среды [15] и в нем тоже интенсивно увеличивается локальное содержание водорода. Феррит с таким высоким локальным содержанием водорода (28,0 ppm) (кривая 2 на рис. 10) уже склонен к водородному охрупчиванию [17]. Таким образом, в локализованной зоне сварного соединения стали ВНС-2 через 7 месяцев после сварки в процессе вылеживания создаются благоприятные условия для деформации металла независимо от действия внешних (эксплуатационных) нагрузок, которые лишь незначительно (менее, чем на 1 месяц) ускоряют процесс разрушения.

Еще один интересный материаловедческий аспект последствий длительного вылеживания — изменение финишных технологических операций, в частности, режима и характера отжига сварного соединения, выполненного до и после длительного вылеживания (рис. 11). Установлено, что если при изготовлении аргодуговой сваркой изделие из сплава АТ-3 используется в конструкции сразу после сварки или в течение месяца после нее, то целесообразно применять неполный отжиг ($T = 823$ К) и этого достаточно для снятия сварочных напряжений и получения оптимальных механических характеристик сварного соединения сплава АТ-3. В таком металле не возникает опасных ситуаций, связанных со значительным локальным обогащением водородом локальных участков сварного соединения (рис. 11, а). Более того, проведение полного отжига ($T = 923$ К) приводит к некоторому повышению содержания водорода в металле шва и ЗТВ (кривая 3 на рис. 11, а). Однако, если сварное изделие вылеживается в течение трех и более лет и лишь после этого используется в конструкции, то возникает необходимость проводить полный отжиг ($T = 923$ К), так как за время длительного вылеживания в металле сварного соединения происходят некоторые структурные изменения, сопровождающиеся перераспределением некоторых химических элементов, в частности, водорода — его содержание на границе ЗТВ-ОМ вырастает, а после проведения неполного отжига локальная концентрация водорода в этом участке достигает критических значений — до 51 ppm (кривая 5 на рис. 11, б). В работе [22] сообщается, что в сварных соединениях сплавов титана на границе ЗТВ-ОМ образуется узкая зона рекристаллизации с высокими внутренними напряжениями. Структурные компоненты этой полосы (пластины) в процессе вылеживания «обволакиваются» пленочными карбидами, оксидами, гидроксидами титана. В результате напряжения в этом

участке металла возрастают, а прочность падает. Коэффициент сегрегации водорода в этих участках достигал значений 3,0...3,5 [22]. В нашем же случае (рис. 11, б, кривая 5) этот коэффициент еще выше и равен 8, причем концентрационный пик острый, т. е. на этом участке металла высокая вероятность образования трещины. Характер кривых распределения водорода по сечению сварного соединения после 3 лет вылеживания (рис. 11, б, кривые 5 и б) свидетельствует о том, что при неполном отжиге возникшие в этом участке металла высокие внутренние напряжения полностью не устраняются, но устраняются при полном отжиге (кривая б на рис. 11, б). Этот факт необходимо учитывать при изготовлении сварных изделий и конструкций.

Выводы

Предложен механизм, объясняющий процесс спонтанного газовой выделения водорода в процессе вылеживания при комнатных температурах, перераспределение этой примеси в объеме изделия и изменение склонности металла сварных соединений к образованию трещин.

Установлено, что в результате вылеживания при комнатных температурах происходит не только потеря металлом части сорбированного ранее водорода в результате прохождения в сварном соединении процессов релаксации сварочных напряжений, но и перераспределение водорода внутри металла, если в нем происходят процессы фазовых (как в стали ВНС-2) или структурных (как в сплаве АТ-3) превращений, связанных с разной растворимостью водорода в отдельных фазах или структурах. Это приводит к усилению химической неоднородности, появлению участков с локальной концентрацией водорода, превышающей критические значения для этой стали или сплава и провоцирующих образование холодных трещин.

Список литературы

1. Макаров Э. Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
2. Лобанов Л. М., Позняков В. Д., Махненко О. В. (2013) Образование холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей с пределом текучести 350...850 МПа. *Автоматическая сварка*, **7**, 8–13.
3. Касаткин Б. С., Стрижиус Г. Н., Бреднев В. М., Царюк А. К. (1993) Водородная хрупкость и образование холодных трещин при сварке стали 25Х2НМФА. *Там же*, **8**, 3–10.
4. Cwiek J. (2007) Hydrogen degradation of high strength weldable steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **20**, 223–226.
5. Мусияченко В. Ф. (1983) *Свариваемость и технология сварки высокопрочных сталей*. Киев, Наукова думка.
6. Мусияченко В. Ф., Миходуй Л. И. (1990) Водород при сварке высокопрочной стали и его влияние на сопротивление сварных соединений образованию холодных трещин. *Проблемы сварки и специальной электротехнологии*. Киев, Наукова думка, сс. 161–168.

7. Акулов А. И., Бельчук Г. А., Демянцевич В. П. (1977) *Технология и оборудование сварки плавлением*. Москва, Машиностроение.
8. Петров Г. Л., Миллион А. (1964) Процессы распределения водорода в сварных соединениях углеродистых и низколегированных сталей. *Сварочное производство*, **10**, 9–11.
9. Гудремон Э. (1959) *Специальные стали*. Москва, Гостехиздат.
10. Смян О. Д., Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. и др. (1974) Влияние влажности флюса на распределение водорода в сварном соединении стали 14Х2ГМР. *Автоматическая сварка*, **5**, 72–77.
11. Походня И. К., Швачко В. И., Смян О. Д. и др. (1988) Исследование диффузионно-подвижного водорода в малоуглеродистых сталях методом масс-спектрометрии вторичных ионов. *Методы определения и исследования газов в металлах*. Сб. тр. V Всесоюзной конференции. Москва, Изд. ГЕОХИ им. А. А. Вернадского АН СССР, сс. 146–148.
12. Смян О. Д. (2004) Водень в металі як бозонна рідина. *Фізика і хімія твердого тіла*, **4**, 571–578.
13. Мусияченко В. Ф., Мельник И. С., Смян О. Д., Буткова Е. И. (1988) Водород в высокопрочном металле шва, микролегированном РЗМ. *Информационные материалы СЭВ*, **1**, 13–18.
14. Макара А. М. Лакомский В. И., Григоренко Г. М. (1968) Распределение водорода в сварных соединениях при вылеживании. *Автоматическая сварка*, **2**, 1–5.
15. Смян О. Д. (2002) Атомний механізм взаємодії речовини середовища з металом, що деформується. *Фізика і хімія твердого тіла*, **4**, 662–667.
16. Босак Л. К., Буткова Е. И., Смян О. Д. (1988) Изучение особенностей сорбции водорода твердым металлом применительно к ЗТВ при сварке меди. *Автоматическая сварка*, **8**, 36–38.
17. Вайнман А. Б., Мелехов Р. К., Смян О. Д. (1990) *Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления*. Киев, Наукова думка.
18. Смян О. Д., Кадырева К. К. (1976) Новые методы прямого экспериментального определения коэффициентов диффузии газообразующих примесей в металлах сварных соединений. *Диффузионные процессы при сварке*. Сб. тр. Киев, Знание, сс. 20–21.
19. Тупилко В. М., Заика В. И., Коваль Г. М., Тупилко Вл. М. (1977) Импульсный характер выделения водорода из готового проката при комнатной температуре. *Физико-химическая механика материалов*, **13**, **1**, 25–27.
20. Аснис А. Е., Иващенко Г. А. (1978) *Повышение прочности сварных конструкций*. Киев, Наукова думка.
21. Блашук В. Е., Буткова Е. И., Смян О. Д. и др. (1990) Влияние отжига на характер распределения водорода в сварных соединениях сплава АТ-3. *Автоматическая сварка*, **11**, 33–36.
22. Задерий Б. А., Шевчук Т. В., Смян О. Д. и др. (1987) Особенности переходного участка между ЗТВ и основным металлом в сварных соединениях титановых сплавов. *Там же*, **3**, 8–11.

References

1. Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloy steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
2. Lobanov, L.M., Poznyakov, V.D., Makhnenko, O.V. (2013) Formation of cold cracks in welded joints from high-strength steels with 350-850 MPa yield strength. *The Paton Welding J.*, **7**, 7-12.
3. Kasatkin, B.S., Strizhius, G.N., Brednev, V.M. et al. (1993) Hydrogen brittleness and formation of cold cracks in welding of 25Kh2NMFA steel. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 3-10.
4. Cwiek, J. (2007) Hydrogen degradation of high strength weldable steels. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **20**, 223-226.
5. Musiyachenko, V.F. (1983) *Weldability and technology of welding of high-strength steels*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

6. Musiyachenko, V.F., Mikhoduj, L.I. (1990) Hydrogen in welding of high-strength steel and its influence on resistance of welded joints to cold crack formation. Kiev, Naukova Dumka, 161-168 [in Russian].
7. Akulov, A.I., Belchuk, G.A., Demyantsevich, V.P. (1977) *Technology and equipment of fusion welding*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
8. Petrov, G.L., Million, A. (1964) Processes of hydrogen distribution in welded joints of carbon- and low-alloy steels. *Svarochn. Proizvodstvo*, **10**, 9-11 [in Russian].
9. Houdremont, E. (1959) *Special steels*. Moscow, Gostekhizdat [in Russian].
10. Smiyan, O.D., Kasatkin, B.S., Musiyachenko, V.F. et al. (1974) Influence of flux humidity on hydrogen distribution in welded joint of 14Kh2GMR steel. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 72-77 [in Russian].
11. Pokhodnya, I.K., Shvachko, V.I., Smiyan, O.D. et al. (1988) Examination of diffusive-mobile hydrogen in low-alloy steels by method of secondary ion mass-spectrometry. *Methods of determination and study of gases in metals*. In: Proc. of 5th All-Union Conf. Moscow. Izd. A.A. Vernadskogo, GEOKhI, 145-148 [in Russian].
12. Smiyan, O.D. (2004) Hydrogen in metal as an ozone-free liquid. *Fizyka i Khimiya Tverdogo Tila*, **4**, 571-578 [in Ukrainian].
13. Musiyachenko, V.F., Melnik, I.S., Smiyan, O.D. et al. (1988) Hydrogen in high-strength weld metal microalloyed with rare-earth metals. In: *Information documents of CMEA*, **1**, 13-18 [in Russian].
14. Makara, A.M., Lakomsky, V.I., Grigorenko, G.M. (1968) Hydrogen distribution in welded joints during ageing. *Avtomatich. Svarka*, **2**, 1-5 [in Russian]. Smiyan, O.D. (2002) Atomic mechanism of interaction between medium substance and metal being deformed. *Fizyka i Khimiya Tverdogo Tila*, **4**, 662-667 [in Russian].
15. Smiyan, O.D. (2002) Atomic mechanism of interaction between medium substance and metal being deformed. *Fizyka i Khimiya Tverdogo Tila*, **4**, 662-667 [in Russian].
16. Bosak, L.K., Butkova, E.I., Smiyan, O.D. (1988) Examination of peculiarities of hydrogen sorption by solid metal with regard to HAZ in welding of copper. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 36-38 [in Russian].
17. Vajnman, A.B., Melekhov, R.K., Smiyan, O.D. (1990) *Hydrogen embrittlement of components of high pressure boilers*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
18. Smiyan, O.D., Kadyreva, K.K. (1976) New methods of direct experimental determination of diffusion coefficients of gas-forming impurities in metals of welded joints. In: *Diffusion processes in welding: Transact.* Kiev, Znanie, 20-21 [in Russian].
19. Tupilko, V.M., Zaika, V.I., Koval, G.M. et al. (1977) Pulsed nature of hydrogen emission from finished steel at room temperature. *Fiz.-Khim. Mekhanika Materialov*, **13**(1), 25-27 [in Russian].
20. Asnis, A.E., Ivashchenko, G.A. (1978) *Increase in strength of welded structures*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
21. Blashchuk, V.E., Butkova, E.I., Smiyan, O.D. et al. (1990) Effect of annealing on nature of hydrogen distribution in welded joints of AT-3 alloy. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 33-36 [in Russian].
22. Zadery, B.A., Shevchuk, T.V., Smiyan, O.D. et al. (1987) Peculiarities of transition area between HAZ and base metal in titanium alloy welded joints. *Ibid.*, **3**, 8-11.

ГАЗОВИДІЛЕННЯ ТА ПЕРЕРОЗПОДІЛ ВОДНЮ ПРИ ВИЛЕЖУВАННІ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ З РІЗНИХ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ

О. Д. СМІЯН

ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: jarutka77@gmail.com

Проаналізовано результати досліджень поведінки водню в процесі вилежування зварних з'єднань різних матеріалів. Проведена градація процесів, що протікають в металі при вилежуванні та виявлено причини зниження тріщиностійкості зварних з'єднань при кімнатних температурах. Запропоновано механізм, що пояснює спонтанне виділення водню з металу в процесі вилежування, причини і наслідки цих процесів. Бібліогр. 22, табл. 2, рис. 11.

Ключові слова: вилежування, зварне з'єднання, водень, тріщиностійкість, бозон, механізм, холодна тріщина

GAS EMISSION AND REDISTRIBUTION OF HYDROGEN IN AGING OF WELDED STRUCTURES FROM DIFFERENT METALLIC MATERIALS

O.D. SMIYAN

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail:jarutka77@gmail.com

The results of investigations of hydrogen behavior in process of aging of welded structures of different materials were analyzed. Gradation of the processes taking place in metal at aging was carried out and reasons of reduction of crack resistances in welded joints at room temperature were found. The mechanism was proposed, which explains spontaneous hydrogen emission from metal in process of aging, reasons and consequences of these processes. 22 Ref., 2 Tabl., 11 Fig.

Keywords: aging of welded structures, hydrogen, crack resistance, boson, mechanism, cold crack

Поступила в редакцію 07.06.2018